

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА В ЗТВ ПРИ СВАРКЕ СТАЛИ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ

В. ПЕКАРСКА (Политехника Ченстоховская, Польша)

Предложена математическая модель, описывающая температурное поле и фазовые превращения в процессе лазерной сварки. Температурное поле определяется уравнением неустановившегося потока тепла с конвекционным членом с использованием функции Грина. Модель фазовых превращений в твердом состоянии для свариваемой стали базируется на положении о непрерывном охлаждении и уравнениях Авраами, Койстинена и Марбургера. Объемные доли фаз во время охлаждения определены как функции температуры и скорости охлаждения, а прирост деформаций зависит от температуры и фазовых превращений. Выполнена оценка структуры металла в ЗТВ сварного соединения.

Ключевые слова: лазерная сварка, температурное поле, зона термического влияния, термический цикл, dilatограммы, фазовые превращения, структура, математическая модель

К сварным конструкциям предъявляются высокие требования относительно рабочих нагрузок и усталостной прочности. Особое влияние на механические характеристики металла зоны термического влияния (ЗТВ) оказывают температурные поля и фазовые превращения при сварке, которые вызывают значительные изотропные тепловые и структурные деформации, генерирующие существенные временные и остаточные напряжения [1–7]. Следовательно, при моделировании процесса сварки необходимо учитывать не только изменения температуры, но и фазовые превращения, а также их кинетику [1, 3–11]. Численные исследования фазовых превращений позволяют сократить объем трудоемких экспериментов и получить данные для расчета остаточных напряжений.

Кинетика микроструктурных изменений в сварном шве и околошовной зоне при сварке сталей представляет собой сложный процесс, который адекватно сложно описать математическим путем. Для оценки влияния фазовых превращений на деформации и напряжения, возникающие во время нагрева и охлаждения металла при сварке, необходимы данные о кинетике и типах происходящих фазовых превращений.

Исследованиями фазовых превращений ученые занимаются уже длительное время. В литературе по этой тематике содержатся описания моделей, учитывающих роль процессов, происходящих во время термической обработки [4, 5, 12–17]. При этом внимание исследователей привлекает кинетика фазовых превращений и возможность количественного прогнозирования структуры сварного соединения в зависимости от параметров сварки [1, 9–11]. Определено, что достаточно реально строить математические модели на основе

диаграмм анизотермического распада аустенита (АРА). Для прогнозирования содержания структурных составляющих и механических свойств металла ЗТВ в зависимости от химического состава стали и скорости охлаждения $w_{8/5}$ в интервале температур 800...500 °С используются, в частности, модели, разработанные для низколегированных сталей повышенной прочности [18].

В последние десятилетия большое внимание уделяется лазерной сварке, при этом требования к качеству сварных соединений неуклонно повышаются. Однако пока еще имеется мало разработок по моделированию процессов, сопутствующих сварке. Например, в ряде работ экспериментально определяются оптимальные параметры сварки, моделируется температурное поле, приводятся результаты металлографических исследований структуры металла в зоне сварки и др. [4, 10, 16, 19, 20].

При лазерной сварке происходят явления, не характерные для традиционных способов сварки [3, 4, 10, 11, 16, 19, 20]. Мощность луча и скорость его перемещения оказывают большое влияние на форму валика, а следовательно, и размеры ЗТВ свариваемых элементов [10, 11, 16, 19]. Концентрированный источник тепла при лазерной сварке нагревает соединяемый металл до высокой температуры при значительном ее градиенте. В связи с большой скоростью охлаждения металла при лазерной сварке в ЗТВ образуются закаленные структуры, что имеет место даже в хорошо свариваемых сталях.

С целью расширения знаний в области моделирования фазовых превращений, происходящих в металле ЗТВ, в настоящей работе рассмотрена предложенная математическая модель фазовых превращений стали повышенной прочности S355J2G3 и с ее помощью выполнено численное моделирование структуры металла ЗТВ при лазерной сварке листа. Модель фазовых превращений в твердом состоянии стали построена на основе АРА и уравнений Авраами, Койстинена и Марбургера. Значения удлинения, деформации и



объемной доли фаз в зависимости от фазовых превращений для исследованной стали приняты исходя из экспериментальных данных. Температурное поле сварного соединения определено из уравнения неустановившегося потока тепла с конвективным членом, которое решено методом функции Грина [20]. При оценке структурных составляющих в ЗТВ объемные доли фаз во время нагрева и охлаждения определяли как функции температуры и скорости охлаждения.

Математическая модель фазовых превращений. Модель фазовых превращений разработана для свариваемой стали повышенной прочности с использованием диаграммы АРА, а объемная доля фаз во время охлаждения определена как функция температуры и скорости охлаждения.

Объемная доля аустенита, образовавшегося во время нагрева, определяется по формуле Авраами:

$$\tilde{\eta}_A(T, t) = 1 - \exp(-bt^n), \quad (1)$$

где t — время; $b(t_s, t_f)$ и $n(t_s, t_f)$ — коэффициенты, определяемые из условий начала ($\eta_s = 0,01$) и конца ($\eta_f = 0,99$) фазовых превращений; t_s и t_f — время соответственно начала и конца фазовых превращений;

$$n(t_s, t_f) = \frac{\ln(\ln(\eta_s)/\ln(\eta_f))}{\ln(t_s/t_f)}, \quad b(t_s, t_f) = -\frac{\ln(\eta_f)}{(t_s)^n}. \quad (2)$$

Объемная доля фазы, образовавшейся во время охлаждения аустенита, определяется температурой и скоростью охлаждения $w_{8/5}$. Объемную долю новой фазы (феррита, перлита или бейнита) находят с учетом скорости охлаждения также по формуле Авраами (диффузионные превращения) с учетом уже существующих структурных составляющих:

$$\eta_{(i)}(T, t) = \eta_{(i)} \tilde{\eta}_A (1 - \exp(-b(t(T))^n)); \quad \sum_k \eta_k = 1, \quad (3)$$

где $\eta_{(i)}$ — максимальная объемная доля фазы при определенной скорости охлаждения, %; η_k — объемная доля соответствующей фазы исходной структуры (без перехода в аустенит), %.

Коэффициенты n и b определяются по формулам (2), где t_s и t_f зависят от скорости охлаждения $w_{8/5}$, т. е. $b = b(t_s(w_{8/5}), t_f(t_s(w_{8/5}))$ и $n = n(t_s(w_{8/5}), t_f(w_{8/5}))$.

Объемная доля мартенсита находится по модифицированной формуле Койстинена-Марбургера:

$$\eta_M(T) = \eta_{(i)} \tilde{\eta}_A \left(1 - \exp \left(- \left(\frac{M_s - T}{M_s - M_f} \right)^m \right) \right), \quad (4)$$

$T \in [M_s, M_f(w_{8/5})]$

где $m = 2,5$ — коэффициент, определяемый для исследуемой стали экспериментально; M_s, M_f — температура соответственно начала и конца мартенситного превращения.

Фазовые превращения вызывают изотропную деформацию металла, причем прирост деформации в зависимости от температуры и фазовых превращений во время нагрева и охлаждения определяется по формулам

$$d\epsilon^{TPh} = \sum_{i=1}^{i=5} \alpha_i \eta_i dT - \epsilon_{\Lambda}^{Ph} dV_{\Lambda},$$

$$d\epsilon^{TPh} = \sum_{i=1}^{i=5} \alpha_i \eta_i dT + \sum_{j=2}^{j=5} \epsilon_j^{Ph} d\eta_j, \quad (5)$$

где $\alpha_i = \alpha_i(T)$ — коэффициенты линейной дилатации; $i = A, B, \Phi, M, П$ — соответственно аустенит, бейнит, феррит, мартенсит, перлит; ϵ_{Λ}^{Ph} — изотропная деформация фазового превращения исходной структуры в аустенит; $\epsilon_j^{Ph} = \epsilon_j^{Ph}(T)$ — изотропные деформации фазового превращения аустенита соответственно в $j = B, \Phi, M, П$.

Проверка модели. Для описания кинетики фазовых превращений и обусловленных ими значений деформаций проведены дилатометрические исследования на дилатометре LVDT фирмы «Thermoanalyse GmbH». Эксперименты выполнены на свариваемой стали S355J2G3 следующего химического состава, мас. %: 0,19 C; 1,05 Mn; 0,2 Si; 0,028 P; 0,02 S; 0,08 Cr; 0,11 Ni, 0,006 Al; 0,003 V.

Нагрев трубчатых образцов длиной 10 мм до 1100 °C осуществляли со скоростью 100 °C/c, а охлаждение — с разными скоростями (630, 300, 200, 150, 100, 50, 10, 2, и 0,5 °C/c), время выдержки — 2 с. Критические точки превращения A_{c1} и A_{c3} , определенные экспериментально при нагреве со скоростью 100 °C/c, равны соответственно 758 и (911±4) °C ($A_{c1} \approx 740$ и $A_{c3} \approx 860$ °C).

Для определения структурного состава материала при различных скоростях охлаждения использовали дилатометрические кривые (рис. 1), а также результаты измерения микротвердости и исследований микроструктуры дилатометрических образцов. Металлографический анализ образцов после охлаждения позволил уточнить процентное соотношение структурных составляющих. Результаты дилатометрического анализа фазовых превращений при различных скоростях охлаждения стали S355J2G3 приведены в таблице.

Дилатограммы стали S355J2G3, полученные экспериментально при различных значениях скорости охлаждения, представлены на рис. 1, а диаграмма АРА — на рис. 2.

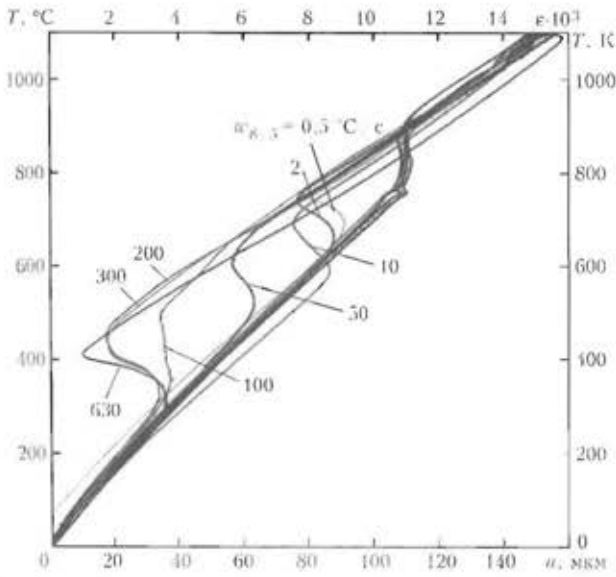


Рис. 1. Экспериментальные дилатограммы стали S355J2G3, полученные при различной скорости охлаждения: σ — напряжение; u — смещение

С помощью представленной модели фазовых превращений выполнены численные исследования деформации и кинетики фазовых превращений в стали S355J2G3 при аналогичных термических циклах со скоростью охлаждения $w_{8/5} = 0,5, 2, 10, 50, 100, 300$ и 630 °C/c.

Значения коэффициентов линейной дилатации $\alpha_{ФП} \cdot 10^6$ (23,0; 12,7; 14,7; 13,0; 14,7 1/K) и изменения объемной доли $V \cdot 10^{-3} = 2,3; 5,5; 3,5; 6,5, 3,5$ А, Б, Ф, М и П (изотропные деформации фазового превращения) приписываем в соответствии с экспериментальными данными. Коэффициент линейной дилатации исходной структуры в зависимости от температуры точно определяет функция типа

$$\alpha_{ФП}(T) = -1,3787 \cdot 10^{-11} T^2 + 2,1866 \cdot 10^{-8} T + 6,7769 \cdot 10^{-6} \quad (6)$$

Коэффициенты уравнения (6) находят при условии, что значения коэффициента линейной дилатации $\alpha_{ФП} \cdot 10^6 = 12; 15$ и 15 1/K соответственно при температуре 20, 340 и 700 °C.

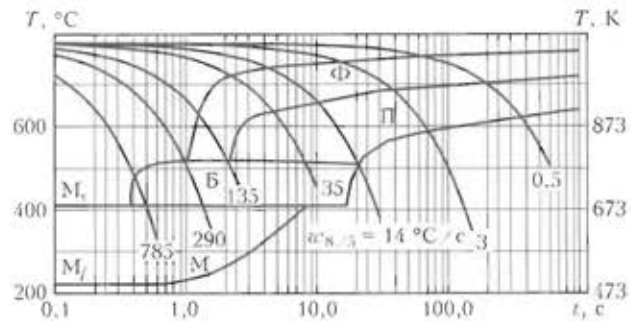


Рис. 2. Диаграмма АРА стали S355J2G3

Численное моделирование структуры ЗТВ при лазерной сварке. Температурное поле определяется по уравнению неустановившегося потока тепла с конвективным членом вида

$$a \nabla^2 T(\mathbf{x}, t) - \frac{\partial T(\mathbf{x}, t)}{\partial t} + \nabla T(\mathbf{x}, t) \mathbf{v} + \frac{Q}{C} = 0, \quad (7)$$

где $a = \lambda c$ — коэффициент выравнивания температуры; c — удельная теплоемкость; Q — мощность объемного источника тепла; $\mathbf{x} = \mathbf{x}(x, y, z)$ — вектор положения рассматриваемой точки; $\mathbf{v} = \mathbf{v}(\mathbf{x}, t)$ — вектор скорости перемещения лазерного луча.

Уравнение (7), решаемое методом суперпозиции функции Грина, предложенным в [7], заключается в интегрировании функции Грина в объеме в виде призмы ($-\infty < x, y < \infty, 0 \leq z < \infty$) с начальными и граничными условиями

$$T(\mathbf{x}, t) = 0, \begin{cases} x, y \rightarrow \pm \infty, \\ z \rightarrow \infty, \end{cases} q = -\lambda \frac{\partial T(\mathbf{x}, t)}{\partial z} = 0, z = 0. \quad (8)$$

Принимается модель полубесконечного тела с началом системы координат $\{x', y', z'\}$ в точке свариваемого источника тепла (рис. 3).

В алгоритме решения использована техника фиктивных источников. Принято, что стационарное решение существует для времени t , а подвижная система координат $\{x', y', z'\}$ перемещается относительно базовой системы координат со скоростью $\mathbf{v} = \mathbf{v}(u, 0, 0)$ параллельно оси x .

Влияние скорости охлаждения на фазовые превращения в стали S355J2G3

$w_{8/5}, \frac{°C}{c}$	HV 0,05	Критические точки фазового превращения, °C								Конечный состав структуры
		M_s	M_f	B_s	B_f	F_s	F_f	P_s	P_f	
0,5	130					778	715	715	617	-0,65Ф, 0,35 П
2,0	160					769	695	695	592	-0,64Ф, 0,36 П
10,0	179			520	405	748	632	632	520	-0,59Ф, 0,41 П
50,0	172	412	315	520	412	686	606	606	520	-0,31Ф, 0,45 П, 0,24 Б
100,0	199	409	265	530	409	621	530			-0,15Ф, 0,40 П, 0,35 Б, 0,10 М
200,0	Не опр.	411	235	522	410					-0,15Ф, 0,45 П, 0,40 М

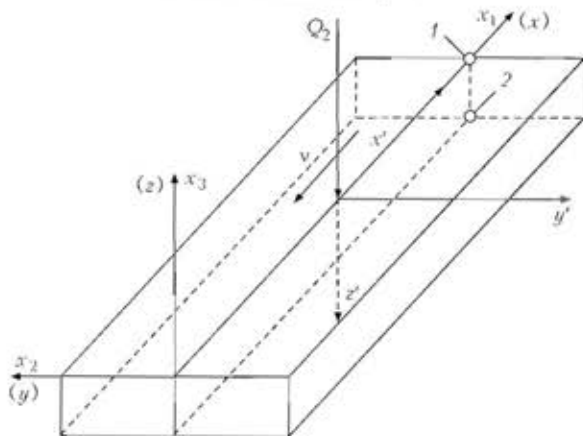


Рис. 3. Модель полубесконечного тела: 1, 2 — исследуемые точки соответственно на верхней и нижней поверхности образца

Температурное поле в рассматриваемой точке определяет источник тепла с распределением мощности в виде

$$Q(x') = \begin{cases} Q(1-R)/(\pi r^2 h_z), & x' = 0, y' = 0, -h_2 \leq z' \leq h_2, \\ 0, & |z'| > h_2, \end{cases} \quad (9)$$

где h_2 — глубина лазерного проплавления; R — коэффициент отражения; r — радиус лазерного луча.

Температура в рассматриваемой области в результате термической нагрузки выражается в виде

$$T_1(x, t) = \frac{1}{C} \int_0^t \int_V Q(x', t') G(|x-x'|, t-t') dV' dt'. \quad (10)$$

Интегрируя (10) по пространственным координатам с учетом (9), получаем

$$T(x, t) = \int_0^t \frac{Q(1-R)}{4\pi h_z C(2a(t-t') + r^2)} \exp\left(\frac{[x-u(t-t')]^2 + y^2}{4a(t-t') + 2r^2}\right) \times \\ \times \left[\operatorname{erfc}\left(\frac{z-h_2}{2\sqrt{a(t-t')}}\right) - \operatorname{erfc}\left(\frac{z+h_2}{2\sqrt{a(t-t')}}\right) \right] dt' + T_0. \quad (11)$$

Численное моделирование процесса лазерной сварки выполнено для образца размером 100×20×5 мм. В расчетах мощность источника тепла принята $Q = 3,8$ кВт при диаметре луча 2 мм. Считаем, что источник тепла перемещается со скоростью 42 м/ч. Допустим, что коэффициент отражения $R = 0,25$. Фазовые превращения определяются по представленной в работе модели. В расчетах использовали диаграмму АРА стали S355J2G3 (см. рис. 2).

Температура, объемная доля фаз в ЗТВ и деформации, образующиеся при заданных нагрузках в процессе сварки, показаны на рис. 4–9.

Таким образом, предложенная численная модель фазовых превращений дает возможность оценить состояние структуры металла в ЗТВ с

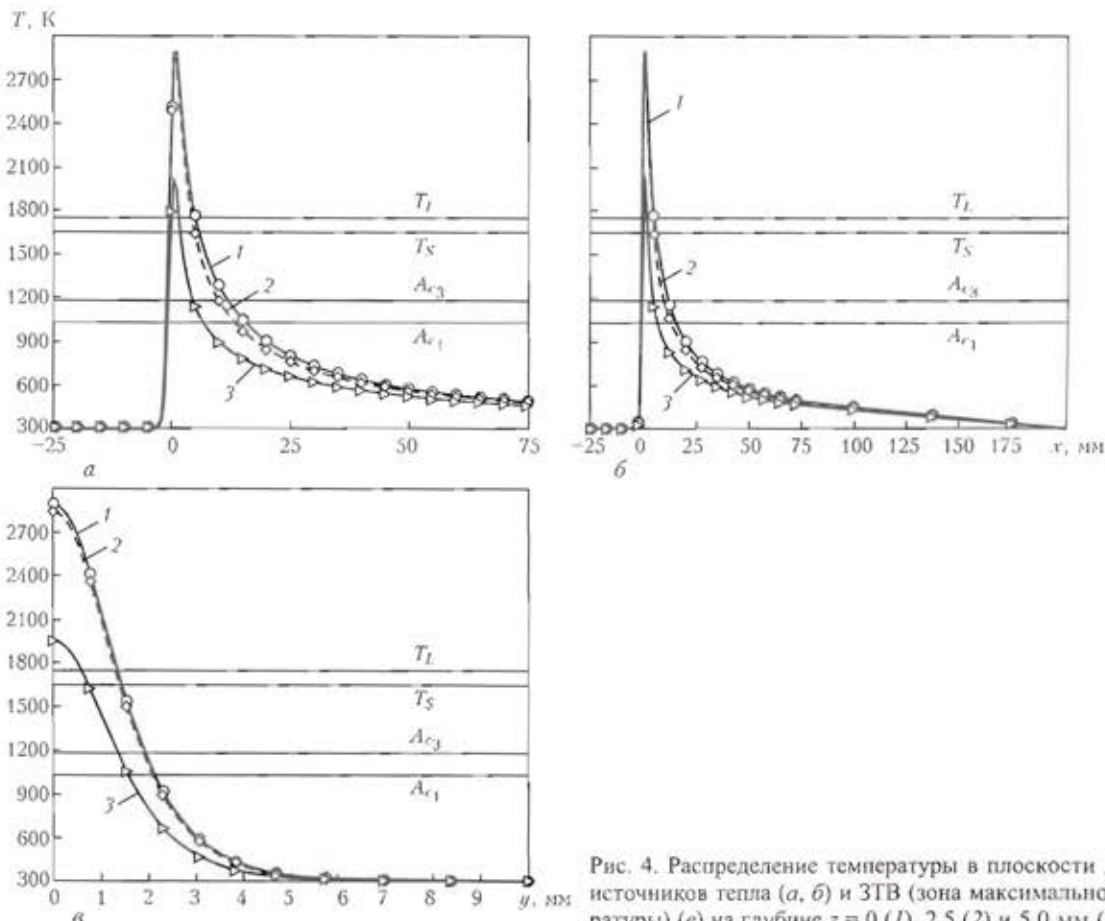


Рис. 4. Распределение температуры в плоскости действия источников тепла (а, б) и ЗТВ (зона максимальной температуры) (в) на глубине $z = 0$ (1), 2,5 (2) и 5,0 мм (3)

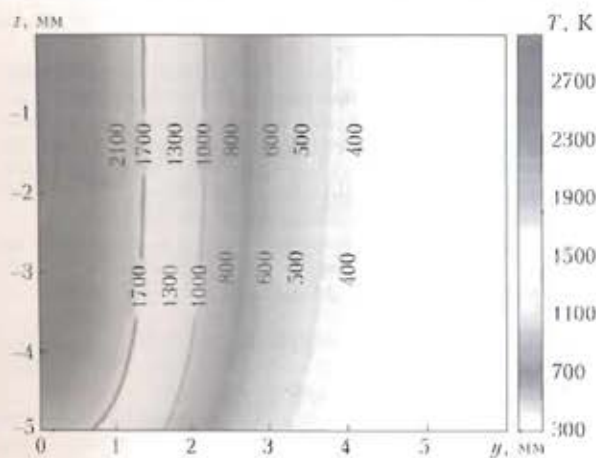


Рис. 5. Изолинии температуры в металле ЗТВ (зона максимальной температуры)

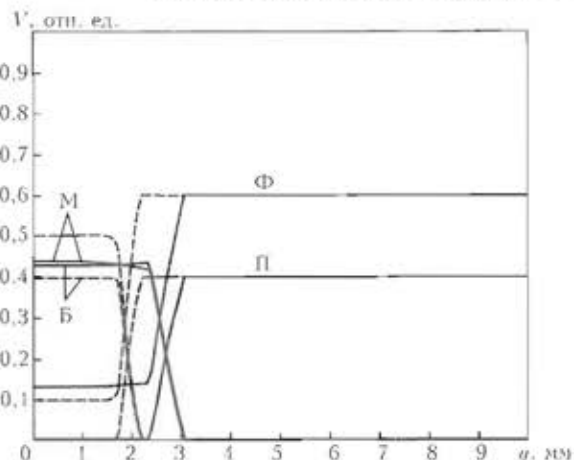


Рис. 7. Объемная доля фаз V в металле верхней (сплошные кривые) и нижней (штриховые) поверхности образца

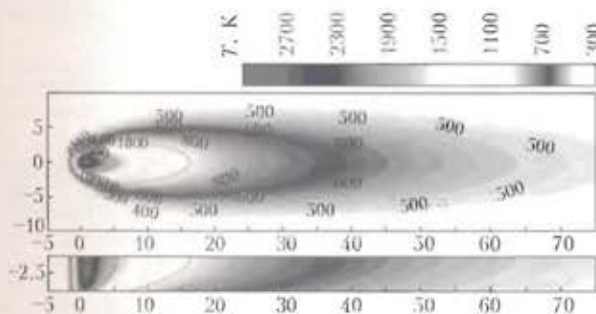


Рис. 6. Распределение температуры в плоскости действия источников тепла

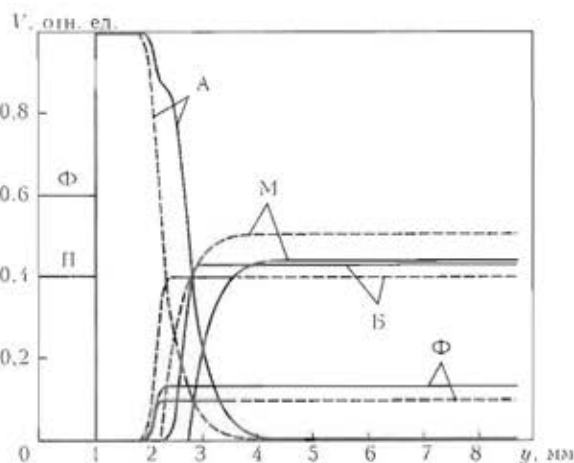


Рис. 8. Кинетика фазовых превращений в точке 1 и 2 (см. рис. 3) на верхней (сплошные кривые) и нижней (штриховые) поверхностях образца

помощью экспериментально установленных значений коэффициентов, характеризующих объемные изменения, происходящие во время фазовых превращений при определенной температуре. В результате можно найти действительный уровень деформаций и использовать эти данные при расчетах временных и остаточных напряжений.

В случае лазерной сварки при $w_{8/5} \approx 300$ К/с ЗТВ узкая (см. рис. 5 и 9). При лазерной сварке листов из стали S355J2G3 толщиной 5 мм в ЗТВ

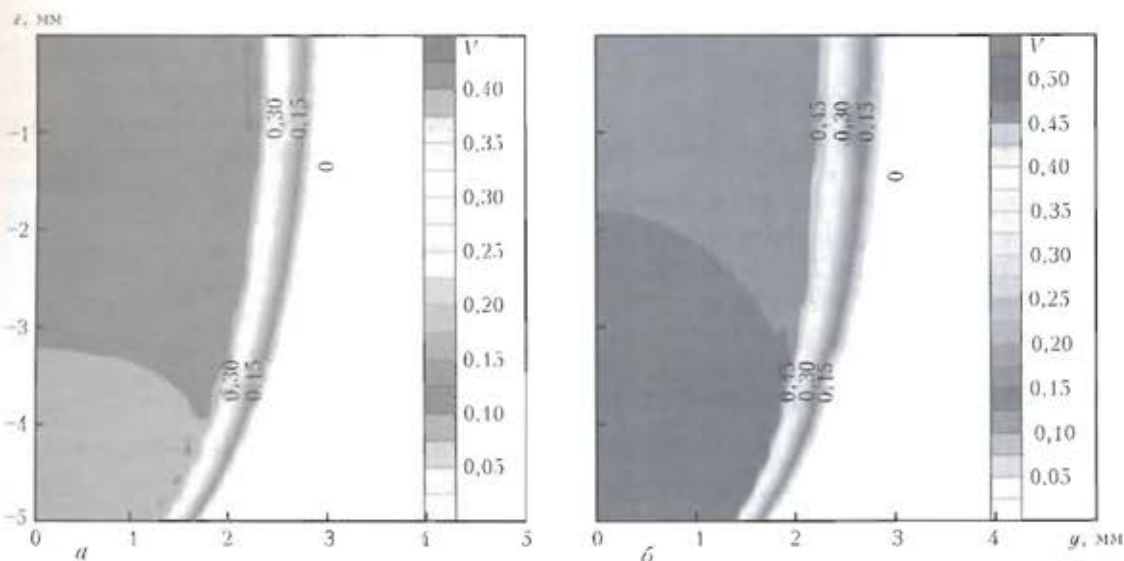


Рис. 9. Изолинии бейнита (а) и мартенсита (б) в ЗТВ после сварки



образуется мартенситная составляющая (рис. 7–9), при сварке другими способами она практически отсутствует.

1. *Исследование* влияния фазовых превращений на остаточные напряжения при сварке кольцевых стыков труб / В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, О. В. Махненко и др. // Автомат. сварка. — 2000. — № 5. — С. 3–8.
2. *Corret M., Combescure A.* A mesomodel for the numerical simulation of the multiphase behavior of materials under anisothermal loading (application to two low-carbon steels) // Intern. J. Mech. Sci. — 2002. — № 44. — P. 1947–1963.
3. *Бокота А., Пекарска В.* Напряженное состояние сварных соединений, выполненных лазерной сваркой с подогревом // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. тр. Междунар. науч. конф., пос. Качивели, Крым, 13–17 сент. 2004 г. / Под ред. В. И. Махненко. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2004. — С. 32–37.
4. *Maiti A. De S. K., Walsh C. A., Bhadeshia H. K. D. H.* Finite element simulation of laser spot welding // Sci. and Techn. Welding and Joining. — 2003. — № 8. — P. 377–384.
5. *Kempen A. T. W., Sommer F., Mittemeijer E. J.* The kinetics of the austenite-ferrite phase transformation of Fe–Mn: differential thermal analysis during cooling // Acta Materialia. — 2002. — № 50. — P. 3545–3555.
6. *Махненко В. И., Сапрыкина Г. Ю.* Роль математического моделирования в решении проблем сварки разнородных сталей (Обзор) // Автомат. сварка. — 2002. — № 3. — С. 18–28.
7. *Кулик В. М., Васильев В. Г.* Изменение структуры и свойств металла ЗТВ соединений стали 30ХГСА при дуговой обработке // Там же. — 2006. — № 7. — С. 19–25.
8. *Kinetic modelling of phase transformations occurring in the HAZ of C–Mn steel welds based on direct observations / J. W. Elmer, T. A. Palmer, W. Zhang et al.* // Acta Materialia. — 2003. — № 51. — P. 3333–3349.
9. *Численное исследование термических процессов при наплавке валов судовых механизмов и устройств / В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, Т. Г. Кравцов, В. В. Севрюков* // Автомат. сварка. — 2001. — № 1. — С. 3–10.
10. *Kyrzanidis An. K., Kermanidis Th. B., Pantelakis Sp. G.* Numerical and experimental investigation of the laser forming process // J. Mater. Proc. Techn. — 1999. — № 87. — P. 281–290.
11. *Пекарска В.* Фазовые превращения в металле ЗТВ сварных соединений, выполненных лазерной сваркой с подогревом // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. тр. Междунар. науч. конф., пос. Качивели, Крым, 13–17 сент. 2004 г. / Под ред. В. И. Махненко. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2004. — С. 220–224.
12. *Cheng-Ji, Notis M. R.* Continuous cooling transformation kinetics of steels: a phenomenological rationalization of experimental observations // Materials Sci. & Eng. — 1995. — R15. — P. 135–208.
13. *Li Chun-Ming, Sommer F., Mittemeijer E. J.* Characteristics of the $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation in Fe–Mn alloys // Ibid. — 2002. — № 325. — P. 307–319.
14. *Melander M.* Computational and experimental investigation of induction and laser hardening: Linköping Studies in Sci. and Techn. Dissertation 124. — Linköping, 1985.
15. *Serajzadeh S., Karimi Taheri A.* A study on austenite decomposition during continuous cooling of a low carbon steel // Materials and Design. — 2004. — № 25. — P. 673–679.
16. *Shen H., Shi Y., Yao Z.* Numerical simulation of the laser forming of plates using two simultaneous scans // Computational Materials Sci. — 2006. — № 37. — P. 239–245.
17. *Silva E. P., Pacheco P. M., Savi M. A.* On the thermo-mechanical coupling in austenite-martensite phase transformation related to the quenching process // Intern. J. Solid and Structures. — 2004. — № 41. — С. 1139–1155.
18. *Зайффарт П., Касаткин О. Г.* Расчетные модели для оценки механических свойств металла ЗТВ при сварке низколегированных сталей // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. тр. Междунар. науч. конф., пос. Качивели, Крым, 13–17 сент. 2004 г. / Под ред. В. И. Махненко. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2004. — С. 103–106.
19. *Lankalapalli K. N.* Model-based weld penetration depth estimation // Welding in the World. — 1997. — № 39. — P. 304–313.
20. *Liu Y.-N., Kamnatey-Asibu E., Jr.* Laser beam welding with simultaneous gaussian laser preheating // J. Heat Transfer. Trans. of the ASME. — 1993. — № 115. — P. 34–41.

A mathematical model is proposed, which describes the temperature field and phase transformations during laser welding. Temperature field is determined by the equation of an unsteady heat flow with a convection term using Green function. Model of phase transformations in the solid state for the steel being welded is based on the statement of continuous cooling and Avrami, Koistinen and Margurger equations. Volume fractions of phases during cooling are defined as functions of cooling temperature and rate, and deformation increment — depending on temperature and phase transformations. Metal structure in the welded joint HAS was evaluated by determination of the volume fraction of the forming phases.

Поступила в редакцию 23.10.2008