УДК 621.785: 669.14.018.29

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-2-249-72-78

*А. В. Бровер***РОЛЬ МАССОПЕРЕНОСА В СТРУКТУРООБРАЗОВАНИИ
ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МАТЕРИАЛОВ
ПРИ ЭКСТРЕМАЛЬНОМ ТЕПЛОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ****Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону, РФ**

e-mail: brover@mail.ru

Рассмотрены возможные причины ускорения массопереноса атомов углерода и легирующих элементов в поверхностных слоях сталей и сплавов при экстремальном тепловом воздействии, в частности, при импульсном лазерном облучении. Показано, что аномальный ускоренный массоперенос, в том числе его частный случай – диффузия, в сталях и сплавах при скоростном лазерном нагреве носит кооперативный характер и представляет собой результат одновременного действия нескольких процессов различной физической природы.

Установлено, что параметры массопереноса атомов углерода и легирующих элементов зависят от масштаба и уровня возникающих напряжений, релаксация которых сопровождается протеканием локальной пластической деформации, образованием повышенного числа линейных дефектов кристаллического строения.

В результате экспериментальных и теоретических исследований установлено, что при понижении температуры лазерного нагрева по глубине облученных зон механизм массопереноса изменяется в следующей последовательности: перемещение атомов в оплавленной зоне пятна под действием эффекта Марангони; контактное плавление и жидкофазная диффузия на границах включений с твердой матрицей; термодиффузия Соре под действием локальной пластической деформации; перемещение атомов по объему облученной зоны по механизму «дрейфа» атомов в поле движущихся дислокаций.

Ключевые слова: лазерное облучение, стали, микронеоднородность, массоперенос, локальная пластическая деформация, структура, свойства.

*A. V. Brover***THE ROLE OF MASS-TRANSFER IN THE MATERIALS SURFACE
LAYER STRUCTURING UNDER EXTREME HEATING****Don State Technical University, Rostov-on-Don, Russian Federation**

Possible causes of mass transfer acceleration of carbon atoms and alloying elements in the surface layers of steels and alloys under extreme heating, under pulsing laser irradiation in particular, are considered. The research shows that the anomaly accelerated mass transfer, including diffusion in particular, in steels and alloys under fast laser heating has a cooperative character and is a result of a simultaneous action of several processes of different physics.

It is proved that the carbon atoms mass transfer parameters and alloying elements depend on the scale and the level of emerging tension, relaxation of which goes along with a local plastic deformation, and occurrence of increased number of linear defects in crystal structure.

Experimental and theoretical studies have found that with the temperature of the laser heating lowered along the depth of the irradiated areas the mechanism of mass transfer will change as follows: atoms move in the fused spot area under the influence of Marangoni effect; a contact melting and liquid-phase diffusion occur at the boundaries with the solid matrix; Soret diffusion under the action of local plastic deformation also occur; atoms move along the irradiated zone in an atoms "drift" mechanism within the area of moving dislocations.

Keywords: laser irradiation, steels, micro-heterogeneity, mass transfer, local plastic deformation, structure, properties.

Введение

Структурные изменения в зонах импульсного лазерного воздействия происходят в условиях высоких температур и мощного теплового удара. При локальном нагреве поверхности сталей происходит высокоскоростная фазовая перекристаллизация и закалка тонкого наружного слоя металла с образованием термических (от неравномерного нагрева) и структурных

(в результате фазовых превращений) напряжений. Под действием этих напряжений микрообъемы нагреваемой металлической поверхности, окруженные холодными стенками ненагретого металла, испытывают локальное пластическое деформирование, а также синхронно протекающие процессы динамического возврата, полигонизации, рекристаллизации, массопереноса, полнота протекания которых определяется

скоростью нагрева и охлаждения. В эти процессы определенный вклад может вносить анизотропия коэффициента теплового расширения соседних зерен, разориентированных на большие углы, и разница в объемном расширении фаз в многофазных материалах (например, в стали).

В результате эффект упрочнения материалов при лазерном воздействии достигается не только мартенситным превращением, частичным или полным растворением карбидов, насыщением матрицы их компонентами, микрохимической неоднородностью, но и высокотемпературным наклепом, повышением плотности дефектов кристаллического строения, пластическими сдвигами под действием напряжений, имеющих различную природу.

Выяснение механизма массопереноса в условиях импульсной лазерной обработки является важной и сложной задачей [1–7]. Ее решение может способствовать более глубокому пониманию физики явления и его целенаправленному использованию для промышленной практики, то есть представляет несомненный научный и практический интерес.

В настоящей статье рассмотрены основные факторы, которые могут приводить к ускорению массопереноса при лазерной обработке поверхности металлов в условиях чрезвычайно малой продолжительности импульсного нагрева.

Отдельное внимание уделено роли включений в сталях и сплавах, которые являются концентраторами напряжений и способствуют появлению скопления дефектов кристаллического строения на границах системы включение – матрица, а также локализации релаксационных процессов в результате зарождения и развития деформационных потоков вдоль межфазных границ и в прилегающих участках матрицы сталей.

Методика проведения исследований

Эксперименты проводились на образцах технического железа, сталей У8А, У10А, Р6М5, Р18, ХВГ, 9ХС.

Облучение производилось на лазерной установке «Квант-16». Изменение энергии излучения (10–30 Дж), степени дефокусировки луча (3–10 мм) и длительности импульса излучения в пределах $(1-6) \cdot 10^{-3}$ с позволили варьировать плотность мощности излучения в пределах (50–150 МВт/м²).

Участок необходимых для исследований размеров создавался последовательным перемещением образца относительно оси пучка.

На всех этапах выполнения работы основным исследовательским инструментом была оптическая микроскопия. Просмотр и съемка микроструктур осуществлялись на микроскопе *Neophot-21*. Использовался также сканирующий электронный микроскоп *Hitachi TM-1000*. Измерения микротвердости проводились на приборе ПМТ-3 с нагрузкой 0,49 Н.

Идентификация фазового состава в зонах лазерного воздействия производилась методом дифракционного рентгеновского анализа. Исследования осуществлялись на дифрактометре ДРОН-0,5 в фильтрованном FeK_α -излучении с регистрацией интенсивности сцинтилляционными счетчиками.

Результаты экспериментов и их обсуждение

При проведении металлографических исследований замечено, что в зоне лазерного облучения технического железа, несмотря на малую длительность теплового воздействия, хорошо видны результаты процесса растворения третичного цементита в окружающей матрице (рис. 1), что выражается в образовании вокруг цементитных включений темно-травящейся каемки.

Рис. 1. Структура облученной зоны на техническом железе ($\times 500$)

Микротвердость этих участков составляет 4–6 ГПа. Полученные величины твердости соответствуют твердости мартенсита среднеуглеродистых сталей. Можно сделать вывод, что темно травящаяся каемка около частичек цементита свидетельствует об образовании в этих участках аустенита при нагреве и мартенсита при охлаждении.

Распространение углерода от зернограницных выделений цементита произошло на расстояние $L=2-3$ мкм (см. рис. 1). Такому пути диффузии за время действия лазерного луча $\tau \approx 10^{-3}$ с соответствует коэффициент диффузии в аустените $D \approx L^2/\tau \approx 4 \cdot 10^{-5}$ см²/с, что превышает величину коэффициента диффузии углерода в железе $(1-5) \cdot 10^{-7}$ см²/с при температуре 1000 °С [8] и соответствует коэффициенту самодиффузии железа в расплаве [9].

Объяснить столь высокую скорость диффузии углерода можно появлением зернограницных прослоек жидкой фазы на границах цементита с матрицей (с ферритом) вследствие контактного плавления, происходящего при температурах значительно ниже температур плавления компонентов. В области контактного плавления происходит $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ превращение, что приводит к появлению травимости окружающей цементит структуры.

Подобное явление контактного плавления на границе включений цементита с матрицей технического железа описано для случая лазерного облучения в работе [10] и графита с металлической матрицей чугуна в работах [8, 11].

Ускоренным массопереносом атомов углерода и легирующих элементов в стальную матрицу в условиях лазерного облучения по механизму контактного плавления можно объяснить и экспериментально наблюдаемое частичное растворение легированных карбидов в легированных сталях (рис. 2).

Рис. 2. Микроструктура стали Р6М5 в зоне лазерной закалки без оплавления поверхности ($\times 800$)

Вокруг карбидов, видимо, локализуются жидкие оболочки, которые активно поглощают углерод и легирующие элементы из карбидов. Зоны матрицы, прилегающие к включениям, насыщаются при этом компонентами включений,

которые фиксируются при резком охлаждении в твердом растворе прилегающей матрицы.

Подтверждением возможности частичного растворения карбидов при скоростной лазерной закалке из твердого состояния являются результаты рентгеноструктурного анализа облученной стали Р6М5 в исходном отожженном состоянии, приведенные на рис. 3. Как видно, после лазерной обработки наблюдается уменьшение интенсивности рефлексов карбидов, свидетельствующее об их частичном растворении, а также видно смещение рефлексов мартенсита к меньшим углам отражения и увеличение их уширения, что является следствием появления участков с высокой насыщенностью углеродом и легирующими элементами и с высокой дисперсностью тонкого строения.

Рис. 3. Фазовый состав стали Р6М5 до (1) и после (2) лазерной обработки без оплавления поверхности

Следует отметить, что рассмотренный механизм "контактного плавления" вероятнее всего действует в облученном пятне на границах между жидким и твердым состоянием металла, где достигаются достаточно высокие температуры нагрева. При продвижении по глубине слоя к основному металлу уменьшаются температуры, но действуют градиенты температур и напряжений. В этих условиях усиливается роль других механизмов диффузии – термодиффузии Соре и диффузии по механизму "дрейфа" путем захвата атомов движущимися дислокациями.

Рассмотрим эти возможные механизмы ускоренного перемещения атомов в условиях скоростного лазерного облучения, учитываю-

шие перечисленные выше факторы, сопутствующие тепловому удару лазерного излучения.

Уравнение диффузии в наиболее общем виде можно представить как [12,13]:

$$\frac{dq}{dt} = D_c \frac{\partial c}{\partial x} + D_\sigma \frac{\partial \varepsilon}{\partial x} + D_T \frac{\partial T}{\partial x}, \quad (1)$$

где $\frac{dq}{dt}$ – количество вещества, продиффундировавшего через единицу площади в единицу времени; D_c – коэффициент диффузии, обусловленный наличием градиента концентрации; D_σ – коэффициент, обусловленный наличием градиента упругих напряжений; D_T – градиентом температур.

Видимо, возникающие в процессе внешнего теплового лазерного воздействия градиенты температур, напряжения и деформации, увеличивающие суммарный коэффициент диффузии, могут и должны создавать концентрационные потоки, вызывая неоднородное распределение атомов компонентов. Так как при лазерном импульсном облучении действуют высокие градиенты температур (10^5 – 10^7 К/см), то в этом случае, прежде всего, следует учитывать термодиффузию элементов в стальных образцах. Однако, температурный градиент действует в течение 7–10 мс после начала воздействия и в дальнейшем металлический образец равномерно остывает с 700–800 °С. Но именно в это время интенсивно протекают неоднородно по глубине деформационные процессы. Поэтому второй член в уравнении (1) необходимо также учитывать (термодиффузия Core). Следует отметить, что аномальный ускоренный массоперенос связан также с выраженным влиянием процессов локальной микропластической деформации, протекающей в зонах лазерной обработки в твердом состоянии при воздействии лазерного импульса, и с увеличением плотности дефектов кристаллического строения при их размножении.

Образованию развитой дислокационной структуры, которая простирается вплоть до глубины ~80 мкм, способствует градиент напряжений (фазовых, механических и др.) [14, 15].

Следствием является, во-первых, захват атомов примеси дислокациями и увеличение их концентрации вблизи поверхности и, во-вторых, диффузия атомов примеси вдоль дислокаций (механизм «дрейфа»), что является одним из механизмов, увеличивающих глубину проникновения атомов легирующих элементов.

Для выяснения особенностей тонкого строения облученной зоны и роли массопереноса в ее образовании были проведены исследования отожженных образцов углеродистой стали У8 и легированной стали Р6М5 после лазерной закалки с использованием сканирующего электронного микроскопа *Hitachi TM-1000*, который дает возможность получать неискаженное изображение поверхности металла в отраженных и вторичных электронах с большим увеличением и глубиной резкости, превышающей глубину резкости оптического микроскопа, а также позволяет получать профиль исследуемой поверхности.

На рис. 4 приведены микроструктура переходной зоны от основного металла к облученному слою, а также профилограмма распределения высот неровностей поверхности в основном металле и в облученном слое на стали Р6М5. Маршрут сканирования и измерения высоты структурных элементов обозначен на рис. 4, а реперной линией. Спектральный химический состав основного металла и облученной зоны приведен на рис. 5.

Как видно на рис. 4, а, зона лазерной закалки имеет дисперсную, плохо травящуюся структуру («белая» зона), отдельные элементы структуры не удастся выявить при увеличении 100000 раз. Области металла в «белой» зоне расположены выше плоскости шлифа (рис. 4, б), то есть являются более твердыми. Профилограмма этой области не имеет резких колебаний высоты, то есть переходные зоны между матрицей и выступающим над поверхностью шлифа карбидом сглаживаются. Это может свидетельствовать о частичном растворении карбидов, которое начинается с границы раздела их с матрицей.

Рис. 4. Микроструктура (а), профилограмма (б) переходной зоны от основного металла к «белому» слою и гистограммы распределения высот в основном металле (в) и в белом слое (г) на облученной стали Р6М5

Рис. 5. Спектральный химический состав основного металла (а), «белой» зоны (б) и оплавленной зоны (в) на стали Р6М5 после лазерного облучения

При этом, как видно на рис. 5, а, б, химический состав «белой» зоны практически такой же, как у основного металла, то есть макро-диффузионные процессы не успевают реализоваться в условиях высокоскоростной лазерной обработки из твердого состояния и возникают области с резко неравновесными и напряженными структурными состояниями. Для сравнения на рис. 5, в приведен химический состав зоны лазерной закалки из жидкого состояния стали Р6М5 с практически полным растворением легированных карбидов, что выражается в повышении общего фона и интенсивности рефлексов легирующих элементов.

Можно сделать вывод, что в поверхностном слое металлов происходит локальная пластическая деформация, сопровождающаяся вторичной закалкой, частичным растворением избыточной фазы с перераспределением углерода и легирующих элементов.

Для определения влияния концентрационной неоднородности твердых растворов на степень упрочнения сталей были проведены эксперименты по облучению поверхности лазерным излучением с плотностью мощности 50–150 МВт/м². В каждом случае производился подсчет исходной дисперсности и количества растворившихся карбидов, а также измерение твердости металла в упрочненном пятне.

Рис. 6. Влияние количества растворенных карбидов на твердость сталей при лазерной закалке

Установлено, что максимальная твердость структур лазерной закалки достигается при частичном растворении карбидов исходного металла, но не более 30% по объему для стали Р6М5, 60–70 % для сталей ХВГ, 9ХС (рис. 6). Дисперсность исходных карбидов должна быть при этом на уровне 0,5–1,5 мкм.

Следовательно, микронеоднородность матрицы дает более высокие значения твердости, поэтому при лазерной обработке следует стремиться к созданию максимального количества подобных участков, то есть повысить плотность неоднородных участков в целом по объему закаленного слоя.

Дальнейшее растворение карбидов с увеличением температуры нагрева сопровождается повышением объема зон с высокой концентрацией углерода и легирующих элементов за счет большей эффективности диффузионных процессов. В результате увеличивается количество остаточного аустенита и понижается твердость облученных зон металла.

Выводы

1. Аномальный ускоренный массоперенос, в том числе его частный случай – диффузия, в сталях и сплавах при скоростном лазерном нагреве носит кооперативный характер и представляет собой результат одновременного действия нескольких процессов различной физической природы.

2. Параметры массопереноса атомов углерода и легирующих элементов при лазерном воздействии на материалы зависят от масштаба и уровня возникающих напряжений, релаксация которых сопровождается протеканием локальной пластической деформации, образованием повышенного числа линейных дефектов кристаллического строения.

3. При понижении температуры лазерного нагрева по глубине облученных зон механизм массопереноса изменяется в следующей последовательности: перемещение атомов в оплавленной зоне пятна под действием эффекта Марангони; контактное плавление и жидкофазная диффузия на границах включений с твердой матрицей; термодиффузия Соре, ускоряемая локальной пластической деформацией; перемещение атомов по объему облученной зоны по механизму «дрейфа» атомов в поле движущихся дислокаций.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Мазанко, В. Ф. Диффузионные процессы в металлах под действием магнитных полей и импульсных деформаций: в двух томах / В. Ф. Мазанко, А. В. Покоев, В. М. Миронов. – М. : Машиностроение. – 2006. – 320 с.
2. Криштал, М. А. О вкладе диффузионных процессов в перераспределение вещества в твердом теле под воздействием лазерного излучения / М. А. Криштал, Н. Н. Захаров, А. Н. Кокора // Физика и химия обработки материалов. – 1976. – № 4. – С. 25–28.

3. *Паркин, А. А.* Особенности процессов нагрева и массопереноса в материале при импульсном лазерном воздействии / А. А. Паркин, С. С. Жаткин // Физика и химия обработки материалов. – 1994. – № 8. – С. 27–35.
4. *Гуревич, М. Е.* Влияние лазерного излучения на подвижность атомов железа / М. Е. Гуревич, Л. Н. Ларионов, В. Ф. Мазанко // Физика и химия обработки материалов. – 1977. – № 2. – С. 7–9.
5. *Захаров, С. М.* Влияние движущей силы, созданной внешним воздействием, на массоперенос в твердом теле / С. М. Захаров, Л. Н. Ларионов, Р. Л. Межевский // Металлофизика и новейшие технологии. – 1995. – Т. 171. – № 1. – С. 30–35.
6. *Семенцев, А. М.* Особенности структурообразования в низколегированных сталях при лазерной обработке / А. М. Семенцев // Автоматизация и современные технологии. – 2006. – № 7. – С. 16–18.
7. *Гуревич, М. Е.* Влияние лазерного излучения на подвижность атомов железа / М. Е. Гуревич, Л. Н. Ларионов, В. Ф. Мазанко // Физика и химия обработки материалов. – 1977. – № 2. – С. 7–9.
8. *Добровольский, И. П.* О природе и механизме контактного плавления / И. П. Добровольский, Б. А. Карташкин, А. П. Поляков // Физика и химия обработки материалов. – 1972. – № 2. – С. 36–38.
9. *Герцрикен, Д. С.* Некоторые закономерности миграции атомов в условиях скоростной пластической деформации / Д. С. Герцрикен, В. Ф. Мазанко, В. М. Фальченко // Металлофизика. – 1983. – Т. 5. – № 4. – С. 74–80.
10. *Крапошин, В. С.* Связь особенностей микроструктуры и характеристик тепло- и массопереноса в железе технической чистоты при лазерном нагреве / В. С. Крапошин // Физика и химия обработки материалов. – 1989. – № 1. – С. 32–37.
11. *Миркин, Л. И.* Контактное плавление на границе феррит-графит под действием световых импульсов лазера / Л. И. Миркин // Физика и химия обработки материалов. – 1973. – № 1. – С. 143–145.
12. *Бокштейн, Б. С.* Диффузия в металлах / Б. С. Бокштейн. – М. : Металлургия, 1978. – 248 с.
13. *Криштал, М. А.* Диффузия примесных атомов в области дислокаций в металлах / М. А. Криштал, В. И. Филияев // Физика и химия обработки материалов. – 1979. – № 1. – С. 115–126.
14. *Эпштейн, Г. Н.* Высокоскоростная деформация и структура металлов / Г. Н. Эпштейн, О. А. Кайбышев. – М. : Металлургия. – 1971. – 95 с.
15. *Астапчик, С. А.* Конвективный тепломассоперенос на фронте кристаллизации бинарных сплавов в условиях лазерного воздействия / С. А. Астапчик, Н. А. Бережа // Физика металлов и металловедение. – 2007. – Т. 103. – Вып. 1. – С. 3–14.