НА РУКИ НЕ ВЫДАЕТСЯ

На правах рукописи

САФОНОВА Елена Анатольевна

КОМПЛЕКСНОЕ УПРОЧНЕНИЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ЗА СЧЕТ СОВМЕЩЕНИЯ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ С ПРОЦЕССАМИ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОГО НАСЫЩЕНИЯ ЭЛЕМЕНТАМИ ВНЕДРЕНИЯ

Специальность 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени

кандидата технических наук

Москва, 2004 г.

Работа выполнена в Московском государственном техническом университете им. Н.Э. Баумана

Научный руководитель – Профессор, доктор технических наук Рахштадт А.Г.

Официальные оппоненты: Профессор, доктор физико-математических наук, Алехин В.П.
Доцент, кандидат технических наук Белашова И.С.

Ведущее предприятие: ОАО «НИИТавтопром»

Защита диссертации состоится «01» декабря 2004г. в «___» часов на заседании диссертационного совета Д 212.141.04 Московского Государственного Технического Университета им. Н.Э. Баумана по адресу: 105005 Москва, 2-я Бауманская ул., 5.

Ваш отзыв на автореферат в 1-м экземпляре, заверенный печатью, просим высылать по указанному адресу.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке МГТУ.

Телефон для справок: 267-09-63

Автореферат разослан «26» октября 2004г.

Ученый секретарь
диссертационного совета
кандидат технических наук, доцент В.И. Семенов

704

НТБ МГТУ им. Н.Э. Баумана
1698523
Сафонова Е.А. Комплексное

НА ДОМ НЕ ВЫДАЕТСЯ

Общая характеристика работы

ъ работы. В отечественных и зарубежных исследованиях показана эффективность многочисленных методов упрочнения инструментальных сталей и изделий из них путем модификации состава и структуры поверхностных слоев инструментов. Это, прежде всего, разнообразные методы химико-термической обработки (азотирование по различным схемам, карбонитрация, борирование, методы КИБ и др.), а также лазерное упрочнение.

Каждый из перечисленных методов является эффективным, с точки зрения повышения работоспособности инструментов. Однако, эти методы уже практически достигли своих максимальных уровней повышения эксплуатационных свойств инструмента. Кроме того, методы ХТО приводят к образованию небольших по глубине упрочненных слоев. А лазерная обработка имеет ряд технологических проблем. Во-первых, это необходимость применения светопоглащающей обмазки - в процессе взаимодействия лазерного луча с поверхностью металла происходит отражение до 95% энергии. Во-вторых, лазерная обработка сопровождается крайне высокими скоростями нагрева и охлаждения, что может привести к образованию локальных участков сильно обедненного углеродом аустенита.

Все эти проблемы могут быть решены при комплексном упрочнении, совмещающем процессы ХТО с лазерным термоупрочнением.

В многочисленных работах по лазерному термоупрочнению показана высокая эффективность использования процесса лазерного упрочнения для повышения таких свойств металлов и сплавов, как износостойкость в условиях абразивного износа и трения без смазки, а также показана принципиальная возможность повышения теплостойкости сталей. А применение предварительной ХТО приводит к образованию в поверхностном слое фаз-упрочнителей, позволяющих получать при последующей лазерной обработке обогащенный углеродом аустенит.

Целью работы является: разработка таких технологических приемов и процессов, которые с максимальной эффективностью могли бы объединить преимущества стандартных методов термической и химико-термической обработки с поверхностным воздействием лазерного луча, с одновременным решением проблем повышения долговечности и надежности металлопродукции из инструментальных сталей при обеспечении конкурентоспособности на внутреннем и зарубежном рынках.

Научная новизна:

1. Установлены методы ХТО, позволяющие совмещать химически активные обмазки, служащие одновременно насыщающей средой и светопоглощающим покрытием для последующего лазерного воздействия. Такими обмазками могут быть, например, порошок аморфного бора (для

МГТУ им. Н.Э. Баумана

штамповых сталей) или слои, полученные при карбонитрации (для быстрорежущей стали).

2. Впервые показано, что предложенное ранее линейное соотношение для глубины зоны лазерной обработки и параметра $P/(dV)^{0,4}$ выполняется для реального инструмента. Показатели стойкости инструмента после лазерной обработки хорошо коррелируют с комплексным параметром $P/d(dV)^{0,4}$, пропорциональным максимальной температуре нагрева. Стойкость инструмента имеет острый максимум при определенной величине данного параметра, соответствующий линейному диапазону зависимости глубины от параметра $P/(dV)^{0,4}$, что позволяет технологу изменять основные параметры нагрева (мощность P, скорость обработки V и диаметр луча d), руководствуясь лишь условием сохранения постоянства данного параметра.

3. Показана роль переходной зоны между основой и упрочненным слоем, в частности, после комплексного воздействия лазер – борирование. Чем шире указанная переходная зона, тем выше основной комплекс свойств стали и инструментов при эксплуатации.

Практическая значимость работы заключается в разработке рекомендаций по технологии комплексного упрочнения поверхности инструментальных сталей с использованием термической, химико-термической и лазерной обработок для повышения комплекса эксплуатационных свойств инструментов различного назначения.

Апробация работы. Основные положения работы докладывались на международных конференциях в г. Шатура в 1998 г., в г. Владимир в 2002г., а также на научно-технической конференции в г. Москва в 2000 г.

Публикации. По результатам исследований опубликовано 5 печатных работ.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, 5 глав, общих выводов по работе, приложения, списка использованных литературных источников и изложена на 176 страницах.

Представленная работа содержит: 176 страниц машинописного текста, включая 58 рисунков, 12 таблиц и 82 наименования использованных литературных источников.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

В первой главе проведен анализ литературы, рассмотрены область применения, основные свойства и условия работы инструментальных сталей.

При эксплуатации инструменты находятся в сложнонапряженном состоянии: испытывают контактные напряжения, давление на рабочую кромку, подвергаются воздействию изгибающих и крутящих моментов, а также подвергаются тепловому воздействию.

Для обеспечения способности резать и деформировать, а также оказания сопротивления ударным нагрузкам инструментальные стали должны иметь достаточный уровень твердости: 59-66 HRC – для режущего инструмента и 42-50 HRC – для штампового инструмента. Инструментальные стали должны обладать достаточной прочностью и износостойкостью в контактном слое и на участках, в которых возникают наибольшие крутящий и изгибающий моменты. Кроме того, возникает необходимость стойкости инструментальных сталей к воздействию тепловых нагрузок в процессе эксплуатации, так как кратковременный нагрев рабочих участков инструментальных сталей может достигать 800-900 °С.

Вместе с тем, основные свойства инструментальных сталей зависят от химического состава и структурного состояния стали. Как указывает Ю.А. Геллер, воздействие структурного состояния определяется, главным образом, содержанием углерода в мартенсите, дисперсностью и количеством фаз–упрочнителей: карбидов и др. Однако, влияние структурного состояния стали на свойства неоднозначно: улучшение одного или нескольких свойств сопровождается ухудшением других. И основной задачей при выборе стали является выбор оптимальных значений для той группы свойств, которые в данных условиях эксплуатации более важны при возможно меньшем снижении остальных свойств.

В связи с этим рассмотрены причины выхода из строя инструментов при эксплуатации. Физическая природа изнашивания инструмента до конца не изучена, однако, можно выделить основные причины выхода из строя инструментов. Для режущих инструментов такими причинами являются: адгезионно-абразивный износ и усталостное разрушение из-за динамических знакопеременных нагрузок. Для штамповой оснастки основными причинами потери работоспособности можно назвать - износ, смятие и разгар, а также усталостное разрушение в местах высокой концентрации напряжений.

Наиболее часто применяемыми методами упрочнения инструментальных сталей являются процессы, позволяющие получить на поверхности стали покрытия существенно отличающиеся по химическому и кристаллическому строению от основного металла.

Кратко рассмотрены особенности процессов карбонитрации и борирования. Последние были выбраны в связи с тем, что элементы, участвующие в этих процессах (C, N и B) играют роль фаз-упрочнителей. В сталях они образуют:

1. твердые растворы внедрения ограниченной растворимости;
2. промежуточные фазы – карбиды, нитриды, бориды и т.п.

Особый интерес вызывает процесс карбонитрации, который в отличие от других методов ХТО вызывает образование на поверхности изделия черноту, позволяющую исключить обязательную для лазерной обработки светопоглощающую обмазку. Кроме того, упрочняющее покрытие, возникающее при карбонитрации, может рассматриваться и как предварительное нанесение обмазки, содержащей легирующие элементы.

Исследования в области взаимодействия лазерного излучения с поверхностью сталей позволили выявить особенности фазовых и структурных превращений происходящих непосредственно при лазерном нагреве. Лазерное термоупрочнение сталей по аналогии с другими видами закалки заключается в формировании на этапе нагрева аустенитной структуры и ее превращении в мартенсит на этапе охлаждения. В литературе отмечается, что при лазерном упрочнении образуются те же фазы и структуры, что и при стандартных методах упрочнения: мартенсит, карбиды и остаточный аустенит. Однако, при этом возникает большая неоднородность структуры, обусловленная негомогенностью аустенита. Кроме того, особенностью лазерного упрочнения является то, что фазовые и структурные превращения протекают в условиях, далеких от равновесных вследствие крайне высоких скоростей нагрева и охлаждения. И, в результате лазерного упрочнения, формируется структура, свойства которой обусловлены степенью завершенности процессов аустенитизации, определяемой не только режимами самой лазерной обработки, но и, главным образом, исходной структурой металлической основы.

Другой особенностью лазерного упрочнения является локальность процесса, что приводит к быстрому отводу тепла во внутренние слои металла при охлаждении, т.е. происходит автоказакалка и не требуется дополнительное принудительное охлаждение нагретых объемов.

Проведенный в настоящей работе анализ литературных данных показал отсутствие полных и системных исследований по влиянию схем лазерной и предварительной обработки на свойства упрочняемых сталей.

Данные по влиянию режимов обработки на свойства упрочненных поверхностей противоречивы, а исследования по оптимизации режимов лазерной обработки в литературе часто не представлены.

В связи со сказанным были сформулированы следующие задачи:

1. Системное исследование влияния режимов обработки поверхности инструментальных сталей излучением непрерывного

CO_2–лазера, а также предварительной термообработки на характеристики упрочненных зон;

2. Исследование микроструктуры зоны лазерного воздействия и уточнение механизмов повышения твердости после комплексного модифицирования поверхности инструментальных сталей;

3. Разработка на основе проведенных исследований практических рекомендаций по применению процессов комплексного модифицирования инструментальных сталей различного назначения.

Во второй главе описываются оборудование, исследуемые материалы, методики проведения экспериментов и методы обработки экспериментальных данных.

В качестве объектов исследования были выбраны образцы быстрорежущих сталей (типа Р6М5), штамповые стали (типа 4Х5МФС) и режущий инструмент - концевые фрезы изготовленные из стали Р6М5 диаметром 12 и 18 мм. Для исследуемых сталей рассматривались следующие методы упрочнения: термическая обработка (объемна закалка, объемна закалка с отпуском), химико – термическая обработка (карбонитрация, борирование) и лазерное упрочнение по различным режимам. Образцы быстрорежущей стали подвергались закалке при 1225°С и 3-х кратному отпуску при 560°С по 1 часу, а образцы штамповой стали подвергали: а) закалке при 1020-1050°, 5 мин, масло, б) закалке (1020-1050°, 5 мин, масло) с отпуском (560-590°С, 90 мин, воздух). Карбонитрация осуществлялась по стандартной заводской технологии: Т=570°±5°С, τ=10 минут, в мочевине + 0,1÷10 вес% карбоната аммония. Борирование осуществлялось при лазерной обработке введением порошка аморфного бора в светопоглощающую обмазку. Толщина обмазки составляла 1 мм.

Лазерную обработку проводили на непрерывных CO_2 –лазерах: ТЛ-1,5 и ТЛ-5 с мощностью до 1,5 и 5 кВт соответственно. Для увеличения поглощательной способности на предварительно обезжиренную поверхность сталей наносили поглощающее покрытие, за исключением случая лазерной обработки предварительно карбонитрированных образцов.

После комплексного упрочнения проводились металлографические исследования. Для исследования структуры упрочненных слоев после обработки применяли оптический микроскоп «Neophot» фирмы Carl Zeiss Jena при увеличении до 1000 раз. Ренгеноструктурный анализ проводили на установке ДРОН-3 в CrKα – излучении.

Оценку твердости поверхности упрочненных слоев проводили на приборе Роквелла с определением значений по шкале С (HRC), а

микротвердость на приборе ПМТ-3 при нагрузке 50 и 100 г. Погрешность измерения составила 0,01мм.

Исследования на усталость при ударном и термоциклическом нагружении проводили на специальном испытательном стенде в условиях импульсного нагружения, имитирующем работу штампов. Для сравнительной оценки усталостной прочности образцов при ударных нагрузках использовался показатель количества циклов до возникновения поверхностных трещин, для оценки термической усталости - показатель количества тепловых циклов до возникновения поверхностных трещин.

При определении сопротивления износу исследования проводились на машине трения, оснащенной нагревающей камерой, в условиях возвратно-поступательного движения. Оценка износа определялась потерей массы образцов при определенном пути трения. Для испытаний на износ быстрорежущей стали использовали установку Грановского (МГТУ им. Н.Э. Баумана). Износостойкость фрез оценивалась при испытаниях в заводских условиях на станке ФУ–251 с предельным изменением частоты вращения 40 - 2000 об/мин и диапазоном подачи 12,5 - 630 мм/мин. В качестве обрабатываемого материала использовали сталь 45 (НВ = 190).

Статистическую оценку результатов экспериментов выполняли с помощью метода наименьших квадратов.

Третья глава посвящена исследованиям закономерностей формирования структуры и свойств штамповой стали в условиях комплексного поверхностного упрочнения.

Плавление материала основы лазерным излучением, введение в ванну расплава необходимой композиции легирующих элементов, кристаллизация расплава и формирование поверхностного слоя с заданными свойствами являются, по сути, типичными металлургическими процессами, реализуемыми, однако, в микрообъеме. Лазерные процессы отличаются от стандартных процессов фазовых превращений сильной неравновесностью из-за высоких скоростей нагрева и охлаждения. Определяющую роль в этих процессах играют следующие факторы: пространственно-временные и энергетические характеристики теплового источника; теплофизические характеристики материала основы; способ введения легирующих компонентов (из покрытий или обмазок); а также исходное структурное состояние материала, т.е. предварительная термическая или химико-термическая обработка, формирующая комплексное воздействие на свойства стали.

Лазерная обработка штамповых сталей на сегодняшний день достаточно широко изучена. Особенностью структуры поверхностного слоя после лазерного термоупрочнения является слоистость строения. Область с измененной исходной структурой имеет четкую границу раздела с исходной структурой и состоит из зоны оплавления (ЗО) и зоны

лазерного влияния (ЗЛВ). Основной структурной составляющей является мартенсит. Литая зона имеет столбчато-дендритное строение, в верхней части ЗО переходящее в ячеистое. В случае обработки без оплавления поверхности, ЗО отсутствует.

Изучение свойств упрочненных поверхностных слоев, проведенное в работе показалю, что лазерное упрочнение после термической обработки не дает достаточно эффективный результат, причем вне зависимости от типа предварительной термической обработки (закалка или закалка с отпуском). Твердость поверхностных упрочненных лазером слоев составляет около 60 HRC - это соответствует уровню, получаемому после термообработки без лазерного упрочнения. Что может быть объяснено возможностью образования малоуглеродистого твердого раствора.

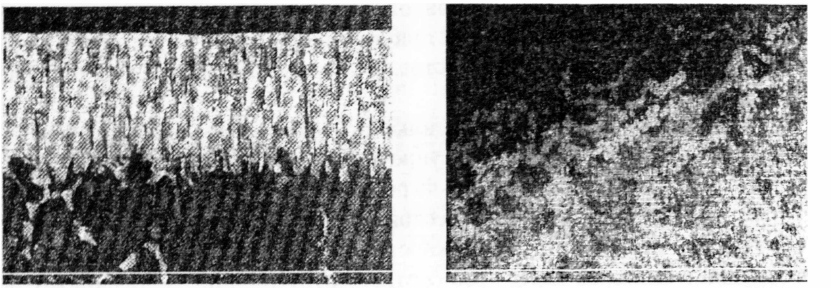
Кроме того, выявлена зависимость твердости от параметров лазерного луча: мощности и скорости обработки. И, если пригодность метода оценивать по применяемому диапазону режимов обработки, то лазерная обработка штамповых сталей целесообразна для очень узкого интервала режимов. В исследованном диапазоне было обнаружено только два режима лазерной закалки, позволяющих получать твердость поверхности 60 HRC. А вкупе с необходимостью применения светопоглощающего покрытия показана необходимость в дальнейшем модифицировании поверхности с помощью предварительной ХТО.

В качестве ХТО для штамповой стали было выбрано насыщение поверхности бором. Выбор бора обусловлен тем, что процесс борирования может быть осуществлен без увеличения этапов технологического процесса, т.к. легирование осуществляется в процессе лазерной обработаки путем ввода порошка аморфного бора в светопоглащающее покрытие

Исследование комплексного упрочненных зон показало, что хотя структура также как и при простом лазерном упрочнении, имеет ярко выраженную слоистость, но существенно отличается по характеру.

В отличие от простого лазерного термоупрочнения при комплексном упрочнении вместо зоны оплавления в строении упрочненных слоев наблюдается легированная зона, содержащая большое количество фаз-упрочнителей различной конфигурации и размеров.

Кроме того, строение поверхностных слоев после лазерного борирования вызывает интерес по причине присутствия переходной зоны – зоны перехода от борированного слоя к основному металлу. Действительно, например, при печном борировании переходной зоны не наблюдается. Образуется четкая граница раздела между борированным слоем и основным металлом (рис.1а), что приводит к отслаиванию и сколу упрочненного слоя в процессе эксплуатации. При комплексном упрочнении с использованием лазерного излучения и обмазки на основе порошка аморфного бора данный недостаток не наблюдается (рис.1б).



а) б)

Рис.1. Структура переходных слоев после легирования бором
а) печное борирование, х160;
б) комплексное упрочнение, х200

Образование переходной зоны объясняется тем, что при легировании бором протекают процессы, ведущие к перемешиванию бора с расплавом матрицы и перемещению легирующего элемента во внутренние слои. К таким процессам относятся: массоперенос за счет диффузии в жидкой и твердой фазах, массоперенос за счет конвективного перемешивания и термокапилярных сил. Причем происходит уменьшение содержания легирующих элементов при переходе от поверхности в глубь материала.

Показано, что существенное влияние на формирование упрочненных слоев при комплексной обработке, так же как и собственно лазерной обработке, оказывают параметры лазерного излучения. При их изменении изменяются геометрические параметры (глубина, ширина) и микротвердость упрочненных слоев. Так, при увеличении скорости обработки глубина упрочненных слоев снижается с 1,4 до 0,9 мм. Связано это с тем, что структура упрочненной (легированной) зоны зависит от количества легирующего вещества, приходящегося на единицу объема расплавленного металла. Например, увеличение скорости обработки приводит к повышению содержания легирующего вещества в зоне легирования, т.к. одно и тоже количество легирующего вещества растворяется в меньшем объеме.

При этом, по сравнению с простой лазерной обработкой, все режимы дают положительный результат по уровню твердости поверхности: от 60 до 64 HRC. При лазерном воздействии на металлы, предварительно покрытые легирующими элементами, повышение твердости достигается не только за счет структурных и фазовых превращений в ЗЛВ, но и за счет образования нового сплава, отличающегося химическим составом от основного металла.

Отмечается, что режимы с очень большим энерговкладом (E_S = 8 Дж/мм^2: P = 3 кВт и V = 0,5 м/мин) приводят к образованию на

поверхности обработанных зон различных дефектов, например, образующихся вследствие выгорания бора - пор. Кроме того, при выборе режимов комплексной обработки штамповой стали следует учитывать, что в штамповых сталях из-за сложного легирования карбидообразующими элементами диффузионная подвижность углерода уменьшается настолько, что трудно осуществить лазерную закалку с оптимальными условиями аустенитизации, т.е. с достаточным насыщением твердого раствора при минимальном растворении карбидной фазы. При увеличении скорости обработки достаточное растворение карбидов и полное насыщение аустенита может не достигаться, в результате чего, после обработки образуется малоуглеродистый мартенсит. Таким образом, для указанных сталей имеется довольно узкий интервал режимов лазерного нагрева и последующего охлаждения, приводящих к образованию в конечной структуре оптимального соотношения мартенсита, содержащего достаточное количество углерода, остаточного аустенита и карбидов. При этом, растворение карбидов также не должно быть полным в связи с их ролью, как упрочнителей. Поэтому оптимальными, для данного класса сталей, следует считать режимы со средней величиной энерговклада: E_s от 4 до 5,5 Дж/мм^2, при V от 0,8 до 1 м/мин и P = 2-3 кВт.

Последующее изучение микротвердости поверхностных слоев показало большую неоднородность распределения значений по глубине упрочненных слоев. Однако эти данные не являются разбросом, связанным с погрешностью измерений, а отражают реальную картину. Статистическая обработка результатов показывает, что данные зависимости не должны быть сглажены. И разброс значений указывает на наличие различных фаз и включений, что подтверждает рентгено-структурный анализ, который выявил в структуре упрочненных зон большое количество разнообразных боридов. Снижение величины энерговклада приводит к повышенному содержанию легирующих элементов в упрочненных зонах, так как одно и тоже количество легирующего вещества растворилось в меньшем объеме. И поверхностные зоны имеют структуру, состоящую из боридных кристаллов и эвтектики.

Установлено, что бориды имеют различную форму: округлую, призматическую или в виде уголков. Это свидетельствует о том, что они представляют собой в основном бориды Fe_2B и FeB, а как указано в различных исследованиях именно эти бориды отвечают за износостойкость сталей. Кроме того, в структуре упрочненных слоев наблюдаются бориды Fe_3B не образующиеся при диффузионном борировании. Присутствие последних благоприятно, с точки зрения сопротивления ударным нагрузкам, характерным для штампового инструмента.

Таким образом, в поверхностном слое образуется структура близкая к своего рода абразивному кругу с достаточно высоким уровнем твердости на поверхности. Очевидно, это положительно сказывается на уровне эксплуатационных свойств. Проведенные сравнительные испытания комплексно упрочненной штамповой стали с образцами не прошедшими комплексную обработку показали существенное увеличение (в 2,5-3 раза) уровня таких свойств как износостойкость, сопротивление ударной и термической усталости.

В четвертой главе исследованы вопросы формирования структуры и свойств быстрорежущей стали при комплексном упрочнении поверхности.

Как известно, особенностью структуры после лазерной обработки быстрорежущей стали, так же как штамповой стали, является слоистость строения. В структуре слоев можно выделить две основные зоны: зону оплавления и зону термического влияния, состоящую из зоны закалки из твердого состояния и зоны перехода от области с измененной структурой к исходной. Зона оплавления (закалка происходит из жидкой фазы) имеет однородное ячеисто-дендритное строение. В этой зоне образуются α и γ–фазы, а также регистрируются карбиды типа МС, M_6C и M_2C. Наибольший интерес представляет зона закалки из твердого состояния (превращения идут в твердой фазе). Структура слоя представляет собой смесь мартенсита, остаточного аустенита и дисперсных карбидов. В этой зоне, в отличие от зоны оплавления, не происходит глобальное растворение дисперсных карбидов.

Исследования показали, что результаты лазерного термоупрочнения быстрорежущей стали существенно зависят от исходного состояния структуры (т.е. характера предварительной термической обработки).

Показано, что наибольшие значения микротвердости при лазерном термоупрочнении предварительно отожженной стали достигаются при режимах с оплавлением поверхности, что нецелесообразно в том случае, когда речь идет о режущем инструмента, т.к. после такой обработки возникает необходимость в заточке инструмента. При обработке без оплавления поверхности фазовые превращения аналогичны объемной закалке. При нагреве происходит процесс растворения карбидов, что приводит к большему насыщению твердого раствора и соответственно к более высоким значениям микротвердости. Однако, образующийся в верхней части зоны закалки из твердого состояния, слой с аутенитно-мартенситной структурой имеет пониженные значения микротвердости.

Лазерная обработка закаленной и отпущенной стали без оплавления поверхности позволяет получить необходимые значения микротвердости, но наблюдается резкий скачок микротвердости при переходе от упрочненного слоя к основе и глубина упрочнения не превышает 0,3 мм, что недостаточно, если рассматривать возможность использования

переточного инструмента. Данный момент очень важен, так как для режущих инструментов используются достаточно дорогостоящие стали.

Высокая эффективность совмещения ХТО и лазерного термоупрочнения выявлена при комплексном упрочнении быстрорежущих сталей для режущего инструмента различной номенклатуры.

Из всех исследованных методов предварительной ХТО максимальный эффект был получен при использовании процесса низкотемпературной карбонитрации в расплавах неядовитых солей. Важную роль в выборе этого метода сыграло формирование на поверхности карбонитрированных образцов сажистого налета, не препятствующего процессам поверхностного насыщения и выполняющего роль высокоэффективного светопоглощающего покрытия.

Как известно, после карбонитрации на поверхности образца формируется гетерофазный слой, повышенной твердости с очень дисперсной структурой, состоящей из отпущенного азотистого мартенсита, специальных карбидов типа МС, M_6C, а также карбонитридов типа $Fe_2(N,C)$, $Fe_3(N,C)$, $Fe_4(N,C)$. По мере продвижения от поверхности образца внутрь количество карбонитридов постепенно уменьшается, что приводит к плавному снижению микротвердости по глубине упрочненного слоя. Глубина упрочненного слоя невелика и составляет 25...30 мкм.

После обработки предварительно карбонитрированных образцов лазерным лучом наблюдается рост глубины упрочненного слоя. Несмотря на очень короткое время воздействия (несколько миллисекунд) слой в результате такого комбинированного воздействия получается от 0,2 до 1 мм в зависимости от режимов обработки. Так как лазерная обработка после карбонитрации проводилась без оплавления поверхности, то зона лазерного воздействия состоит из двух зон: зоны термического влияния и зоны перехода к основному металлу. Зона термического влияния имеет вид светлого слаботравящегося слоя.

Выявлено, что распределение (снижение) микротвердости по глубине упрочненного слоя, по сравнению с простым лазерным термоупрочнением, происходит плавно без резких скачков. Что может быть объяснено увеличением размеров переходной зоны за счет диффузии легирующих элементов в более глубокие слои благодаря контактному плавлению и более полному насыщению мартенсита во внутренних слоях.

Указывается, что для кромок режущего инструмента обработка с небольшой скоростью (V=6 м/мин), приводящая к образованию очень глубоких упрочненных слоев не очень подходит, так как на поверхности образуется белый слой, содержащий в основном карбонитриды $Fe_{2\text{-}3}(C\text{-}N)$ на основе решетки нитрида. Такой слой, как известно, в процессе эксплуатации может скалываться.

Кроме того, сильное снижение скорости обработки из-за увеличения энерговклада может привести к почти полному растворению фаз-

упрочнителей (карбидов и карбонитридов) по глубине, особенно мелкозернистых, а также привести к оплавлению кромок и росту зерна аустенита.

Подтверждение исследований нашло отражение в стендовых испытаниях на износостойкость не только инструментальных сталей, но и конкретных инструментов – фрез, прошедших комплексную обработку.

Испытания показали, что не только режимы с низкой скоростью обработки (V = 6 м/мин) не дают положительного результата, к этому же приводят и режимы с высокой скоростью обработки (V = 8 м/мин). Что может быть объяснено тем, что не происходит насыщение твердого раствора. Как известно, при лазерной обработке быстрорежущей стали необходимо проводить обработку при таких режимах, когда обеспечивается частичное растворение упрочняющих фаз (порядка 25-30%) с целью обеспечения насыщения твердого раствора.

Комплексная же обработка по оптимальному режиму (V = 7,5 м/мин) приводит к достаточному насыщению твердого раствора, не приводя при этом к полному растворению фаз-упрочнителей и оплавлению поверхности, что приводит к значительному увеличению износостойкости режущего инструмента – в 1,9 раз по сравнению с фрезами не прошедшими комплексное упрочнение.

В пятой главе решается задача возможности управления технологическими процессами лазерного воздействия и излагаются практические рекомендации по применению технологии комплексного упрочнения инструментальных сталей различного назначения на основании изложенных выше исследований.

Так как технолог не может целенаправленно варьировать основные параметры лазерного нагрева (мощность P, скорость V и диаметр d), то существует необходимость в получении соотношения между параметрами лазерного нагрева и результатом закалки. При нагреве поверхности стали лазерным лучом закаленныms оказываются те слои, которые нагреваются выше температуры Ac_1. Основными параметрами, определяющими достижение на поверхности полубесконечного тела максимальной температуры являются плотность мощности теплового источника q и время действия источника τ, выражаемые через мощность P, скорость V лазерной обработки и диаметр луча. Максимальная температура T_m на поверхности к концу действия непрерывного теплового источника мощностью P и диаметром d пропорциональна $P/d(dV)^{0,5}$ в случае одномерного нагрева и $P/d(dV)^{0,4}$ в случае трехмерного нагрева, где произведение P/(dV) представляет собой критерий Фурье тепловой задачи Fo, выраженный через основные переменные лазерного нагрева, которыми управляет оператор технологической установки. В линейном приближении для профиля температуры по глубине сама глубина прогрева до заданной

температуры определяется как Td, т.е. $z \approx PFo^m$ или $z \approx P/(dV)^m$, где m=0,5 для одномерной и 0,4 для трехмерной задачи нагрева. Последнее значение известно из литературы как результат компьютерного решения трехмерной задачи. Анализ экспериментальных данных, полученных в работе показал, что зависимость глубины оплавления и глубины лазерного воздействия от комплексного параметра $P/(dV)^{0,4}$ хорошо укладываются на прямую линию и изменяется только угол наклона прямых вызванный началом поверхностного плавления и поглощением скрытой теплоты плавления (рис.2). При пересечении данных прямых (в точке $P/(dV)^{0,4}$ около 0,8-0,85) вся энергия лазерного излучения будет затрачена на плавление материала.

Линейная зависимость глубины закалки от комплексного параметра $P/(dV)^{0,4}$для случая обработки режущего инструмента также выполняется. Однако значение, соответствующее обработке с наименьшей скоростью (V= 6 м/мин) выпадает из линейного ряда. Объясняется это очевидно тем, что диаграмма получена при обработке конкретного инструмента, а не специальных образцов. При обработке режущей кромки фрезы явно не выполняется условие полубесконечного тела в задаче нагрева, а приведенные в работе соотношения относятся именно к полубесконечному телу. Отмечается, что полуэмпирическое соотношение между глубиной нагрева и параметром $P/(dV)^{0,4}$ для обработки не образцов, а реального изделия (фрезы) применено в настоящей работе впервые.

Зависимости эксплуатационных характеристик поверхностных слоев фрезы Ø 18 мм из стали Р6М5 от комплексного параметра $P/d(dV)^{0,4}$ также хорошо коррелируют с зависимостью глубины упрочнения от комплексного параметра $P/(dV)^{0,4}$ - максимум находятся в области линейности зависимости глубины упрочнения от параметра $P/(dV)^{0,4}$ (рис.3).

Таким образом, полученные зависимости позволяют получать заданную глубину закалки и заданные эксплуатационные характеристики для режущего инструмента, комбинируя основные параметры нагрева: мощность, диаметр и скорость обработки в зависимости от имеющегося оборудования, руководствуясь при этом только условием постоянства параметра $P/d(dV)^{0,4}$.

Исходя из материалов представленных в диссертационной работе, можно утверждать, что комплексное упрочнение, сочетающее химико-термическое насыщение элементами внедрения и лазерную обработку, инструментальных сталей может использоваться в технологии наряду с другими методами упрочнения поверхности.

Комплексное упрочнение поверхности не только позволяет увеличить микротвердость сталей в зоне обработки, но и оказывает благоприятное воздействие на такие эксплуатационные свойства, как сопротивление ударной и термической усталости, а также износостойкость.

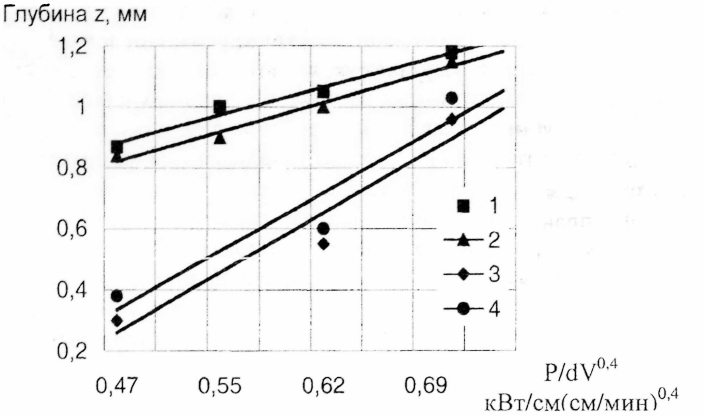


Рис. 2. Зависимость глубины оплавления и глубины зоны лазерного воздействия для стали 4Х5МФС от параметра $P/(dV)^{0,4}$ при V = 1,5; 1; 0,8; и 0,5 м/мин. 1 – глубина ЗЛВ (предварительная обработка закалка + отпуск); 2 - глубина ЗЛВ (предварительная обработка закалка); 3 - глубина оплавления (закалка + отпуск); 4 - глубина оплавления (закалка)

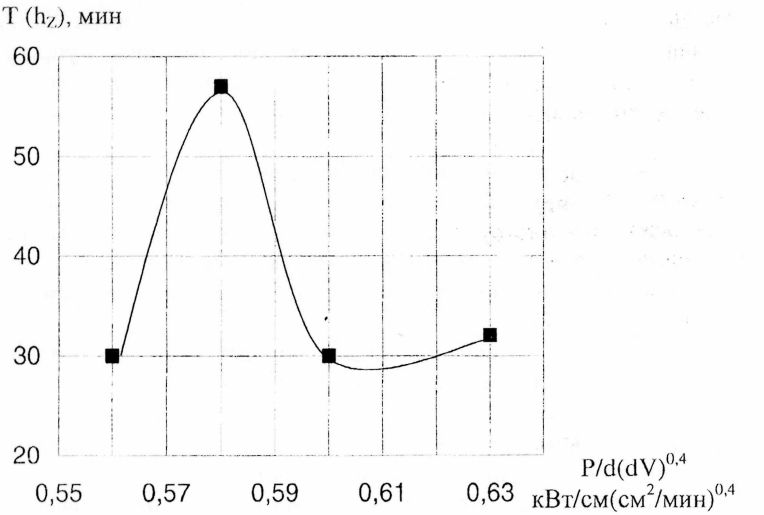


Рис. 3. Зависимость $T(h_z)$ времени достижения износа задней режущей кромки фрезы 0,3 мм от параметра $P/d(dV)^{0,4}$

Общие выводы и результаты работы.

1. Исследованы процессы комплексного поверхностного упрочнения при совмещении лазерного термоупрочнения инструментальных сталей с методами ХТО. Твердость поверхности комплексно упрочненной, как быстрорежущей, так и штамповой, стали составляет 60 – 64 HRC. Повышение уровня основных эксплуатационных свойств (сопротивление износу, ударная и термическая усталость) после комплексного упрочнения составляет для штамповой стали – 2,5 – 3 раза, а для режущего инструмента – 1,5 – 1,9 раза.

2. Даны рекомендации по рациональному выбору технологических сред для ХТО при комплексном упрочнении. В качестве таких сред для заключительной лазерной обработки следует выбирать вещества, не только обеспечивающие получение активных агентов диффузии при ХТО, но и являющиеся одновременно эффективными светопоглотителями. Такими составами при лазерном борировании является порошок аморфного бора, а для быстрорежущих сталей – слой, полученный при жидкостной низкотемпературной карбонитрации в расплавах неядовитых солей.

3. Установлено, что комплексное упрочнение исследованных сталей целесообразно использовать при следующих условиях:

- толщина комплексно упрочненного слоя находится в пределах 0,3 – 0, 5 мм как для штамповой, так и для быстрорежущей стали;
- слой распределен равномерно, без дефектов по всей упрочняемой поверхности;
- исходное структурное состояние для сталей данного типа – мелкозернистый эвтектоид с равномерно распределенными карбидами после улучшения.

4. Впервые показано, что предложенное ранее линейное соотношение между глубиной зоны лазерной обработки и параметром $PFo^{0,4} \approx P/(dV)^{0,4}$ (Fo - критерий Фурье тепловой задачи) выполняется для исследованных в настоящей работе инструментальных сталей. Соотношение может быть использовано и при обработке реального инструмента в ограниченной области значений параметров обработки. Наблюдаемое отклонение от линейности за пределами указанной области вызвано невыполнением условия полубесконечной среды при обработке тонких режущих кромок инструмента.

5. Показатели стойкости инструмента после лазерной обработки хорошо коррелируют с комплексным параметром $(P/d)Fo^{0,4} \approx P/d(dV)^{0,4}$, пропорциональным максимальной температуре нагрева. Стойкость инструмента имеет острый максимум при определенной величине данного параметра, что позволяет технологу изменять основные параметры нагрева

P, d, V, руководствуясь лишь условием сохранения постоянства параметра $P/d(dV)^{0,4}$.

6. На основании проведенных исследований установлены рациональные технологические варианты и даны практические рекомендации по комплексной обработке штамповой и быстрорежущей сталей.

Для штамповой стали типа 4Х5МФС предложена следующая схема комплексного упрочнения:

- закалка 1050°С + отпуск 560°С, 90 мин;
- нанесение светопоглощающей обмазки толщиной 1 мм, содержащий порошок аморфного бора;
- лазерная обработка при P = 3 кВт; V = 1 м/мин; dп = 4 мм.

Для режущего инструмента (фреза Ø 18 мм Р6М5):

- закалка 1225°С + 3-х кратный отпуск 560°С по 60 мин;
- стандартные режимы карбонитрации при Т=570°±5°С, τ=10 мин, мочевина + 0,1+10 вес% карбоната аммония;
- лазерная обработка при P = 1 кВт; V = 7,5 м/мин; $d_п$ = 0,5 мм.

Основное содержание работы отражено в следующих печатных работах:

1. Лазерная закалка инструмента из быстрорежущих сталей с предварительной химико-термической обработкой / А.Н. Сафонов, Н.Ф. Зеленцова, А.А. Митрофанов, Е.А. Сафонова // СТИН. - 1998. - №4. – С. 18-22.
2. Сафонов А.Н., Тарасова Т.В., Смирнова Н.А., Кривушина О.А, Сафонова Е.А. Лазерное легирование сплавов // Лазерные технологии'98: Тез. докл. VI Межд. конф. – Шатура, 1998. – С.80.
3. Рахштадт А.Г, Супов А.В., Сафонова Е.А. и др. Разработка принципов легирования и процессов обработки сталей и сплавов с целью достижения высокого уровня физико–механических свойств // 170 лет МГТУ им. Н.Э. Баумана: Тез. . докл. Научно–технической конф. – Москва, 2000. – Ч.1. – С.75.
4. Применение лазерного легирования порошком аморфного бора для улучшения качества рабочих поверхностей штампового инструмента /И.Н. Шиганов, Н.А. Смирнова, Е.А. Сафонова. и др. // Актуальные проблемы машиностроения: Материалы II Междун. электронной науч.-техн. конф. – Владимир, 2002. – С.31-32.
5. Применение лазерной технологии для улучшения качества рабочих поверхностей штампового инструмента / В.Я. Панченко, И.Н. Шиганов, А.И. Мисюров, Е.А. Сафонова, Р. Шиндлер, М. Горчинска-Дольна и др. //Технология машиностроения. – 2003. - №2. – С.18-22.

У1698523
Сафонова Е.А.
Комплексное упрочнение инструментальных сталей за счет совмещения лазерной обработки с процессами хи...
0-00

У1698523

ВОЗВРАТИТЕ КНИГУ НЕ ПОЗЖЕ
обозначенного здесь срока

Подписано к печати 21.10.04 Зак. 241 Объем 1.0 п.л. Тир. 100
Типография МГТУ им. Н.Э.Баумана