

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ВНЕШНЕГО СТАТИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ

Л. И. Маркашова, д.т.н., В. Д. Позняков, д.т.н., Е. Н. Бердникова, к.т.н.,  
Т. А. Алексеенко, к.т.н., С. Л. Жданов, к.т.н.

*Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, г. Киев*

При изготовлении ответственных тяжело нагруженных конструкций основное внимание уделяется их эксплуатационной надежности и долговечности, что предопределяет использование высокопрочных сталей и высокое качество сварных соединений. Однако при сварке высокопрочных сталей основные проблемы связаны с необходимостью обеспечения требуемого уровня прочностных свойств и высокой сопротивляемости хрупкому разрушению в процессе дальнейшей эксплуатации [1, 2]. Анализ литературных данных показывает, что свойства таких сталей в значительной степени зависят от структуры и фазового состава металла ЗТВ [3, 4], которые в результате воздействия термического цикла сварки могут существенно меняться и, соответственно, влиять на уровень механических свойств и трещиностойкость сварных соединений [4-6]. При этом существующие на сегодняшний день методы оценки механических свойств [5-6] не учитывают данных о роли структурных факторов. Поэтому актуальной задачей на сегодняшний день является исследование структуры сварных соединений на различных уровнях включая данные о зеренной, субструктурной и дислокационной структуре, а также определение условий трещинообразования.

Цель данной работы состоит в изучении влияния внешнего статического нагружения растяжением на структурные изменения в металле участка перегрева сварных соединений высокопрочных сталей и оценка влияния структуры на уровень прочности и трещиностойкости этих соединений.

Структурно-фазовые, концентрационные изменения, характер распределения и плотность дефектов кристаллической решетки в металле шва и по глубине ЗТВ изучали с использованием комплекса методов исследования, включая световую, аналитическую растровую электронную микроскопию (СЭМ-515 фирмы «PHILIPS», Голландия) и просвечивающую микродифракционную электронную микроскопию (JEM - 200СХ фирмы «JEOL», Япония). Комплексные исследования позволили получить экспериментальную информацию на различных структурных уровнях (от зеренного до дислокационного) и выполнить аналитические оценки конкретного (дифференцированного) вклада отдельных структурно-фазовых факторов и параметров (фазового состава, величины зерна, субзерна, плотности дислокаций и т.п.) в изменение общей (интегральной) величины прочности ( $\sigma_T$ ), а также уровня локализованной деформации ( $\epsilon_L$ ) в различных структурах.

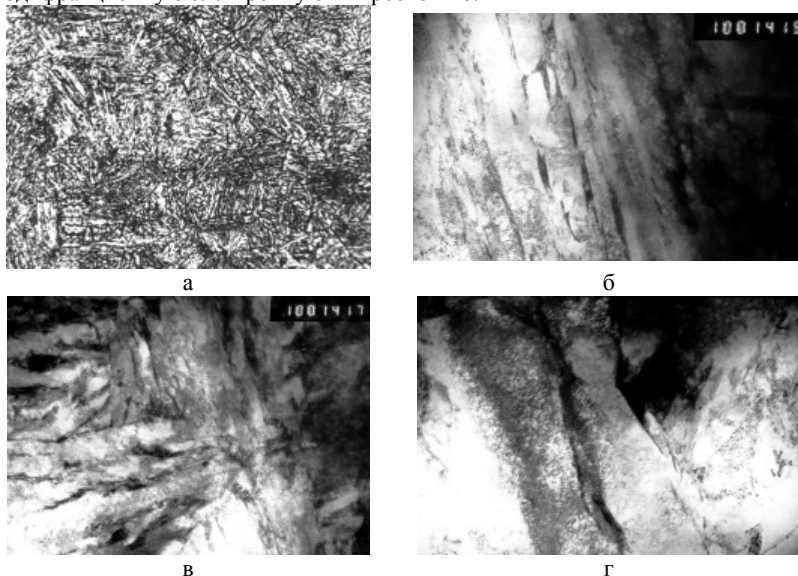
Исследования проводились на сварных соединениях, полученных в результате механизированной сварки пластин стали 17Х2М в защитных газах (78% Ar + 22% CO<sub>2</sub>) проволокой сплошного сечения диаметром 1,2 мм марки Св-10ХН2ГСМФТЮ. Сварка выполнялась без предварительного подогрева на

режимах:  $I_{CB} = 60 \dots 180$  А,  $U_{д} = 26 \dots 28$  В,  $V_{CB} = 12 \dots 12,5$  м/ч,  $Q_{CB} = 9$  кДж/см, скорость охлаждения металла ЗТВ в интервале температур  $600 \dots 500$  °С составляла  $W_{6/5} = 20$  °С/с.

Статическое нагружение осуществлялось под действием внешней растягивающей нагрузки, величина напряжений от которой составляла  $0,75 \cdot \sigma_B = 765$  МПа и  $0,85 \cdot \sigma_B = 867$  МПа, на вырезанных из металла ЗТВ сварных соединений цилиндрических образцах длиной 48 мм и диаметром рабочей части 6 мм. Время выдержки образцов при каждой фиксированной нагрузке было постоянным и составляло 60 минут. С целью локализации нагрузки в контролируемом участке сварных соединений (зоне термического влияния - ЗТВ), на образцы наносилась кольцевая проточка шириной 2 мм и глубиной 0,5 мм. Затем образцы нагружались постоянно действующей нагрузкой.

В результате воздействия на металл предварительной нагрузки величина которой сопоставима с  $0,85 \cdot \sigma_B$  данного металла значение его предела прочности повышаются от 1020 МПа (в исходном после сварки состоянии) до 1156 МПа (после предварительного нагружения образцов указанной нагрузкой).

Исследования структуры металла ЗТВ после сварки и предварительного статического нагружения выполнялись с использованием комплекса методов исследования включающих световую микроскопию и просвечивающую микродифракционную электронную микроскопию.

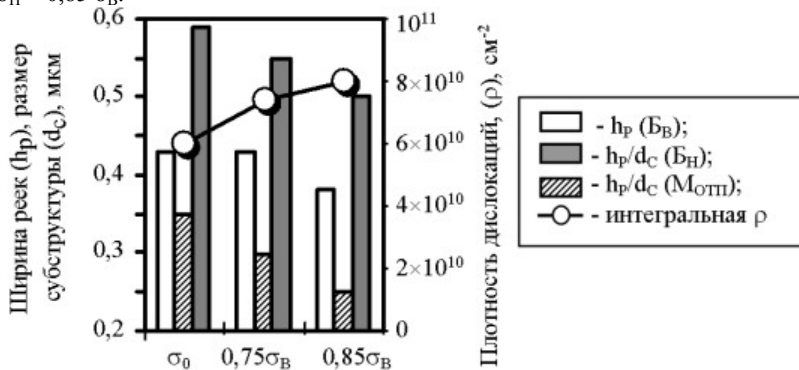


**Рис. 1.** Микроструктура (а, х 500) и тонкая структура (б – бейнит верхний; в – бейнит нижний, х 10000; г – мартенсит отпуска, х 15000) участка перегрева стали 17Х2М.

Металлографическими исследованиями установлено, что в состоянии после сварки структура в участке перегрева ЗТВ состоит из бейнита верхнего ( $B_B$ ), бейнита нижнего ( $B_H$ ) и мартенсита отпуска ( $M_{OTП}$ ), при соотношении объемной доли фазовых составляющих ( $V_{B_B} \sim 30\%$ ;  $V_{B_H} \sim 50\%$ ;  $V_{M_{OTП}} \sim 20\%$ ), рис. 1а. Размер зерна (ширина пакетов) составляет  $D_3(B_B) \sim 40 \dots 70$  мкм, а  $D_3(B_H) \sim 35 \dots 65$  мкм,  $D_3(M_{OTП}) \sim 10 \dots 20$  мкм при микротвердости структурных составляющих  $HV(B_B) \sim 2960 \dots 3030$  МПа,  $HV(B_H) \sim 3210 \dots 3250$  МПа и  $HV(M_{OTП}) \sim 3800 \dots 3900$  МПа.

Электронно-микроскопические исследования структуры на просвет, дающие представления о тонкой структуре, изменении плотности и распределении дислокаций в различных структурных составляющих показали следующее. Размер рек бейнитных составляющих  $h_P(B_B) \sim 0,3 \dots 0,55$  мкм,  $h_P(B_H) \sim 0,25 \dots 0,45$  мкм, в мартенсите отпуска  $h_P(M_{OTП}) \sim 0,5 \dots 0,7$  мкм, рис. 1б-г и рис. 2. В различных структурных составляющих изменяется плотность и распределение дислокаций. В рейках бейнита нижнего наблюдается формирование ячейистой субструктуры с равномерным распределением плотности дислокаций по объему  $\rho \sim 4 \times 10^{10} \dots 6 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ , в структурах мартенсита отпуска  $\rho \sim 8 \times 10^{10} \dots 1 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$ . Вдоль рек бейнита верхнего наблюдается повышенное значение плотности дислокаций ( $\rho$ ) до значения  $\rho \sim 7 \times 10^{10} \dots 1 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$ .

После предварительного внешнего статического нагружения в участке перегрева (по сравнению с состоянием после сварки) происходит уменьшение размера зерна на  $\sim 10 \dots 20\%$  до  $30 \dots 65$  мкм ( $B_B$ ),  $30 \dots 65$  мкм ( $B_H$ ) и  $10 \dots 15$  ( $M_{OTП}$ ), рис. 2а. Микротвердость структурных составляющих увеличивается на  $7 \dots 11\%$  и составляет 3300 МПа ( $B_B$ ), 3600 МПа ( $B_H$ ) и 4000  $\dots$  4100 ( $M_{OTП}$ ) при  $\sigma_H = 0,85 \cdot \sigma_B$ .



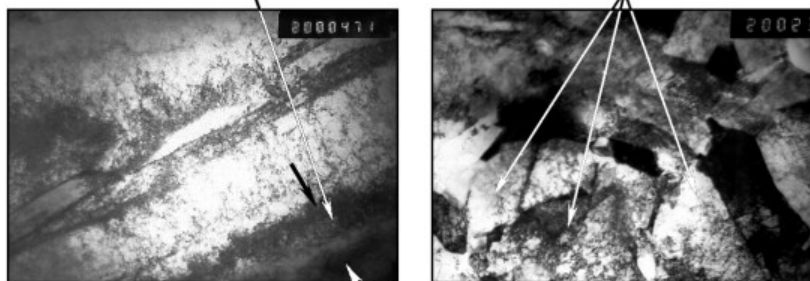
**Рис. 2.** Изменение структурных параметров в участке перегрева после сварки ( $\sigma_0$ ), и после применения внешнего нагружения ( $0,75\sigma_B$ ;  $0,85\sigma_B$ : размера зерна, рек, субструктуры и плотности дислокаций).

Для того чтобы определить, какие изменения структурных параметров произошли в металле ЗТВ высокопрочных сталей после предварительного статического нагружения, были выполнены исследования тонкой структуры, на просвет. Показано, что с увеличением статического нагружения (от  $0,75\sigma_B$

до  $0,85 \cdot \sigma_B$ ) интегральное значение внутризеренной плотности дислокаций увеличивается от  $\rho \sim 6 \times 10^{10} \dots 7 \times 10^{10}$  до  $8 \times 10^{10} \dots 9 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Размер реек бейнита нижнего уменьшается до  $h_p \sim 0,25 \dots 0,5 \text{ мкм}$ , вдоль реек бейнита верхнего наблюдается максимальное повышение плотности дислокаций до  $2 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$ , что приводит к формированию зон локализации деформации  $\sim 0,2 \dots 0,6 \text{ мкм}$ , рис. 3а. В рейках мартенсита отпуска и бейнита нижнего происходит формирование фрагментированной субструктуры, с высокоугловыми границами, размер которой уменьшается (до  $d_c \sim 0,2 \dots 0,4 \text{ мкм}$ ) по мере повышения уровня нагружения, рис. 2б и 3б. Плотность дислокаций в бейните нижнем составляет  $\rho$  до  $9 \times 10^{10} \dots 1 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$ , в мартенсите отпуска  $\rho$  до  $1,2 \times 10^{11} \dots 1,3 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$ .

Локализация  $\epsilon_L$  в Б<sub>В</sub>

Фрагментация Б<sub>Н</sub>

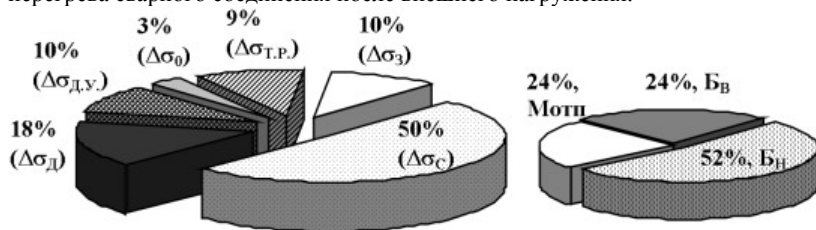


**Рис. 3.** Протяженные дислокационные скопления в зонах локализованной деформации вдоль реек верхнего бейнита (а) и фрагментированная структура нижнего бейнита (б),  $\times 20000$ .

Экспериментальная информация позволила выполнить аналитическую оценку изменения интегрального значения предела текучести ( $\Sigma \sigma_T$ ) в зависимости от величины дифференцированного вклада всех структурных параметров в участке перегрева, а именно: размера зерна ( $D_3$ ), субзерна ( $d_c$ ), плотности дислокаций ( $\rho$ ), межкарбидного расстояния ( $\lambda_c$ ), а также объемной доли формирующихся структур, где:  $\sigma_0$  – трения решетки (напряжение Пайерлса-Набарро);  $\Delta \sigma_{T.P.}$  – твердорастворного (упрочнение твердого раствора легирующими элементами, соответственно теории Мота-Набарро);  $\Delta \sigma_3$  и  $\Delta \sigma_C$  – упрочнения за счет изменения величины зерна в соответствии зависимости Холла-Петча; связывает размер зерна и субзерна с сопротивлением деформации,  $\Delta \sigma_D$  – дислокационного упрочнения, обусловленного междислокационным взаимодействием, соответственно теории Дж. Тейлора, А. Зегера, Н. Мота и Г. Хирша, характеризующая пластическую деформацию, а также  $\Delta \sigma_{D.Y.}$  – упрочнения за счет дисперсных фаз по Оровану [8].

Сопоставлением изменения расчетного значения предела текучести ( $\Sigma \sigma_T$ ) в участке перегрева непосредственно после сварки и последующего предварительного внешнего статического нагружения растяжением показано следующее. В состоянии после сварки расчетное значение  $\Sigma \sigma_T \sim 950 \text{ МПа}$ , максимальный вклад в предел текучести вносит субструктурное  $\Delta \sigma_C \sim 460 \text{ МПа}$  и

дислокационное  $\Delta\sigma_{д} \sim 154$  МПа упрочнение, а минимальный дисперсионное ( $\Delta\sigma_{д.у.}$ ) и зеренное ( $\Delta\sigma_3$ ) упрочнение ( $\sim 113...117$  МПа). В условиях внешнего нагружения ( $\sigma_H = 0,85 \cdot \sigma_B$ ) общее значение предела текучести повышается до значения  $\sim 1100$  МПа. Это происходит за счет повышения вклада субструктурного  $\Delta\sigma_C \sim 550$  МПа и дислокационного упрочнения  $\Delta\sigma_{д} \sim 178$  МПа, что связано с фрагментацией структур бейнита нижнего и мартенсита отпуска при равномерном повышении и распределении в них плотности дислокаций. На рис. 4 показан вклад (в %) каждого из видов упрочнения в интегральную величину  $\Sigma\sigma_T$  и структурных составляющих (бейнита верхнего, бейнита нижнего и мартенсита отпуска) в величину субструктурного упрочнения в участке перегрева сварного соединения после внешнего нагружения.



**Рис. 4.** Дифференцированный вклад механизмов упрочнения ( $\Delta\sigma$ ) в изменение интегрального значения  $\sigma_T$  (а) и вклад структурных составляющих (БВ, БН, Мотп) в изменение субструктурного упрочнения ( $\Delta\sigma_C$ ) в участке перегрева после внешнего нагружения  $\sigma_H = 0,85 \cdot \sigma_B$ .

Таким образом, показано, что фрагментация структуры способствует повышению сопротивления пластической деформации металла, так как при этом возрастает суммарная длина границ зерен и субзерен, которые, являются препятствиями для движения дислокаций. В результате таких процессов структура металла измельчается, за счет чего и упрочняется, что мы и наблюдали относительно исследованных нами образцов стали 17Х2М.

Экспериментальные данные о характере распределения дислокаций, и их плотности, позволили рассчитать также уровень локализованной деформации ( $\epsilon_L$ ) в различных структурах (бейните нижнем, бейните верхнем).

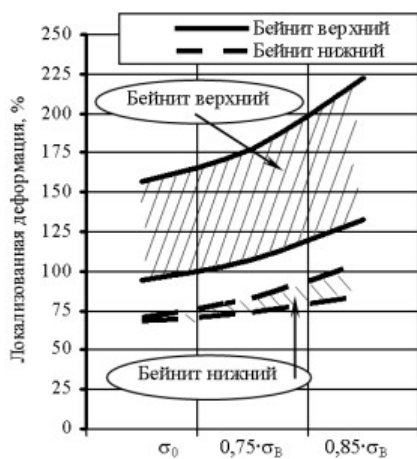
Величину локализованной деформации ( $\epsilon_L$ ) определяли по зависимости Конрада [8,9]:

$$\epsilon_L = \alpha_1 \cdot \rho \cdot b \cdot S,$$

где  $\alpha_1$  – коэффициент, связывающий деформацию растяжения со сдвиговой деформацией, равный 1,4;  $\rho$  – плотность дислокаций;  $b$  – вектор Бюргерса;  $S$  – среднее расстояние перемещения дислокаций в процессе нагружения, которое согласно исследованиям с помощью трансмиссионной электронной микроскопии (ТЭМ) соответствует параметрам субструктуры [10].

Показано, что в исходном состоянии (без нагружения) наибольшие значения относительного уровня локализованной деформации наблюдаются вдоль границ бейнита верхнего  $\sim 106...157\%$ , для структур бейнита нижнего  $\epsilon_L$  составляет  $\sim 61...75\%$ . При применении внешнего нагружения в структурах

верхнего бейнита наблюдается увеличение локализованной деформации до ~ 130...220%. В бейните нижнем уровень локализованной деформации увеличивается не так значительно  $\epsilon_{л} \sim 80...110\%$ .



**Рис. 5.** Изменение относительной локализованной деформации в структурах верхнего и нижнего бейнита после применения нагружения.

гаются значительным нагрузкам, режимы сварки должны выбираться таким образом, чтобы в металле ЗТВ таких соединений формировалась структура, состоящая из бейнита нижнего и мартенсита отпуска.

Подобный экспериментально-аналитический подход был ранее апробирован и на других материалах, где были получены хорошие результаты по совпадению с экспериментальными данными механических испытаний [11-13].

### Выводы

1. Показано, что в условиях воздействия предварительного статического нагружения растяжением величиной  $\sigma_H = 0,85 \cdot \sigma_B$  в металле ЗТВ сварных соединений высокопрочных сталей происходит повышение предела текучести и предела прочности, что связано с диспергированием зеренной и субзеренной структур, а также повышением плотности дислокаций.
2. Основными механизмами, повышающими предел текучести металла, являются субструктурное и дислокационное упрочнение за счет фрагментации структур бейнита нижнего и мартенсита отпуска, а также равномерного распределения в них плотности дислокаций.
3. Установлено, что потенциальными источниками трещинообразования являются границы реек бейнита верхнего, уровень плотности дислокаций и соответственно локализованной деформации, вдоль которых в 2 раза выше, по сравнению с границами структур бейнита нижнего.

Для дислокационных скоплений, формирующихся структурах нижнего бейнита характерно значительное уменьшение их протяженности ( $\sim 0,2...0,7$  мкм) при равномерном распределении по внутреннему объему реек, что способствует уменьшению практически 2 раза уровня  $\epsilon_{л}$ . На рис. 5 показано обобщенное значение изменения локализованной деформации для характерных структур верхнего (где  $\epsilon_{л}$  повышается в 1,6...2 раза) и нижнего бейнита (в 1,3 раза) после приложения внешнего нагружения.

Такая же картина (как в  $B_n$ ) наблюдается и для мартенсита отпуска. Поэтому при изготовлении сварных конструкций из высокопрочных сталей, которые в процессе эксплуатации подвергаются значительным нагрузкам, режимы сварки должны выбираться таким образом, чтобы в металле ЗТВ таких соединений формировалась структура, состоящая из бейнита нижнего и мартенсита отпуска.

Список использованных источников

- 1 Шоршоров М.Х., Белов В.В. Фазовые превращения и свойства стали при сварке. М.: Наука, –1972. – 220с.
- 2 Макаров Э.Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. М.: Машиностроение. – 1981. – 247 с.
- 3 Сварка и проблемы вязкохрупкого перехода / [В.П. Ларионов, Р.С. Григорьев, Г.А. Новиков [и др.]. Новосибирск: Изд-во СО РАН, 1998. – 596с.
- 4 Microstructures Relevant to Brittle Fracture Initiation at the Heat-Affected Zone of Weldment of a Low Carbon Steel / O. Kenji, R. Jongseop, Y. Kenichi, M. Nagumo // Metallurgical and Materials Transactions A, – 1996,. – Vol. 27, №9. – P. 2574-2582.
- 5 Ito Y., Bessyo K. Weldability Formula of High Strength Steels: Related to Heat-affected Zone Cracking. // International Institute of Welding, IIW Doc IX-576-68, – 45p.
- 6 Касаткин О.Г., Зайфарт П. Интерполяционные модели для оценки фазового состава зоны термического влияния при дуговой сварке низколегированных сталей // Автоматическая сварка. – 1984. – №1. – С. 7-11.
- 7 Металлофизика высокопрочных сплавов / М.И. Гольдштейн, В.С. Литвинов, Б. М. Бронфин. М.: Металлургия, – 1986. – 307 с.
- 8 Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов / В.И. Трефилов, В.Ф. Моисеев, Э.П. Печковский [и др.] К.: Наук. думка, – 1987. – 248 с.
- 9 Conrad H. Effect of Grain Size on the Lower Yield and Flow Stress of Iron and Steel // Acta Metallurgica. –1963. – Vol. 11, №1. – P.75-77.
- 10 Кэ А.С. Распределение дислокаций в  $\alpha$ -железе при деформации и возврате // Прямое наблюдение несовершенств в кристаллах. М.: Металлургия. – 1964. – С. 160-178.
- 11 Структурный подход к оценке механических свойств в ЗТВ соединений сталей и сплавов / Л.И. Маркашова, В.В. Арсеньюк, Г.М. Григоренко [и др.] // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. докл. второй Междунар. конф. (пос. Качивели, Крым, 13-17 сентября 2004г.) / под ред. профессора В.И.Махненко. К.: Ин-т электросварки им. Е.О.Патона. – 2004. – С. 174-179.
- 12 Структурный критерий прочности, пластичности, трещиностойкости металлов, сплавов, композиционных материалов и их сварных соединений / Л.И. Маркашова, Г.М. Григоренко, Е.Н. Бердникова [и др.] // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій: Зб. докл. четвертої міжнар. конф. (Львів, 23-27 червня 2009р.) / під заг. ред. В.В. Панасюка. Львів: Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка. – 2009. – С. 447-451.
- 13 Estimation of the Strength and Crack Resistance of the Metal of Railway Wheels after Long-Term Operation / L.I. Markashova, V.D. Poznyakov, A.A. Gaivoronskii, E.N. Berdnikova, and T.A. Alekseenko // Materials Science. – 2012. –Vol. 47, No.6. –P. 799-806.