



ПРИЧИНЫ ВТОРИЧНОГО УПРОЧНЕНИЯ В Cr–Mo–V ШВЕ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОМ ТЕПЛОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

П. МОГИЛА, И. ГЛАВАТИ, П. ТОМЧИК

(VSB — Технический университет г. Остравы, Чешская Республика)

Представлены результаты микроструктурного анализа, который дает количественную оценку изменений в дисперсной фазе металла шва системы Cr–Mo–V при длительном тепловом воздействии в диапазоне предползучести. Полученные результаты подтверждают гипотезу о том, что изменения в дисперсии MX частиц при длительном тепловом воздействии являются значительными.

Ключевые слова: жаропрочные низколегированные стали, хромомолибденовые швы, диапазон предползучести, вторичное упрочнение, карбиды ванадия и карбонитриды, микроструктурный анализ, анализ изображения

Низколегированные жаропрочные стали типа 0,5 % Cr–0,5 % Mo–0,3 % V используются для изготовления труб малого и большого диаметров в энергетике, их длительная жаропрочность, которая выражается как длительная прочность (ДП) после 10^5 ч, значительно выше по сравнению со сталями 2,25 % Cr...1 % Mo. Характерным для жаропрочных сталей, содержащих ванадий, является их сложная технологическая обработка, обусловленная доминирующим влиянием дисперсионной фазы на механические свойства таких сталей. Параметры дисперсионной фазы являются очень чувствительными к тепловой обработке. Ключевую роль в Cr–Mo–V сталях играют карбиды ванадия и карбонитриды (частицы MX), которые в основном выделяются при отпуске.

Однако при длительном тепловом воздействии количество, средний размер и среднее расстояние между частицами изменяется, что существенно влияет на механические свойства, следовательно, на продолжительность, а также эксплуатационную надежность энергетического оборудования. Функционирование испытываемой стали 14MoV6-3 в температурном интервале предползучести (максимально 480 °C) приводит к вторичному упрочнению, которое сопровождается понижением ударной вязкости. Особенно заметно вторичное упрочнение проявляется в сварных соединениях, отпущенных при температуре, ниже указанной в технических условиях на материал, т. е. ниже 720 °C. На рис. 1 представлены изменения твердости и ударной вязкости металла шва, отпущенного при температуре 680 °C. Механические свойства определяли в соответствии с действующими стандартами [1]. Для подтверждения дополнительного выделения частиц MX в металле

шва стали 14MoV6-3 выполнен микроанализ с использованием электронной микроскопии.

В качестве материала для исследования использованы образцы металла шва, отпущенные при температуре 680 °C и после соответствующего теплового воздействия. Параметры моделированного теплового воздействия следующие:

образец 1.0 — начальное состояние; 1.1 — после отжига 500 °C (23,4 ч); 1.1 — после отжига 550 °C (50,4 ч); 1.20 — после отжига 550 °C (546,5 ч).

Режимы обработки и твердость данных образцов показаны на рис. 2. Параметры моделированного теплового воздействия пересчитаны для рабочей температуры 450 °C.

Структурно-фазовый анализ металла шва. Микроструктура металла шва состоит из смеси феррита и бейнита. Электронно-микроскопическое исследование выполнили с помощью просвечивающего электронного микроскопа типа JEM 200CX, оборудованного анализатором, который работает на основе метода энергетической дисперсии. Идентификацию неосновных фаз выполнили с учетом анализа дифракции электронов и качественного энергорассеивающего анализа частиц, которые присутствуют в экстракционных угольных репликах. Тонкие металлические фоль-

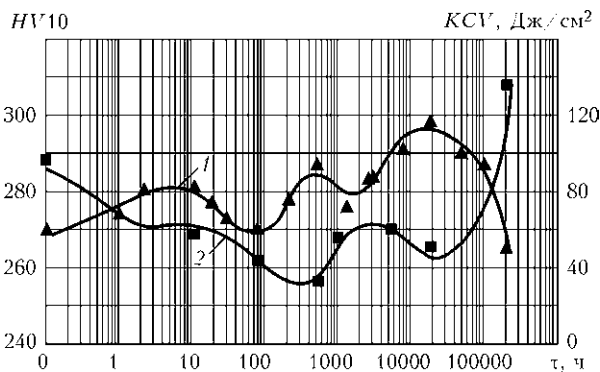


Рис. 1. Твердость (1) и ударная вязкость (2) металла шва при рабочей температуре 450 °C, предварительно отпущенного при 680 °C (2 ч)

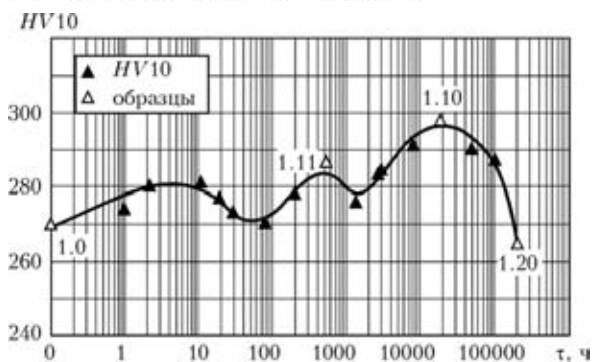


Рис. 2. Микротвердость и отбор образцов для электронного микроструктурного анализа (отпуск при 680 °С (2 ч) рабочая температура 450 °С)

ги подготовили с помощью струйной полировки в электролите (95 % CH_3COOH и 5 % HClO_4) при комнатной температуре и напряжении $U = 80$ В.

Результаты исследования неосновных фаз следующие: у образца 1.0 — MX , M_3C ; у образца 1.11 — MX , M_3C ; у образца 1.1 — MX , M_3C ; у образца 1.20 — MX , M_3C . Очевидно, что все образцы включали частицы цементита и MX , где $\text{M} = \text{V}$, $\text{X} = \text{C}$, N . Типичный пример распределения выделений в экстракционных угольных репликах представлен на рис. 3. Тонкодисперсные включения MX выделялись внутри ферритных и бейнитно-ферритных зерен, тогда как относительно крупные частицы цементита, как правило, располагались на бейнитно-ферритной границе. Волнообразная морфология частиц MX , наблюдаемая в работах [2, 3], в исследуемых образцах не обнаружена. Более того, металл шва включал большое количество сферических частиц комплексных оксидов кремния, марганца и титана.

Плотность дислокации в бейнитно-ферритных пластинах рассчитывали с помощью метода Хема:

$$\rho = \left(\frac{N_1}{L_1} \right) + \left(\frac{N_2}{L_2} \right) \frac{1}{t} X \quad (\text{м}^{-2}), \quad (1)$$

где N_1 , N_2 — количество пересечений двух параллельных линий с дислокациями; L_1 , L_2 — об-

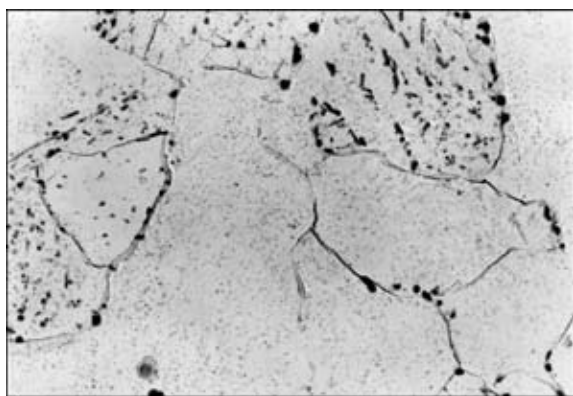


Рис. 3. Микроструктура ($\times 9000$) участка металла шва с выделившимися фазами в экстракционных угольных репликах (образец 1.0)

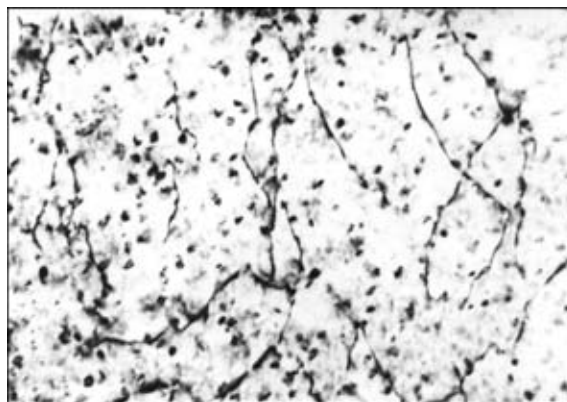


Рис. 4. Дислокационная субструктура металла шва (тонкая фольга, образец 1.20, $\times 109000$)

щая длина линий; t — толщина пленки (выбрали $t = 125$ нм); X — коэффициент, учитывающий долю невидимых дислокаций для выбранных условий отображения дифракции.

Плотность дислокаций в отдельных образцах оценивали при общем увеличении 109000 (рис. 4). Результаты измерения (среднее арифметическое и стандартное отклонение ($\rho \cdot 10^{-14}$, м^{-2})) следующие: у образца 1.0 — $4,91 \pm 0,94$; у образца 1.1 — $4,26 \pm 0,97$; у образца 1.1 — $4,50 \pm 0,66$; у образца 1.20 — $3,60 \pm 0,95$.

Очевидно, что в измеренных образцах различия в плотности дислокации в бейнитно-ферритном металле значительны.

Анализ изображения. Методы анализа изображения позволяют определить такие важные параметры, характеризующие распределение фазы, как средний размер частицы или количество частиц на единицу площади, и далее — рассчитать количество частиц на единицу объема или средний промежуток между частицами. Нашей целью было определить эти параметры для частиц MX , т. е. во время различных стадий длительного теплового воздействия на металл шва в области предползучести. Для этого было выбрано три образца (см. рис. 2). Экстракционные угольные реплики изготовлены из этих трех образцов и впоследствии сняты при увеличении 151000. Снимки образца 1.20 представлены на рис. 5. Все фотографии преобразованы в электронные изображения, которые были подвергнуты анализу с помощью программного обеспечения Micro Image 4. Результатом является набор выходных данных: площадь частицы A_x , максимальный диаметр D_{max} , средний диаметр D_{mean} , минимальный диаметр D_{min} , эквивалентный диаметр частицы d_{ekv} и соотношение площадь частицы — общая площадь снимка P_A , а также количество частиц n_0 , количество снимков и общая исследованная площадь A_0 .

Анализ изображения для каждого образца был выполнен по нескольким снимкам, следовательно,

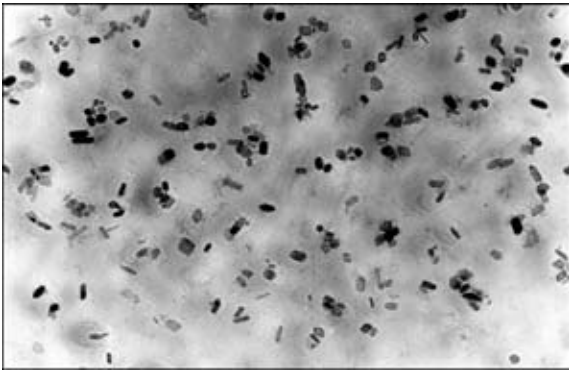


Рис. 5. Распределение частиц МХ в микроструктуре металла шва (бейнит, экстракционная угольная реплика, образец 1.20, ×151000)

общая исследованная площадь A_0 — сумма отдельных участков снимка.

Количество частиц на единицу площади n_s было рассчитано как соотношение количества исследуемых частиц n_0 и исследуемой площади A_0 :

$$n_s = \frac{n_0}{A_0}. \quad (2)$$

Расчет количества частиц на единицу объема выполнили с помощью формулы из статьи Ашби и Эбелинга [4], которая позволяет определять количество, размер и расстояние между частицами вторичных фаз в экстракционных репликах

$$\frac{n_v}{n_s} = \frac{1}{d_{ekv}} \left\{ 1 + \left(\frac{\sigma}{d_{ekv}} \right)^2 \right\}, \quad (3)$$

где n_v , n_s — соответственно количество частиц на единицу объема и единицу площади; d_{ekv} — эквивалентный диаметр сферической частицы (среднее арифметическое); σ — стандартное отклонение эквивалентного диаметра.

Эквивалентный диаметр частицы d_{ekv} , представляющий собой диаметр проекции эквивалентной сферической (круглой) частицы на отрезок плоскости такой же площади, как и для площади реальной частицы (общая форма), определяли исходя из измеренной площади частицы A_x по формуле

$$d_{ekv} = \sqrt{\frac{4A_x}{\pi}}. \quad (4)$$

Расстояние между частицами определили в соответствии с моделью расположения частиц пос-

редством деления на квадраты, которая очень удобна для оценки дисперсионного упрочнения низколегированной стали [5]. Расчет выполнили с помощью двух альтернативных вариантов согласно работе [6]. В соответствии с данными работы [7] среднее расстояние для кромок частицы определяли из следующего выражения:

$$\lambda = (n_v d_{ekv})^{-1/2} - \sqrt{\frac{2}{3}} d_{ekv}. \quad (5)$$

Согласно данным работы [8] уравнение (5) вследствие совместного взаимодействия участков дислокации после обхода частицы трансформируется следующим образом:

$$\lambda = 0,69(h_v d_{ekv})^{-1/2} - \sqrt{\frac{2}{3}} d_{ekv}. \quad (6)$$

Результаты расчетов приведены в таблице.

Таким образом, доминирующими процессами, происходящими в металле шва, являются наблюдаемое выделение и укрупнение частиц МХ. Образец 1.1 с наивысшей твердостью во время теплового воздействия (см. рис. 2), характеризуется наличием дополнительного выделения частиц МХ. На это указывает самое высокое количество частиц на единицу объема, наименьший размер и наименьшее среднее внутреннее расстояние между частицами в сравнении с другими образцами. Если сравнивать с начальным состоянием (образец 1.0), количество частиц увеличилось практически в четыре раза, среднее расстояние между частицами сократилось более чем в два раза. Для сравнения, в образце 1.20 наблюдается область укрупнения вторичных частиц, что подтверждается наибольшей средней площадью частицы, значительным уменьшением количества частиц (приблизительно в 4 раза) и практически двойным увеличением среднего расстояния между частицами (если сравнивать с образцом 1.1).

Значительное влияние вторичных фаз на механические свойства стали 14MoV6-3 также подтверждается тем фактом, что плотность дислокации осталась практически неизменной при очевидном тепловом воздействии.

В заключение следует отметить, что характер распределения частиц МХ в сталях 0,5 % Cr–0,5Mo–0,3 % V меняет свои параметры при отпуске стали и последующем длительном тепловом воздействии, что значительно влияет на механические свойства материала. Эксплуатация соеди-

Результаты расчетов n_s , n_v и λ

Номер образца	$A_x, \text{нм}^2$	$d_{ekv}, \text{нм}$	$n_s \cdot 10^{-14}, \text{м}^{-2}$	$n_v \cdot 10^{-22}, \text{м}^{-3}$	$\lambda, \text{нм}$ по [7]	$\lambda, \text{нм}$ по [8]
1.0	168,24 ± 10,59	13,65 ± 0,33	2,13037	1,79595	52,72	32,92
1.1	124,01 ± 3,24	12,10 ± 0,15	7,96117	7,08676	24,26	13,68
1.20	246,10 ± 8,04	16,91 ± 0,29	2,81644	1,82597	43,10	25,46



нений с металлом шва типа 0,5 % Cr–0,5Mo–0,3 % V в диапазоне предползучести вызывает вторичное упрочнение, которое сопровождается деградацией пластических свойств. Такое упрочнение является сильно выраженным, особенно в сварных соединениях, которые были отпущены при более низких температурах отпуска (приблизительно 680 °С). Для сварных соединений стали 14MoV6-3 после сварки рекомендована термообработка при температуре 720 °С.

1. *Krejci L.* Mechanical testing of welded joints // Proc. of seminar «Svarovaci den 2006». Hnevkovice–Ostrava: VSB — Technical University of Ostrava, 2006. — P. 40–47.
2. *Schmidova E., Svanda P., Vesely D., Kalendova A.* Mechanism of degradation of stabilised corrosion resistant steel du-

ring the welding Cycle // Anti-corrosion methods and materials. — 2009. — 56, № 4. — P. 206–217.

3. *Bosela M., Vinas J., Varga V.* The analysis of welds-on with resistance against of high area pressure // CO-MAT-TECH 2001: 9th. Intern. scientific conf.: Trnava, 25–26.10.2001. Bratislava: STU, 2001. — P. 186–191.
4. *Ashby M. F., Ebeling R.* On the determination of the number, size, spacing and volume fraction of spherical second-phase particles from extraction replicas // Transactions of the Metallurgical Society of AIME. — 1966. — Vol. 236.
5. *Prnka T.* Disertation work. — VSB Technical University of Ostrava, VUHZ Dobra.
6. *Purmensky J.* Disertation work. — VSB Technical University of Ostrava, 1978.
7. *Kelly A., Nicholson R. B.* Precipitation hardening // Progress in Material Sci. — 1963. — Vol. 10.
8. *Ashby M. F.* Physics of strength and plasticity. — A. S. Argon, MIT Press, 1969. — 113 p.

The article presents the results of microstructural analysis, which quantifies changes in the dispersion phase in Cr–Mo–V weld metal during heat exposure in the sub-creep range. The hypothesis that changes in the dispersion of MX particles during long-term heat exposure are significant has been confirmed by the presented results.

Поступила в редакцию 07.05.2010

КОМПАНИЯ «THERMADYNE» (ВЕЛИКОБРИТАНИЯ) ВЫПУСТИЛА НОВУЮ МАСКУ СВАРЩИКА С АВТОМАТИЧЕСКИМ СВЕТОФИЛЬТРОМ

Компания «Thermadyne» сообщила о запуске нового продукта — маски сварщика с АСФ под торговой маркой TWECO, которая расширяет спектр уже выпускаемых TWECO сварочных аксессуаров и горелок.

Маска имеет следующие особенности:

- **Автоматическое затемнение:** автоматически переключается из светлого состояния в затемненное и от затемненного в светлое
- **Регулируемое затемнение:** степень затемнения регулируется от 9 до 13 раз в соответствии с мощностью дуги
- **Минимальная масса** для повышения удобства работы оператора
- **2 датчика**, быстро реагирующие на сварочную дугу
- **Легкое изменение процесса** со сварки на шлифовку
- **Переключатель времени задержки срабатывания:** длинная/средняя/короткая задержка
- **Широкое поле зрения**
- **Питание от солнечных батарей:** нет необходимости беспокоиться о замене элементов питания
- **Привлекательная цена**



Маска TWECO подвергнута тщательному тестированию, гарантийный срок 2 года.