



УДК 669.14.018.25

© 2008

И. Г. Величко, В. Е. Данильченко, А. В. Недоля, И. Н. Титов

Влияние импульсного лазерного воздействия на перераспределение углерода в стали

(Представлено академиком НАН Украины А. П. Шпаком)

The influence of the impulse laser treatment of nickel steels on structure changes in the laser effect zone is investigated. In order to describe the processes of heat- and mass-transfer, a mathematical model is suggested. This model consists of the heat and diffusion problems with taking a nonlinear dependence of the carbon diffusion coefficient on temperature and concentration into account. Distributions of the temperature and concentration fields in the laser effect zone are determined. They well agree with experiment in the first approximation. The explanation of the mechanism of forming the oscillatory carbon concentration distribution over the depth of a sample is proposed.

Изменение структурно-фазового состояния и комплекса физико-механических свойств приповерхностных слоев сталей при воздействии непрерывного и импульсного лазерного излучения во многом связано с перераспределением углерода в зоне термического воздействия. Содержание и состояние углерода в этой зоне определяют явление автозакалки и эффект упрочнения в углеродсодержащих сплавах, фазовые и структурные превращения при последующей термической обработке, которые радикальным образом изменяют свойства приповерхностных слоев. Повышение содержания углерода до значений, превышающих его равновесное значение, существенно упрочняет и одновременно повышает стабильность аустенита приповерхностных слоев обработанных сплавов.

При лазерном легировании сплавов с применением углеродсодержащих покрытий перераспределение углерода является основным фактором, управляющим свойствами приповерхностных слоев. В связи с этим выполнен ряд экспериментальных и теоретических работ по изучению закономерностей перераспределения углерода в сплавах на основе железа при непрерывном лазерном воздействии, а также при импульсном воздействии миллисекундной длительности [1–3]. Экспериментально установлено, что закономерности упрочнения сплавов за счет перераспределения углерода зависят от исходного фазового состава сплавов, режимов лазерной обработки, скорости нагрева и последующего охлаждения, структурно-напряженного состояния слоев, диффузионных характеристик легирующих элементов и пр.

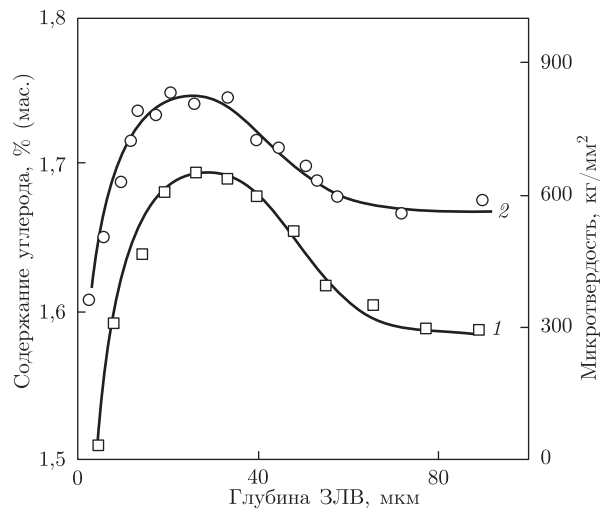


Рис. 1. Изменение концентрации углерода (1) и микротвердости (2) сплава 150H8B2 по глубине ЗЛВ

Вследствие многофакторности процессов массо- и теплопереноса при лазерном воздействии на железуглеродистые сплавы актуальная и практически важная проблема формирования структурно-фазового состояния в условиях перераспределения углерода и других легирующих элементов требует дальнейшего изучения.

Целью работы является экспериментальное и теоретическое исследование характера перераспределения углерода в аустените приповерхностных слоев стали, обработанной импульсным лазерным излучением миллисекундной длительности.

В качестве объекта исследований были выбраны аустенитные железоникелевые стали 145Н10, 150Н8В2, 150Н8 с содержанием углерода в γ -твердом растворе, близком к предельному при обычной скорости охлаждения в холодной воде из γ -области (1,5–1,55% (мас.)). Лазерную обработку сталей проводили на установке КВАНТ-12 импульсами излучения длительностью 4 мс. Образцы обрабатывали при перекрытии лазерных пятен на 20–30%. Содержание углерода в аустените оценивали по параметру a_γ его кристаллической решетки, определенному из рентгеновской дифракционной картины (дифрактометр ДРОН-3).

В результате лазерного воздействия в режиме оплавления наблюдали немонотонное изменение параметра решетки a_γ по глубине зоны лазерного воздействия (ЗЛВ) с максимальными значениями параметра, соответствующими растворению углерода в γ -твердом растворе (1,68–1,72)% (мас.) С в интервале глубин 20–45 мкм. На большей глубине ЗЛВ не выявило существенных изменений параметра ГЦК решетки. На рис. 1 (кривая 1) показана типичная для исследованных сталей зависимость содержания углерода в γ -твердом растворе по глубине ЗЛВ. Измерение микротвердости коррелировало с изменением содержания углерода (см. рис. 1, кривая 2), что указывало на твердорастворный механизм упрочнения ЗЛВ.

Для объяснения процессов, происходящих в ЗЛВ, рассмотрена математическая модель, которая позволяет рассчитать диффузионное перераспределение углерода в аустените и в явном виде учитывает нелинейную зависимость коэффициента диффузии D от температуры T и концентрации углерода C . Она представляет собой одномерную задачу Стефана с одной подвижной границей [1] и состоит из уравнения диффузии

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left[D(C, T) \frac{\partial C}{\partial x} \right], \quad (1)$$

начального условия

$$C(x, 0) = C_0 \quad (2)$$

граничного условия на поверхности образца

$$C(h, t) = C_0, \quad (3)$$

и на подвижной границе

$$D(C, T) \frac{\partial C}{\partial x} \Big|_{x=\zeta(t)} = -C \frac{d\zeta}{dt}, \quad (4)$$

где C_0 — равновесная концентрация углерода; $\zeta(t)$ — координата диффузионного фронта.

Зависимость коэффициента диффузии от концентрации и температуры аналогично [1, 5] имеет вид $D(C, T) = D_0(C) \exp[-\Delta H(C)/(RT)]$, где R — универсальная газовая постоянная.

Используя экспериментальные данные [2], запишем интерполяционное выражение для коэффициента диффузии:

$$D(C, T) = (C^2 - 12,8C + 48,8) \exp \left\{ \frac{0,25C^2 + 4,22C - 154,4}{8,314T} \right\}. \quad (5)$$

Температура определяется из решения одномерной тепловой задачи, которая состоит из уравнения теплопроводности

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \frac{\partial^2 T}{\partial x^2}, \quad (6)$$

где $a = 6,8410^{-6} \text{ м}^2/\text{с}$ — коэффициент температуропроводности; начального условия

$$T(x, 0) = T_0, \quad (7)$$

где T_0 — температура окружающей среды (примем $T_0 = 300 \text{ К}$); и двух граничных условий

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \Big|_{x=h} + \alpha T|_{x=h} = 0, \quad (8)$$

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \Big|_{x=0} = Aq_0 f(t), \quad (9)$$

где $\lambda = 42 \text{ Вт/м}$ — коэффициент теплопроводности; $\alpha = 3 \cdot 10^5 \text{ Вт/м}^2$ — коэффициент теплообмена; $h = 5 \text{ мм}$ — толщина образца; $A = 0,8$ — коэффициент поглощения по мощности, $q_0 = 4,7 \cdot 10^6; 4,7 \cdot 10^7 \text{ Вт/м}^2$ — максимальное значение плотности мощности излучения; $\tau = 4 \text{ мс}$ — длительность импульса; $f(t) = Bte^{-\gamma t}$ — временной фактор [3].

Диффузионная и тепловая задачи являются одномерными вследствие того, что выполняется соотношение

$$\frac{r_f^2}{a} \gg \tau, \quad (10)$$

где r_f — радиус лазерного пятна.

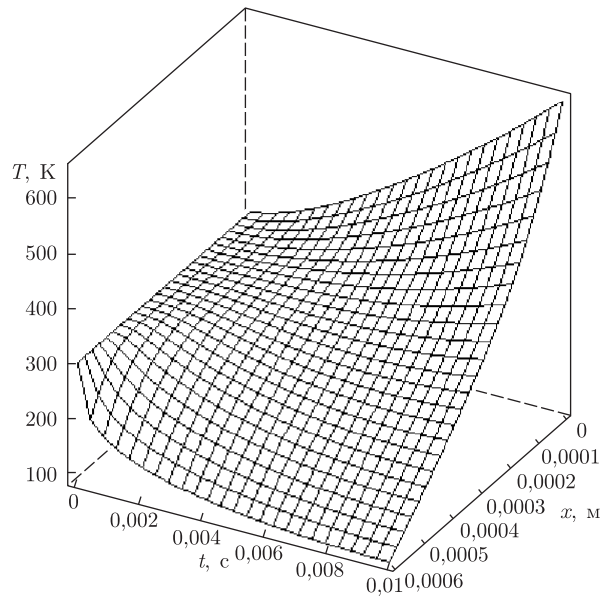


Рис. 2. Распределение температуры по глубине ЗЛВ для разных моментов времени при плотности мощности $4,7 \cdot 10^6$ Вт/м²

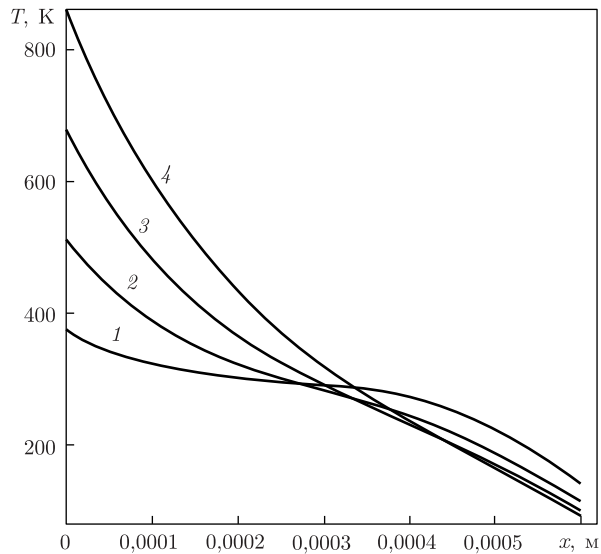


Рис. 3. Распределение температуры по глубине образца для разных моментов времени при плотности излучения 10^7 Вт/м²: 1 – $t = 0,002$ мс; 2 – $t = 0,004$ мс; 3 – $t = 0,006$ мс; 4 – $t = 0,008$ мс

Численное решение тепловой задачи (6)–(9) проводилось при значениях параметров, указанных выше. Для параметров B и γ использовались следующие соотношения [3]:

$$\gamma = \frac{2,9876}{\tau}, \quad B = \gamma^2 \tau. \quad (11)$$

Результаты численного моделирования показали, что характер распределения температуры по глубине и во времени существенно изменяется (рис. 2, 3). Температурно-временные параметры плато при малой плотности мощности коррелируют со значением длительности

импульса. Исчезновение плато при большой плотности мощности связано с поглощением энергии средой при оплавлении. Плавление имеет место только при $q_0 = 4,7 \cdot 10^7$ Вт/м² и начинается в момент времени $t_0 \approx 5,0$ мс. Такие параметры лазерной обработки являются оптимальными для эффективного перераспределения углерода в ЗЛВ для аустенитных железоникелевых сплавов. Для случая $q_0 = 4,7 \cdot 10^7$ Вт/м² можно определить зависимость от времени координаты фронта плавления $\zeta(t)$ (и, соответственно, диффузионного фронта), а также его скорости $\zeta'(t)$, численно решая уравнение

$$T(\zeta(t), t) = T_{\text{пл}}, \quad (12)$$

где $T_{\text{пл}}$ — температура плавления,

$$\zeta(t) = -0,00022 + (0,04655 - 0,68365t)t, \quad (13)$$

$$\zeta'(t) = \frac{d\zeta}{dt} = -1,3673t + 0,04655. \quad (14)$$

По выражению (14) можно определить глубину проникновения концентрационного фронта под действием импульсного лазерного излучения из условия $\zeta'(t) = 0$. Это, в свою очередь, позволяет с помощью соотношения (13) оценить области перераспределения углерода и связанные с ним прочностные характеристики сплава, например твердость, по предложенной в [4] полуэмпирической формуле:

$$H(C) = 4200\sqrt{C} - 400(C - 0,02). \quad (15)$$

Результаты решения тепловой задачи (6)–(9) использовали для численного решения задачи о перераспределении атомов углерода при лазерной обработке аустенитной стали (т. е. диффузионной задачи (1)–(5)). Численное интегрирование проводилось в случае, когда плотность мощности излучения $q_0 = 4,7 \cdot 10^7$ Вт/м² соответствовала поверхностному оплавлению. Это обусловлено тем, что максимальная растворимость углерода в γ -твердом растворе при использовании импульсной лазерной обработки достигается за счет высокой скорости нагрева (10^5 – 10^6 град/с) с последующим высокоскоростным охлаждением окружающей матрицы до комнатной температуры. Максимальная скорость нагрева достигается в условиях оплавления поверхности. Поэтому вызывает интерес решение диффузионной задачи именно в этих условиях.

Из результатов численного решения диффузионной задачи видно, что в момент начала плавления в районе диффузионного фронта образуется концентрационный пик, который затем смещается вглубь образца, опережая сам диффузионный фронт вследствие высокого градиента температур. Начиная с некоторого момента времени (через $\Delta t = 0,5$ мс после начала движения диффузионного фронта), распределение концентрации углерода по глубине имеет осцилляционный характер, что можно интерпретировать как движение нелинейной “волны концентрации”, возникающей вследствие нелинейной зависимости коэффициента диффузии от концентрации и температуры. С течением времени растет как амплитуда таких осцилляций, так и их протяженность по глубине (рис. 4).

В предложенной модели не учитывается влияние более холодной матрицы, окружающей ЗЛВ. Учет этого фактора приведет к частичному сглаживанию осцилляций концентраций, и, по-видимому, ограничит глубину их распространения.

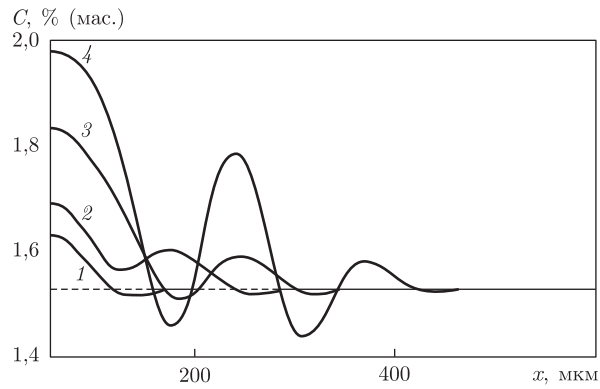


Рис. 4. Распределение концентрации углерода по глубине образца для различных моментов времени: 1 — $t = 5,1$ мс; 2 — $t = 5,3$ мс; 3 — $t = 5,5$ мс; 4 — $t = 5,7$ мс

Сравнение результатов численного моделирования с экспериментальными данными показывает, что расчетная модель качественно объясняет возможность немонотонного изменения концентрации углерода в γ -твердом растворе при импульсном лазерном воздействии на сталь и существенное повышение ее в ЗЛВ по сравнению с концентрацией в исходном аустените (см. рис. 1). В [5] наблюдали осцилляции концентрации углерода после лазерного воздействия на перлитные стали.

1. Мейрманов А. М. Задачи Стефана. – Новосибирск: Наука, 1986. – 240 с.
2. Фаст Дж. Взаимодействие металлов с газами. – Москва: Металлургия, 1975. – 351 с.
3. Анпилогов Д. И., Гиржон В. В. Вплив фактора часу імпульсного лазерного випромінювання на температурне поле в зоні теплової дії // Укр. фіз. журн. – 1997. – **42**, № 3. – С. 301–303.
4. Завестовская И. Н., Игошин В. И., Шишковский И. В. Расчет характеристик упрочненного слоя в модели лазерной закалки сталей // Квант. электроника. – 1989. – **16**, № 8. – С. 1636–1642.
5. Сафонов А. Н., Дубровина Е. А. Диффузионное перераспределение углерода в углеродистых сталях под воздействием высокоэнергетических источников // Там же. – **25**, № 8. – С. 701–704.

*Институт металлофизики
им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, Киев
Запорожский национальный университет*

Поступило в редакцию 18.03.2007