

ЛАЗЕРНОЕ УПРОЧНЕНИЕ И ЛЕГИРОВАНИЕ СТАЛЕЙ

В.Бирюков, к.т.н., Институт машиноведения им. А.А.Благонравова (ИМАШ РАН), laser-52@yandex.ru

Под действием лазерного упрочнения и легирования происходят фазовые и структурные превращения обрабатываемого поверхностного слоя, что позволяет придать ему высокие трибологические и прочностные свойства. Но однозначно предсказать результаты легирования: глубину, твердость и структуру легированного слоя, концентрацию легирующего элемента – пока трудно. В статье сделана попытка связать параметры лазерного излучения и его режимы с результатами легирования сталей элементами Co, Ni, Cr, Si.

В процессе эксплуатации поверхностный слой деталей машин подвергается наиболее сильному физико-химическому и механическому воздействию, поэтому разрушение деталей начинается с поверхности. Лазерное упрочнение и легирование – методы, известные в борьбе с поверхностным разрушением деталей машиностроения (усталостным разрушением, абразивным износом, эрозией, коррозией, кавитационным износом и др.). В лазерном упрочнении обычно используют двух- и трехстадийные термические циклы. Сравнительный анализ этих циклов дан в работе [1] по результатам проведения поверхностной закалки инструментальных сталей P18 и ШХ15. Двухстадийный термический цикл реализуется при закалке лазерами как импульсного, так и непрерывного действия. В первом случае время нагрева определяется длительностью лазерного импульса τ_0 , во втором – временем прохождения лазерного луча над заданной точкой поверхности d/v , где d – диаметр луча, v – скорость его движения. Время охлаждения определяется скоростью отвода тепла в глубь детали. Трехстадийный термический цикл реализуется с помощью лазеров непрерывного или импульсно-периодического действия. В первом случае сканирующий луч поступательно движется над обрабатываемой поверхностью. За время лазерного воздействия температура возрастает, в течение “темного промежутка” – падает, так что в

целом температура колеблется около некоторого среднего значения T , которое больше температуры аустенизации T_A . Трехстадийный термический цикл, имеющий стадию выдержки при $T > T_A$, перспективен для технологии упрочнения потому, что в нем происходит более полное фазовое и структурное превращение и увеличение глубины закаленного слоя.

В сталях с содержанием углерода до 0,5% термический цикл, создаваемый расфокусированным лазерным лучом с сечением круглой формы, на оптимальных режимах обеспечивает условия закалки без образования дефектов в виде трещин. Наоборот, в высоколегированных сталях сложного состава с большим содержанием углерода длительность лазерного нагрева явно недостаточна для завершения фазовых превращений, которые определяются временем диффузионных процессов. Лазерная термообработка высоколегированных сталей в некоторых случаях приводит к образованию закалочных структур низкоуглеродистого мартенсита или к появлению наряду с мартенситом большой доли аустенитной фазы. А такой состав, как известно, не обеспечивает требуемые механические свойства и износостойкость поверхностей трения.

Мы исследовали лазерное тепловое воздействие в трехстадийном цикле. Первая стадия – быстрый нагрев до температур, ниже температуры плавления ($T_A < T < T_{пл}$); вто-

рая стадия – выдержка при постоянной температуре на поверхности образца; третья – охлаждение, позволяющее получить мартенсит [2]. Стадия выдержки детали при высокой температуре обеспечивает более существенное перераспределение углерода по объему.

В ИМАШ РАН разработан способ и создано устройство для воздействия на поверхность материала лазерным пятном, плотность мощности в котором можно регулировать. Это достигается за счет сканирования лучом поверхности в направлении, перпендикулярном движению образца (детали), с высокой частотой, вплоть до 600 Гц, и возможностью смещать элементы оптической системы вдоль оси сканирующего устройства с вращающимися зеркалами. Лазерный луч перемещается от одного края дорожки упрочнения к другому, отражаясь от каждого оптического элемента последовательно. В этом отличие предложенного метода управления лазерным лучом от существующего метода синусоидального перемещения луча, в котором при работе со сканирующим устройством используется колеблющееся зеркало, имеющее остановки в крайних точках перемещения луча. Способ позволяет создавать многостадийные термические циклы:

а) быстрый нагрев до максимальной температуры T_{max} ; выдержка; охлаждение;

б) быстрый нагрев до $T_{пл} = 500-600^\circ\text{C}$; охлаждение до $300-400^\circ\text{C}$;

быстрый нагрев до T_{\max} (выше начала фазовых превращений или плавления); выдержка; охлаждение;

в) быстрый нагрев до температуры плавления покрытия; выдержка; охлаждение до температур 150–200°C, нагрев до температур 500–600°C; охлаждение;

г) быстрый нагрев до температур 500–600°C; охлаждение до 300–400°C; быстрый нагрев до температуры плавления покрытия; выдержка; охлаждение до температур 150–200°C; нагрев до температур 500–600°C; охлаждение.

На поверхности детали при варианте (а) формируют лазерное пятно с формой, близкой к прямоугольной (будем называть его “пятно прямоугольной формы”). Его размеры зависят от мощности излучения, диаметра лазерного луча на поверхности детали, скорости обработки. В данной работе получен трехстадийный термический цикл с временем выдержки 0,3–2,5 с.

Хорошо известен метод управления лучом, заключающийся в сканировании луча по синусоидальному закону колеблющимся зеркалом. При таком формировании пятна появляется возможность выравнивать плотность мощности и регулировать время воздействия по ширине упрочняемой зоны. При обработке винтов скольжения фрезерных станков лазерный луч передается с помощью внешней оптической системы на сканирующее устройство и фокусируется оптической головкой на обрабатываемой поверхности (рис.1).

Материал для изготовления винтов скольжения – сталь У8А. Опытная партия винтов была обработана на лазерной установке «Комета-М» при мощности излучения 1,5 кВт, линейной скорости перемещения 15 мм/с. Для увеличения коэффициента поглощения ИК-излучения обрабатываемой винтовой поверхностью использовали покрытие СГ-504, его наносили поролоновым валиком толщиной 0,1–0,15 мм. После сушки (2 часа) детали устанавливали в лазерный модуль, предназначенный для обработки тел вращения. Контроль глубины лазерной закалки и микроструктуры проводили стандартным металлографическим методом, для травления использовали 3%-ный раствор азотной кислоты

в этиловом спирте. Для измерения микротвердости использован прибор ПМТ-3, при этом величина выбранной нагрузки – 0,98 Н. Глубина упрочненного слоя по боковой поверхности нитки резьбы 0,5–0,7 мм. Микротвердость закаленного слоя Н 8410–11000 МПа. Твердость основы НВ 170–187. Обработка производилась без оплавления поверхности. При лазерном упрочнении винтов скольжения геометрические размеры и форма профиля резьбы не изменяются. На рис.2 представлен микрошлиф фрагмента винта с шагом резьбы 6 мм, упрочненного сканирующим лазерным лучом диаметром 40 мм. Производительность обработки винтовой поверхности синусоидально колеблющимся лучом превышает в два раза результат работы расфокусированным круглым пятном. Причина кроется в том, что для обработки профиля нитки резьбы неподвижным лучом необходимо сделать два прохода.

Сравнительные испытания на износ проводили на специально изготовленных из стали У8А образцах размером 15Ч20Ч70 мм³. Операция упрочнения состояла в нанесении

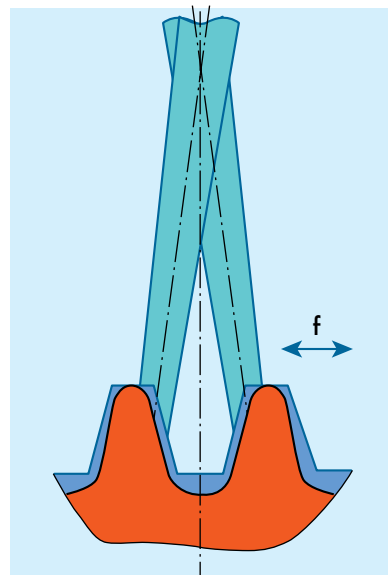


Рис.1. Схема лазерного упрочнения сканирующим лучом, движение по синусоидальному закону с частотой $f = 200\text{--}300$ Гц (стрелкой показано направление движения)

4 дорожек закалки шириной 6 мм с 20%-ным перекрытием по широкой стороне образца. Для сравнительных испытаний использовали машину трения возвратно-посту-



Рис.2. Микрошлиф ходового винта (сталь У8А), упрочненного сканирующим лазерным лучом

пательного движения. Пара трения находилась в масляной ванне. В качестве смазки использовали масло «Индустриальное-40». Удельная нагрузка составила 3 МПа, скорость скольжения – 33 мм/с. В качестве контртела использовали не упрочненные образцы из стали У8А с твердостью НВ 170–185. В результате исследований установлено повышение износостойкости образцов, упрочненных при синусоидальном режиме сканирования луча, в 3–3,5 раза по сравнению с не упрочненными образцами. Следует отметить, что серийно изготавливаемые винты из сталей У8А, У10А, А40Г подвергаются нормализации.

Лазерное легирование чаще всего состоит из операции нанесения на поверхность детали обмазки, содержащей легирующие элементы, и последующего оплавления поверхностных слоев. Но возможности лазерного легирования расширяются, когда перед оплавлением на подложки предварительно наносят электролитические покрытия или металлические пленки. Эти покрытия создаются методами высокоскоростного напыления, вакуумно-плазменной обработки и некоторыми другими методами энергетического воздействия на поверхность.

Анализ работ, посвященных этой тематике, показал, что однозначные результаты легирования – толщина легированного слоя и концентрация легирующего элемента – отсутствуют. Пример – исследование стали У10 [3], когда на образцы нанесли слой обмазки толщиной 100–300 мкм (50%-ная смесь порошка хрома со связующим веществом, выгорающим при

$T \approx 400 \text{ }^\circ\text{C}$ (оксимэтилцеллюлозой). Рабочие параметры воздействия: облучение непрерывным CO_2 -лазером, плотность мощности 2–7 Вт/см²; это обеспечивало образование равномернооплавленного слоя толщиной до 1 мм с небольшим искажением поверхности. Легирование хромом до 6–7% приводит к образованию мартенситно-аустенитной структуры, содержащей по рентгеновским данным до 15% остаточного аустенита с микротвердостью 10 ГПа. Дальнейшее увеличение содержания хрома приводит к увеличению содержания карбидов и α -фазы. Замечены две особенности в структуре легированного слоя: практически одинаковая концентрация хрома в трех одновременно присутствующих фазах (α -фаза, аустенит, карбид); при всех исследованных концентрациях хрома в легированном слое (до 40%) первым кристаллизуется аустенит.

Задавшись целью найти оптимальное сочетание прочностных и пластических характеристик поверхностного слоя стали 40ХН, авторы работы [4] проводили эксперименты по ее лазерному легированию. Количество остаточного аустенита в легированной стали зависит не только от режима лазерной обработки, но и от типа легирующего элемента. В случае легирования стали 40ХН кобальтом остаточный аустенит либо не обнаруживается, либо его количество не превышает 10%. При легировании же никелем количество остаточного аустенита может превышать количество мартенсита. Легирование кобальтом вызывает значительное повышение микротвердости (в 1,5 раза) по сравнению с закаленной сталью, что обусловлено измельчением структуры и появлением карбидов.

Количество поглощенной материалом энергии определяется оптическим и теплофизическими свойствами поверхности основного материала и толщиной обмазки. При лазерном легировании энергия излучения частично поглощается поверхностью ($E_{\text{п}}$), теряется в результате отражения от обмазки ($E_{\text{п,о}}$) и поглощается обмазкой, включая энергию, не дошедшую до обрабатываемого материала ($E_{\text{об,м}}$) [5]:

$$E = E_{\text{п}} + E_{\text{п,о}} + E_{\text{об,м}}$$

Сумма $E_{\text{п}} + E_{\text{об,м}}$ представляет собой “полезную” часть энергии излучения лазера, которая принимает участие в формировании зоны легирования. Процесс лазерного легирования состоит из следующих этапов:

1 Нагрев легирующего состава до такой температуры, что в зоне контакта с основой она достигает температуры плавления материала основы.

2 Образование жидкой фазы и перемешивание фаз в зоне ванны расплава.

3 Кристаллизация жидкой фазы.

При достижении на границе “покрытие – подслой” температуры плавления образуется жидкая фаза, и процесс насыщения поверхностного слоя легирующим элементом становится интенсивным. На первом этапе легирование происходит по механизму диффузии в жидкой фазе, на втором этапе другой механизм легирования – конвективное перемешивание фаз. Установлено, что массоперенос в ванне расплава происходит потоками от центра лазерного пятна к ее краям за счет градиента сил поверхностного натяжения, вызванного разностью температур в центре и по краям ванны расплава. При этом скорость движения поверхностных потоков может достигать 3 м/с. Движение внутренних потоков происходит за счет сил вязкого трения со скоростями, меньшими на порядок. В результате возникает циркуляционное движение потоков. Изменение давления движущихся потоков уравнивается силами поверхностного натяжения при искривлении поверхности расплава.

Лазерное легирование стали 20Х13 включало предварительное нанесение на ее поверхность кремнийсодержащей обмазки на основе органического связующего. Толщина слоя составляла 90–300 мкм. Дальнейшее увеличение толщины слоя приводит к появлению трещин [6]. Максимальное значение микротвердости составило 10,2 ГПа. Износостойкость стали 20Х13 после лазерного силицирования в 1,5 раза выше, чем после стандартной термической обработки при испытании на машине трения «Шкода-Савина» методом врезания твердосплавного диска. При лазерной це-

ментации стали 20X13 с перекрытием упрочненных зон на режимах, обеспечивающих твердость 9–11 ГПа, наблюдалось равномерное распределение углерода в легированном слое [7]. Перед лазерной обработкой на поверхность образца наносили слой обмазки из порошка графита с использованием органического связующего.

В наших экспериментах на поверхность сталей 40X и 45 наносили борсодержащую обмазку на основе порошка буры. В качестве связующего вещества использовали водный раствор оксиэтилцеллюлозы. Обработку производили на лазерной установке «Комета-М» [8]. Мощность лазерного излучения варьировали в пределах 800–1500 Вт. Структура и микротвердость покрытия, полученного лазерным оплавлением борсодержащих обмазок на поверхности сталей, зависит от режима обработки. Микротвердость в структуре из феррита и боридной эвтектики составляла 6–12 ГПа. Обнаружено, что насыщение поверхности бором за счет уменьшения глубины оплавления или многократного нанесения и оплавления обмазки приводит к появлению в структуре большого количества боридов (FeB , Fe_2B) и увеличению микротвердости до 14–21 ГПа. При этом высокая твердость покрытия сохраняется при нагреве до 600°C.

Для описания результатов лазерного легирования можно использовать зависимость глубины Z расплавленного слоя от основных параметров обработки, полученную в работе [9] для трехмерной задачи нагрева. С учетом наших исследований она примет вид: $Z \approx P/(v \cdot d)^n$, где P , v , d – мощность, скорость перемещения и диаметр лазерного луча; n – показатель степени, учитывающий характеристики легирующего элемента и технологии его нанесения. Так, при обработке гальванических покрытий хрома на сталях 45 и У8 в работе [10] его значение соответствует $n = 0,4$; при лазерном легировании сталей в работе [11] $n = 1$; в наших исследованиях обнаружено, что $n = 0,86$.

Для уточнения режимов обработки при многостадийных циклах необходимо проводить дополнительные исследования, но уже сегодня смело можно заключить, что разработанный способ и устройство для воздействия на поверхность лазерным пятном с регулируемой плотностью мощности лазерного излучения на поверхности обрабатываемой детали существенно расширяют технологические возможности лазерного упрочнения деталей. Лазерное легирование сталей позволяет создавать поверхностные слои с заранее заданными технологическими свойствами и существенно повышать их трибологические характеристики.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Бертяев Б.И., Завестовская И.Н., Игошин В.И.** Сравнительный анализ двух- и трехстадийных термических циклов при поверхностной лазерной закалке сталей. – Физика и химия обработки материалов, 1986, №5, с. 88.
2. **Бирюков В.П.** Влияние распределения плотности мощности лазерного луча на повышение износостойкости поверхностей трения. – Вестник машиностроения, 2008, №3, с. 33.
3. **Андрияхин В.М., Еднерал Н.В., Маззора Х.А., Скаков Ю.А.** Лазерное легирование стали У10. –

Поверхность. Физика, химия, механика, 1982, №10, с. 134.

4. **Артамонова И.В., Никитин А.А., Рыжков Н.А.** Влияние поверхностного лазерного легирования на структуру и механические свойства стали 40ХН. – МИТОМ, 1989, №10, с. 5.
5. **Лахтин Ю.М., Коган Я.Д.** Поверхностное легирование металлов и сплавов при лазерном нагреве. – М.: Машиностроение, 1990.
6. **Лахтин Ю.М., Гуляева Т.В., Тарасова Т.В. и др.** Структура и свойства стали 20X13 после лазерной обработки. – МИТОМ, 1988, №10, с. 36.
7. **Тарасова Т.В.** Распределение элементов в ванне расплава при лазерном легировании. – МИТОМ, 2002, №3, с. 24.
8. **Бирюков В.П.** Промышленное применение CO_2 -лазеров для наплавки упрочнения и точного раскроя листового материала. – Тяжелое машиностроение, 2006, №4, с. 25.
9. **Крапошин В.С.** Зависимость глубины закалки сталей и чугунов от режимов лазерного облучения. – ФИХОМ, 1988, №6, с. 88.
10. **Крапошин В.С., Копецкая И.Ч., Костылева О.П.** Влияние параметров лазерного нагрева на концентрацию хрома в поверхностных слоях сталей. – ФИХОМ, 1989, №5 с. 90.
11. **Ляхович Л.С., Исаков С.А., Картошкин В.М., Паходня В.П.** Лазерное легирование. – МИТОМ, 1987, №3, с. 14.

