

*Антропов И.И.,  
Омеман Дж.  
(ДонГТУ, г. Алчевск, Украина)*

## **ДИНАМИКА ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛЕЙ**

*Обґрунтовано застосування класичного рівняння теплопровідності для розрахунків розподілу температури в об'ємі при лазерній поверхневій обробці. Показані відмінності фазових перетворень при швидкому нагріванні поверхневого шару металів, наведено результати розрахунку розподілення температур для випадку обробки імпульсним лазерним випромінюванням.*

**Ключові слова:** *рівняння теплопровідності, лазерна поверхнева обробка, імпульсне лазерне випромінювання, фазові перетворення, фазовий склад.*

*Обосновано применение классического уравнения теплопроводности для расчетов распределения температуры в объеме при лазерной поверхностной обработке. Показаны различия фазовых превращений при быстром нагреве поверхностного слоя металлов, приведены результаты расчета распределения температур для случая обработки импульсным лазерным излучением.*

**Ключевые слова:** *уравнение теплопроводности, лазерная поверхностная обработка, импульсное лазерное излучение, фазовые превращения, фазовый состав.*

Наиболее точное решение для распределения температуры в среде с регулярным распределением связанных частиц дает нестационарное уравнение Шредингера. Однако при инженерных расчетах оно неприемлемо. Определение распределения температуры и ее динамики при нестационарном источнике нагрева с помощью уравнения теплопроводности требует учета большого числа констант. Целью данной работы является создание математической модели процесса взаимодействия интенсивного лазерного излучения с металлической поверхностью, адекватно отображающей фазовые превращения, происходящие при лазерной обработке.

Для большинства случаев лазерной неразрушающей обработки непрозрачных материалов тепловой источник можно считать поверхно-

ственным с некоторым законом распределения плотности мощности по сечению области обработки. Временная структура лазерного импульса зависит от типа лазера и особенностей генерации излучения. С некоторыми приближениями можно считать, что структуру источника тогда можно представить в виде

$$q(x, y, t) = q_0 \cdot \varphi(x, y) \tau(t), \quad (1)$$

где  $q_0$  – эффективное амплитудное значение плотности мощности,  $\varphi(x, y)$  – закон пространственного распределения источника,  $\tau(t)$  – описывает временную структуру лазерного импульса.

Пространственно-временное распределение температурного слоя в приповерхностных областях описывается уравнением теплопроводности

$$c\rho \frac{\partial U(x, y, z, t)}{\partial t} = \operatorname{div}(\lambda \cdot \operatorname{grad}(U(x, y, z, t))), \quad (2)$$

где  $c, \rho$  – теплоемкость и плотность обрабатываемого материала,  $\lambda$  – теплопроводность, которые в общем случае являются функциями температуры.

В случае  $a = \frac{\lambda}{c\rho} \approx \operatorname{const}$  (что справедливо [1] для большинства случаев поверхностной обработки сталей), для нормально распределенного поверхностного источника с временной формой

$$\tau(t) = \begin{cases} 1, & 0 \leq t \leq T \\ 0, & t \geq T \end{cases} \quad (3)$$

уравнение (2) с учетом осевой симметрии задачи для полупространства  $z \geq 0$  может быть записано в виде

$$\frac{\partial U(r, z, t)}{\partial t} = a \left( \frac{\partial^2 U(r, z, t)}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial U(r, z, t)}{\partial r} + \frac{\partial^2 U(r, z, t)}{\partial z^2} \right), \quad (4)$$

со следующими граничными и начальными условиями:

$$U(r, z, 0) = 0; \quad U(\infty, \infty, t) = 0;$$

$$-\lambda \frac{\partial U}{\partial z} \Big|_{z=0} = q_0 \cdot e^{-k \cdot r^2}, \quad (5)$$

где  $k = \frac{1}{r_0^2}$  – коэффициент сосредоточенности источника,  $r_0$  – радиус пятна излучения на поверхности материала.

При выполнении условия  $r_0 \gg \sqrt{a \cdot T}$  задача может рассматриваться как одномерная для функций  $U_i(z, t)|_{r_i = \text{const}}$  с точечными источниками  $q_i(r_i, t) = q_0 \cdot e^{-kr_i^2} \tau(t)$  [2], а окончательное решение получится путем суперпозиции соответствующих одномерных решений

$$U(r, z, t) = \sum_i U_i(z, t). \quad (6)$$

Решение системы (4)-(5) [3] после применения (6) с учетом непрерывности  $\varphi(r)$  дает

$$U(r, z, t) = \begin{cases} \frac{2q_0 e^{-kr^2} \sqrt{at}}{\lambda} \int_{\frac{z}{2\sqrt{at}}}^{\infty} \Phi^*(\xi) d\xi & \text{при } 0 \leq t \leq T \\ \frac{2q_0 e^{-kr^2} \sqrt{a}}{\lambda} \left( \sqrt{t} \int_{\frac{z}{2\sqrt{at}}}^{\infty} \Phi^*(\xi) d\xi - \sqrt{t-T} \int_{\frac{z}{2\sqrt{a(t-T)}}}^{\infty} \Phi^*(\xi) d\xi \right) & \text{при } t > T \end{cases} \quad (7)$$

где  $\Phi^*(\xi)$  – дополнение к интегралу вероятности.

Результаты расчета температурного поля в поверхностном слое металлического образца из ст45 показаны на рисунке 1. Условия расчета: время излучения 3 мс, вкладываемая энергия 1,5 мДж.

Таким образом, температура на поверхности образца достигает порога начала аустенитного превращения за десятые доли мс, а распад аустенита начинается примерно через 7 мс после начала облучения, т.е. время выдержки составляет порядка 5,5-7 мс при скоростях нагрева и охлаждения до  $10^7$  К/с, что должно быть достаточно для получения при последующем охлаждении мелкодисперсной структуры, например, мартенсита. Из распределения температуры на глубине 250 мкм хорошо

видно, что с увеличением глубины за счет инерционности процесса теплопроводности происходит запаздывание прогресса, а убывание температуры характеризуется более пологой кривой, т.е. нижележащие области выдерживаются при повышенных температурах значительно дольше, чем поверхность обрабатываемого металла. В дальнейшем необходимо провести аналогичные исследования для других марок углеродистых сталей и сравнить их результаты с экспериментальными.

По известному распределению температур и скоростей нагрева/охлаждения возможно с определенной точностью предсказать распределение фазовых составляющих в области обработки. Полнота превращений зависит от достаточности времени выдержки при температурах выше  $A_{c1}$  для диффундирования углерода в исходные структурные составляющие, скорости охлаждения и степени переохлаждения аустенита, значения температуры начала мартенситного превращения.

Фазовые превращения, сопровождающие лазерную обработку, отличаются от аналогичных процессов при традиционных способах модификации фазового состава, что связано смещением температур

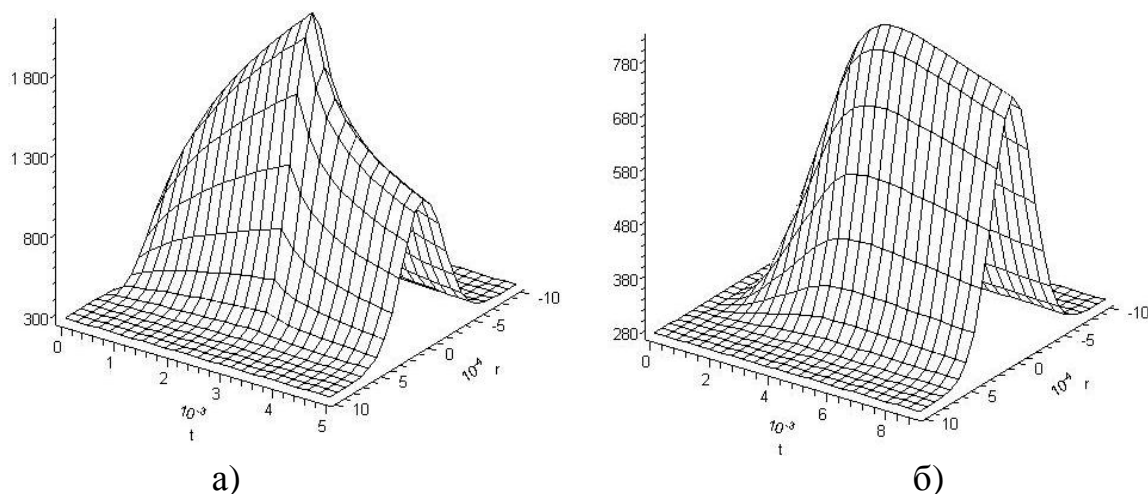


Рисунок 1 – Изменение температуры металла (сталь 45) с течением времени при воздействии импульсным лазерным излучением:  
а) на поверхности металла, б) на глубине 250 мкм

превращений при скоростном нагреве, изменением энергии активации зарождения и роста зерен, другими процессами растворения карбидов и диффузии углерода [4].

В расчетах степени  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения  $\xi$  опираются на уравнение вида [5]:

$$\zeta = 1 - e^{-\beta \int_0^t J dt \left( \int_0^t V dt \right)^3}, \quad (8)$$

где  $t$  - время процесса;  $J$  и  $V$  - скорости зарождения и роста центров новой фазы;  $\beta'$  - параметр, учитывающий геометрию центра. Кинетические величины  $J$  и  $V$  являются функциями температуры. Перегрев системы на несколько градусов может на порядок и более увеличивать  $J$  и  $V$ . В результате экспонента в уравнении (8) должна быстро затухать, а начальная степень превращения должна стремиться к единице.

Полнота мартенситного превращения  $V_{\alpha'}$  может быть определена по соотношению Койштейна-Марбургера [5]:

$$V_{\alpha'} = 1 - e^{\beta(M_s - T_q)}, \quad (9)$$

где  $T_q$  - температура, до которой охлаждается образец,  $\beta \approx -0.011$ .

Типичные структуры, получаемые при лазерных скоростях нагрева углеродистых сталей, показаны на рисунке 2.

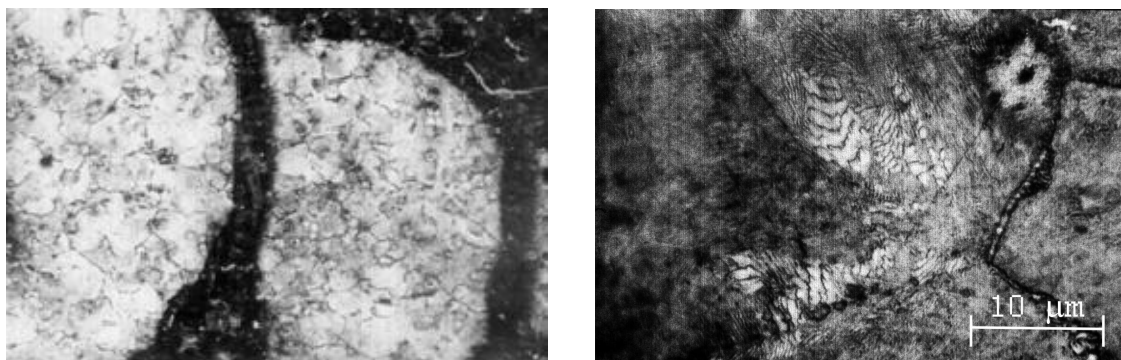


Рисунок 2 – Микроструктура поверхности стали 40X после лазерной обработки: а) перераспределение фазовых составляющих при перекрытии пятен, X50; б) структура в зоне обработки, X1000

Промежуточное (бейнитное) превращение аустенита протекает в температурной области между перлитным и мартенситным превращениями. Кинетика этого превращения и получающиеся структуры имеют черты кинетики и структур, получаемых при диффузионном перлитном и бездиффузионном мартенситном превращениях: диффузионное перераспределение углерода в аустените между продуктами его распада и мартенситное бездиффузионное превращение  $\gamma \rightarrow \alpha$ .

**Выводы.** Использование уравнения теплопроводности позволяет в пределах допустимых ошибок обеспечить инженерный расчет режимов обработки поверхности стальных изделий. Более того, представленная методика расчета дает возможность оценить ожидаемые характеристики поверхности. Выбор режима определяется характером использования обрабатываемых деталей. В некоторых случаях целью об-

работки является повышение износостойкости при сохранении пластичных свойств деталей. Несколько иная задача преследуется при повышении коррозионных свойств поверхности. В этих случаях режимы обработки могут отличаться величиной плотности энергии, длительностью воздействия, режимом перекрытия зон термического воздействия. Требуемые параметры определяются режимом нагрева и охлаждения областей обработки деталей. Фазовые превращения, сопровождающие лазерную обработку, отличаются от аналогичных процессов при традиционных способах модификации фазового состава и могут быть предопределены на основании приведенных расчетов.

### **Библиографический список**

1. Коваленко В.С. *Лазерная технология [учебник]* / Коваленко В.С. – К.: Выща шк. Головное изд-во, 1989. – 280 с.
2. Рыкалин Н.Н. *Лазерная обработка материалов* / Рыкалин Н.Н. и др. – М.: «Машиностроение», 1975. – 296 с.
3. Бертяев. Б.И. *Об особенностях аустенитного превращения в углеродистых сталях при ускоренном и лазерном нагреве* / Бертяев. Б.И. // *Вестник СамГТУ*, 2000. - №9. – С. 103-108.
4. Кристиан Д.К. *Теория превращений в металлах и сплавах [ч.1]* / Кристиан Д.К. – М.: Мир, 1978. – 808 с.
5. Koistinen, D. P. and Marburger, R. E., *Acta Metallurgica* 7, 59, 1959.

*Рекомендована к печати д.т.н., проф. Заблодским Н.Н.*