



УДК 621.791.052:539.56

УЧЕТ ПОРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ СВАРНЫХ УЗЛОВ ИЗ СТАЛЕЙ, СКЛОННЫХ К ОБРАЗОВАНИЮ ТРЕЩИН ОТПУСКА

В. И. МАХНЕНКО, **О. В. МАХНЕНКО**, **Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО**, **Г. Ф. РОЗЫНКА**, **Н. И. ПИВТОРАК**
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Известно, что сварные соединения из теплостойкой низколегированной стали типа 10ГН2МФА, широко используемой в атомной энергетике, обладают склонностью к образованию трещин отпуска. Целью данной работы являлась попытка получить обоснованное объяснение причины появления трещин отпуска и их предупреждение на основе механизма порообразования при ползучести материала. С использованием опубликованных экспериментальных данных проф. И. Гривняка по данному вопросу и привлечением современных положений механизма порообразования при пластическом деформировании (деформационном старении) в работе показано, что при температурах двухчасовой выдержки 700...600 °С достаточно сильно проявляется механизм ослабления сечений вблизи границы зерен в металле ЗТВ за счет порообразования при релаксации остаточных напряжений высокого отпуска. Поскольку при температурах отпуска ниже 600 °С резко снижается эффективность термообработки (релаксация высоких остаточных напряжений, связанных с изготовлением и, особенно, ремонтом ответственных изделий из рассматриваемой стали), то существующие опасения относительно влияния режимов высокого отпуска на возникновение трещин отпуска в ЗТВ при сварке плавлением сталей указанного типа вполне обоснованы и требуют особого внимания к вопросам определения допустимости соответствующих ремонтов и разработки адекватных технологий по режимам послесварочной термообработки, что позволит существенно снизить затраты на эксплуатацию. Библиогр. 8, табл. 2, рис. 3.

Ключевые слова: трещины отпуска в ЗТВ низколегированных сталей, деформационное старение, релаксация остаточных напряжений, зернограничная диффузия, порообразование

Одним из характерных дефектов сварных конструкций, выполненных из некоторых современных низколегированных хромомолибденовых сталей, являются трещины отпуска (повторного нагрева) либо деформационного старения. Эти дефекты имеют межкристаллитный характер (рис. 1) и обычно возникают в зоне термического влияния (ЗТВ) на участках крупного зерна. Влияние химического состава сталей на склонность к образованию трещин отпуска на основании результатов экспериментов для низколегированной стали с максимальным содержанием хрома 1,5 % определяется уравнением [1]

$$\Delta G = Cr + 3,3Mo + 3,1V + 10C - 2. \quad (1)$$

Если $\Delta G > 0$, то сталь склонна к образованию трещин отпуска. Кроме химического состава на возникновение трещин отпуска оказывает влияние режим повторного нагрева (высокого отпуска), а именно длительность пребывания материала при высокой температуре, способствующей его деформационному старению. На рис. 2 приведены данные проф. И. Гривняка [2] относительно влияния температуры двухчасовой выдержки повторного нагрева образцов из околошовной зоны сварного соединения стали 10ГН2МФА ($\Delta G = 0,8...1,4$) на величину номинальных (прилагаемых) напряжений

растяжения, необходимых для получения рассматриваемого разрушения (см. рис. 1). Видно, что температура двухчасовой выдержки сильно влияет на минимально допустимую величину прилагаемых напряжений, при которых происходит образование трещин отпуска (см. рис. 2). При значениях температуры отпуска 700...580 °С разрушения наблюдались при номинальных напряжениях 280...380 МПа, а при температурах ниже 550 °С даже при номинальных напряжениях выше 625 МПа рассматриваемых разрушений не наблюдалось. Указанные факты трудно связать только с зерно-граничной диффузией примесей



Рис. 1. Появление полостей на начальной стадии образования трещин отпуска в металле ЗТВ (×2000)

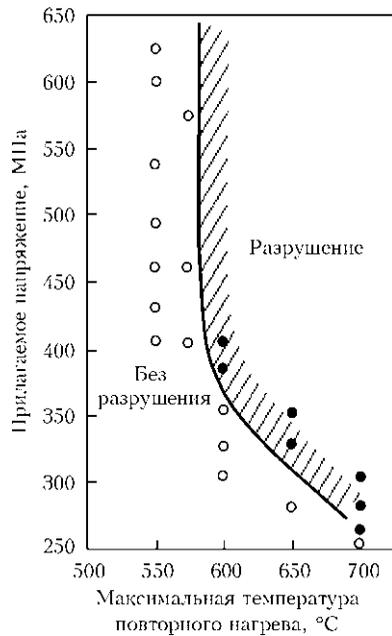


Рис. 2. Влияние прилагаемых напряжений и максимальной температуры повторного нагрева на образование трещин отпуска в образцах из стали 10ГН2МФА с надрезом после имитации термического цикла: $T_{\max} = 1300\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\Delta t_{800...500} = 100\text{ с}$, $\Delta G \approx 0,8...1,4$, ($\Delta G = Cr + 3,3Mo + 3,1V + 10C - 2$)

и соответствующего охрупчивания границ зерен. Можно предположить, что определенное влияние здесь оказывает и процесс зарождения и роста пор, связанный с релаксацией достаточно высоких остаточных сварочных напряжений и соответствующего роста деформаций ползучести за счет остаточных упругих деформаций после сварки. Такой механизм деформационного старения материала в околосварочной зоне, связанный с развитием деформаций диффузионной пластичности (ползучести) при релаксации упругих остаточных деформаций после сварки рассмотрен в целом ряде работ [1, 2 и др.]. В атомной энергетике, где широко используется сталь типа 10ГН2МФА (парогенераторы, циркуляционные трубопроводы ВВЭР-1000 и др.), возможна определенная деградация свойств рассматриваемой стали при суммарной длительности пребывания сварных узлов при высоких температурах (свыше 580 °С) в процессе изготовления и ремонта (особенно, когда технологический процесс сварки чередуется с промежуточными отпусками). В настоящей работе делается попытка получить обоснованное ре-

Таблица 1. Оценка относительной площади сечения структурного элемента, занимаемой порами, в зависимости от параметров отпуска

$T, \text{ }^{\circ}\text{C}$	$\sigma_{\text{исп}}$ МПа	S
700	275	> 0,56
650	325	> 0,48
600	375	> 0,40
550	625	> 0

шение данной проблемы на основе моделирования механизма порообразования при ползучести материала.

Образование пор при ползучести приводит к уменьшению нетто-сечений структурных элементов, что естественно повышает нетто-напряжения, приближая их к критическим. Эта достаточно простая идея используется при построении соответствующих решений как при ползучести материала [3, 4 и др.], так и при мгновенных пластических деформациях [4–7 и др.]. Можно приблизительно оценить величину уменьшения нетто-сечений $(1 - S)$ структурного элемента в зоне потенциального образования трещины (см. рис. 1), используя данные (см. рис. 2) и применив зависимость

$$\frac{1}{(1 - S)} \alpha_{\sigma} = \frac{\sigma_{\text{кр}}}{\sigma_{\text{исп}}}, \quad (2)$$

где S — относительная площадь сечения структурного элемента, занимаемая порами; α_{σ} — концентрация напряжений, связанная с надрезом; $\sigma_{\text{исп}}$ — напряжения испытания (см. рис. 2); $\sigma_{\text{кр}}$ — критические напряжения при температуре испытания ($\sim 20\text{ }^{\circ}\text{C}$). По результатам испытаний $\sigma_{\text{кр}} > 625\text{ МПа}$ (после высокого отпуска при $T \leq 550\text{ }^{\circ}\text{C}$), что позволяет из (2) получить неравенство

$$S = 1 - \frac{\sigma_{\text{исп}} \alpha_{\sigma}}{\sigma_{\text{кр}}} > 1 - \frac{\sigma_{\text{исп}}}{625}. \quad (3)$$

Данные, приведенные в табл. 1, показывают, что при условии примерно одинаковой степени охрупчивания границ зерен в металле ЗТВ по механизму зернограничной диффузии, при температурах двухчасовой выдержки 700...550 °С, достаточно сильно проявляется механизм ослабления сечений в зоне вблизи границы за счет порообразования при релаксации остаточных сварочных напряжений в процессе высокого отпуска.

В работе [2] приведены экспериментальные данные относительно релаксации остаточных сварочных напряжений в металле ЗТВ вблизи границы сплавления при дуговой сварке рассматриваемой стали (рис. 3), из которых следует, что в зависимости от температуры двухчасового высокого отпуска остаточные напряжения в рассматриваемой зоне снизились от соответствующего предела текучести $\sigma_T(T)$ до величины, указанной на рис. 3 и, соответственно, в табл. 2. По этим данным [8] были рассчитаны скорости роста де-

формаций диффузионной пластичности $\dot{\epsilon}_{ij}^c = \frac{d\epsilon_{ij}^c}{dt}$ для четырех вариантов температур двухчасовой выдержки с использованием достаточно популярного представления



$$\dot{\varepsilon}_{ij}^c = \Omega_1(\sigma_i)\Omega_2(T)(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma), \quad (4)$$

где ε_{ij}^c — компоненты тензора деформаций ползучести ($i, j = x, y, z$), σ_i — интенсивность напряжений, $(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma)$ — девиатор напряжений [8], $\Omega_1(\sigma_i)$ — функция напряжений, $\Omega_2(T)$ — функция температуры. При одноосном растяжении в направлении x $\sigma_i = |\sigma_{xx}|$, $\sigma = \sigma_{xx}/3$.

При изотермической выдержке, условия, что

$\Omega_1(\sigma_i) = \sigma_i^n$ ($n = 4 \dots 5$) и $\dot{\varepsilon}_{xx}^c = \frac{1}{E} \frac{d\sigma_{xx}}{dt}$, где E — модуль упругости, получим дифференциальное уравнение относительно скорости релаксации напряжений при данной постоянной температуре T

$$\frac{d\sigma_{xx}}{\sigma_i^{n+1}} = \frac{2}{3} E \Omega_2(T) dt; \quad \sigma_{xx} > 0. \quad (5)$$

Решение (5) при условиях, что заданы σ_{xx} при $t = 0$ и $t = 2$ ч (см. табл. 2) позволяет получить значения функции $\Omega_2(T)$, указанные в табл. 2

$$\Omega_2(T) = \frac{3}{2E(T)nt} \left[\frac{1}{\sigma_{xx}^n(t)} - \frac{1}{\sigma_{xx}^n(0)} \right]. \quad (6)$$

$$\dot{\varepsilon}_{xx}^c(\sigma_{xx}) = \frac{2}{3} \sigma_{xx}^{n+1}(t) \Omega_2(T), \quad 1/\text{ч}. \quad (7)$$

Если использовать закон роста пор Райса-Трейси [5]

$$\frac{dl}{dt} = l K_1 \dot{\varepsilon}_{xx}^c \exp \left[K_2 \frac{\sigma_m}{\sigma_i} \right], \quad (8)$$

где l — относительная длина линейного размера структурного элемента, занятого порами, $K_1 = 0,28$; $K_2 = 1,5$, то с учетом (7), получим при постоянной температуре

$$\frac{dl}{l} = K_1 \Omega_2(T) \left[\exp \left(K_2 \frac{\sigma_m}{\sigma_i} \right) \right] \frac{2}{3} \sigma_{xx}^{n+1}(t) dt. \quad (9)$$

Откуда

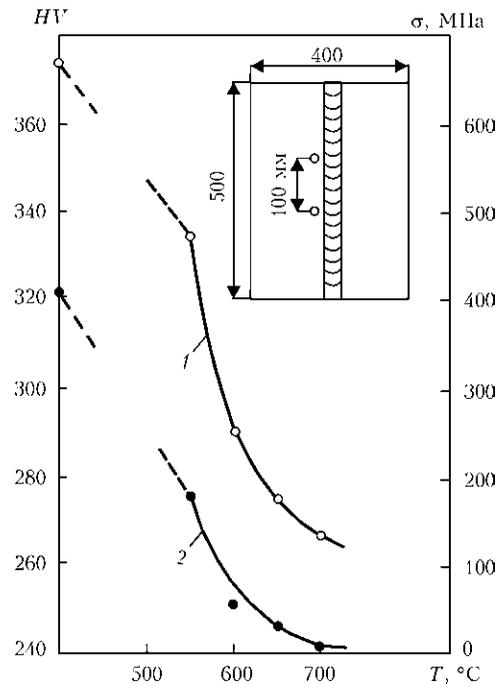


Рис. 3. Влияние температуры двухчасовой выдержки высококого отпуска после сварки на величину остаточных напряжений (1) и твердости (2) в зоне шва. На врезке образец сварного соединения со швом

$$\ln \frac{l^{(k+1)}}{l^{(k)}} = K_1 \Omega_2(T) \frac{2}{3} \int_{t_k}^{t_{k+1}} \sigma_{xx}^{n+1}(t') \exp \left[K_2 \frac{\sigma_m}{\sigma_i} \right] dt'. \quad (10)$$

где $l^{(k)}$, $l^{(k+1)}$ — размеры, соответствующие моментам времени t_k и t_{k+1} .

При одноосном растяжении $\sigma_m/\sigma_i = 0,3$ и соответственно

$$l^{(k+1)} = l^{(k)} \exp \left[K_1 \Omega_2(T) \frac{2}{3} e^{0,45} \int_{t_k}^{t_{k+1}} \sigma_{xx}^{n+1}(t') dt' \right]. \quad (11)$$

После интегрирования в (11) получим

$$l^{(k+1)} = l^{(k)} \exp \left[K_1 \Omega_2(T) \frac{2}{3} e^{0,45} (\bar{\sigma}_{xx}^{n+1}) \Delta t_{k+1} \right], \quad (12)$$

где $\bar{\sigma}_{xx}^{n+1}$ — среднее значение величины σ_{xx}^{n+1} в интервале $\Delta t_{k+1} = t_{k+1} - t_k$.

Поскольку в реальном сварном соединении (в зависимости от условий закрепления и геометрии соединения) кинетика изменения напряжений $\sigma_{xx}(t)$ в интервале Δt_k при $t_k = 0$ и $t_{k+1} = 2$ ч может

Таблица 2. Функция температуры $\Omega_2(T)$ для вариантов двухчасовой выдержки высококого отпуска

$T, ^\circ\text{C}$	$E \cdot 10^{-5}, \text{МПа}$	$\sigma_T(T), \text{МПа}$	$\sigma, \text{МПа} (t=0)$	$\sigma, \text{МПа} (t=2 \text{ ч})$	$\Omega_2(T), (\text{МПа}^{-(n+1)} \cdot \text{ч}^{-1}) (n=5)$	$l(t)/l_0 = \omega (t=2 \text{ ч})$
700	1,60	120	120	12	$3,77 \cdot 10^{-12}$	1,10847
650	1,65	250	250	35	$1,73 \cdot 10^{-14}$	1,03939
600	1,70	300	300	60	$1,13 \cdot 10^{-15}$	1,00756
550	1,75	330	330	180	$0,43 \cdot 10^{-17}$	1,00005



изменяться произвольно в пределах от $\sigma_{xx}(0) = \sigma_T(T)$ до $\sigma_{xx}(t) \approx 0$ при $t = 2$ ч, то для оценки роста начальных линейных размеров пористости l_0 , связанной с нагревом и релаксацией напряжений по механизму мгновенной пластичности, можно принять $\bar{\sigma}_{xx}^{n+1} = [0,5\sigma_T(T)]^{n+1}$ при $n = 5$.

По результатам расчета (см. табл. 2) видно, что в зависимости от температуры при указанных условиях отношение $l(t)/l_0$ может меняться существенно.

Если учесть, что величина l_0 с учетом стадии нагрева и пластических деформаций мгновенной пластичности на стадии, когда $\sigma_{xx}(t) > \sigma_T(T)$, может быть значительной, а величина ослабления нетто — сечения S связана с $l(t)$ зависимостью

$$S = 1 - 2l(t) = 1 - 2l_0\omega, \quad (13)$$

(значения ω приведены в табл. 2), то необходимые данные (см. табл. 1) относительно l_0 определяются

из условия (13) $l_0 = \frac{1-S}{2\omega}$, откуда

при $T = 700$ °С, $l_0 \approx 0,44/2,29 = 0,198$;

при $T = 650$ °С, $l_0 \approx 0,52/2,100 = 0,25$;

при $T = 600$ °С, $l_0 \approx 0,6/2,09 = 0,298$;

при $T = 550$ °С, $l_0 \approx 1,0/2,0001 \approx 0,5$.

Такая тенденция зависимости l_0 от температуры двухчасового высокого отпуска достаточно логична, поскольку теоретически подтверждает существующие опасения относительно влияния режима повторного нагрева для сварных конструкций из стали типа 10ГН2МФА [2].

Таким образом, выполненные расчеты позволяют утверждать, что сварные соединения из теплостойкой низколегированной стали типа 10ГН2МФА обладают высокой чувствительнос-

тью к деформационному старению при температурах отпуска свыше 600 °С. Поскольку при температурах отпуска ниже 600 °С резко снижается эффективность термообработки, обеспечивающая релаксацию высоких остаточных напряжений, связанных с изготовлением и, особенно, ремонтом ответственных изделий из этой стали (например, в атомной энергетике, оснащенной соответствующим оборудованием российского производства), то вопросам определения допустимых границ соответствующих ремонтов и разработке адекватных технологий режимов послесварочной термообработки следует уделить соответствующее внимание, что позволит существенно снизить затраты на эксплуатацию оборудования.

1. Nakamura H., Naiki T., Okabayashi H. Stress relief cracking in the HAZ. — 14 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-648–69; Doc. X-531–69).
2. Гривняк И. Свариваемость сталей / Пер. со словац. Л. С. Гончаренко / Под ред. Э. Л. Макарова. — М.: Машиностроение, 1984. — 216 с.
3. Качанов Л. М. Основы теории пластичности. — М.: Гостехиздат, 1956. — 420 с.
4. Качанов Л. М. Время разрушения в условиях ползучести. Проблемы механики сплошной среды. — М.: Изд-во АН, 1961. — С. 186–201.
5. Карзов Г. П., Марголин Б. З., Швецова В. А. Физико-механическое моделирование процессов разрушения. — С.-П.: Политехника, 1993. — 391 с.
6. Учет порообразования при оценке предельного состояния в зоне дефекта утонения стенки сосуда давления / В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, Г. Ф. Розынка, Н. И. Пивторак // Автомат. сварка. — 2012. — № 12. — С. 3–9.
7. Ruggieri C. Numerical investigation of constraint effects on fracture in tensile specimens // J. of the Braz. Soc. of Mech Sci. & Eng. — 2004. — XXVI, № 2, Apr.-June. — P. 190–199.
8. Махненко В. И. Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. — Киев: Наук. думка, 2006. — 618 с.

Поступила в редакцию 24.12.2012

Немецкий пресс монтируют на Уралвагонзаводе

В прессовом цехе Уралвагонзавода начался монтаж современного двухкривошипного пресса немецкой фирмы «Erfurt PKZZ» усилием 500 тонн. Стоимость нового оборудования — 26 млн рублей.

Технология, которая используется на двухкривошипных прессах при производстве продукции, позволяет при помощи глубокой вытяжки из металлического листа штамповать объемные детали. Внедрение оборудования «Erfurt PKZZ» значительно улучшит качество изделий, жизненно необходимых для вагоноборочного и механосборочного производств головного предприятия корпорации «УВЗ», отмечает пресс-служба компании.

Работы по демонтажу устаревшего пресса были произведены в декабре 2012 г., после чего начался монтаж, который осуществляется совместными усилиями специалистов прессового и ремонтно-механического цехов Уралвагонзавода. Они выполняют комплексную задачу — от такелажных работ по транспортировке тяжелых узлов до конечной сборки пресса и пуска наладки.

Сегодня уже собраны все основные крупногабаритные узлы пресса. На очереди этап установки привода. Затем бригада наладки приступит к обвязке. После завершения всех работ пресс пройдет испытания вхолостую и под нагрузкой и будет готов к сдаче в эксплуатацию.