



УДК 621.791:669.15-194.2+620.191.33+519.676

РИСК ОБРАЗОВАНИЯ ХОЛОДНЫХ ТРЕЩИН ПРИ СВАРКЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

Академик НАН Украины **В. И. МАХНЕНКО**, **В. Д. ПОЗНЯКОВ**, канд. техн. наук,
Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО, канд. физ.-мат. наук, **О. В. МАХНЕНКО**, канд. техн. наук,
Г. Ф. РОЗЫНКА, **Н. И. ПИВТОРАК**, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрена математическая модель риска образования холодных трещин при сварке конструкционных высокопрочных сталей на основе распределенных данных, касающихся состояния микроструктуры, содержания диффузионного водорода и напряженного состояния в элементарных объемах в зоне сварного соединения. Показана возможность на основе предлагаемой модели более прецизионно оценить локальные условия образования холодных трещин по указанным параметрам.

Ключевые слова: дуговая сварка, низколегированные высокопрочные стали, хрупкое разрушение, холодные трещины, диффузионный водород, микроструктура, напряженное состояние, вероятностная модель

Известно, что необходимыми условиями для образования холодных (водородных) трещин при сварке конструкционных сталей является наличие в зоне потенциального их образования закалочных структур, диффузионного водорода и растягивающих напряжений [1]. Что касается количественных характеристик указанных условий, то с учетом локальности процесса образования трещин, наличия значительного градиента изменения этих характеристик в зоне сварочного нагрева, их сильного взаимного влияния и других факторов пока можно только достаточно приближенно судить о критических значениях соответствующих характеристик, ограничивая их экстремальные проявления практически без учета взаимного влияния. Между тем, развитие методов (как экспериментальных, так и расчетных) вычисления распределенных параметров указанных характеристик при сварке различных соединений конструкционных сталей, а также стремление к оптимизации технологических мероприятий по предупреждению образования холодных трещин требуют построения более прецизионных критериев риска их образования.

Можно показать, что многие современные подходы [1], основанные на таких интегральных характеристиках, как эквивалент углерода в зоне термического влияния (ЗТВ), содержание водорода в присадочном металле, степень закрепления и свариваемые толщины в качестве количественных условий по микроструктуре, диффузионному водороду и действующим напряжениям, являются весьма общими и далеко не однозначно определяют при конкретных режимах сварочного нагрева количественные характеристики необходимых

условий образования холодных трещин. В последние десятилетия благодаря развитию компьютерных систем «Sysweld» и других их типов, с помощью которых получают расчетную информацию о распределенных характеристиках в металле шва и ЗТВ относительно условий образования холодных трещин, доказано, что далеко не всегда зоны потенциальных холодных трещин имеют наиболее экстремальные сочетания по объему закалочных микроструктур, содержанию диффузионного водорода и уровню растягивающих напряжений. Часто зоны с максимальными объемом мартенсита и содержанием диффузионного водорода находятся в зонах сжатия, либо зоны с высокими растягивающими напряжениями имеют чисто бейнитную микроструктуру и низкий уровень диффузионного водорода, т. е. не являются потенциальными очагами холодных трещин. Иными словами, необходимы соответствующие физически обоснованные критерии, связывающие количественно на уровне распределенных параметров необходимые условия образования холодных трещин при сварочном нагреве рассматриваемых конструкционных сталей.

Ниже предлагается подход для построения таких критериев, в основу которого положены следующие факторы:

вероятностная оценка риска образования холодных трещин выполняется в конкретной области сварного соединения (определенный участок зоны плавления либо ЗТВ);

зарождение и развитие холодных трещин происходит по механизму хрупкого разрушения, т. е. определяется соответствующими нормальными напряжениями $\sigma_{jj}(x, y, z)$ в точке с координатами x, y, z , действующими на площадке с нормалью j и соответствующей характеристикой сопротивления материала $A_j(x, y, z)$ образованию хрупкого разрушения;



A_j является для данной стали функцией микроструктурного состояния и содержания диффузионного водорода.

Вероятность хрупкого разрушения в конкретном объеме V в соответствии с теорией Вейбулла определяется зависимостью

$$P_j(V) = 1 - \exp \left[- \int_V \left(\frac{\sigma_{jj} - A_j}{B_j} \right)^\eta dV / V_0 \right], \quad (\sigma_{jj} > A_j). \quad (1)$$

В (1) интегрирование производится только по элементарным объемам dV , где $\sigma_{jj} > A_j$, A_j , η , $B_j V_0^{1/\eta}$ — параметры распределения Вейбулла. Как правило, $\eta = 4,0$, A_j и $\bar{B}_j = B_j V_0^{1/\eta}$ определяются опытным путем.

Значения \bar{B}_j зависят от размеров объема V вдоль сечения с нормалью j (рис. 1). Если на длине l_j этого объема напряжения σ_{jj} и сопротивляемость материала A_j изменяются мало, то в интеграле выражения (1) можно выполнить замену $dV = l_j dF$, где F — площадь поперечного сечения объема V .

Соответственно вместо (1) получим

$$P_j = 1 - \exp \left[- \int_F \left(\frac{\sigma_{jj} - A_j}{B_j / l_j^{1/\eta}} \right)^\eta dF \right]. \quad (2)$$

Откуда

$$P_j(l_j) = 1 - [1 - P_j(l_0)] \left(\frac{l_0}{l_j} \right)^{1/\eta}, \quad (3)$$

где $P_j(l_0)$ — вероятность появления холодных трещин в плоскости с нормалью j на длине l_0 объема V . В частном случае, когда нормаль j направлена поперек сварного шва, то l_j и l_0 — длина объема V вдоль сварного шва и речь идет о продольных трещинах A , если j направлена вдоль сварного шва, то l_j и l_0 — длина потенциального объема V расположена поперек сварного шва и речь идет об образовании поперечных холодных трещин. Из (2) и (3) можно видеть, что, если чувствительность материала к образованию поперечных и продольных холодных трещин отличается несущественно, т. е. значения параметров A , B , h для поперечных и продольных трещин примерно одинаковые, то вероятность образования продольных либо поперечных холодных трещин зависит не только от

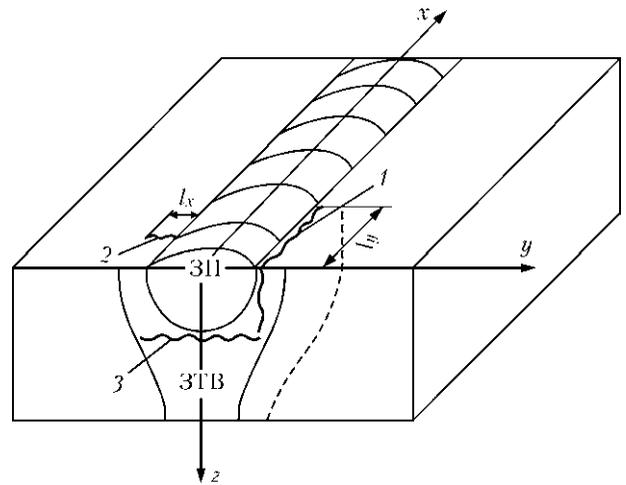


Рис. 1. Схема образования холодных трещин в зонах плавления (ЗП) и термического влияния (ЗТВ): 1 — продольная с нормалью y ; 2 — поперечная с нормалью x ; 3 — подваликовая с нормалью z (продольной)

уровня поперечных и продольных нормальных напряжений, но и от значений l_j в потенциальном объеме V в соответствующем направлении. Поэтому вполне естественно, что в ЗТВ возникают продольные холодные трещины при поперечных напряжениях значительно ниже таковых в продольном направлении.

Из изложенного выше следует, что при известных значениях параметров A , B , η , зависящих в основном только от микроструктуры и концентрации диффузионного водорода, а также от распределения напряжений в зоне соединения, по

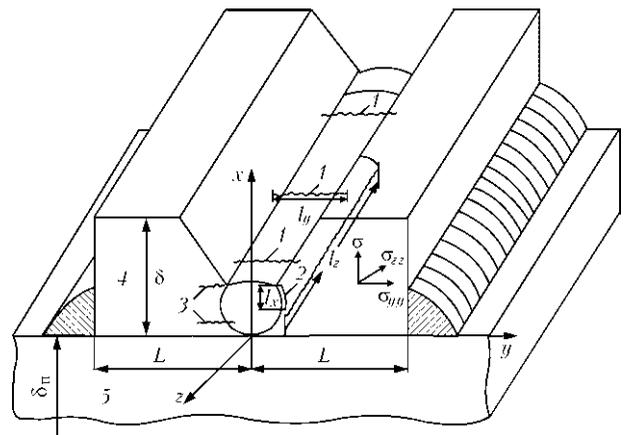


Рис. 2. Схема корневого шва с поперечными (1) и продольными (2, 3) трещинами в сварочной пробе (4) толщиной δ и шириной $2L$, закрепленной фланговыми швами к плите (5) толщиной $\delta_n \gg \delta$

Таблица 1. Химический состав (мас. %) основного и наплавленного электродами металла

Материал	C	Si	Mn	Cr	Cu	V	Al	P	S
Сталь 14ХГ2САФД	0,13	0,57	1,42	0,44	0,39	0,08	0,08	0,019	0,015
Электрод АНП-10	0,09	0,43	1,90	Следы	Следы	0,01	—	0,020	0,020



уравнению (2) можно рассчитать вероятность образования холодных трещин в различных сечениях с нормалью j .

Ниже показано применение изложенного подхода для описания условий образования холодных трещин при сварке корневого прохода стыкового шва в типичной сварочной пробе (рис. 2) из стали 14ХГ2САФД толщиной $\delta = 18$ мм, а также представлена термокинетическая диаграмма превращения аустенита (рис. 3). При этом применяли дуговую сварку электродами АНП-10. Химический состав основного и присадочного металла приведен в табл. 1.

На рис. 2 варьируемыми условиями сварки стыкового шва пробы являлись начальная температура подогрева T_0 , содержание водорода в присадочном металле $H_{прис}$ и база закрепления L . Дуговую сварку корневого прохода выполняли на режиме: $I = 140...150$ А; $U_d = 24$ В; $v_{св} = 7,2...7,5$ м/ч. В табл. 2 приведены значения варьируемых параметров T_0 , $H_{прис}$, L для различных вариантов сварки стыкового шва.

По каждому варианту выполняли сварку десяти образцов, по результатам обследования которых определяли вероятность появления холодных трещин, типа показанных на рис. 4. Дальнейшие исследования, связанные с определением температурных полей при сварке, микроструктурных изменений, диффузии водорода и напряжений в ЗП и ЗТВ, проводили численными методами на основе соответствующих математических моделей, разработанных в ИЭС им. Е. О. Патона

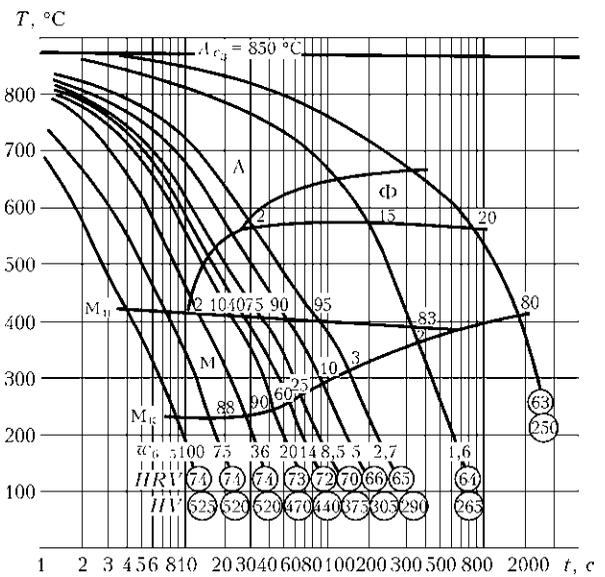


Рис. 3. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита в стали 14ХГ2САФД

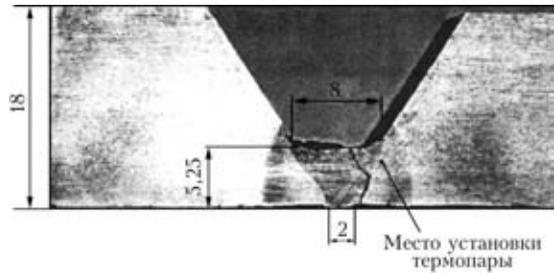


Рис. 4. Макрошлиф поперечного сечения шва после корневого прохода в исследуемой пробе при $L = 50$ мм и $T_0 = 11$ °C

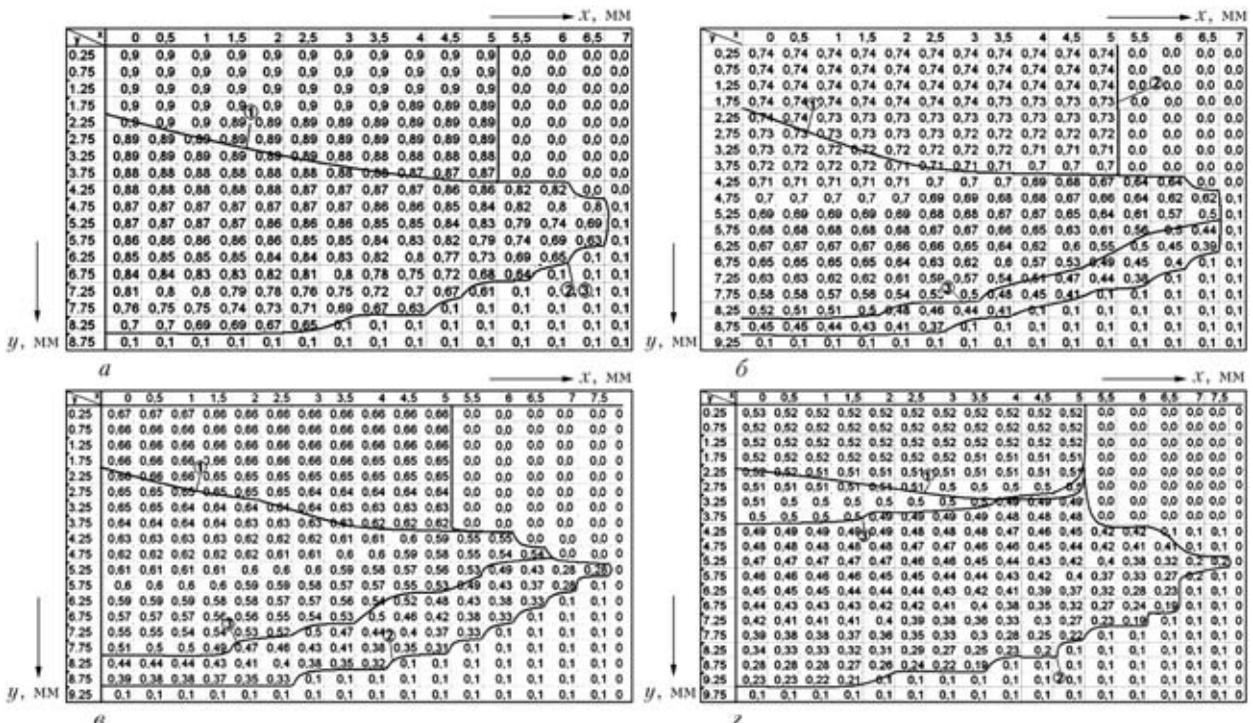


Рис. 5. Распечатка расчетных значений V_M в поперечном сечении корневого шва при $L = 50$ мм и $T_0 = 11$ (а), 70 (б), 90 (в) и 120 (г): 1 — граница ЗП; 2 — граница ЗТВ; 3 — граница, где $V_M \geq 0,5$



Таблица 2. Варианты испытаний на образование холодных трещин

№ варианта	2L, мм	T ₀ , °C	H _{прис} , см ³ /100 г	Количество образцов без трещин	Вероятность разрушения	V _M
1	100	11	4,0	10	0	0,89
2	100	11	6,0	5	0,5	0,89
3	100	11	7,0	0	1,0	0,89
4	100	11	8,6	0	1,0	0,89
5	140	11	8,6	4	0,6	0,89
6	200	11	8,6	9	0,1	0,89
7	100	70	8,6	2	0,8	0,72
8	100	90	8,6	—	—	0,65
9	100	120	8,6	10	0	0,50

[2]. В основу этих моделей положен принцип последовательного прослеживания развития температурных полей, микроструктурных изменений, напряжений и деформаций, а также диффузия водорода от соответствующего начального распределения в присадочном и основном металлах с учетом изменения растворимости и коэффициентов диффузии в зависимости от температуры, а также микроструктурных изменений [2].

Не останавливаясь на подробностях такого моделирования применительно к рассматриваемой стали, теплофизические и механические свойства которой достаточно известны [3], ниже приводим основные расчетные результаты, использованные для получения параметров модели образования холодных трещин (2) при сварочном нагреве рассматриваемой стали.

На рис. 5 приведены данные о распределении мартенсита в поперечном сечении корневого шва (на расстоянии от его начала и конца) при сварке. Поскольку при скорости охлаждения в интервале 600...500 °C $w_{6/5} > 7,8$ °C/c формируется в основном мартенситно-бейнитная структура (см. рис. 3), то данные, представленные на рис. 5, достаточно исчерпывающе характеризуют микроструктуру того объема (см. рис. 4), где образуется холодная трещина в зависимости от содержания водорода и напряжений. В частности, из рис. 5 следует, что при T₀ = 11 °C, которой соответствует $w_{6/5} \approx 25...35$ °C/c по термокинетической диаграмме (см. рис. 3), в металле ЗТВ содержание мартенсита составляет V_M = 0,70...0,90, при T₀ = 70 °C V_M = 0,70...0,40, при T₀ = 90 °C V_M = 0,65...0,35, при T₀ = 120 °C, что соответствует $w_{6/5} \approx 10$ °C/c, V_M = 0,50...0,20.

Что касается непосредственно зоны потенциального образования трещины (см. рис. 4), то содержание мартенсита по данным рис. 5 составляет V_M = 0,89, 0,72, 0,65, 0,50, т. е. соответствует классическим условиям появления холодных трещин при прочих необходимых условиях по водороду и напряжениям.

Рис. 6 дает представление о распределении диффузионного водорода к моменту времени (t ≈ 200 с), когда создаются температурные условия для образования холодных трещин. Эти данные получены для исходного содержания водорода в присадочном металле H_{прис} = 10 см³/100 г.

Видно, что к моменту образования трещины реальное содержание диффузионного водорода в районе трещины (см. рис. 4) не превышает (3,5±0,5) см³/100 г, т. е. 35 % H_{прис}, и мало зависит от значений T₀ в рассмотренных пределах. Отсюда следует, что по содержанию закалочных микроструктур (мартенсит, см. табл. 2) и исходному содержанию водорода H_{прис} = 7,0...8,6 см³/100 г, ко-

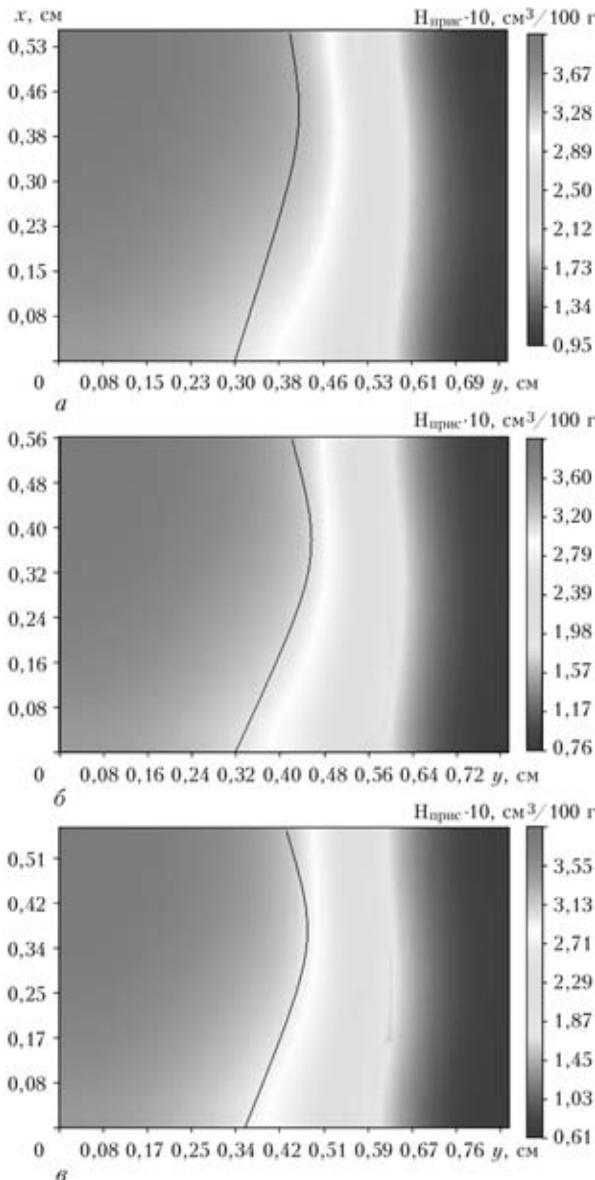


Рис. 6. Распределение диффузионного водорода в сечении z = const в момент времени t = 195 с после прохождения источником данного сечения при T₀ = 11 (а), 70 (б) и 120 °C (в)

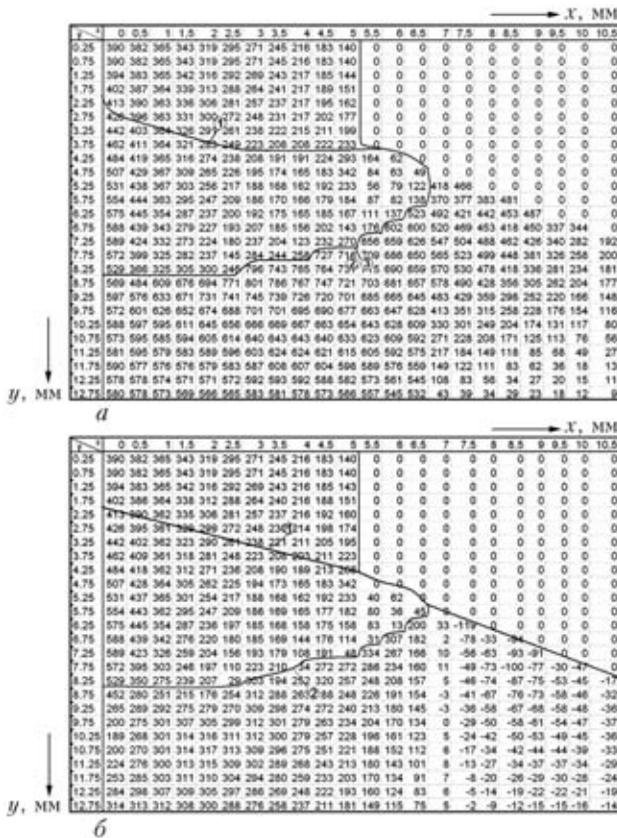
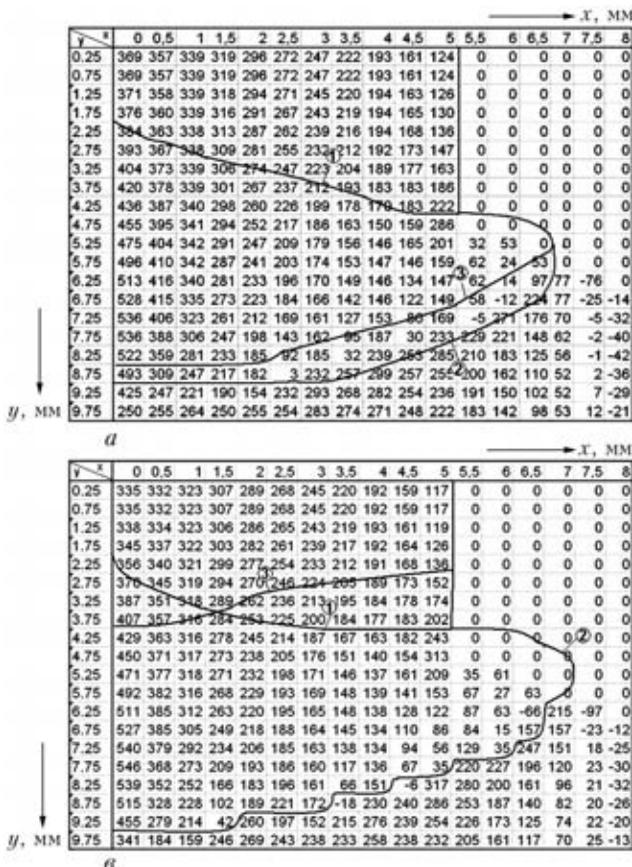


Рис. 7. Распечатка расчетных значений σ_1 (а) и σ_{yy} (б) при $T_0 = 11^\circ\text{C}$ и $L = 50\text{ мм}$ (№ 1–4, табл. 2); 1–3 — см. рис. 5



торое по сравнению с расчетным (см. рис. 6) должно снизиться приблизительно до $(2,5 \pm 0,3)$ $\text{см}^3/100\text{ г}$, без привлечения данных о напряженном состоянии трудно объяснить экспериментальные данные о вероятности возникновения холодных трещин, представленные в табл. 2.

На рис. 7–9 приведены расчетные данные об остаточных главных максимальных напряжениях σ_1 и поперечных нормальных напряжениях σ_{yy} , ответственных за возникновение и распространение холодных трещин, типа приведенных на рис. 4 для вариантов, указанных в табл. 2.

Обработка этих данных по (1) для ЗТВ при $V_M > 0,5$ (на рис. 7–9 эту зону ограничивает кривая 3) позволила установить зависимость параметров A , \bar{V} и η (1) от содержания водорода в присадочном материале $H_{\text{прис}}$ (рис. 10). Характерно, что значение $A(H_{\text{прис}})$ достаточно хорошо коррелирует со значением $\sigma_{\text{кр}}(H_{\text{прис}})$, полученным при испытаниях «Имплант» при скорости охлаждения, соответствующей содержанию марганеца свыше 50 % ($V_M > 0,5$).

Таким образом, из изложенного можно заключить, что количественные характеристики необходимых условий образования холодных трещин при сварке низколегированных высокопрочных сталей проявляются достаточно четко при использовании вероятностной модели хрупкого разрушения Вейбулла. Параметры распределения

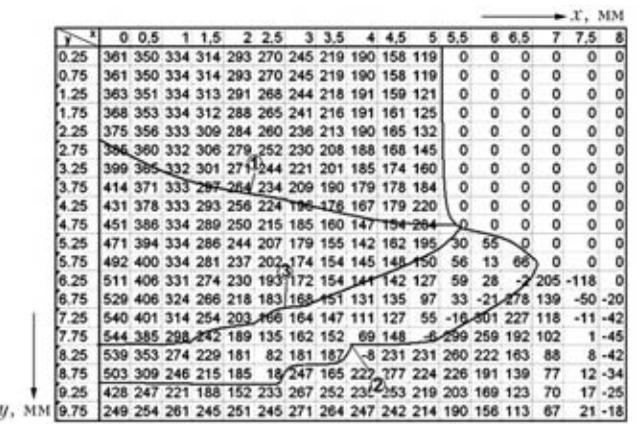


Рис. 8. Влияние T_0 на напряжения σ_{yy} при $L = 50\text{ мм}$: а — $T_0 = 70^\circ\text{C}$; б — 90°C ; в — 120°C

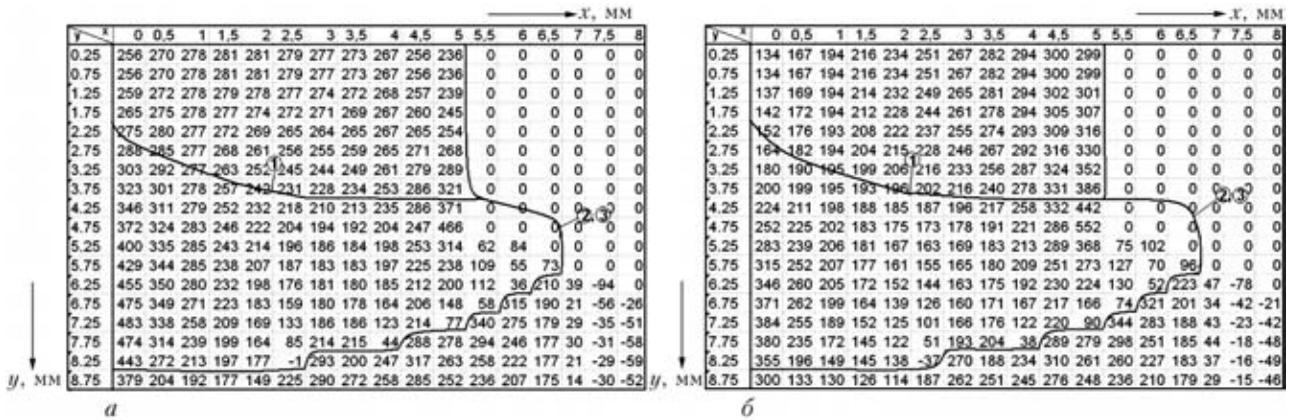


Рис. 9. Влияние значения L на напряжения σ_{yy} при $T_0 = 11$ °C: a — $L = 70$; b — 100 мм

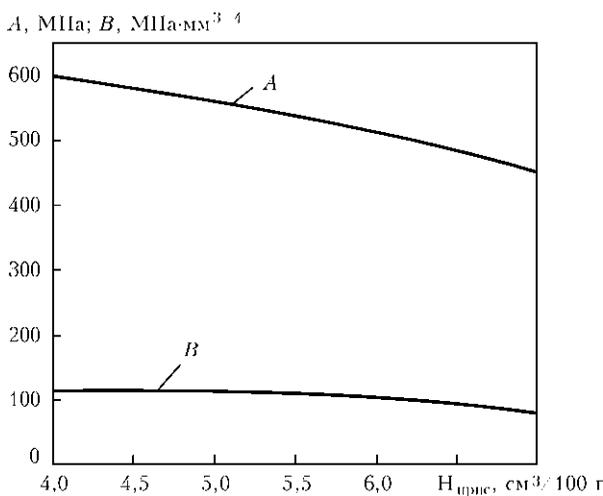


Рис. 10. Влияние содержания диффузионного водорода в при-садочном металле на параметры Вейбулла A и B при $\eta = 4$

являются в общем виде функцией содержания диффузионного водорода и микроструктурного

состояния материала при образовании разрушения.

При сварке плавлением стали 14ХГ2САФД можно принимать параметры распределения Вейбулла $\eta = 4$, $A(N_{прис}) \approx \sigma_{кр}(N_{прис})$ (рис. 10), $\bar{B}_j \approx 100$ МПа·мм^{3/4} при содержании мартенсита в ЗТВ более 50 % ($V_M = 0,5$). При меньших значениях V_M заметно возрастает величина $A(N_{прис})$ так же, как и $\sigma_{кр}(N_{прис})$ при испытаниях «Имплант», при этом вероятность образования холодных трещин в этой стали резко снижается.

1. *Welding handbook: Materials and applications.* — Miami, USA, 1998. — V. 4, pt. 2. — 620 p.
2. *Махненко В. В., Королева Т. В., Лавринец И. Г.* Влияние микроструктурных изменений на перераспределение водорода при сварке плавлением конструкционных сталей // Автомат. сварка. — 2002. — № 2. — С. 7–13.
3. *Теплофизические свойства сталей и сплавов, применяемых в энергетике: Справ. / Под ред. Б. Е. Неймарка.* — М.: Энергия, 1967. — 219 с.

Mathematical model of the risk of cold cracking in welding of structural high-strength steels is considered. The model is based on distributed data on the state of microstructure, content of diffusible hydrogen and stressed state in elementary volumes within the welded joint zone. It is shown that the model makes it possible to more precisely evaluate the local conditions of cold cracking on the basis of the above parameters.

Поступила в редакцию 02.09.2009