



Рис. 3. Характер касательных напряжений вдоль линии 1–3–5–7 очага деформации

Высокое качество получаемого листа также объясняется наличием незначительного температурного градиента, что приводит к отсутствию продольной разнотолщинности.

Также в ходе теоретического исследования было установлено, что направление движения точек очага деформации таково, что течения металла в конус жидкой фазы практически не происходит. Это объясняется тем, что одновременно с деформацией затвердевшего металла происходит смыкание широких стенок оболочки, что препятствует течению металла в конус жидкой фазы.

В. И. Панов

## РАСЧЕТНАЯ ОЦЕНКА СВАРИВАЕМОСТИ СТАЛЕЙ, ПРИМЕНЯЕМЫХ В МАШИНОСТРОЕНИИ

Исследования свариваемости сталей, применяемых в машиностроении, занимают длительный цикл. Между тем, многолетние исследования, проводившиеся в отделе главного сварщика Уралмашзавода, математические программы экспресс-исследования свариваемости, разработанные в Московском высшем техническом училище (МВТУ) им. Н. Э. Баумана под руководством Э. Л. Макарова, результаты исследований, обобщенные

в материалах Международного института сварки и другие материалы позволяют значительно ускорить этот процесс и получать расчетным путем первоначальные данные о фазовых и структурных превращениях в зонах термического влияния, механических свойствах продуктов распада аустенита, о склонности к образованию трещин. Подтверждение полученных результатов следует проверять уже применительно к конкретной конструкции.

**Стали феррито-перлитного класса.** Состав сталей находится в пределах (в %):

$C = 0,05-0,95$ ;  $Si < 0,6$ ;  $Mn < 2$ ;  $Cr$  и  $Ni$  по  $< 3$ ;  $Mo < 1,5$ ;  $V < 0/3$ ;  $Ti < 0,2$ ;  $S$  и  $P$  по  $< 0,030$ .

*Расчет температур фазовых превращений в зонах термического влияния* [1]. Температура начала мартенситного превращения:

$$M_n = 529 - 42C - 30,4Mn - 17,7Ni - 12,1Cr - 7,5Mo.$$

Температура конца этого превращения:

$$M_k = 346 - 474C - 33Mn - 17Ni - 17Cr - 21Mo.$$

Температура начала бейнитного превращения:

$$B_n = 830 - 270C - 80Mn - 70Cr - 83Mo.$$

Время (здесь и далее в секундах) полного бейнитного превращения:

$$T_{\frac{8}{5}} = 10 \exp \left[ 5,81 \left( C + \frac{Si}{16} + \frac{Mn}{16} + \frac{Ni}{48} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{7} + \frac{V}{28} \right) - 1,3 \right].$$

Время начала ферритного превращения:

$$T_{\frac{8}{5}}^F = 10 \exp \left[ 5,80 \left( C + \frac{Si}{291} + \frac{Mn}{14} + \frac{Ni}{67} + \frac{Cr}{16} + \frac{Mo}{6} + \frac{V}{425} \right) - 0,83 \right].$$

Время начала перлитного превращения:

$$T_{\frac{8}{5}}^P = 10 \exp \left[ 5,14 \left( C + \frac{Si}{17} + \frac{Mn}{19} + \frac{Ni}{25} + \frac{Cr}{16} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{3} \right) + 0,06 \right].$$

*Расчетная оценка склонности к образованию горячих трещин [2].*

Показатель Уилкинсона:

$$H.C.S = \frac{C \left( S + P + \frac{Si}{25} + \frac{Ni}{100} \right)}{3Mn + Cr + Mo + V} \cdot 10^3.$$

Стали с  $\sigma_s < 700$  и  $\sigma_b > 700$  МПа склонны к образованию горячих трещин при  $H.C.S > 4$  и  $> 2$  соответственно.

Эквивалентное содержание углерода:

$$C_{\text{экв}} = C + 2S + \frac{P}{3} + \frac{Si - 0,4}{10} + \frac{Mn + 0,8}{12} + \frac{Ni}{12} + \frac{Cu}{15} + \frac{Cr - 0,08}{15}.$$

При  $C_{\text{экв}} > 0,45\%$  сталь склонна к образованию горячих трещин, при  $C_{\text{экв}} < 0,15\%$  обладает хорошим сопротивлением образованию трещин.

Показатель Гривняка:

$$UCS = 230C + 190S + 75P + 45Nb - 12,3Si - 5,4Mn + 6,7Mo.$$

При  $UCS < 10$  сталь не склонна к образованию горячих трещин.

При  $UCS > 30$  сталь склонна к образованию горячих трещин.

Критическая скорость деформации металла шва:

$$V_{\text{кр}} = 19 - 42C - 41Si + 5,6Mn + 6,7Mo.$$

При  $V_{\text{кр}} > 6$  мм/мин – стойкая, при  $V < 1,8$  – склонная к образованию трещин.

*Расчетная оценка склонности к образованию холодных трещин. Эквивалентное содержание углерода:*

$$C_{\text{экв}} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \%.$$

При  $C_{\text{экв}} > 0,45$  сталь склонна к образованию холодных трещин.

Параметр трещинообразования  $P_w$ :

$$P_w = P_{ct} \frac{H_{гл}}{60} + \frac{K}{40 \times 10^4},$$

где

$$P_{ct} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B;$$

$H_{гл}$  – содержание водорода в металле шва,  $см^3/100$  г, установленное глицериновым методом;

$K$  – коэффициент интенсивности жесткости;

$K = K_0 \delta$ ;

$K_0$  – коэффициент, 200–1000 Н ( $мм^2 \times мм$ ), для пробы Теккен  $K_0 = 685$ ;

$\delta$  – толщина металла.

Для сталей с содержанием углерода 0,07–0,22%,  $\sigma_{вр} = 500$ –700 МПа и при величине погонной энергии  $q/V = 17$  кДж/см образование трещин в металле корня шва возможно при  $P_w > 0,286$ .

Расчет температуры предварительного подогрева:

$$T_0 = 1\,440 P_w - 392.$$

Расчет по программному комплексу МВТУ «Свариваемость легированных сталей» [3].

Условие стойкости металла зоны термического влияния сварного соединения (ЗТВ) против образования холодных трещин  $\sigma_{св} > \sigma_{кр}$ :

$$\sigma_{кр} = \sigma_{0,2(ЗТВ)} (2,753 - H_d d_3 + 0,307C \times H_d + 0,017H_d^2 - 4,186C - 0,005S_d - 4,457d_3 + 10,213Cd_3 - 0,54H_d + 0,005CS_d + 1,021C_2 + 0,058d_3^2),$$

где  $\sigma_{кр}$  – критическое разрушающее усилие;

$\sigma_{0,2(ЗТВ)}$  – предел текучести ЗТВ;

$C$  – содержание углерода;

$S_d$  – действительное содержание структурных составляющих («+»  $S_d$  – маргенсит, остальное бейнит, «-»  $S_d$  – ферритоперлит, остальное – бейнит);

$d_3$  – диаметр действительного аустенитного зерна;

$H_d$  – концентрация диффузионного водорода.

Максимальная твердость околошовной зоны:

$$HV = (90 + 1050C + 27 Si + 75 Mn + 30 Ni + 31 Cr) 10 \text{ МПа.}$$

Вероятно образование трещин при  $HV > 3500$  МПа и  $Mn < 290$  °С.

Максимальные и минимальные диапазоны твердости ЗТВ [4]:

$$HV = 1\ 200 \text{ Сэкв} - 260,$$

$$HV = 1\ 200 \text{ Сэкв} - 200.$$

Показатель Джексона:

$$H_{\max} = (660 \text{ Сэкв} + 40) \pm 40.$$

Образование трещин возможно при  $HV > 350$ .

Эквивалент вредных примесей:

$$P_s = [O] + 0,8[S] + 0,7[P].$$

При  $P_s > 0,08\%$  снижаются пластичность и вязкость металла шва.

*Сопротивление хрупкому разрушению металла околошовной зоны.*

Критический коэффициент интенсивности напряжений:

$$K_{Ic} \left( \frac{204000}{86 - T_{и}} \right) 0,309, \text{ МПа} \times \text{м}^{\frac{1}{2}},$$

где  $T_{и} = T_r - V_{T_{50}}$ ,  $T_r$  – рабочая температура,  $V_{T_{50}}$  – температура 50 % волокнистости излома:

$$V_{T_{50}} = 137P_{BA} - 11 \text{ °С},$$

где

$$P_{BA} = C - \frac{Cu}{6} - \frac{Ni}{5} - \frac{Mo}{11} + 4S.$$

*Склонность к образованию слоистых трещин:*

$$P_1 = P_{cr} \left( \frac{H_2}{60} \right) + 26S.$$

Сталь обладает склонностью к пластинчатому растрескиванию при  $P_1 > 0,40$ .

*Склонность к образованию трещин при повторном нагреве:*

$$\Delta G = Cr + 3,3Mo + 8,1V.$$

При  $\Delta G > 0$  сталь склонна к растрескиванию.

$$PSR = Cr + Cu + 2Mo + 7Nb + 5Ti - 2.$$

При  $PSR > 0$  сталь склонна к растрескиванию.

При  $\Delta G + PSR < 0,5$  сталь не склонна к трещинам.

При  $-0,5 < \Delta G, PSR$  сталь склонна к трещинам, если  $q/V > 20-30$  кДж/см.

При  $\Delta G, PSR > 1$  сталь склонна к трещинам при  $q/V < 10$  кДж/см.

**Стали аустенитного класса.** Оценка свариваемости по диаграмме Шеффлера.

По запасу аустенитности:

$$\frac{Cr_1}{Ni_1} = \frac{Cr + 1,37Mo + 1,5Si + 2Nb + 3Ti}{Ni + 0,31Mn + 22C + 14/2N + Cu}.$$

$\frac{Cr_1}{Ni_1} > 1,5$  при  $P + S = 0,02-0,035$  – стойкая,

$\frac{Cr_1}{Ni_1} < 1,5$  при  $P + S > 0,02$  – склонная к образованию горячих трещин.

Фактор склонности  $L$ :

$$L = 299C + 8Ni + 142Nb - 5,5 (\% \delta - Fe)^2.$$

При  $L > 0$  – склонна к образованию трещин.

## Библиографический список

1. Knap I., Sluzale A. Spawalność wysokowytrzymałej stali 25GSM w stanie ulepszym ciepłe // Przegląd spawalnictwa. 1988. 40, № 5–9.
2. Сварка и свариваемые материалы: Справ.: В 3 т. М., 1991. Т. 1.: Свариваемость материалов.
3. Технология электродуговой сварки / Под ред. Б. Е. Патона. М., 1972.

А. В. Шитиков, С. А. Шитиков

## ЦИКЛИЧЕСКОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОГО УПРОЧНЯЮЩЕГОСЯ ТЕЛА

При численном решении задачи циклического деформирования используется модель упрочняющегося упругопластического тела, впервые предложенная в работе [1] и подробно исследованная и конкретизированная в работах [2, 3]. В работе [2] рассматривается случай малых деформаций, когда справедливо разложение полных деформаций  $\epsilon_{ij} = 0,5(\partial u_i / \partial x_j + \partial u_j / \partial x_i)$  в виде суммы упругих  $e$  и пластических  $p$ :  $\epsilon = e + p$ . Здесь  $u(x, t) = x(t) - x_0$ ,  $t$  – время,  $x, x_0$  – вектора текущего и начального положения материальной точки в декартовой системе координат. Для тензора  $p$  постулируется  $\dot{p}(x, t) = 0$  при разгрузке. Точка сверху означает материальную производную по времени. Под разгрузкой подразумевается, что для рассматриваемого материального элемента выполняется  $\varphi < 0$ , где  $\varphi = 0$  – уравнение поверхности нагружения. В качестве параметров состояния среды принимаются тензоры  $e, p$ , энтропия на единицу массы  $S$  и тензор внутренних переменных  $k$ , с помощью которого описывается часть мощности диссипации механической энергии, условно названная энергией, идущей на перестройку «внутренней структуры» элемента. Для этого тензора также постулируется  $\dot{k} = 0$  при разгрузке. В качестве математического выражения II начала термодинамики часто принимается неравенство Планка:

$$P = T\dot{S} + \rho^{-1} I \cdot \partial q / \partial x \geq 0, \quad (1)$$

где  $T$  – абсолютная температура;  $\rho$  – плотность;  $q$  – вектор потока тепла;  $I$  – единичный тензор;  $A \cdot B = A_{ij} B_{ij}$ . В рассматриваемой модели наряду с нера-