

ОСНОВЫ ЛАЗЕРНОЙ И ГАЗОПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Под редакцией профессора Н. Н. Сергеева



«Инфра-Инженерия»

УДК 669.14.018.291

ББК 34.222.23

О-75

Авторы:

*Н. Н. Сергеев, И. В. Минаев, И. В. Тихонова, А. Н. Сергеев, С. Н. Кутепов,
М. Ю. Комарова, А. Е. Гвоздев*

Рецензенты:

*Гадалов В. Н., проф., д-р техн. наук (Юго-Западный государственный университет);
Поляков В. А., канд. техн. наук, д-р экон. наук, зав. кафедрой экономики и управления
Финансового университета при Правительстве РФ (Тульский филиал)*

О-75 Основы лазерной и газоплазменной обработки конструкционных сталей: монография / [Сергеев Н. Н. и др.] ; под ред. проф. Н. Н. Сергеева. – Москва ; Вологда : Инфра-Инженерия, 2020. – 284 с.
ISBN 978-5-9729-0450-1

Разработаны математические модели для углеродистых и легированных конструкционных сталей, отражающие влияние различных факторов на характеристики качества поверхности реза изделий из листового стального проката различной толщины. Исследованы возможности комплексной оптимизации режимов высокоточной обработки для достижения минимальной шероховатости, ортогональности и формирования необходимой зоны термического влияния. Предложена серия лазерных и газоплазменных комплексов для резки листового стального проката и сварки металлоконструкций.

Для специалистов по материаловедению, физике конденсированного состояния, металловедению и термической обработке металлов и сплавов, технологии машиностроения, ресурсосбережению, а также бакалавров, магистрантов, аспирантов и преподавателей соответствующих направлений и профилей.

УДК 669.14.018.291

ББК 34.222.23

ISBN 978-5-9729-0450-1

© Издательство «Инфра-Инженерия», 2020

© Оформление. Издательство «Инфра-Инженерия», 2020

СОДЕРЖАНИЕ

1. СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ПРОБЛЕМЫ ЛАЗЕРНОЙ РЕЗКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	6
1.1. Термическая резка металлов	6
1.2. Лазерная обработка металлов: основные понятия и классификация	9
1.3. Термическое упрочнение при лазерной обработке	12
1.3.1. Смещение критических точек фазовых превращений при нагреве железоуглеродистых сплавов лазерным излучением	12
1.3.2. Механизм термоупрочнения железоуглеродистых сплавов.....	15
1.3.3. Особенности структурообразования при лазерной обработке железоуглеродистых сплавов.....	18
1.4. Физические процессы, протекающие при лазерной резке.....	26
1.5. Оборудование для лазерной обработки	31
1.6. Проблемы качества лазерной резки конструкционной стали	35
1.6.1. Качество поверхности.....	35
1.6.2. Химический состав обрабатываемых объектов	36
1.6.3. Влияние параметров газолазерной резки на качество поверхности реза	37
1.7. Особенности лазерной резки листовой стали и мониторинг качества образцов после лазерного воздействия	42
1.8. Возможности лазерной резки как финишной операции при изготовлении деталей различного класса.....	48
1.9. Постановка цели и задач исследования	55
2. РАЗРАБОТКА И ИЗГОТОВЛЕНИЕ ОБРАЗЦА УСТАНОВКИ ПЛАЗМЕННОЙ РЕЗКИ.....	57
2.1. Обоснование проектирования установки прецизионной плазменной резки конструкционных сталей	57
2.1.1. Актуальность работы	57
2.1.2. Научная новизна работы	58
2.1.3. Практическая ценность работы	59
2.1.4. Эффективность работы.....	60
2.1.5. Основное содержание работы.....	61
2.2. Разработка проектной документации на выполнение опытно-конструкторских работ и изготовление образца установки плазменной резки	63
2.2.1. Технические требования.....	64
2.2.2. Требования безопасности труда	68
2.3. Разработка технической документации на транспортирование и хранение комплексов прецизионной плазменной резки	71
2.3.1. Требования по надежности и долговечности.....	72
2.3.2. Правила приемки.....	73
2.3.3. Методы контроля	74
2.3.4. Транспортирование и хранение	77

2.3.5. Указания по эксплуатации	77
2.3.6. Гарантии изготовителя	78
2.4. Разработка эксплуатационной документации и методики контроля качества деталей, получаемых методом прецизионной плазменной резки	78
2.4.1. Техническое описание и комплектность	80
2.4.2. Эксплуатационная документация.....	81
2.4.3. Указания по эксплуатации и хранению	84
2.4.4. Сведения по утилизации и перечень ссылочных нормативно- технических документов	86
2.5. Разработка и утверждение технического описания и инструкции по эксплуатации комплекса прецизионной плазменной резки	87
3. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	92
3.1. Объекты исследования.....	92
3.2. Методика макрофрактографического анализа	93
3.3. Методика измерения шероховатости поверхности и угла отклонения.....	94
3.4. Методика микроструктурных исследования	95
3.5. Методика дюрометрического анализа	95
3.6. Статистическая обработка результатов измерений	97
3.6.1. Проверка равноточности измерения шероховатости	97
3.6.2. Сравнение средних значений шероховатости в разных зонах поверхности реза	97
3.6.3. Регрессионный анализ	98
4. ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЛАЗЕРНОЙ И ГАЗОПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ СТРУКТУРЫ, ПОКАЗАТЕЛИ КАЧЕСТВА И ЗОНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ	101
4.1. Макрофрактографический анализ поверхности реза	101
4.2. Исследование шероховатости поверхности реза	104
4.3. Исследование распределения микротвердости и особенностей микроструктуры в зоне термического влияния.....	108
4.3.1. Микротвердость и микроструктурные особенности зоны термического влияния на стали Ст3.....	109
4.3.2. Микротвердость и микроструктурные особенности зоны термического влияния на стали 09Г2С	117
4.3.3. Микротвердость и микроструктурные особенности зоны термического влияния на стали 20Х13	123
4.3.4. Микротвердость и микроструктурные особенности зоны термического влияния на стали 30ХГСА	128
4.3.5. Микротвердость и микроструктурные особенности зоны термического влияния на стали 40Х	134
4.3.6. Микротвердость и микроструктурные особенности зоны термического влияния на стали 60С2ХА.....	139

4.3.7. Микротвердость и микроструктурные особенности зоны термического влияния на стали 65Г	143
4.3.8. Общие закономерности строения конструкционных легированных сталей	148
4.4. Модели показателей качества поверхности реза при лазерной резке стали Ст3	152
4.4.1. Взаимосвязь толщины листа с параметрами лазерной резки	152
4.4.2. Взаимосвязь шероховатости поверхности с параметрами лазерной резки	157
4.4.3. Взаимосвязь протяженности зоны термического влияния с параметрами лазерной резки	163
4.4.4. Взаимосвязь перпендикулярности поверхности реза с параметрами лазерной резки	168
4.5. Модели показателей качества поверхности реза при лазерной резке легированных сталей	172
4.5.1. Взаимосвязь шероховатости с параметрами лазерной резки, химическим составом объектов исследования и толщиной листа	172
4.5.2. Взаимосвязь перпендикулярности и шероховатости поверхности реза с параметрами лазерной резки, химическим составом объектов исследования и толщиной листа	178
4.5.3. Взаимосвязь протяженности зоны термического влияния с параметрами лазерной резки, химическим составом объектов исследования и толщиной листа	184
4.6. Выбор оптимальных параметров лазерной резки стали Ст3 для получения заданных показателей качества реза	188
4.6.1. Оптимизация параметров лазерной резки для получения минимальных значений отдельных показателей качества реза	188
4.6.2. Оптимизация параметров лазерной резки для получения заданных показателей качества реза методом последовательных уступок	191
4.6.3. Оптимизация параметров лазерной резки для получения заданных показателей качества реза с помощью компромиссной целевой функции	193
4.7. Выбор оптимальных параметров лазерной резки легированных сталей для получения заданных показателей качества реза	195
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	200
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	203
ПРИЛОЖЕНИЯ	245

1. СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ПРОБЛЕМЫ ЛАЗЕРНОЙ РЕЗКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

1.1. Термическая резка металлов

Резка металла – это отделение частей (заготовок) от сортового, листового или литого металла для получения готового продукта с заданными геометрическими характеристиками. Различают механическую (при помощи ножниц, пилы, резцов), ударную (рубка) и термическую резку.

Термическая резка представляет собой процесс термообработки, при котором материал подвергается термодинамическому воздействию, в процессе которого верхний слой обрабатываемого металла плавится или испаряется. Термическая резка представляет собой экзотермический процесс, при котором процесс горения происходит с меньшими потерями тепловой энергии.

По форме и характеру реза может быть разделительная (разделение металла на несколько частей) и поверхностная резка (например, резка отверстий в детали), по шероховатости реза – заготовительная и чистовая, когда не требуется дальнейшая обработка фрезерованием.

В настоящее время к основным видам термической резки металлов относят: газовую, плазменную и лазерную резку. Каждый из них имеет свои преимущества и недостатки, ограничен по толщине и виду разрезаемого металла, способен обеспечить определенный уровень качества поверхности (табл. 1). Рассмотрим каждый из них более подробно.

Кислородная резка. Кислородная резка, является одним из наиболее часто используемых методов резки в металлообрабатывающей промышленности благодаря ее низкой себестоимости и высокой точности. Сущность физико-химических процессов при кислородной резке заключается в интенсивном окислении металла в зоне резки с последующим удалением жидкого оксида струей кислорода. В процессе резки металл сначала нагревают до температуры воспламенения ($T_{\text{всп}} = 1323 \dots 1473 \text{ K}$) с помощью вспомогательного газа (например, ацетилен). Затем в зону резки подается, струя технически чистого кислорода, для осуществления химической реакции окисления, которая сопровождается выделением теплоты, обеспечивающего нагрев металла до температуры плавления. При протекании химической реакции происходит окисление разрезаемого металла, и поскольку реакция является непрерывной, она позволяет дальнейшему процессу плавления идти с меньшим потреблением тепла. Расплавленный металл удаляется высокоскоростной струей кислорода, так что в процессе резки край остается достаточно ровным [25].

Кислородная резка предназначена для получения заготовок, используемых при изготовлении различного вида сварных конструкций из листовых материалов, проката, труб и других изделий [22, 26].

Существенное влияние на развитие процессов при кислородной резке оказывают различного рода легирующие элементы в составе железуглеродистых сплавов, такие как, Mn, Ni, Ti, Al, Cr и др. Наличие примесей приводит к образо-

ванию в жидком расплаве тугоплавких окислов, уменьшающих его жидкотекучесть и препятствующих интенсивному теплообмену между расплавом и кислородом режущей струи [25].

Значительную роль на процесс кислородной резки оказывают технологические факторы, связанные со струей режущего кислорода (параметры струи – давление, скорость истечения из сопла, расход газа, а также, степень чистоты самого кислорода). Так, повышение степени чистоты с 98,0 до 98,8% позволяет увеличить скорость резки до 35% [22].

Таблица 1

Сравнительная характеристика кислородной, плазменной и лазерной резки [19]

Параметр	Вид резки		
	Кислородная	Плазменная	Лазерная
Область применения	металлы и их сплавы, кроме нержавеющей стали, алюминия, меди, латуни; бетон и железобетон, цветные металлы (кислородно-флюсовая резка)	металлы и другие электропроводные материалы (плазменно-дуговая резка); различные неэлектропроводные материалы (резка плазменной струей)	почти любые материалы
Характерная толщина металла (мм)	до 1500–2000 и больше	до 100–150 обычно до 50–100	до 40 обычно до 6–20
Ширина реза (мм)	до 10	2–7	0,1–1
Качество	низкое	среднее	высокое
Производительность резки металла (без пакетной резки)	предварительный подогрев; медленная скорость с постепенным снижением на средних и больших толщинах	быстрый прожиг; очень высокая скорость при малых и средних толщинах обычно с резким снижением при увеличении толщины	очень высокая скорость при малых толщинах обычно с заметным снижением при увеличении толщины, продолжительный прожиг больших толщин
Зона термического влияния	большая	большая	средняя
Стоимость оборудования	низкая	средняя	высокая
Стоимость обслуживания	низкая	высокая	высокая

К *преимуществам* кислородной резки относят:

- низкая себестоимость оборудования и эксплуатационных материалов;
- высокое качество поверхности резания;
- мобильность процесса;
- возможность разрезания больших толщин металла;
- незначительное увеличение твердости на поверхности реза.

К *недостаткам* кислородной резки относят:

- малый спектр обрабатываемых материалов;
- трудности при резке высоколегированных сталей и чугунов;

- для получения необходимых параметров резки необходимо использование предварительной и последующей термообработки;
- большая протяженность зоны термического влияния (ЗТВ), которая при обработке толстолистовых материалов может достигать 55 мм;
- низкая скорость резки при резке материалов, толщиной до 20 мм.
- метод не подходит для фигурной резки металла.

Плазменная резка. Первые станки для плазменной резки металла появились где-то в 50-60 годах прошлого века. Данное оборудование было настолько громоздким и дорогостоящим, что приобреталось в основном только машиностроительными гигантами. В конце прошлого века плазменная резка металла стала более доступной и сейчас распространена повсеместно [20].

Плазменная резка металла производится за счет интенсивного расплавления металла вдоль линии реза теплом сжатой электрической дуги и последующего удаления жидкого металла высокоскоростным плазменным потоком. По своей сути плазма – это полностью или частично ионизированный газ, обладающий температурой 15000...20000 °C [20].

На сегодняшний день плазменная резка является самым действенным способом раскроя металла, имеющим ряд особенностей, делающих ее лидером в области металлообработки. Так, процесс резки металла плазмой не требует заправки газовых баллонов и их доставки, присадок для резки ценных металлов или особого соблюдения мер пожарной безопасности. Для плазменной резки необходимы только электроэнергия и воздух, а в качестве расходных материалов – сопла и электроды, поэтому данный вид является одним из самых экономичных способов [20].

Недостатком метода является тот факт, что края готовых деталей для получения размеров прецизионной точности нуждаются в последующей дополнительной обработке. При резке титана формируется альфа-слой глубиной до 1,5 см, что значительно затрудняет последующую дополнительную обработку титана. При резке цветных металлов край реза незначительно оплавляється. При плазменной резке существует небольшой наклон края реза в пределах 3...5°. При плазменной резке на деталях может присутствовать незначительное прокаливание края реза металла на глубину 0,5...1,5 мм, на нержавеющей стали это выглядит как потемнение, которое легко удаляется шлифованием. При плазменной резке металла средней и большой толщины возникает технологическая риска на крае реза в виде плавной волны, это место подхода и выхода плазменного луча, специфика плазменной резки не позволяет исключить данный эффект [20].

Лазерная резка. Весьма передовой метод резки металла, принцип которого заключается в интенсивном воздействии на лист металла лазерным лучом. Высокая концентрация энергии в лазерном луче приводит к тому, что на поверхности металлического листа появляется отверстие, часть металла испаряется, а часть расплавленного металла выдувается потоком смеси газов высокого давления. Преимущество у этого метода масса: самая маленькая ширина реза, которая может достигать всего 0,1 мм, высокая производительность, прекрасное качество поверхности, отсутствие динамических или статических напряжений, воздействующих на металл, благодаря четко направленному световому потоку

лазера в зону резания. Полученные края металлоизделий ровные, без заусенцев, однако на срезе может быть виден след от воздействия высоких температур. Если изготавливается «ответственная» деталь, то без дополнительной механообработки не обойтись [20].

Лазерный луч позволяет резать металлы толщиной до 15...20 мм, хотя наибольший эффект достигается при толщине 6 мм. Существенным недостатком лазерной резки является низкий КПД самого лазера (всего 15%), что не позволяет обрабатывать листы толще 12 мм. К тому же не все металлы можно резать лазером: алюминий, титан и высоколегированные стали обладают сильными отражательными свойствами, и мощности лазера попросту может не хватить для всей толщины металла [20].

1.2. Лазерная обработка металлов: основные понятия и классификация

Лазерная обработка основана на применении мощного светового потока, вызывающего плавление или испарение обрабатываемого материала. Лазерное излучение фокусируется в определенный участок обрабатываемой детали. Размерная обработка материалов осуществляется обычно при плотности потока не менее $107...108 \text{ Вт/см}^2$.

Источником светового излучения является лазер – оптический квантовый генератор. Работа лазера основана на принципе стимулированного генерирования светового излучения. Атом вещества, имея определенный запас энергии, находится в устойчивом энергетическом состоянии и располагается на определенном энергетическом уровне. Для того, чтобы атом вывести из этого состояния, его необходимо возбудить. Возбуждение (накачка) активного вещества (активной среды) осуществляется световой импульсной лампой. Длительность светового импульса (вспышки) около 0,01 сек [1].

Световой импульс облучает активную среду. Возбужденный при этом атом излучает сразу два фотона. Фотоны возбуждают атомы активной среды, т.е. переводят электроны на более высокий энергетический уровень. При взаимодействии фотонов с возбужденными атомами возникают лавинообразные потоки фотонов в различных направлениях. Наличие торцевых строго параллельных зеркальных поверхностей приводит к тому, что спустя примерно 0,5 мс при многократном отражении от зеркал более половины атомов переходят в возбужденное состояние. Вследствие этого система становится неустойчивой, в активной среде индуцируется световой поток.

Накопленная в активной среде энергия одновременно высвобождается, а выходящий поток фотонов достигает значительной интенсивности. Световой поток, испускаемый активной средой, фокусируется оптической системой и направляется на обрабатываемый материал.

Основными элементами лазера являются активная среда (активный элемент), устройство для накачки активной среды, зеркала оптического резонатора, элемент вывода энергии из резонатора, а также фокусирующая оптическая система, система управления и др. В основном разнообразие лазеров объясняется применением в них разных видов активных сред (диэлектрические кристаллы,

специальные стекла, полупроводники, газовые смеси и др.), разных способов накачки и режимов работы [1].

Энергия светового импульса обычно невелика и составляет от 20 до 100 Дж. Выделяется эта энергия в миллиардные доли секунды и сосредотачивается в луче диаметром около 0,01 мм. Сфокусированное лазерное излучение, попадая на непрозрачные материалы (металлы и их сплавы), вызывает их локальный нагрев до 6000...8000 °С, плавление или интенсивное испарение. Для осуществления размерной обработки наиболее часто используют импульсы с длительностью 0,5...1,5 мсек.

Процессы, в которых плотность потока импульса лазерного излучения такова, что за время его действия вещество существенно не плавится, относятся к лазерной термообработке.

Лазерная обработка материалов имеет ряд *существенных преимуществ*, перед другими термическими видами обработки материалов [14]:

1. Высокая концентрация подводимой энергии и локальность позволяют производить обработку только поверхности участка материала без нагрева остального объема и нарушения структуры и свойств, что приводит к минимальному короблению деталей. Кроме того, высокая концентрация подводимой энергии позволяет провести нагрев и охлаждение обрабатываемого объема материала с большими скоростями при очень малом времени воздействия.

2. Возможность регулирования параметров лазерной обработки в широком интервале режимов позволяет разработать обширный ряд методов поверхностной обработки, регулировать структуру поверхностного слоя.

3. Отсутствие механических усилий на обрабатываемый образец дает возможность обрабатывать хрупкие и ажурные конструкции.

4. Возможность обработки на воздухе, легкость автоматизации процессов, отсутствие вредных отходов при обработке определяет высокую технологичность лазерного луча.

5. Возможность транспортировать излучение на значительные расстояния и подвод его с помощью специальных оптических систем в труднодоступные места позволяет производить обработку в тех случаях, когда другие методы применить невозможно.

Кроме того, лазерную обработку характеризуют высокая производительность процессов; экологическая чистота технологии; быстрая окупаемость капитальных затрат на оборудование (0,5-1 год).

К *недостаткам* этой технологии следует отнести возможность обработки материалов на ограниченной глубине, а также сравнительно низкий коэффициент полезного действия лазеров и достаточно высокую стоимость лазерных установок и комплексов.

На режимах, не вызывающих разрушения материала, реализуются различные процессы лазерной обработки. В основе этих процессов лежат необычные структурные и фазовые изменения в материале, возникающие вследствие сверхвысоких скоростей его нагрева и последующего охлаждения в условиях лазерного облучения. Важную роль при этом играют возможность насыщения

поверхностного слоя элементами окружающей среды, рост плотности дислокаций в зоне облучения и другие эффекты.

В настоящее время лазерную технологию применяют для различных операций микрообработки, раскроя и резки материалов, упрочняющей поверхностной обработки, лазерной сварки и наплавки и для других целей.

Все производственные процессы с использованием лазеров реализуются с помощью технологических лазерных установок.

Лазер обеспечивает энергетические и временные параметры воздействия, оптическая система формирует пространственные характеристики светового пучка как инструмента обработки. Точность, производительность и удобство обработки определяются характеристиками системы управления и координатным столом при перемещении детали или лазерного луча [1].

Основными видами лазерной обработки являются: *лазерная сварка; лазерная резка; поверхностное упрочнение; лазерное легирование.*

Лазерная сварка. Лазерный луч обеспечивает высокую концентрацию энергии, благодаря возможности его фокусировки в точку диаметром в несколько микрометров. Процесс лазерной сварки осуществляется либо на воздухе, либо в среде защитных газов: аргоне (Ar), гелии (He) и др. Лазерный луч, так же как и электронный, легко отклоняется, транспортируется с помощью оптической системы.

Благодаря высокой концентрации энергии лазерного излучения, в процессе сварки обеспечивается малый объем расплавленного металла, незначительные размеры пятна нагрева, высокие скорости нагрева и охлаждения металла шва и околошовной зоны. Лазерная сварка осуществляется в широком диапазоне режимов, обеспечивающих высокопроизводительный процесс соединения различных материалов толщиной от нескольких микрометров до десятков миллиметров [6].

Поверхностное (термическое) упрочнение материалов и сплавов лазерным излучением основано на локальном нагреве участка поверхности под воздействием излучения и последующем охлаждении этого поверхностного участка со сверхкритической скоростью в результате отвода тепла во внутренние слои металла. При этом продолжительности нагрева и охлаждения незначительны, практически отсутствует выдержка при температуре нагрева. Эти условия обеспечивают высокие скорости нагрева и охлаждения обрабатываемых поверхностных участков [1, 18].

Лазерное легирование. Процесс заключается в насыщении материала легирующими элементами посредством диффузии предварительно нанесенного слоя под воздействием лазерного пучка. При этом достигается высокая концентрация легирующих компонентов в поверхностных слоях материалов [18].

В результате лазерного легирования в структуре зоны обработки образуются пересыщенные твердые растворы, а в некоторых случаях и интерметаллиды. Если легирование железоуглеродистых сплавов осуществляется тугоплавкими и карбидообразующими компонентами, то это приводит к повышению микротвердости поверхности обрабатываемого объекта [8, 16].

1.3. Термическое упрочнение при лазерной обработке

В отличие от известных процессов термоупрочнения токами высокой частоты, электронагревом, закалкой из расплава и другими способами нагрева лазерное воздействие является не объемным, а поверхностным процессом. При этом время нагрева и время охлаждения незначительны, практически отсутствует выдержка при температуре нагрева. Эти условия обеспечивают высокие скорости нагрева и охлаждения обрабатываемых поверхностных участков. Вследствие указанных особенностей формирование структуры при лазерной термообработке имеет свои специфические особенности [8].

Высокая концентрация подводимой энергии и локальность позволяют производить лазерную обработку только поверхности участка материала без нагрева остального объема и нарушения структуры и свойств, что приводит к минимальному короблению деталей. Кроме того, высокая концентрация подводимой энергии позволяет провести нагрев и охлаждение обрабатываемого объема материала с большими скоростями при очень малом времени воздействия [13].

1.3.1. Смещение критических точек фазовых превращений при нагреве железоуглеродистых сплавов лазерным излучением

Положение критических точек на диаграмме состояния определяет условие обработки сплавов для получения заданной структуры. Учет смещений точек A_1 и A_3 при обработке лазерным излучением позволяет уточнить некоторые теплофизические расчеты и понять особенности структурных изменений в облученных областях.

Однако высокие скорости нагрева и охлаждения ($\geq 10^6$ град/сек), специфические для лазерного воздействия и недостижимые при других видах обработки, могут привести к изменению кинетики фазовых превращений в сплавах, в частности, обусловить сдвиг критических точек A_c и A_r .

При обработке металлов и сплавов с помощью лазерного метода (скорости нагрева $\geq 10^6$ град/сек), критические точки фазовых превращений смещаются вверх по шкале температур относительно их равновесных значений. В этом случае равновесную диаграмму железо-цементит можно только качественно и с очень большой осторожностью использовать для определения фазового состава и структуры сплавов из-за существенно неравновесных условий.

Смещение критических точек при возрастании скорости нагрева экспериментально обнаружено в целом ряде работ. Так, Л. А. Шишко [29] показала, что для стали ШХ15 при изменении скорости нагрева от 13,3 до 20,2 град/мин точка A_{c1} смещается с 750 до 800 °С, а при скорости нагрева 46,8 град/мин – до 860 °С. Дальнейшее увеличение скорости нагрева до 18000 град/мин не изменяло положения A_{c1} . Аналогично для стали У10 изменение скорости нагрева с 14,07 до 133,5 град/мин повышало A_{c1} с 730 – 740 до 830 °С.

Рассмотрим поведение критических точек в доэвтектоидной нелегированной стали. В этом случае можно раздельно наблюдать сдвиг (размытие) точек аустенитизации перлита и структурно свободного феррита.

При мелкопластинчатой или сорбитообразной структуре перлита (рис. 1, а) фазовое превращение при A_{c1} можно уподобить диффузионному полиморфному

превращению в чистых металлах, так как пути диффузии в этом случае невелики (и существует определенное кристаллографическое соответствие исходных и конечной фаз). Граница аустенитизации перлита в таком материале, как правило, весьма четкая даже в том случае, когда в отдельных зернах перлита расстояние между пластинками кажется большим (рис. 1, б).

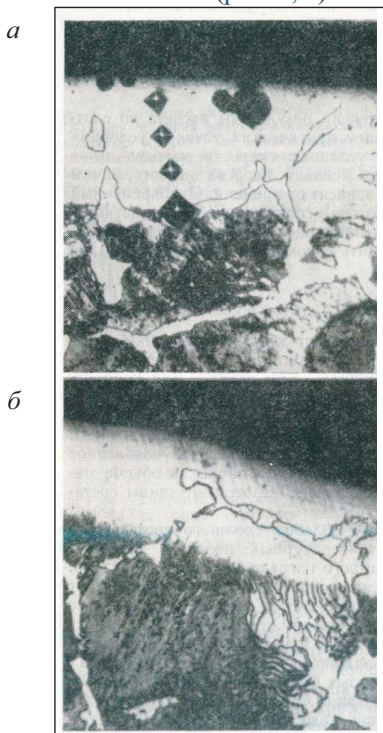


Рис. 1. Микроструктура стали 45 в зоне поверхностной закалки излучением лазера, $\times 450$: а) сталь с сорбитообразным перлитом; б) то же, с пластинчатым перлитом различной дисперсности [11]

Однако при более грубом строении перлита в образующемся аустените (мартенсите после охлаждения) проявляется наследственность структуры перлита, которая видна как в оптическом (рис. 1, б), так и в электронном микроскопе (рис. 2).

Полосчатость аустенита, унаследованная от пластинчатого перлита, может сохраниться и при выравнивании концентрации углерода в аустените, если не успевает проходить выравнивание концентрации кремния и марганца, коэффициент диффузии которых значительно меньше, чем углерода. В этом случае для областей, ранее занятых пластинами эвтектоидного цементита, возможно обогащенные марганцем и обедненные кремнием. И то и другое соответствует снижению коэффициента активности углерода, т. е. локальному повышению равновесной концентрации этого элемента [11].

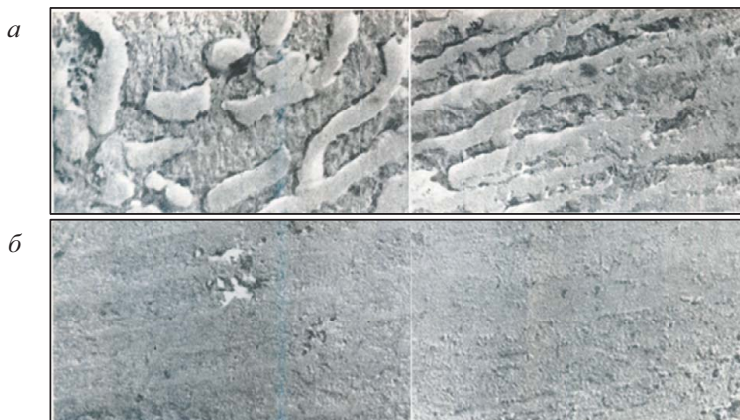


Рис. 2. Переход структуры основного металла в структуру второй зоны в образце из стали У8, $\times 22000$ [11]: а) перлитная колония, б) аустенитная структура с унаследованной полосчатостью перлита

При зернистом строении перлита зерна цементита часто сохраняются в аустенитной матрице вплоть до фронта оплавления (рис. 3). Следовательно, учитывая влияние кинетического фактора, говорить о сдвиге точки A_1 в буквальном смысле уже нельзя – процесс аустенитизации растянут на весь температурный интервал вплоть до ликвидуса и фактически не завершен. Любопытно отметить, что даже в зоне, где нет признаков растворения карбидов, матрица имеет игольчатое строение [11].



Рис. 3. Микроструктура зоны влияния лазерного излучения в образце из стали У8 с зернистым перлитом, $\times 600$ [11]

В то же время при лазерном облучении доэвтектоидных сталей, точка A_{c3} практически отсутствует. Диффузионные процессы взаимодействия между ферритной сеткой и аустенитными зёрнами сведены к минимуму и указанная сетка сохраняется вплоть до фронта оплавления. На рис. 1 видно ферритное зерно, соседствующее с шаровидной порой, образовавшейся в поверхностном расплавленном слое, вследствие выделения в нем газов. Более того, видно, что указанная пора огибает в нижней своей части ферритное зерно, что указывает на то, что последнее, хотя бы частично, было окружено расплавленным аустенитом, имеющим более низкую температуру плавления, чем феррит.

Микротвердость мартенситной зоны H_{50} , образовавшейся на месте бывших перлитных зерен, составляет 820...880. Микротвердость сохранившейся в этой зоне ферритной сетки значительно ниже и равна 300...320. Однако она выше, чем у феррита за пределами термической зоны. Такое повышение твердости участков феррита могло произойти из-за фазового наклепа при $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \delta \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ -переходах, а также под влиянием объемных изменений при аустенитизации соседних областей и последующем в них мартенситном превращении. Наконец, могла произойти закалка указанной сетки с образованием малоуглеродистого мартенсита. Однако характерного рельефа в исследованных образцах не было видно, и такой эффект маловероятен.

Возможен и другой вариант. Известно, что при бездиффузионном $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении в железе с очень небольшими примесями углерода и азота равновесная точка перехода понижается на -350°C [11]. Можно предположить, что при очень быстром нагреве равновесная точка бездиффузионного (мартенситноподобного) превращения феррита в аустенит оказывается существенно выше 910°C , в результате чего α - и δ -области смыкаются и образования аустенита не происходит. Повышение микротвердости феррита в ЗТВ объясняется в этом случае сохранением в нем, вследствие закалки, повышенной концентрации углерода, успевшего немного продиффундировать в феррит из аустенита в области высоких температур [11].

1.3.2. Механизм термоупрочнения железоуглеродистых сплавов

Лазерное термоупрочнение сталей по аналогии с другими видами закалки заключается в формировании на этапе нагрева аустенитной структуры и ее последующем превращении в мартенсит на этапе охлаждения.

При лазерной закалке без оплавления решающей стадией является нагрев, так как при последующем высокоскоростном охлаждении фиксируются превращения при нагреве. При нагреве сплавов железа в точке A_{c1} диаграммы состояния железо-углерод начинается превращением перлита в аустенит. Причем при медленном нагреве это превращение происходит при постоянной температуре.

Высокоскоростной нагрев, характерный для процесса лазерного воздействия, изменяет кинетику образования аустенита. Подводимая тепловая энергия превосходит по величине энергию, необходимую для перестройки кристаллической решетки, а сама перестройка происходит с некоторой конечной скоростью. Вследствие этого превращение осуществляется не изотермически, а в некотором интервале температур от $A_{c1}^{\text{нач}}$ до $A_{c1}^{\text{кон}}$, т.е. происходит смещение

конца аустенитного превращения в область высоких температур (рис. 4, область 1).

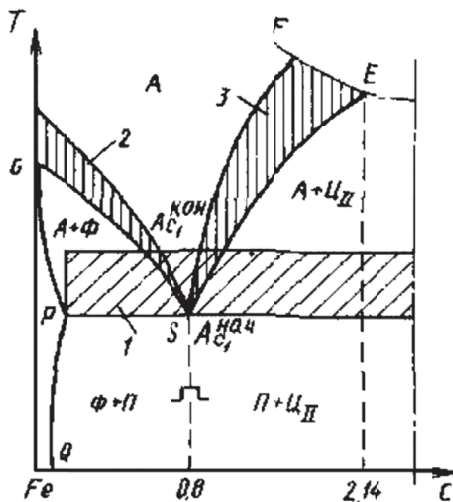


Рис. 4. Участок диаграммы Fe – Fe₃C с особенностями структурных превращений при высокоскоростном нагреве [8]

Вследствие высокой скорости нагрева диффузионные процессы перестройки решетки объемно-центрированного куба избыточного феррита в решетку гранецентрированного куба аустенита могут не заканчиваться на линии GS диаграммы Fe – Fe₃C, и происходит сдвиг точки Ac₃ в область более высоких температур (рис. 4, область 2). Также происходит смещение точки Ac_m и обусловленное этим микроплавление границы цементита с аустенитом (рис. 4, область 3). В рассмотренных случаях процесс диффузионного перераспределения углерода в аустените, т.е. гомогенизация аустенита, смещается в область еще более высоких температур [8].

В результате нагрева в процессе лазерной обработки формируется структура, особенности которой обусловлены степенью завершенности процесса аустенитизации, определяемой скоростью и температурой нагрева, временем воздействия, исходной структурой. При достаточно высокой температуре нагрева или при относительно большом времени воздействия возможно формирование однородного аустенита. Уменьшение температуры нагрева и времени воздействия в результате повышения критических точек и замедления процесса гомогенизации приводит к большой неоднородности аустенита в сталях, особенно по углероду. Кроме аустенита в этих условиях при высокой температуре возможно существование нерастворившихся карбидов.

Степень неоднородности структуры, образовавшейся в результате лазерного нагрева, зависит от дисперсности исходной структуры. Причем чем дисперснее исходная структура, тем меньше неоднородность аустенита.

Неоднозначным представляется суждение о величине зерна аустенита в результате лазерного нагрева. С одной стороны, увеличение скорости нагрева

стали способствует измельчению зерна, с другой – процесс формирования аустенита осложняется эффектами восстановления формы и размеров зерна. После завершения фазовых превращений в процессе дальнейшего нагрева и даже охлаждения происходит рост аустенитного зерна, хотя его росту активно препятствуют карбидные частицы, которые при лазерном нагреве сохраняются до высоких температур [5]. В этих условиях размер зерна аустенита зависит от соотношения температуры нагрева и времени выдержки при этой температуре. Лазерная обработка отличается малым временем воздействия, вследствие чего не успевает произойти укрупнение зерна, как при длительном нагреве. Однако процесс лазерного термоупрочнения стремятся осуществлять с нагревом до максимально возможной температуры, вплоть до температуры плавления с целью получения достаточной глубины упрочненного слоя. Поэтому получить сверхмелкое зерно аустенита при лазерном нагреве не удастся. Образование сверхмелкого зерна аустенита возможно в ограниченной области на границе зоны лазерного нагрева с исходным металлом, где температура нагрева невелика.

Процесс лазерной обработки с целью термоупрочнения характеризуется высокими скоростями охлаждения, которые приводят к закалке поверхностных участков. Для получения мартенсита в сплавах железа необходимо обеспечить скорости охлаждения больше критических. Охлаждение при лазерном термоупрочнении без оплавления характеризуется значительно большими скоростями. Существенное увеличение скорости охлаждения не изменяет состава фаз и структур. При лазерном термоупрочнении в сталях получают те же фазы и структуры, что и при обычной закалке: мартенсит, цементит (карбиды), остаточный аустенит. Но высокие скорости охлаждения вызывают большую неоднородность структуры, связанную с неомогенностью аустенита. Возникает повышенная дефектность структуры вследствие усиления фазового наклепа, замедления процессов отжига и рекристаллизации. При этом происходят измельчение блоков, увеличение плотности дислокаций и рост напряжений в кристаллической решетке. Образующийся мартенсит более дисперсный, чем при обычной закалке [8].

С целью увеличения глубины упрочненного слоя лазерную обработку выполняют с оплавлением поверхности. Конечная структура формируется в результате охлаждения расплавленного металла. Для осуществления закалки из жидкой фазы необходимо обеспечить высокие скорости охлаждения расплавленного металла, что достигается при лазерной обработке с оплавлением поверхности.

Скорость охлаждения оказывает значительное влияние на строение, структуру и свойства затвердевшего участка поверхности. При большой скорости охлаждения размер зерен уменьшается, хотя однозначную связь установить трудно. Это связано с тем, что основные параметры кристаллизации – скорость роста кристаллов и скорость образования зародышей – имеют сложную зависимость от переохлаждения, т.е. от разности температуры равновесного ликвидуса и действительной температуры кристаллизации.

Однородность химического состава кристаллизующегося объема металла в значительной степени определяется скоростью охлаждения. При скоростях

охлаждения $10^3 \dots 10^6$ K/сек имеет место дендритная ликвация, когда участки зерен, затвердевшие в начале кристаллизации (центральные оси дендритов), обогащены тугоплавкими элементами, а участки зерен, затвердевшие в конце кристаллизации, обогащены легкоплавкими элементами. При скоростях охлаждения более 10^6 K/сек формируется плоский слой кристаллизации, перераспределение элементов в жидкой фазе не успевает происходить, и дендритная ликвация резко уменьшается [5].

Скорость охлаждения оказывает существенное влияние на процесс образования фаз и структурных составляющих при кристаллизации и, прежде всего, на формирование эвтектики. С высокими скоростями охлаждения связаны особенности строения твердых растворов. При увеличении скорости охлаждения концентрация растворенного элемента в твердом растворе увеличивается по сравнению с равновесной концентрацией. Такие твердые растворы называют метастабильными или пересыщенными.

При обеспечении сверхвысокой скорости охлаждения возможно образование аморфных структур, когда не успевают вырастать центры кристаллизации и объем металла затвердевает как стеклообразная масса, в которой существует некоторый ближний порядок [5].

1.3.3. Особенности структурообразования при лазерной обработке железоуглеродистых сплавов

После лазерного воздействия отдельные слои обрабатываемого участка прогреваются по глубине до различных температур, вследствие чего ЗТВ имеет слоистое строение. В зависимости от микроструктуры и микротвердости в сталях по глубине ЗТВ различают три слоя.

Первый слой – зона оплавления, имеет место при закалке из расплавленного состояния. Как правило, зона оплавления имеет столбчатое строение с кристаллами, вытянутыми в направлении теплоотвода. Основная структурная составляющая – мартенсит, карбиды обычно растворяются. При оптимальных режимах закалки с расплавлением обезуглероживания не происходит, кратеры и шлаковые включения отсутствуют. При лазерной закалке без оплавления первый слой отсутствует.

Второй слой – зона закалки из твердой фазы. Его нижняя граница определяется температурой нагрева до A_{c1} . В этом случае наряду с полной закалкой происходит и неполная. По глубине данный слой характеризуется структурной неоднородностью. Ближе к поверхности имеются мартенсит и остаточный аустенит, полученные при охлаждении из гомогенного аустенита. Ближе к исходному металлу наряду с мартенситом имеются элементы исходной структуры: феррит в доэвтектоидной стали и цементит в заэвтектоидной.

Третий слой – переходная зона, в которой металл нагревался ниже точки A_{c1} . Если сталь имеет исходное состояние после закалки или отпуска, то в результате лазерной обработки в этом слое образуются структуры отпуска – троостит или сорбит, характеризующиеся пониженной микротвердостью.

Подобное слоистое строение характерно для лазерной обработки как импульсным, так и непрерывным излучением. Конкретные структуры и строение зоны лазерного воздействия рассмотрены ниже для ряда сталей [8].

Довзтектоидные углеродистые стали. В зоне оплавления малоуглеродистых сталей с содержанием углерода менее 0,3% образуется мелкоигольчатый малоуглеродистый мартенсит. Микротвердость в этой зоне невелика.

Зона закалки из твердой фазы в этих сталях характеризуется большой структурной неоднородностью, зависящей от режима лазерной обработки. В результате воздействия импульсного излучения и непрерывного излучения с высокой скоростью обработки в верхней области этой зоны на отдельных небольших участках бывшего перлита может возникать мартенсит. При уменьшении скорости обработки непрерывным излучением образуется однородный речный мартенсит. В нижней области зоны закалки из твердой фазы структура состоит из крупных зерен феррита. В целом лазерная закалка малоуглеродистых сталей не является перспективной для промышленного применения [8].

На [рисунке 5](#) показана зона влияния лазерного излучения на образцах из армо-железа при увеличении 70 и 450 крат. Эта зона влияния состоит из двух слоев, между которыми наблюдается четкая граница раздела. Существование такой границы обусловлено тем, что только металл первого слоя находился в жидком состоянии. Первый слой в основном состоит из столбчатых кристаллов. Большая скорость кристаллизации определила анизотропию роста кристаллов [11], т. е. преимущественный рост главных осей дендритов перпендикулярно границе раздела слоев.

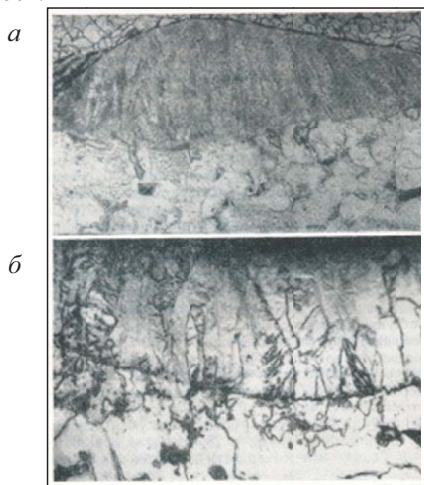


Рис. 5. Микроструктура зоны влияния лазерного излучения в образце из армо-железа: а) $\times 70$; б) $\times 450$ [11]

Микроструктура первого слоя зоны влияния лазерного излучения в значительной степени определяется процессом первичной его кристаллизации. Частично оплавленные зерна основного металла служат подложкой, на которой начинается рост кристаллов в сварочной ванне [11].

Особенности кристаллического строения первого слоя можно выявить только при многократном чередовании процессов травления и полировки. При увеличениих – 5000 видно дендритное строение столбчатых кристаллов первого слоя. По-видимому [11], в первом слое вследствие большой скорости кристаллизации получает значительное развитие микроскопическая ликвация.

В поперечном сечении столбчатые кристаллы выглядят как равноосные зерна (рис. 6). С помощью электронного микроскопа выявлена мозаичная субструктура зерен, состоящих из отдельных блоков, определенным образом ориентированных в пределах каждого зерна [11].



Рис. 6. Микроструктура участка зоны влияния лазерного излучения на границе первого и второго слоев в образце из армко-железа, $\times 1000$ [11]

Микротвердость первого слоя H_{50} составляет 280...320. Повышение твердости, по-видимому, объясняется закалкой, в результате которой может образоваться малоуглеродистый мартенсит, а также фазовым наклепом и пластической деформацией, обусловленной термическими напряжениями. Возможность закалки железа и малоуглеродистой стали показана в работе [13]. Полученное повышение твердости находится в соответствии с данными, приведенными в этой работе.

Как видно из рисунка 7, а, структура второго слоя (первый слой в данном случае отсутствует) при увеличении 450 крат отличается от структуры основного металла мелкозернистостью: диаметр зерна 3...20 мкм, а в исходном состоянии он составлял 80...100 мкм. Измельчение зерна связано с фазовой $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -перекристаллизацией, а также с пластической деформацией под действием термических напряжений и последующей рекристаллизацией [11].

На рисунке 7, б четко проявляется игольчатая структура в некоторых зернах этого слоя. Показан участок второго слоя, непосредственно прилегающий к первому. При увеличении в 20000 раз видно, что структура этого участка очень похожа на пластинчатый перлит (с межпластинчатым расстоянием 1 мкм). Однако содержание углерода недостаточно для образования равновесного перлита [11]. Полученная структура является псевдоперлитом, обедненным углеродом, образованию которого способствует быстрое охлаждение перегретого аустенита (рис. 8).