

Национальная академия наук Украины
Институт проблем литья

На правах рукописи

Ликер Ростислав Яневич

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ
ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ПЕРЛИТНОГО
ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА, НАПРАВЛЕННО ТРАНСФОРМИРУЮЩИХ
СТРУКТУРУ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ.

Специальность 05.16.02 - Metallургия черных металлов.

А в т о р е ф е р а т
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук.

Киев - 1995 г.



00778226 (W)

Диссертация на правах рукописи

Работа выполнена в Институте проблем литья НАН Украины

Научные руководители:

чл. -кор. НАН Украины,
докт. техн. наук, доцент
канд. техн. наук

ПЕРЕЛОМА
Виталий Александрович
БОНДАРЕВСКИЙ
Валерий Николаевич

Официальные оппоненты:

докт. техн. наук,
ст. научн. сотр.
канд. техн. наук,
ст. научн. сотр.

ДУБОДЕЛОВ
Виктор Иванович
КОТЛЯРОВ
Валерий Павлович

Ведущая организация ПО "Большевик", г. Киев

Защита состоится "14" июня 1995 г. в 14.00
на заседании специализированного ученого совета Украины
Д 01.97.01 в Институте проблем литья НАН Украины
по адресу: 252142, г. Киев-142, пр. Вернадского, 34/1

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке
Института проблем литья НАН Украины

Автореферат разослан: "13" июня 1995 г.

Ученый секретарь
специализированного ученого совета
докт. техн. наук

Е. Г. Афтандиянц

ЛНБ ім. В. Стефаніка
АН України

Актуальность работы:

Достигнутый на базе традиционных технологий уровень служебных характеристик при остром дефиците легирующих компонентов не удовлетворяет возрастающим требованиям надежности и долговечности ряда изделий.

За последние десятилетия широкое развитие получило использование концентрированных потоков энергии для локального изменения характеристик рабочих поверхностей деталей. Создание целенаправленной анизотропии свойств материалов приводит к многократному повышению служебных характеристик.

При использовании концентрированных потоков энергии в мировой и отечественной практике основное внимание уделено работам, связанным с изменением свойств сталей и цветных сплавов. Незначительное количество работ, связанных с изучением лазерного воздействия на чугуны не носят системный характер, однако отмечают положительные эффекты повышения износостойкости, усталостной прочности, коррозионной стойкости.

Подавляющее большинство исследований определяют изменение характеристик чугунов под воздействием лазерного излучения как следствие трансформирования структуры, степень завершенности которого зависит как от параметров процесса, так и от свойств материала.

Неоднозначность отклика чугунов различных структурных классов с разной формой графита и дисперсностью структурных составляющих на лазерное воздействие, отсутствие системного подхода в определении основных факторов, определяющих следственное изменение свойств, широкая гамма технологических режимов, применяемых в исследованиях лазеров затрудняет использование полученных результатов для конкретных ма-

териалов.

Отсутствие достаточного объема достоверной информации по комплексному влиянию параметров лазерного излучения, теплофизических характеристик и структурного состояния высокопрочных чугунов на особенности протекания тепловых и физико-химических процессов в микрометаллургической ванне и связанное с этим формирование макроструктуры, а также служебных характеристик (гидроабразивной стойкости) высокопрочного чугуна, обуславливают необходимость специальных исследований в области технологии лазерной обработки ВЧМГ для повышения надежности и долговечности изделий, работающих в условиях абразивного износа средней интенсивности.

Цель работы.

Исследование и разработка основ технологического процесса повышения стойкости изделий из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом в условиях гидроабразивного износа путем использования лазерного излучения для трансформирования структуры исходного материала.

Для достижения указанной цели решены следующие задачи:

- изучено тепловое состояние в зоне лазерного воздействия, определен диапазон плотности мощности лазерной обработки ВЧМГ,

- исследована, на базе принятой модели, кинетика растворения графитных включений шаровидной формы в зоне оплавления и образование зон насыщения углеродом в микрометаллургической ванне,

- исследованы параметры зон лазерного воздействия и особенности формирования структуры в ВЧМГ различных классов,

- выработаны подходы к созданию технологии лазерной обработки ВЧМГ, предложена номограмма по определению основных

технологических параметров лазерной обработки.

- исследована гидроабразивная стойкость изделий из ВЧШГ при лазерной обработке их поверхности.

Научная новизна.

- впервые изучено тепловое состояние ВЧШГ в диапазоне плотностей мощности $0,3 - 2,5 \times 10^5 \text{ Вт/см}^2$ с учетом изменения теплофизических характеристик, теплоты фазового перехода и экранирующего эффекта сублимации сплава.

- на основе принятой модели исследована кинетика процесса растворения графитных включений и образование зон насыщения углеродом расплава в ВЧШГ; установлены зависимости объема трансформированной структуры от технологических параметров, дисперсности структурных составляющих и типа металлической матрицы исходного ВЧШГ,

- установлены особенности формирования структуры в ВЧШГ различных классов, определены параметры зон лазерного воздействия.

Практическая ценность.

- Предложена номограмма, позволяющая по заданным параметрам трансформации структуры изделия определять условия ведения технологического процесса лазерной обработки.

- Установлены характеристики повышения гидроабразивной стойкости ВЧШГ после лазерной обработки.

- На базе проведенных исследований и установленных закономерностей предложены подходы для разработки технологического процесса лазерной обработки ВЧШГ.

На защиту выносятся следующие положения и результаты.

- Результаты расчетов изменения теплового состояния ВЧШГ под воздействием лазерного излучения различной плотности мощности.

- Рассчитанные на базе принятой модели зависимости растворения графитных включений, изменения зон насыщения расплава углеродом, объемы трансформированной структуры от плотности мощности, дисперсности структурных составляющих и класса ВЧШГ.

- Экспериментально установленные закономерности формирования зон и структур при лазерном оплавлении ВЧШГ различной степени дисперсности структурных составляющих; фазовый анализ зоны лазерного оплавления ВЧШГ.

- Полученные зависимости гидроабразивной стойкости ВЧШГ перлитного класса с поверхностным слоем трансформированной структуры.

- Предложенная номограмма для регламентирования основных параметров процесса лазерной обработки ВЧШГ.

Апробация работы.

Основные результаты и положения работы докладывались и обсуждались на следующих конференциях и семинарах: Международной научно-технической конференции "Нетрадиционные и лазерные технологии" NALT'92", Москва, 1992 г., Международной научно-технической конференции "Литье и экология", Минск, 1992 г., Республиканской научно-технической конференции "Прогрессивные способы плавки", Киев, 1992 г., Конференциях молодых ученых ИПЛ НАН Украины 1991 и 1994 г.г., Всеукраинская конференция "Повышение физико-механических и служебных свойств путем их легирования, модифицирования и термической и высокоэнергетической обработки", Киев, 1995 г.

Личный вклад автора.

Согласно темы диссертации в соавторстве написано 9 работ, из них одна самостоятельно. В работах [1, 2, 4, 5] изложены некоторые тепло-физические особенности лазерной обра-

ботки железо-углеродистых сплавов и разработаны рекомендации по выбору оптимального режима обработки деталей из ВЧШГ. В работах [3, 6-8] исследованы характерные особенности структурообразования составляющих зон лазерного воздействия. Результаты экспериментальных исследований по воздействию лазерной обработки на повышение гидроабразивной стойкости деталей из высокопрочного чугуна приведены в работе [9].

Публикации. По материалам диссертации опубликовано 9 работ, список которых приведен в конце автореферата.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, пяти глав, основных выводов, списка используемой литературы из наименований, работа изложена на страницах сквозной нумерации, в том числе 19 таблиц и 52 рисунков.

Содержание работы.

В первой главе. Выполнен литературный обзор современного состояния лазерной обработки высокоуглеродистых сплавов, теплофизических и физико-химических процессов, происходящих в микрометаллургической ванне зоны лазерного воздействия, и связанные с этим изменения их свойств.

Анализ приведенных данных свидетельствует о значительных расхождениях в значениях твердости упрочненных поверхностных слоев чугуновых изделий после лазерной обработки, что объясняется использованием обработки высокоуглеродистых сплавов различных классов и химического состава, а также особенностями лазерной техники, режимами обработки и измерительной аппаратуры.

Обзор особенностей структурообразования поверхностных слоев упрочненных деталей позволяет сделать вывод о том, что характер физико-химических процессов в них при таком виде обработки определяется не только температурой, временем,

скоростью нагрева и охлаждения, но также дисперсностью графитных включений и развитием диффузионных процессов углерода в микрометаллургической ванне. Это приобретает особую важность при обработке чугунов с компактными формами графита. Однако такие данные в литературе отсутствуют.

Изучение литературных данных по тепловым процессам позволяют утверждать, что общего решения тепловой задачи нет. В каждом конкретном случае она решается отдельно для определенного материала и параметров лазерной обработки и чаще всего не учитывает многообразие структурных составляющих матрицы чугуна, формы графитных включений, а также изменение теплофизических характеристик при переходе из одного фазового состояния в другое, теплоту фазового перехода и реальную геометрию тела, подвергаемого лазерной обработке.

Приведены и проанализированы литературные данные по изучению процессов диффузии углерода в жидкой металлической ванне. Расхождение результатов связано с влиянием неучтенных факторов при проведении экспериментов: изменении коэффициента диффузии с температурой во времени, реакциями углерода в жидком металле с различными примесями и их влиянием на коэффициент диффузии. Рассчитанные значения коэффициентов диффузии D_c имеют оценочный характер из-за приближенных моделей процессов, сложности учета особенностей растворения углерода в железо-углеродистых расплавах и разнообразия применяемых методик.

Анализ литературных данных об изменении структурных составляющих после воздействия высококонцентрированных источников энергии на металл указывает на необходимость учета всех перечисленных выше факторов, которые не учитывались в приведенных ранее исследованиях.

Во второй главе на основе методов математического моделирования и вычислительного эксперимента дан анализ процессов переноса тепла при лазерной обработке изделий из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом.

В настоящей работе в качестве объекта исследования выбрана однородная пластина из ВЧШГ, поверхность которой обрабатывалась концентрированным источником нагрева в течение определенного временного промежутка.

Процессы теплопередачи моделировались нестационарным уравнением теплопроводности, представленным в энтальпийной форме с учетом выделения (поглощения) тепла в интервале температур фазового перехода:

$$\partial W / \partial t = \text{div}(\lambda \text{ grad } T), \quad W(T) = \int_0^T c \rho dT + \alpha \rho \gamma(T)$$

где $W(T)$ - энтальпия, λ - коэффициент теплопроводности, t - текущее время, T - температура, c - теплоемкость, ρ - плотность, α - скрытая теплота фазового перехода, $\gamma(T)$ - доля жидкой фазы в двухфазной области. Это позволило изучить характер изменения температур по толщине пластины. Граничные условия на поверхности учитывали радиационные потери и поверхностную плотность теплового потока лазерной установки. В нижней части пластины предполагали теплообмен согласно закону Ньютона-Рихмана.

Показано, что используемая модель переноса тепла в металле при лазерном воздействии на его поверхность имеет ряд принципиальных отличий от ранее рассмотренных: учитывается изменение теплофизических характеристик металла при переходе из одного фазового состояния в другое; учтена реальная геометрия тела и осуществлен отход от общепринятого подхода использования полубесконечного или бесконечного тела; в мо-

деле учтена теплота фазового перехода, что позволяет учитывать изменения скорости плавления (кристаллизации).

Исследования влияния режимов лазерной обработки на процессы теплопереноса при разогреве и остывании материала выполнены при варьировании плотности мощности (W_p) лазерного излучения в диапазоне $0.3 \cdot 10^5 - 2.5 \cdot 10^5$ Вт/см², продолжительность воздействия импульса составляла 0.004 сек.

Получена зависимость изменения температуры поверхности чугунной заготовки в процессе лазерной обработки при различной интенсивности, согласно которой рассматриваемый диапазон W_p разбивался на три группы: первая - обуславливает нагрев поверхности до определенной температуры с выходом на стационарные условия теплообмена; вторая - обуславливает повышение температуры поверхности до температуры кипения; третья - приводит к организации процесса кипения металла на поверхности и его испарению.

На рис. 1 приведены результаты расчетов изменения температуры по глубине заготовки во времени при воздействии лазерного импульса и после его отключения.

Анализ зависимостей, приведенных на рисунке, позволяет утверждать, что за время действия импульса глубина зоны проплавления металла (за нее мы принимаем расстояние от поверхности заготовки до изотермы, соответствующей температуре ликвидуса) существенно зависит от плотности мощности лазерного излучения. Так, при $W_p = 0.6 \cdot 10^5$ Вт/см² (рис. 1а) глубина проплавления составляет 115 - 120 мкм. При $W_p = 1.2 \cdot 10^5$ Вт/см² глубина проплавления увеличивается практически в два раза (рис. 1б). При дальнейшем увеличении W_p в определенный момент на поверхности заготовки наблюдается стабилизация температуры (рис. 1в), что обусловлено резким ростом

Изменение температуры во времени по глубине заготовки в процессе воздействия лазерного импульса и после его отключения.

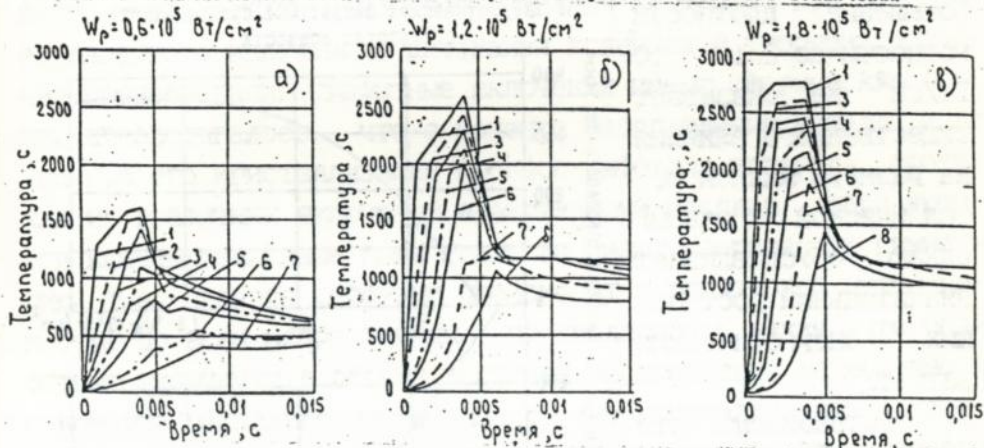


Рис. 1.

1-8 - расстояние от поверхности заготовки 0,40,80,120,160,200,240,300 мкм.

потеря тепла за счет частичного испарения металла. Вследствие этого глубина проплавления металла увеличивается непропорционально росту плотности мощности и составляет 260 - 265 мкм.

После отключения источника нагрева ввиду значительных радиационных потерь наблюдается резкое снижение температуры как на поверхности, так и по глубине заготовки (рис. 1а, б, в).

Обобщая результаты вычислительных экспериментов получили зависимость максимальной глубины проплавления металлической заготовки из ВЧШГ от величины плотности мощности лазерной обработки (рис. 2). Анализ полученных данных позволяет сделать следующий вывод: в случае лазерной обработки заготовки из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом подплавление матрицы возможно при $W_p > 0,3 \cdot 10^5 \text{ Вт/см}^2$. Увеличение W_p приводит к возрастанию глубины проплавления, причем наибольшие приращения глубины наблюдаются до плотности мощ-

ности $1.2 \times 10^5 \text{ Вт/см}^2$. Повышение плотности мощности до $2.1 \times 10^5 \text{ Вт/см}^2$ не оказывает существенного влияния на размеры жидкой металлической ванны, однако обуславливает значительный рост общих энергетических затрат.

Установлено, что энергетические затраты при обработке поверхности изделий из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом для достижения максимальной глубины проплавления связаны ли-

нейной зависимостью с плотностью мощности. Энергозатраты, связанные с подплавлением матрицы на каждой заданной глубине в зависимости от плотности мощности носят параболический характер. Полученная зависимость позволяет осуществлять выбор наиболее оптимальных, с точки зрения энергозатрат, плотностей мощности для обработки чугунных изделий из высокопрочного чугуна.

В третьей главе предложена и научно обоснована физическая модель процесса диффузионного растворения шаровидным графитных включений в зоне лазерного воздействия в чугунах

Взаимосвязь максимальной глубины проплавления (а) и энергетических затрат (б) при различных плотностях мощности

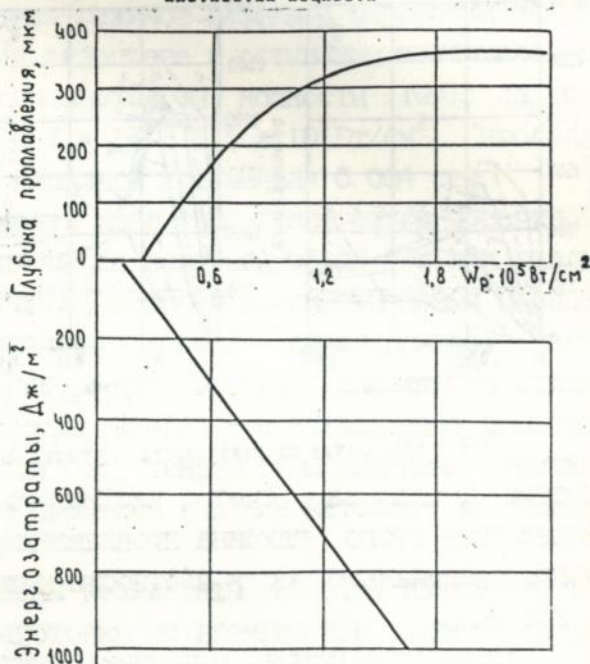


Рис. 2

при следующих допущениях: основное диффузионное перераспределение углерода осуществляется в течение временного интервала, когда металл находится в жидком состоянии под действием лазерного излучения; диффузией углерода в твердом состоянии пренебрегали; графитные включения имеют сферическую форму; предполагалось, что с момента расплавления металла и до момента его кристаллизации процесс диффузии углерода протекал из графитных включений в окружающий расплав; образующиеся концентрационные поля углерода имеют сферическую симметрию, т. е. процесс диффузии происходит с одинаковой интенсивностью по всем направлениям; предполагалось также, что графитные включения в объеме расплава распределены равномерно и с момента расплавления металла до его кристаллизации распределение растворенного графита в матрице происходит равномерно.

Учитывая особенности лазерной обработки был проведен расчет, в котором использована температурная зависимость изменения коэффициента диффузии углерода в микрометаллургической ванне зоны лазерной оплавления.

Предложенная математическая модель позволила рассчитать радиус зоны насыщения и максимальную величину диаметра графитного включения, полностью растворяющегося в процессе лазерной обработки металла. Под радиусом зоны насыщения принят характерный геометрический размер зоны расплава, окружающего графитное включение, концентрация углерода в котором в результате растворения графитного включения достигает средней концентрации углерода в сплаве (3,35%). При этом учитывались исходная концентрация углерода в матрице и температурные условия процесса.

Показано, что изменение температурно-временных условий при варьировании параметрами обработки, создает предпосылки

для различных степеней растворения графитных включений и скоростей протекания диффузионных процессов.

На рис. 3 показано изменения радиуса зон насыщения расплава углеродом по глубине зоны проплавления во времени для различной W_p . На поверхности максимальное значение величины радиуса зоны насыщения не превышает 19 мкм при $W_p = 1,8 \times 10^5$ Вт/см². Однако, применение излучения с такими параметрами в технологическом цикле обработки изделий из чугуна приводит не только к росту значений величины радиуса зоны насыщения, но и к нарушению сплошности поверхностных слоев изделий вследствие возникающего сублимирующего эффекта, что недопустимо. Поэтому, наиболее рациональным следует считать режим обработки при $W_p = 0,9 - 1,6 \times 10^5$ Вт/см². Радиус зоны насыщения при обработке ВШГ с $W_p = 1,2 \times 10^5$ Вт/см² находится в пределах 17-17,5 мкм на поверхности. Анализ зависимостей изменения величины радиуса зоны насыщения позволяет не только выбрать область технологических режимов с точки зрения диффузионного растворения, но и прогнозировать изменение соот-

Изменение величины радиуса зоны насыщения от времени при различной плотности мощности.

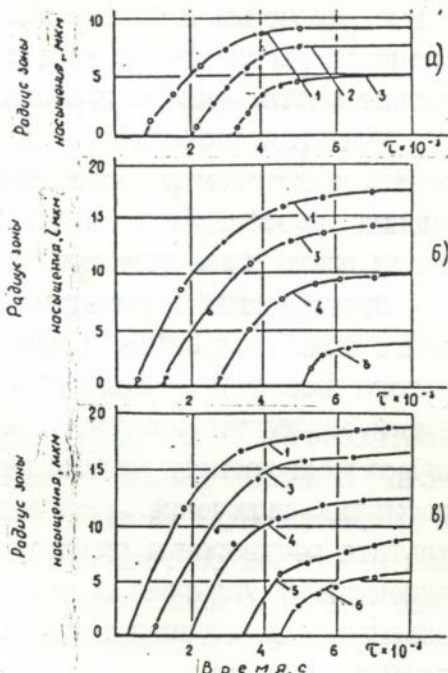


Рис.3

1-6 - глубины проплавления 0, 40, 80, 160, 240, 300 мкм соответственно
 а, б, в - $W_p = 0,6; 1,2; 1,8 \cdot 10^5$ Вт/см²

ношения структурных составляющих поверхностного слоя изделия из чугуна с шаровидным графитом.

Обошение результатов вычислений с учетом изменения W_p в диапазоне от 0,6 до $1,8 \times 10^5$ Вт/см² позволило оценить влияние используемых режимов обработки на величину диаметра полностью растворившихся графитных включений по глубине зоны проплавления. При лазерной обработке высокопрочного чугуна с шаровидным графитом при $W_p = 0,6 \times 10^5$ Вт/см² максимальный диаметр полностью растворившихся графитных включений не превышает 6 мкм. Обработка материала в диапазоне от 0,6 до $1,2 \times 10^5$ Вт/см² характеризуется интенсивным увеличением размера полностью растворившихся включений до 15,2 мкм. Увеличение W_p до $1,8 \times 10^5$ Вт/см² не существенно изменяет величину растворяющихся частиц, диаметр которых не превышает 16,0 мкм.

Учитывая реальную геометрию изделий (толщину стенок) из ВЧШГ, рассмотрено поведение графитных включений диаметром от 10 до 50 мкм в микрометаллургической ванне зоны лазерного оплавления. Установлено, что с увеличением исходного диаметра графитного включения при неизменных условиях лазерной обработки, конечный диаметр включения в меньшей степени отличается от начального.

Получение исходных данных для создания технологического процесса лазерной обработки изделий из ВЧШГ обуславливает необходимость учета влияния исходного количества углерода в расплаве. насыщение углеродом расплава микрометаллургической ванны происходит не только за счет растворяющихся графитных включений, но и составляющих металлической матрицы. Следовательно, в начальный момент растворения графитных включений, концентрация углерода в расплаве обусловлена классом используемого чугуна. Анализ полученных в работе данных о зависи-

мости влияния концентрации углерода в матрице на диаметр полностью растворившихся графитных включений показывает, что в случае, если концентрация в ванне не достигает средней концентрации углерода в сплаве 3,35% при воздействии единичным импульсом, то необходимо наложение повторного импульса.

Проведенные исследования влияния параметров лазерного излучения и размеров графитных включений на степень насыщения расплава углеродом свидетельствуют, что оптимальное значение величины плотности мощности для технологических целей - $1,2 \times 10^5 \text{ Вт/см}^2$. При этом наблюдается вовлечение наибольших масс жидкого металла в процесс обогащения углеродом в результате растворения графитных включений диаметром вплоть до 30 мкм без нарушения сплошности поверхностных слоев изделия. При этом в результате их растворения доля объема насыщенной углеродом микрометаллургической ванны до средней концентрации в сплаве составляет не менее 80 %.

Установлено, что для получения структуры поверхностного слоя с большей степенью трансформации при обработке материала, содержащего графитные включения диаметром 40-50 мкм и выше, необходимо повторное наложение импульсов. Показано также, что объем металла поверхностного слоя, в котором произошло образование трансформированной аустенитно-цементитной структуры возрастает с увеличением W_p лазерного излучения, уменьшением диаметра графитных включений, а также снижением концентрации углерода в матрице расплава.

В четвертой главе обобщены результаты экспериментальных исследований влияния лазерного излучения на геометрические размеры зоны лазерного воздействия (З/В), микроструктуру в изделиях из ВЧШГ и разработаны подходы к созданию технологического процесса лазерной обработки ВЧШГ с регламентирован-

ным объемом трансформированной структуры.

Получены зависимости размеров З/В (глубина и ширина зоны) от плотности мощности лазерного излучения, качественно подтверждающие принятую в работе математическую модель тепловых процессов, учитывающую теплофизические характеристики чугунов. Однако, следует отметить, что в реальных условиях обработки зона лазерного воздействия соизмерима со структурными составляющими ВЧШГ, что изменяет условия протекания тепловых процессов.

Анализ данных свидетельствует о различной восприимчивости чугунов различных структурных классов к лазерному воздействию. Параметры зоны оплавления определяются как W_p , так и классом и дисперсностью составляющих структуры.

На основании экспериментальных данных получены статистически обработанные зависимости размеров графитных включений от их количества. Установлено, что с повышением дисперсности структурных составляющих доля энергетического фактора излучения уменьшается, количество графитных включений, вовлеченных в процесс обработки, снижается. В ферритном и перлитном чугунах количество графитных включений на единицу площади в зоне оплавления снижается менее интенсивно, чем в чугуне феррито-перлитного класса, и практически мало зависит от дисперсности структуры.

На рис. 4 приведено статистическое распределение графитных включений ВЧШГ в исходной матрице и З/В при различных W_p (перлитный чугун). Анализ зависимостей показывает, что влияние W_p приводит к увеличению количества графитных включений меньшего размера в структуре зоны оплавления (ЗО). Однако, полного растворения графитных включений не происходит.

Анализ усредненных данных по размеру графитных включе-

ний в исходном чугуна и в зоне оплавления показал, что отклонения в значениях, полученных в результате теоретических расчетов и экспериментальным путем не превышает 7-9%.

Показано, что гетерогенность исходной структуры чугуна, миллисекундные интервалы времени существования жидкой ванны создают предпосылки к образованию неоднородной структуры З/В. При использовании лазерного оплавления не происходит гомогенизации аустенита, т.е. к моменту достижения температуры T шихта микрометаллургической ванны состоит из неоднородного аустенита, включений графита и других составляющих, не растворившихся до этой температуры.

Следует отметить, что общим для всех исследуемых в работе типов чугунов является наличие нерастворившихся полностью включений шаровидного графита в зоне обработки, присутствие участков с продуктами превращения. Граница контакта ЗО и исходной матрицы чугуна для разного типа структур имеет ряд отличий. Перлитный чугун характеризуется ярко выраженной зоной термического влияния, состоящей из мелкодисперсной структуры с включениями шаровидного графита. Особенностью структуры ЗО ферритного чугуна является узкая кай-

Статистическое распределение графитных включений в ВЧМГ /перлитный чугун/

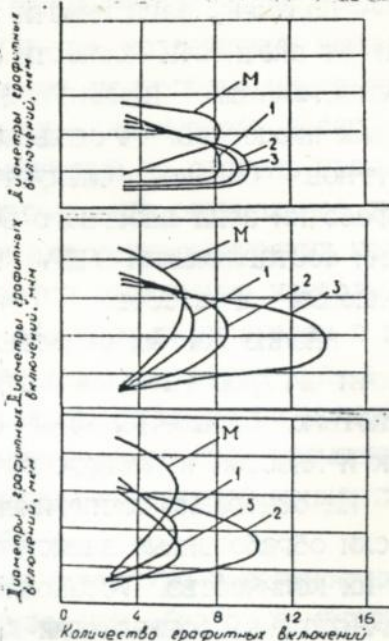


Рис. 4

М - матрица
 1, 2, 3 - $W_p = 0.6; 1.2; 1.8 \cdot 10^5 \text{ Вт/см}^2$
 а, б, в - толщина образца 5, 15, 30 мм

ма закалочных структур на границе с исходной матрицей, образовавшаяся вследствие распада аустенита, недостаточно насыщенного углеродом. Насыщение углеродом происходит за счет растворения графитных включений и ускоренной диффузии углерода по межфазной поверхности. Для ЗЛВ чугуна с феррито-перлитной матрицей присущи особенности структур как перлитного, так и ферритного чугунов.

Определяющее влияние на процессы формирования структуры и свойств оказывает углерод. Зона насыщения углеродом матрицы при растворении графита имеет структуру, состоящую из мелкодисперсных дендритов аустенита. Твердость указанной зоны составляет: у перлитных чугунов - 4800-7970 МПа, у феррито-перлитных - 4000-7100 МПа, у ферритных - 3550-7650 МПа. Различная твердость зон свидетельствует о том, что в условиях лазерной обработки зона может изменять свои концентрационные пределы (различная степень искажения решетки - железа углеродом) и геометрическую правильность конфигурации. Зоны, недостаточно насыщенные углеродом окаймляют зоны насыщения и состоят из продуктов распада аустенита различной устойчивости. Твердость этих участков колеблется в пределах 8480... 16200 МПа. Фазовый анализ исходной структуры и структуры зоны оплавления приведен в таблице 1.

На основании расчетных и экспериментальных данных построена номограмма, позволяющая в зависимости от требуемой глубины обработки поверхности материала и исходных размеров графитных включений в матрице определять необходимую плотность мощности лазерного излучения, коэффициент перекрытия зон воздействия единичного импульса (рис. 5).

Рассмотрим применение данной номограммы на примере исследуемых чугунов. На основе анализа процесса изнашивания

Таблица 1.

Фазовый состав зоны лазерного оплавления перлитных чугунов с шаровидным графитом разной степени легирования.

№	Объект	Характеристика	Кол-во $Fe_3C, \%$	Кол-во δ -фазы, %
1	Исходный ПЧМГ	1. Основа - δ -Fe с увеличенным d	17	не обнаружена
		2. Fe_3C		
2	Исходный ПЧМГ + 0.5% Ni	1. Основа - δ -Fe с увеличенным d	25	не обнаружена
		2. Fe_3C		
3	Исходный ПЧМГ + 0.3% Mo	1. Основа - δ -Fe с увеличенным d	12	не обнаружена
		2. Fe_3C		
4	Исходный ПЧМГ + 1.5% Ni	1. Основа - δ -Fe с увеличенным d	13	не обнаружена
		2. Fe_3C		
5	Исходный ПЧМГ + 2% Ni	1. Основа - δ -Fe с увеличенным d	16	не обнаружена
		2. Fe_3C		

Примечания. d - Межплоскостное расстояние.

Номограмма по определению основных технологических параметров лазерной обработки.

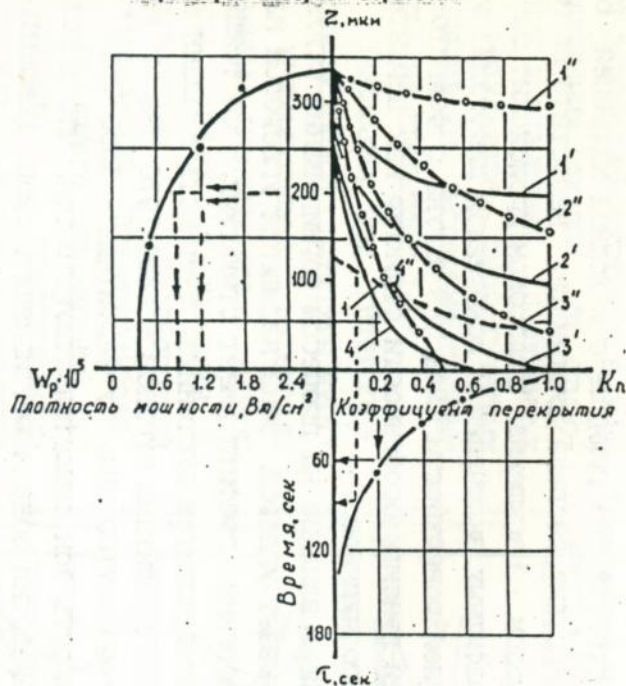


Рис.5

- 1 - соответствует диаметру графитных вclusions 5 мкм при $W_p = 0,6 \cdot 10^5 В/см^2$
- 1' - 4' соответствует диаметру графитных вclusions 5 - 20 мкм при $W_p = 1,2 \cdot 10^5 В/см^2$
- 1'' - 4'' соответствует диаметру графитных вclusions 5 - 20 мкм при $W_p = 1,8 \cdot 10^5 В/см^2$

элементов турбобура - лопаток из ВЧШГ перлитного класса необходимой считаем глубину проплавления, не превышающую 200 мкм. Исходный размер графитных включений в литых изделиях не превышает 10 мкм. Указанной глубине проплавления, согласно номограмме, соответствует плотность мощности $0,8-0,9 \cdot 10^5$ Вт/см² (4 квадрант). В области кривых, соответствующих значениям W_p , наиболее близким к указанным, находим кривую, соответствующую диаметру графитных включений 10 мкм и данной W_p (1 квадрант). Опустив перпендикуляр на ось коэффициентов перекрытия, определяем необходимый Кп. Он составляет 0,1. Продлеваем перпендикуляр до пересечения с кривой, соответствующей полному времени обработки ($T_{обр}$). Оно составит 100 сек (2 квадрант). Чтобы уменьшить полное время обработки, увеличиваем W_p до $1,2 \cdot 10^5$ Вт/см². Аналогично, находим кривую, соответствующую этой W_p и размеру графитных включений. Коэффициент перекрытия в изменившихся условиях составит 0,2, а время полной обработки сократится до 60 сек.

Таким образом, полученная номограмма позволяет реализовать эффект упрочнения при лазерном воздействии на ВЧШГ с учетом структурных и фазовых превращений, сопровождающихся образованием дисперсной гомогенной структуры поверхностного слоя, испытывающего гидроабразивный износ.

В пятой главе с учетом локальности лазерной обработки выполнены эксперименты по исследованию износостойкости материалов в условиях гидроабразивного износа.

Перлитный чугун с шаровидным графитом в условиях определенной интенсивности воздействия частиц при гидроабразивном изнашивании характеризуется как износостойкий материал. На примере деталей двигателей турбобуров наблюдается локальный характер износа, связанный с распределением гидродинами-

ческих потоков абразивной среды и развитием кавитационных явлений.

Исследованы характеристики гидроабразивной стойкости перлитного чугуна как нелегированного, так и легированного никелем и молибденом (0,1% Mo и от 0,5 до 2% Ni) с трансформированной структурой до и после лазерной обработки с оплавлением. Как показывают результаты фазового анализа, корреляции между легированием и изменением объема трансформированной структуры без лазерной обработки достичь не удалось. Фазовый состав трансформированной структуры после лазерной обработки состоял из 75-88% аустенита и 12-25% карбидных включений. Интегральная микротвердость трансформированной структуры составляет 4500-7500 МПа при исходной 2000-2200 МПа.

Испытания проведены для трех состояний поверхности: без лазерной обработки, 30% и 60% площади, подвергнутой лазерной обработке, равномерно распределенной по поверхности в виде линий, перпендикулярных потоку абразивных частиц (рис. 6). С увеличением площади поверхности лазерной обработки, помимо снижения абсолютных значений потерь массы при износе, снижается зависимость гидроабразивной стойкости от угла атаки.

Наблюдаемый рост гидроабразивной стойкости объясняется сформированной при лазерном оплавлении поверхностной

Зависимость потери массы при гидроабразивном изнашивании чугунов перлитного класса от площади лазерной обработки и угла атаки абразивных частиц

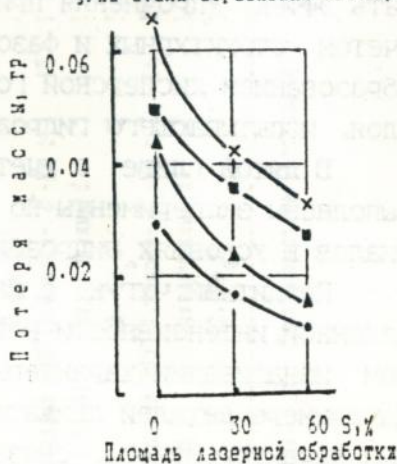


Рис. 6
0,30,60 - площадь лазерной обработки, %
•, ▲, ■, × - угол атаки абразивных частиц 0°, 30°, 60°, 90°

дисперсной гетерогенной аустенитно-карбидной структурой. Полученный в процессе кристаллизации аустенит, вследствие метастабильности, упрочняется под воздействием ударного импульса гидроабразивной частицы.

На перлитных чугунах с шаровидным графитом, нелегированных и низколегированных молибденом и никелем, получено повышение гидроабразивной стойкости в 1,5-2,5 раза после лазерной обработки, свидетельствующие о перспективности данного вида поверхностной обработки для локальной трансформации структуры, особенно в технологиях реабилитации деталей, позволяющих увеличить межремонтные сроки эксплуатации.

Общие выводы.

На основании проведенных исследований влияние энергетических факторов лазерного излучения и характеристик исходной структуры ВЧШГ на параметры и структурные изменения зоны лазерного воздействия выработаны подходы к созданию технологии лазерной обработки высокопрочного чугуна с регламентированным объемом трансформации структуры.

На основе предложенной в работе математической модели тепловых процессов в зоне взаимодействия лазерного излучения с металлом установлены критические значения плотности мощности лазерной обработки, превышение которых незначительно влияет на изменение глубины зоны проплавления металла, однако приводит к значительному росту энергозатрат.

Предложена и научно обоснована математическая модель процесса растворения графитных включений в зоне лазерного воздействия чугунов с шаровидным графитом с учетом температурной зависимости изменения коэффициента диффузии углерода D_c . Расчетным путем установлено, что максимальный размер графитных включений полностью растворившихся в условиях воз-

действия лазерного излучения плотности мощности $1,2 \cdot 10^5 \text{ Вт/см}^2$ и временем воздействия импульса составляет 16,1 мкм на поверхности. Радиус зоны насыщения вокруг графитного включения за время существования жидкой макрометаллургической ванны достигает 19 мкм.

Установлено, что для ВЧШГ перлитного класса диапазон плотности мощности лазерного излучения, при котором происходит растворение графитных включений без нарушения сплошности поверхностных слоев составляет $1,2 - 1,6 \cdot 10^5 \text{ Вт/см}^2$.

Экспериментально установлено, что формирование структуры в зоне лазерного воздействия ВЧШГ и расположение структурных составляющих в определяющей степени зависит от растворения графитных включений и явлений массопереноса.

Определено, что оптимальное сочетание энергетических параметров лазерной обработки и размерных характеристик структурных составляющих позволяет получать максимальный объем трансформированной структуры (75-88%) - аустенито-карбидной матрицы - в зоне лазерного воздействия.

На основании расчетных и экспериментальных данных построена номограмма по определению основных технологических параметров лазерной обработки для целенаправленного трансформирования структуры.

Данная технология была опробована в условиях Киевского завода инженерных машин, что позволило значительно повысить эффективность применения деталей машин из ВЧШГ, увеличив их стойкость в 2 раза, и снизить время межремонтного периода.

Основные результаты диссертационной работы отражены в следующих работах:

1. Перелома В. А., Лихошва В. П., Лижер Р. Я., Степанов А. М. Увеличение ресурса работы отливок из перлитного чугуна

//Литейное производство и окружающая среда. -Минск: НИИЛИ-ТАВТОПРОМ, 1992. -С. 62-63.

2. Ликер Р. Я. Влияние лазерной обработки на ресурс работы чутунных деталей. //Прогрессивные способы плавки. -Киев: ИПИ АН Украины, 1993. -С. 18.

3. Ликер Р. Я., Перелома В. А., Бондаревский В. Н., Лихошва В. П., Клепченко В. В. Формирование эрозионных структур в низколегированных перлитных чугунах с шаровидным графитом под воздействием лазерной обработки. //Современные технологические процессы в литейном производстве. -Киев: КПИ, 1993. -С. 44-45.

4. Перелома В. А., Тарасевич Н. И., Ликер Р. Я. Определение оптимального режима обработки поверхности изделий из высокопрочного чугуна высокотемпературными источниками нагрева. //Нетрадиционные методы снижения металлоемкости и повышения качества отливок. -Киев: ИПИ АН Украины, 1993. -С. 6.

5. Перелома В. А., Тарасевич Н. И., Ликер Р. Я. Некоторые теплофизические особенности лазерной обработки железо-углеродистых сплавов //Металл и литье Украины, 1994, N 3. -С. 19-25.

6. Перелома В. А., Бондаревский В. Н., Ликер Р. Я., Клепченко В. В. Кинетика растворения графитных включений в микрометаллургической ванне при лазерной обработке чугуна с шаровидным графитом. //Металл и литье Украины, 1994, N 7-8. -С. 22-25.

7. Бондаревский В. Н., Клепченко В. В., Ликер Р. Я. Характерные особенности формирования зон и структурообразование при лазерном воздействии в ВЧ разных структурных классов. //Повышение физико-механических и служебных свойств чугунов в отливках путем их легирования, модифицирования, терми-

ческой и высокоэнергетической обработки. - Киев: ИПЛ НАН Украины, 1995. - С. 48.

8. Моисеева Н. П., Зеленый Б. Г., Лихошва В. П., Ликер Р. Я., Шатрава А. П. Влияние режимов лазерного излучения на изменение параметров структуры и магнитных свойств ферритного чугуна. //Повышение физико-механических и служебных свойств чугунов в отливках путем их легирования, модифицирования, термической и высокоэнергетической обработки. - Киев: ИПЛ НАН Украины, 1995. - С. 52-53.

9. Ликер Р. Я., Бондаревский В. Н., Перелома В. А. Повышение гидроабразивной стойкости ВЧ после лазерной обработки. //Повышение физико-механических и служебных свойств чугунов в отливках путем их легирования, модифицирования, термической и высокоэнергетической обработки. - Киев: ИПЛ НАН Украины, 1995. - С. 56.

АНОТАЦІЯ

Ликер Р. Я. "Розробка технологічних режимів лазерної обробки деталей з перитно-го висококінного чавуну, направлено трансформувати структуру поверхневого шару"

Дисертація на здобуття ступеня кандидата технічних наук по спеціальності 05.16.02 "Металургія чорних металів", Інститут проблем лиття НАН України, Київ, 1995р

Захнядяться дослідження теплових і фізико-хімічних процесів в мікрOMETALURGIYHII ванні зони лазерного випалу, пов'язаних з розчиненням кулькових графітних включень в неідеальні часові інтервали та утворення трансформованої структури, що підвищує локальну гідроабразивну стійкість в два рази. Вироблено рекомендації щодо створення технології лазерної обробки висококінного чавуну з кульковими графітом з регламентованим об'ємом трансформованої структури.

ANNOTATION

Liker R. Y. "Elaboration of technological laser beam regimes of spheroidal nodular iron for transforming structure of surface".

The dissertation on competition the degree award of the doctor technical science on speciality 05.16.02 "Metallurgy of ferrous metals", Institute of Foundry Problems of National Academy of Science of Ukraine, Kiev, 1995.

The researches of heating and physical-chemical processes in microMETALURGIYHII bath of laser beam influence zone are worked out, dealing with melting of spheroidal graphite inclusion during millisecond periods and with forming of transformed structure double increasing hydroabrasive stability. The manners to creation the laser technology treatment of nodular iron are worked out with regulation volume of transformed structure.



452281

AB 32.635

AB 32.635