

Министерство образования и науки РФ
Иркутский государственный технический университет

А.Е. Балановский

ПЛАЗМЕННОЕ ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ МЕТАЛЛОВ

Научное издание

ИЗДАТЕЛЬСТВО
Иркутского государственного технического университета
2006

Рецензенты: Институт теоретической и прикладной механики СО РАН.
Доктор технических наук **А.Н.Тимошевский**,
доктор технических наук **О.П. Солоненко**

Балановский А.Е. Плазменное поверхностное упрочнение металлов
Иркутск. Изд-во ИрГТУ. - 2006 - 180 с.

В монографии рассмотрены теплофизические принципы поверхностного упрочнения металлов с использованием концентрированного потока энергии (плазменная струя, дуга); особенности теплового воздействия на кинетику структурно-фазовых превращений в поверхностных слоях металлов. Приводятся результаты исследований физико-механических свойств упрочненных металлов (прочностные характеристики, износостойкость, теплостойкость, остаточные напряжения и др.)

Книга предназначена для специалистов в области трибологии, трибофатики, металловедения и термической обработки, а также для студентов и аспирантов соответствующих специальностей.

Ил.128. Табл. 39. Библиографический список 162.

ISBN 5-8038-0371-5

© А.Е.Балановский , 2006

© Иркутский государственный
технический университет, 2006

Предисловие

Стремительное развитие научно-технической революции в различных сферах человеческой деятельности в конце XX и в начале XXI века требует широкого внедрения в промышленность новых эффективных технологических процессов, основанных на достижениях современной науки и техники.

Одним из направлений, существенно расширяющих технологические возможности процесса обработки материалов, является использование концентрированных потоков энергии (лазерный, электрический луч, плазменная дуга (струя) и др.

В настоящее время как у нас в стране, так и за рубежом, выполнен достаточно большой объем исследований в области лазерного и электронно-лучевого поверхностного упрочнения металлов. Однако, до сих пор широкое внедрение этих технологических процессов в производство сдерживается. Основные причины этого - высокая стоимость оборудования и эксплуатационных затрат, отсутствие высококвалифицированных инженеров и рабочих, способных обслуживать технологические комплексы, низкая надежность технологических комплексов при эксплуатации, использование только для крупносерийных производств, невозможность работы в полевых условиях.

В отличие от перечисленных выше процессов, технология и оборудование для плазменного поверхностного упрочнения металлов лишена указанных выше недостатков, успешно развивается в последние годы, и находит все большее применение в различных отраслях промышленности. Промышленное применение плазменного поверхностного упрочнения требует разностороннего и глубокого рассмотрения технологии и свойств упрочненных изделий. В этой связи необходимо отметить, что исследования структуры и свойств металлов после плазменного упрочнения мало освещены в научной литературе. Единственная работа, обобщающая результаты исследований плазменного поверхностного упрочнения, была опубликована 16 лет назад [35].

В предлагаемой книге автор предпринял попытку систематизировать данные, полученные отечественными и зарубежными исследователями, а также, наряду с материалами собственных исследований, обобщить полученные результаты.

В книге дан анализ физических явлений при воздействии плазменной струи (дуги) на различные материалы, рассмотрены тепловые и структурно-фазовые превращения в металлах. Описаны различные методы плазменного поверхностного упрочнения и приведены результаты исследований механических свойств упрочненных слоев распределение остаточных напряжений и деформации.

Автор признателен сотрудникам кафедры «Машиностроительные технологии и материалы» ИрГТУ, Нестеренко Н.А., Нецветаеву В.А., Гречневой М.В. за обсуждение отдельных результатов исследования, Ефименко Л.А. (РГУ нефти и газа им.Губкина), Павлову Н.В. (ВНИИЖТ), Токмакову В.П. за помощь в проведении исследований, Баженовой М.В., Шипицыну С.А. за подготовку электронного варианта рукописи, редактирование и компьютерную верстку.

Глава 1

Оборудование для плазменного упрочнения

Общие сведения

Плазма - наиболее распространенное в природе состояние вещества, представляющее собой ионизированный газ, который содержит электроны, положительно заряженные ионы, нейтральные и возбужденные атомы и молекулы. Различают два рода плазмы: изотермическую, возникающую при нагреве газа до достаточно высокой температуры, когда происходила термическая ионизация газа, и газоразрядную, образующуюся при электрических разрядах в газе [1-5].

В природе изотермическая равновесная плазма составляет вещество звезд, в том числе и нашего Солнца. Во Вселенной большая часть вещества находится в состоянии равновесной изотермической плазмы, которую иногда называют «горячей» плазмой. Степень ионизации такой плазмы близка к единице, а ее температура составляет более сотни тысячи градусов.

В земных условиях размер плазмы сильно ограничен (стенками камер, электродами и т.д.), что приводит к отдаче части энергии из объема плазмы. Происходит разделение температур компонентов, образующих плазму, и образование неизоатермической плазмы. Так как уходящие из плазмы частицы уносят энергию, ее нужно непрерывно восполнять из внешних источников, иначе при прекращении действия внешних источников энергии плазма исчезает в течение $10^{-5} - 10^{-4}$ / долей секунды.

В настоящее время в технологических установках получают газоразрядную низкотемпературную плазму, степень ионизации которой, в зависимости от давления и температуры, составляет 1 - 10 %, а температура колеблется в пределах от 5 000 - 50 000° К. Газоразрядная плазма в целом всегда неизоатермическая и может существовать только при наличии в ионизированном газе электрического поля, способного ускорять заряженные частицы, что обеспечивает ионизацию нейтральных молекул и атомов газа, и тем самым восполняет потери носителей зарядов, уходящих на тело, ограничивающие плазму. Однако некоторые виды газоразрядной плазмы по своим свойствам приближаются к изотермической плазме (положительный столб дугового разряда, газовый канал искрового разряда и молнии, высокочастотный разряд в газе).

Среди различных видов газоразрядной плазмы, электродуговая и высокочастотная имеют наибольшее практическое применение. Это связано с тем, что электродуговой и высокочастотный разряд является пока единственным средством для длительного нагрева газа до температур 5000 - 50000° К без каких-либо ограничений по роду газа, давлению, электрической мощности [6-8].

Из всех работ, посвященных исследованию низкотемпературной плазмы, можно отметить те, в которых рассматриваются вопросы управления плазмой ее стабилизацией в пространстве [1-3,6-8]. Неустойчивое положение электрической дуги в пространстве связано с собственным магнитным полем, конвекцией, турбулентными пульсациями потока и т.д. Свободно горящая дуга имеет чрезвычайно сложную конфигурацию в пространстве, что затрудняет ее использование в практических целях, рис. 1.1

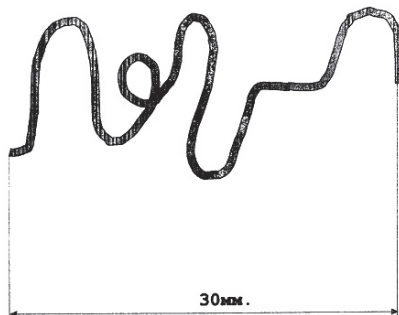


Рис.1.1. Схематический рисунок свободно горящей дуги при токе $I=500A$. [7]

Первым применил газовые струи для стабилизации угольной дуги большой длины Шехнер в 1909 г. Электрическая дуга горела в трубке, куда тангенциально по касательной к стенкам, подавался воздух или другой плазмообразующий газ.

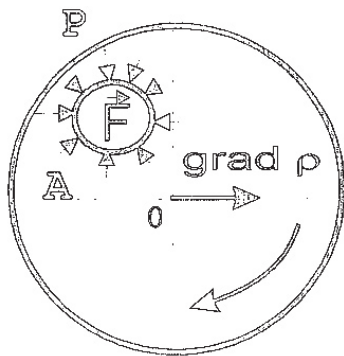


Рис.1.2. Схема сил при тангенциальном движении газа в канале трубы.

Идея тангенциально (вихревой) стабилизации электрической дуги заключалась в следующем: если в неподвижном газе (жидкости) существует градиент давлений $\text{grad } p$, то предметы с меньшей плотностью выталкиваются в направлении уменьшения давления. На рис. 1.2. показано сечение трубки, где газ находится во вращательном движении. Под действием центробежных сил возникает направленный по радиусу $\text{grad } B$

$$\frac{dp}{dr} = \frac{\rho v^2}{r}$$

Если в поток ввести газ А с меньшей плотностью, он начнет перемещаться в противоположную вектору $\text{grad } P$ сторону, т.е. будет выталкиваться в область с меньшим давлением. Так как наименьшее давление имеет место в точке 0, газ займет устойчивое положение в центре потока. В случае отклонения от оси 0 возникают силы, возвращающие его к центру. Если газ А представляет собой положительный столб электрической дуги, состоящий из плазмы с температурой 10 000 - 15 000 К, а плазмообразующий газ, движущийся тангенциально внутри канала имеет температуру 300-400° К, то возникает большая разность в плотности плазмы электрической дуги и плазмообразующего газа. Поэтому электрическая дуга занимает устойчивое положение в центре канала, рис. 1.3.

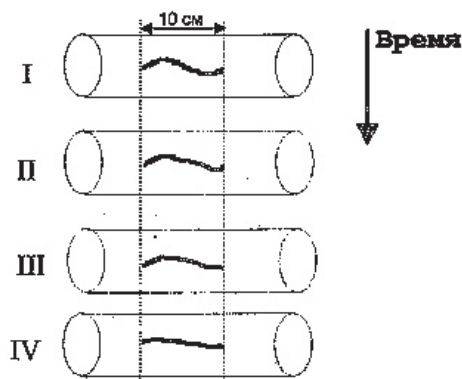


Рис.1.3 Столб дуги с тангенциальной стабилизацией в пространстве [7].

Следующую попытку стабилизировать и сжать электрическую дугу в пространство предприняли Гердиент и Лотц в 1922 г. Электрическая дуга, горевшая в узкой цилиндрической диафрагме, была сжата и стабилизирована в пространстве при помощи воды, подававшейся тангенциально стенками диафрагмы. В 1931 г. Штенбек и Энгель с целью стабилизации горизонтально горящей электрической дуги, поместили ее внутри быстровращающейся кварцевой трубки. После достижения определенной скорости вращения дуга занимала устойчивое положение вдоль оси вращения.

В 1933 г. Хольм, Кирштейн и Копельман впервые применили аксиальную стабилизацию электрической дуги.

В работах Лоренца, Бурхорна, Меккера, Петерса, которые относятся к 1951 г, исследовалась электрическая дуга, горевшая в генераторе Гердиена. После конструктивных изменений удалось стабилизи-

ровать дугу с силой тока 1500 А в диафрагме 2,5 мм и получить стационарно горящую электрическую дугу с температурой на оси $\approx 55\,000^\circ\text{K}$.

В работах перечисленных авторов был достигнут важный результат: стабилизация электрической дуги в пространстве и надежная тепловая защита стенок разрядных камер. Однако во всех этих работах объектом фундаментальных исследований был столб электрической дуги, горящей в замкнутом объеме.

Начиная с 1954 г. произошли коренные изменения в области изучения низкотемпературной плазмы, благодаря работе Петерса. Продолжая усовершенствовать генератор Гердиена, он изготовил анод с отверстием в виде сопла Лавалля, из которого в открытое пространство вырывалась плазменная струя скоростью 6,5 км/сек и температурой 8000°K. Начиная с этой работы появился новый объект не только фундаментальных исследований, но и практического использования плазменной струи, а устройства, позволяющие получать такую струю, были названы плазматронами. Различают электродуговые и высокочастотные плазмотроны.

Высокочастотные плазмотроны пока не нашли широкого применения при плазменном поверхностном упрочнении материалов. Поэтому в данной книге более подробно будут рассмотрены конструкции электродуговых плазмотронов.

В настоящее время в России и за рубежом разработано большое количество конструкций электродуговых плазмотронов постоянного тока, отличающихся конфигурацией разрядного канала, анода сопла и катода, принципами стабилизации дуги и т.д.[2,3,6 - 25]. Однако следует отметить, что серийного оборудования для плазменного поверхностного упрочнения до настоящего времени промышленностью не выпускается. Поэтому все установки для плазменного упрочнения создаются на базе существующих установок для плазменной сварки, резки, напыления после определенных изменений в конструкции плазмотрона.

1.1. Физические процессы в электродугowych плазмотронах

Физические явления электромагнитной, тепловой, газодинамической природы, протекающие в камере электродугового плазмотрона хорошо изучены в работах Института теплофизики СО АН России под руководством М.Ф. Жукова (серия «Низкотемпературная плазма» в 7-ми томах). Благодаря этим работам разрабатываются различные конструкции электродуговых плазмотронов разных мощностей для тех или иных практических целей.

Кроме того, определены пути повышения эффективности преобразования электрической энергии в тепловую.

Значительная часть исследований была посвящена процессам, протекающим в самом напряженном и ответственном элементе конструкции плазмотрона - электродуговой камере (сопло).

В электродуговых камерах плазмотронов протекают разнообразные физические процессы, связанные с преобразованием электрической энергии в тепловую. Структура и энергетические характеристики дуги, стабилизированной потоком газа, приведены на рис.1.4.

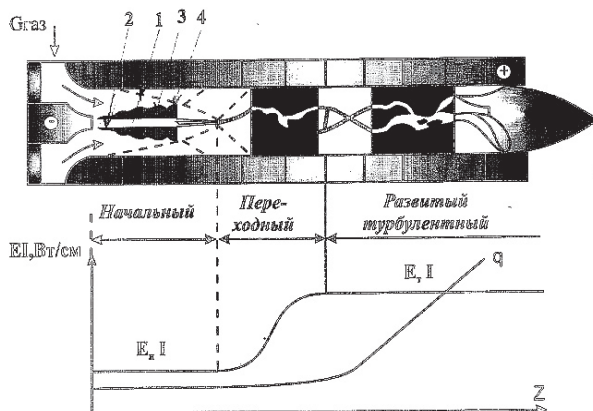


Рис.1.4. Структура дуги ее энергетические характеристики вдоль оси разрядной камеры: 1- дуга, 2- ядро струи, 3- тепловой слой дуги, 4 -пограничный слой дуги, E - напряженность электрического поля, q - удельный тепловой поток.

На рис.1.4. видно, что дуговой разряд условно можно разбить на три участка: начальный, переходный и развитый турбулентный. На начальном участке дуга горит стабильно на оси канала и не имеет пульсации. Вдоль поверхности дуги развивается тепловой пограничный слой, на внутренней поверхности дугового канала холодный турбулентный пограничный слой.

Теплообмен между дугой и окружающим газом осуществляется в

пределах теплового пограничного слоя. Напряженность электрического поля **Ен** постоянна. На переходном участке дуги происходит разрушение теплового слоя дуги и интенсивнее перемешивание нагретого и холодного газа. Под давлением хаотических турбулентных пульсаций, генерируемых в пограничном слое, собственного магнитного поля и ряда других факторов, дуга начинает пульсировать. Напряженность электрического поля возрастает и в конце достигает значения, равного напряженности на развитом турбулентном участке.

Турбулентный участок дуги характеризуется отсутствием дополнительного подвода газа и давления вдоль стенки канала, а напряженность электрического поля примерно постоянна.

Тепловые потоки на стенку разрядной камеры, начиная с переходного участка и далее возрастают, приближаясь к значениям энергии, вкладываемой в дугу. Из электрофизических процессов большое влияние на процессы в канале разрядной камеры оказывает крупно- и мелкомасштабное шунтирование.

При крупномасштабном шунтировании (рис.1.5.) между столбом дуги (1) и стенкой камеры происходит электрический пробой (2). Новый участок дуги развивается и сносится газовым потоком к выходу из плазмотрона. Зашунтированный участок разряда постепенно отмирает. Процесс пробоя повторяется периодически с частотой порядка нескольких килогерц [2].

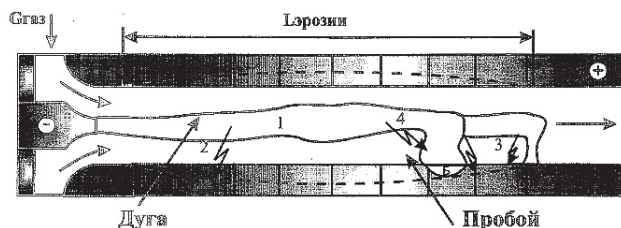


Рис.1.5. Схема крупно- и мелкомасштабного шунтирования

Крупномасштабное шунтирование определяет среднюю длину дуги и среднее падение потенциала на ней, а также зону разрушения **L** эрозии стенок камеры, пульсационные и иные характеристики дуги и потока. Кроме того является основной причиной формирования падающей вольт-амперной характеристики дуги в плазмотронах с самоустанавливающейся длиной дуги.

Мелкомасштабное шунтирование, происходящее в пристеночном слое газа, в основном определяет эрозию материала (рис.1.5. дуга - поверхность камеры 3). К мелкомасштабному шунтированию относится электрический пробой (рис.1.5. «дуга-дуга» 4), влияющий на скорость эрозии материала камеры. При шунтировании «дуга-дуга» пятно дуги остается неподвижным в течение $10^{-6} - 10^{-5}$ сек. и разогревает поверхностный слой материала (Б на рис. 1.5). По различным оценкам глубина проникновения составляет $3 \times 10^{-3} - 3 \times 10^{-5}$ м, в связи с этим эрозионные процессы развиваются в тонком поверхностном слое.

Форма радиального участка дуги оказывает большое влияние на эрозионные свойства стенки камеры. При движении вдоль стенки камеры под действием аэродинамических или электродинамических сил, замыкающий участок дуги принимает форму «запятной» (петля ОСА рис.1.6).

С увеличением силы тока происходит самопроизвольное нестационарное расщепление дуги на два, три и более токопроводящих каналов, что увеличивает скорость эрозии стенки камеры.

Для снижения скорости эрозионных процессов и управления механизмом деления радиального участка дуги на несколько дуг, разработаны специальные электроды с привязкой опорных пятен к запрессованным в медный электрод



Рис.1.6. Форма радиального участка дуги в торцевой части цилиндрического катода однокамерного плазмотрона

термоэмиссионным вставкам по мере роста силы тока. Многочисленные исследования, физических процессов, протекающих в дуговой камере плазмотрона постоянного тока, позволило установить следующую классификацию, взяв за основу механизм установления средней длины дуги:

1. С самоустанавливающейся средней длиной дуги за счет крупномасштабного шунтирования и зависящей от силы тока, полярности, типа и расхода газа, диаметра сопла и давления в нем. Плазмотроны этого класса со сплошным выходным соплом имеют падающую ВАХ дуги.
2. С фиксированной средней длиной дуги при помощи магнитного поля или уступа. Тогда длина дуги - величина постоянная в широком диапазоне изменения силы тока и др. параметров и появляется самоустанавливающаяся дугой. Плазмотроны этого класса имеют U-образную ВАХ дуги.
3. С межэлектродными вставками (МЭВ) средняя длина дуги постоянна в широком диапазоне изменения силы тока значительно меньше самоустанавливающейся длины дуги. Плазмотроны с межэлектродными, вставками имеют слабо падающую ВАХ дуги, приближающуюся к жесткой ВАХ.

1.2. Требования, предъявляемые к плазмотронам, для поверхностного упрочнения

Основные требования, присущие наиболее широко распространенным плазмотронам, сформулированы в работах [2,3,6]:

- мощность;
- стабильность параметров плазменного потока;
- высокая энергетическая эффективность;
- длительный ресурс непрерывной работы;
- надежность конструкции;
- простота эксплуатации;
- возможность использования любых плазмообразующих газов.

Создание плазмотронов, соответствующих этим требованиям, обеспечивает высокую технико-экономическую эффективность поверхностного упрочнения.

Мощность плазмотрона. В зависимости от способа плазменного поверхностного упрочнения, теплофизических свойств упрочненного материала, геометрических размеров изделий мощность плазмотрона может меняться от не скольких сот ватт до десятков киловатт.

Стабильность параметров плазменного потока.

Эффективность ведения технологического процесса упрочнения зависит от стабильности параметров плазменного потока, т.к. в случае пульсации плазменного потока происходит неравномерный ввод тепла в поверхностный слой изделия и, как следствие, к неравномерному распространению твердости по длине и ширине упрочненного слоя.

Высокая энергетическая эффективность. Под этим требованием понимают возможность эффективного преобразования электрической энергии в тепловую и получение максимального КПД технологического процесса.

Длительный ресурс непрерывной работы. Данному требованию удовлетворяют плазмотроны стабильно и надежно работающие без смены электродов более 20 ч. Многоэлектродные плазмотроны позволяют значительно увеличить ресурс работы и повысить надежность конструкций плазмотрона.

Надежность конструкции плазмотрона. Надежность конструкции определяется следующими факторами: простотой конструкции плазмотрона, надежностью сборки и разборки, удобством монтажа и использование широко распространенных материалов.

Простота эксплуатации. Под простой эксплуатацией понимают крепление плазмотрона в технологической зоне, сборку и разборку, легкость возбуждения электрического разряда.

Возможность использования любых плазмообразующих газов. Под этим требованием понимают использование при работе различных газов: аргон, гелий, азот, кислород, воздух, углекислый газ и их смеси, что в основном зависит от типа катода.

Специфические требования и конструкции плазмотрона для поверхностного упрочнения предъявляются в случае, когда надо получить минимальную или максимальную ширину упрочненной зоны, при импульсном режиме упрочнения, а также в случае упрочнения в режиме дуги (плазмотроны прямого действия).

1.3. Основные узлы и конструкции плазмотронов

Электродуговой плазмотрон состоит из двух основных элементов - электрода (катода) и формирующего сопла, через канал которого пропускается столб электрической дуги вместе с плазмообразующим газом, подаваемым под определенным давлением, рис.1.7.

На поверхности электрода - катода расположена катодная область. Между катодной областью и верхним срезом цилиндрической части отверстия сопла расположен участок, называемый закрытым столбом дуги. Этот участок находится относительно спокойном потоке холодного газа. Между входным и выходным срезами внутри сопла расположен участок столба дуги, который подвергается сжатию холодными стенками канала сопла и потоком плазмообразующего газа. Нижний срез сопла изделия образуют открытый участок дуги, стабилизированном соосным потоком собственной плазмы и оболочкой более холодного газа. Под воздействием водоохлаждаемых стенок канала сопла, струи плазмообразующего газа, магнитного поля дуги (пинч-эффект)* происходит сжатие столба дуги, в результате чего температура столба дуги в центральной части повышается до 10000-15000°K (в зависимости от степени обжатия, состава и расхода плазмообразующего газа). Сжатие дугового разряда приводит к тому, что во внутреннем слое газа, соприкасающегося со столбом дуги, степень ионизации увеличивается и его состояние близко к плазменному состоянию (отсюда сжатая электрическая дуга получила название плазменной). Наружный слой газа, омывающий стенки канала сопла, остается относительно холодным, образуя изоляцию (электрическую и тепловую) между потоком плазмы и каналом сопла.

При плазменном поверхностном упрочнении используют плазмотроны прямого и косвенного действия, рис.1.7. В плазмотроне прямого действия в качестве анода используется изделие.

Изделие, выполняющее функцию анода является токоведущим элементом и плазменная струя, истекающая из сопла плазмотрона, совмещена со столбом дуги по всей его длине, начиная от входного среза канала сопла и кончая анодным пятном поверхности изделия. Тепловая энергия вводится в поверхностный слой металла струей плазмы, столбом дуги и электронным потоком в столбе дуги, бомбардирующим анодное пятно.

Эффективный КПД плазмотрона прямого действия составляет 60-80 % .

1 Пинч-эффект. Дуга, как и всякий проводник с током, создает магнитное поле. В результате взаимодействия тока с собственным магнитным полем объемные поперечные силы плотностью f , направленные к оси столба дуги перпендикулярно векторам плотности тока J и магнитной индукции B : $f = [J \times B]$. Эффект сжатия столба дуги называют пинч-эффектом или пинчем*

Diagram illustrating a vacuum furnace setup. The furnace chamber is labeled "Изолятор" (Insulator). Inside, a crucible labeled "К" (Crucible) is shown. Gas flow is indicated by arrows labeled "газ" (gas) entering and exiting the chamber. Water cooling is provided by a system labeled "вода" (water) entering and exiting the furnace structure. A power source labeled "Г" (Generator) is connected to the furnace, with a label "Сопло" (Nozzle) indicating the output. The furnace is supported by a base labeled "Упроченный слой металла" (Strengthened metal layer) and "Челюсти" (Chin).

(при прямой полярности катод), сопло и изолятор. Конструкция и материал этих элементов определяет основные энергетические и тепловые характеристики плазмотрона, что в конечном итоге влияет на качество поверхностного упрочнения.

13

рочнении, используют инертные газы (аргон, гелий), водород, CO_2 азот, а также их смеси. В качестве материала для катода используют вольфрам, благодаря его высоким эмиссионным свойствам. При применении вольфрама активированного окислами лантана $/\text{La}_2\text{O}_3/$, итрия $/\text{Y}_2\text{O}_3/$, тория $/\text{ThO}_2/$ и др. элементов с малой работой выхода электронов, повышается ресурс работы катода.

В состав вольфрама обычно вводят 1-4 % активирующих элементов [27-30]. Длительный режим работы вольфрамового катода при высокой температуре связан с тем, что активирующие элементы в зоне катодного пятна испаряются быстрее вольфрама, а поступление новых порций обеспечивается за счет диффузии из глубинных слоев. Коэффициент диффузии итрия на два порядка выше, чем у тория или лантана. В связи с этим, итрий способен длительное время поддерживать необходимую концентрацию электронов в катодном пятне. Активированные

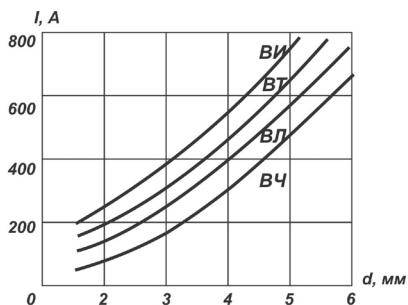


Рис.1.8. Допустимые значения постоянного тока дуги для катодов различных марок

1. ВЧ- чистый вольфрам;
2. ВЛ- вольфрам с присадкой лантана;
3. ВИ- вольфрам с присадкой итрия;
4. ВТ- вольфрам с присадкой тория.

вольфрамовые катоды выдерживают большой ток, по сравнению с катодами из чистого вольфрама, рис.1.8.

Использование активированных вольфрамовых катодов обеспечивает устойчивое горение дуги при более низких напряжениях. Так, при межэлектродном промежутке 1,6 мм устойчивое горение дугового разряда в аргоне между медным соплом и катодом из чистого вольфрама происходит при напряжении 95В, а с катодом из торированного вольфрама – при на-

пряжении 40-45 В [31].

Конструктивно катоды из вольфрама выполняют двумя способами: в виде медной державки с запрессованным в нее вольфрамовым стержнем и в виде вольфрамового стержня, фиксируемого при помощи цангового зажима.

Длительный режим работы вольфрамового электрода наряду с конструктивным оформлением зависит от допустимого теплового потока из дуги в катод. Для нормального функционирования плазмотрона необходимо обеспечить минимальный тепловой поток в катод. В работах [29] показано, что величину теплового потока в катод можно регулировать диаметром катода и длиной вылета. Рекомендуется использовать следующие диаметры катодов для плазмотронов косвенного действия при плазменном упрочнении в зависимости от силы тока, табл.1.1.

При работе в химически активных газах $/\text{CO}_2, \text{O}_2, \text{воздух}/$

Табл.1.1.

Рекомендуемая сила тока дуги для различных диаметров катодов в плазмотронах косвенного действия

Диаметр катода, мм	1	2	3	4	5
Сила тока дуги, А	100-200	200-350	300-450	400-550	600-800

Примечание: Вольфрамовый электрод запрессован в медную обойму с вылетом $L=12-18$ мм. В плазмотронах прямого действия диаметр катода рекомендуется выбирать для следующих значений силы тока дуги, табл.1.2.

Табл.1.2.

Рекомендуемая сила тока дуги для катодов различных диаметров катода в плазмотронах прямого действия.

Диаметр катода, мм	1	2	3	4
Сила тока дуги, А	150-250	300-400	400-700	700-1000

использование вольфрама невозможно, т.к. при температуре 500°C вольфрам активно взаимодействует с кислородом, образуя ряд окислов WO_3 , W_2O_5 , W_2O_3 /, которые не образуют стойких пленок, а некоторые являются летучими. В результате нагрева вольфрама в среде, содержащей кислород, он быстро разрушается. В качестве материалов для катодов, работающих в кислородосодержащих средах, используют графит, гафний.

В последние годы появились новые виды катодов. Они представляют собой медный водоохлаждаемый держатель, в глухое отверстие которого запрессована порошкообразная вставка. В ее состав входят порошки металлов (циркония и гафния), химические соединения и сплавы с элементами IIA – подгруппы периодической системы элементов и технологические добавки. Первое включение дуги с порошкообразным катодом необходимо выполнять в кислородосодержащей газовой атмосфере. При этом активная вставка окисляется – на ее поверхности образуется оксидная эмиссионная пленка, служащая в дальнейшем жидким эмиттером катодного электронного тока. В последующем, оксидный катод можно использовать при горении электрической дуги как на воздухе, так и в любом инертном газе. Обращает на себя внимание необычная для свободно горящей дуги форма разряда. Несмотря на большой межэлектродный промежуток (140 мм), она цилиндрическая. Поражает также высокая самостабилизация дугового разряда. Для получения дуги $L_g \geq 150$ мм не требуется ни сопла, ни стабилизирующего потока газа, ни внешнего магнитного поля. Кроме того, 75-80% тепла передается аноду путем

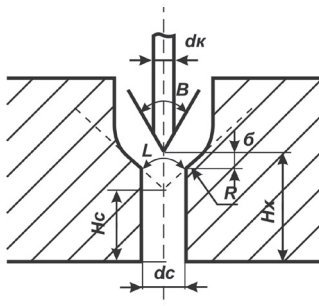


Рис.1.9. Конструктивные параметры дуговой камеры: H_c - высота канала сопла, R - радиус сопряжения канала, $H_{эс}$ - расстояние от среза сопла до рабочей поверхности катода, d_k - диаметр катода, d_c - диаметр сопла, α - угол сужения входной части канала, δ - расстояние между рабочей частью катода и входной частью сопла, β - угол заточки катода.

вого разряда. На рис.1.9. показаны основные характеристики сопла.

Диаметр сопла и высота канала сопла определяют технологические возможности плазмотрона, эффективность использования электрической мощности дуги, надежность работы плазмотрона. Диаметр сопла d_c выбирается из условия его надежной работы при силе тока не выше критического

$$I \leq I_{\text{крит}} \quad (1.1.)$$

Диаметр сопла плазмотрона прямого действия можно выбирать, используя эмпирическую зависимость [31]

$$I_{\text{крит}} = (25 - 0,4 < d_c^2) * d_c^2, \quad \text{где } d_c - \text{в мм.} \quad (1.2.)$$

Высота канала сопла H_c влияет на энергетические характеристики плазмотрона и выбирается из соотношения $H_c - (1,1...2,5) * d_c$. Диаметр сопла в совокупности с силой тока дуги определяют плотность тока, которая представляет отношение I / d_c . В связи с этим увеличение или уменьшение скорости упрочнений при заданной силе тока может происходить за счет увеличения или уменьшения диаметра сопла. Однако существует предельная величина соотношения I / d_c и для каждого диаметра сопла плазмотрона, превышение которой резко снижает надежность работы плазмотрона, а в некоторых случаях приводит к разрушению сопла.

Основными причинами выхода из строя сопел плазмотронов являются высокие тепловые нагрузки и образования двойной дуги

конвективной теплопередачи, что делает такой источник тепла «мягким» по сравнению с плазменным и электродуговым. Более подробно ознакомиться с работой таких катодов можно в работах Лакотского В.И. «Оксидные катоды электрической дуги» (Запорожье, 1997-1992с.)

Сопла. Назначение сопла - регулировать геометрические и энергетические параметры плазменной дуги. Кроме того, оно формирует и стабилизирует прикатодную область дугового разряда.

[8,29,33], Увеличение тепловых нагрузок приводит к возникновению двойной дуги. Это связано с тем, что теплопроводность газовой оболочки, примыкающей к внутренней стенки канала, с увеличением теплового потока выше допустимого, возрастает, что вызывает интенсивный нагрев престенного плазмообразующего газа. Вследствие этого создаются благоприятные возможности для электрического пробоя этого слоя и возникновению двойной дуги. С целью уменьшения тепловых нагрузок на стенки сопла в качестве материалов для изготовления сопла используют медь. Расчет жидкого охлаждения наиболее теплонагруженных участков сопла проводят в зависимости от требуемого максимального тока дуги [32]. Тепловую мощность, которую можно отвести жидкостным охлаждением от сопла, определяют как [3,7,31, 28-33].

$$Q = I_{max} / U_{эKB}, \quad (1.3.)$$

где $U_{эKB}$ - предельное эквивалентное напряжение на сопловом участке.

Расход охлаждающей жидкости G (м³/ч) определяют по формуле

$$G = Q / \rho c \Delta T \quad (1.4.)$$

где Q - тепловая мощность; ρ , c - плотность и удельная теплоемкость жидкости (для воды $\rho = 1 \cdot 10^3$ кг/м³; $c = 4,2 \cdot 10^3$ Дж/кг*К);

ΔT - температура подогрева воды на участке теплоотвода.

Сечение водяных каналов в плазмотроне определяется с учетом экспериментальных данных по скорости движения воды U

$$S = G / U, \quad (1.5.)$$

Трубки минимального внутреннего диаметра 2-3 мм могут обеспечивать расход воды соответственно $(11-16) \cdot 10^{-6}$ и $(22-23) \cdot 10^{-6}$ м³/с. Гибкие шланги, соединяющие плазмотрон с водоотводом, должны иметь проходное сечение в три раза больше расчетного S . С целью уменьшения габаритов плазмотрона целесообразно ввод и вывод воды в сопловом участке выполнять многоконтурным [32].

После определения конструкции соплового участка необходимо провести проверочный расчет охлаждения до допустимой плотности теплового потока

$$g = k [T_h - T_b], \quad (1.6.)$$

где T_h – температура наружной поверхности, не превышающей температуры плавления материала стенки, T_b – температура ох-

лаждающей жидкости, k – коэффициент теплопередачи, равный [32]

$$k = \left(\frac{1}{\alpha} + \frac{\delta}{\lambda c} \right)^{-1} \quad (1.7.)$$

где α – коэффициент теплоотдачи от стенки к жидкости, δ – толщина стенки, λ с – коэффициент теплопроводности стенки.

В работе [3] для оценки α рекомендуется схема турбулентного пограничного слоя при критерии Прандтля Pr , больше единицы

$$Nu = 0,037 Re^{0,8} Pr^{0,4} (Pr/Pr_c)^{0,25} \quad (1.8.)$$

Где Nu , Re – критерии Нуссельта и Рейнольдса, Pr_c – критерии Прандтля для повышенной температуры жидкости у стенки.

В явном виде коэффициент теплоотдачи

$$\alpha = \frac{0,037}{L} \left(\frac{v/\rho}{\mu} \right)^{0,8} \left(\frac{\mu c}{\lambda} \right)^{0,4} * 1,3 \quad (1.9.)$$

где λ , μ , ρ , c – коэффициенты теплопроводности, динамической вязкости, плотности и удельной теплоемкости жидкости, L – характерный размер, определяемый конструкцией сопла.

Подставляя параметры потока воды ($\lambda = 0,6$ Вт/мК; $\mu = 1 \cdot 10^{-3}$ Н с/м²), получим:

$$\alpha = 3960 * v^{0,8} / L^{0,2} \quad (1.10.)$$

где α – в Вт/м² К, v – м/с, L – м.

Общий тепловод в сопло может составить величину $Q^* = gSb$ (Sb – рабочая поверхность сопла), а допустимый ток для принятой конструкции сопла

$$I^*_{max} = Q^* / V_{экв}, \quad (1.11.)$$

Где $U_{экв} = 7...10$ В, что соответствует нормальному режиму горения дуги.

Если $I^*_{max} < I_{кр}$, то необходимо улучшить охлаждение за счет увеличения скорости потока V . Допустимая плотность теплового потока на наружной рабочей поверхности Sp рассчитывается из соотношения:

$$g_{max} = Q^* / Sp, \quad (1.12.)$$

где $Sp = Pd_c (d_c + 2)$

Использование сменных сопловых вставок, закрепляемых на резьбе, вызывает снижение допустимой величины g_{max} . Это связано

со снижением теплоотвода, вследствие уменьшения площади теплоотвода (из-за неплотности прилегания в резьбе), а также вследствие контактного теплового сопротивления в соприкасающихся поверхностях резьбы - стенки.

Наряду с обеспечением достаточного охлаждения необходимо оптимизировать процесс подачи плазмообразующего газа в плазмотрон, при этом следует учитывать не только конструктивные особенности канала сопла, но и всю дуговую камеру плазмотрона в целом. Наибольшее распространение получили плазмотроны с продольно-обдуваемой дугой (часто называют линейными, аксиальными). При аксиальной системе газ подается вдоль продольной оси катода, охлаждает его и выходит через канал сопла, обжимая в нем и за его пределами столб дуги. В плазмотронах с аксиальной системой стабилизации катод участвует в формировании дуги и поэтому имеет форму стержня с заострением на конце, что позволяет точно совмещать ось столба дуги с осью канала сопла, а также получать равномерную толщину газовой оболочки, обжимающей столб дуги в канале сопла. В связи с этим предъявляются высокие требования к обеспечению точности совмещения оси катода и канала сопла. Это является недостатком аксиальной системы стабилизации.

При вихревой системе стабилизации газ поступает в камеру по каналам, продольные оси которых расположены по касательным к окружности поперечного сечения дуговой камеры. Вследствие этого газ в камере движется по спирали, обжимая столб дуги вихревым потоком. В связи с этим, катодное пятно и столб дуги автоматические и точно фиксируются в точке пересечения оси канала сопла с поверхностью катода. Это позволяет применять катоды с плоской или другой формой рабочей поверхности. Данная система стабилизации, в отличие от аксиальной, имеет высокий термический КПД, более высокую эффективность преобразования электрической энергии в тепловую и хорошую стабилизацию разряда. Распределенный транспирационный (пористый) ввод плазмообразующего газа позволяет получать высокие термические КПД 80-90% [12].

Однако, эти способы не нашли пока широкого применения из-за сложности конструкции плазмотрона, а также с высокой неоднородностью плазменного потока. Геометрия дуговой камеры и ее неизменность во время эксплуатации плазмотрона определяет параметры плазменной струи и стабильность ее формирования, рис.1.10. Входная часть дуговых камер обычно выполнена в виде конфузора с плавным переходом в цилиндрический канал. На выходе в некоторых случаях сопло имеет уступ, который служит для газодинамической фиксации анодного пятна разряда или конусообразное расширение (рис.1.10 а, б, г). Для получения

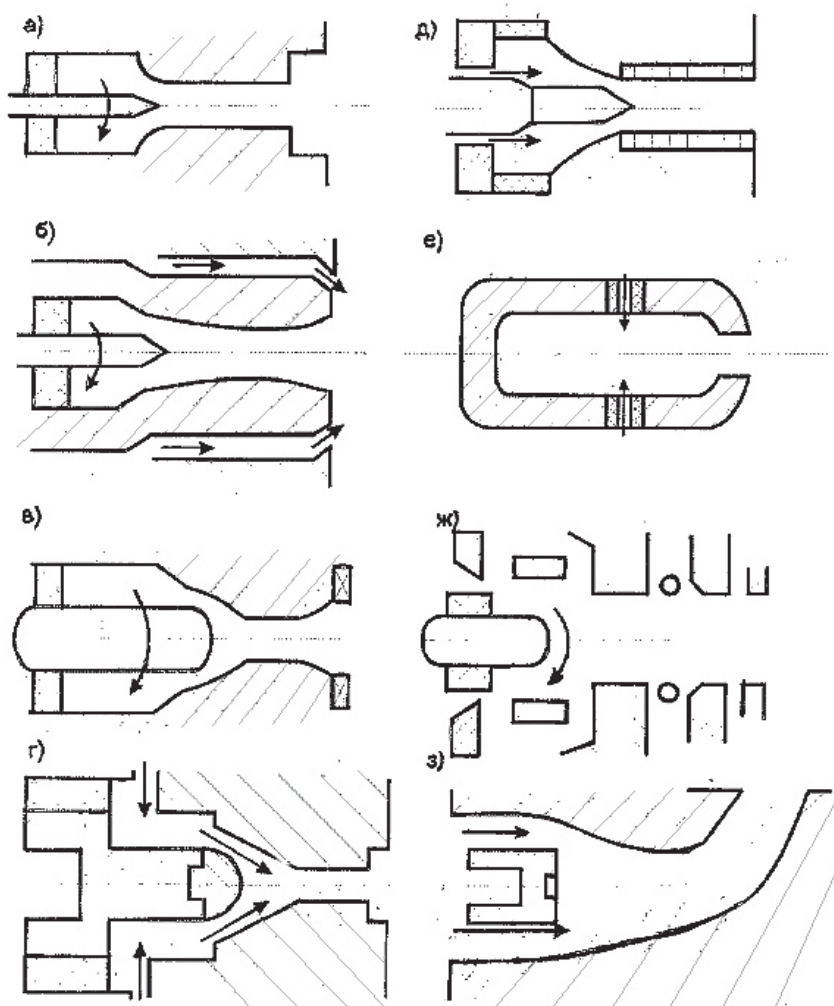


Рис.1.10. Принципиальные схемы дуговых каналов различных плазматронов косвенного действия а). установка УПУ (Россия), мощность 40 кВт;
 б). установка ППУ-1 (Россия, Плазмопротек), мощность 50 кВт;
 в). Установка ППУ-2 (Россия, Плазмопротек), мощность 10 кВт;
 г). установка фирмы «Метко» (США), мощность 40 кВт;
 д). установка фирмы «Плазма-Техник АГ» (Швейцария), мощность 80 кВт;
 е). установка ПВ-47 (Россия 100 кВт), (полые медные электроды);
 ж). установка фирмы «Аква Центрм» (Чешская Республика), мощность 180 кВт, (плаз-
 мообразующая среда – вода);
 з). установка фирмы «Плазмадайн» (США), мощность 60 кВт.

сверхзвукового течения газа используют сопла Лаваля. Повышение ресурса работы сопла, выполненного из меди, достигают использованием вольфрамовых вставок, рис.1.10д, а также магнитным вращением анодного пятна, рис.1.10в. При обработке внутренних поверхностей используют сопло с поворотом плазмообразующего потока под некоторым углом к оси разрядного канала, рис.1.10з. Отдельную группу представляют плазмотроны, использующие в качестве среды воду.

Все существующие электродуговые генераторы пароводяной плазмы в зависимости от способа пространственной стабилизации столба дуги подразделяются на пять типов (рис.1.11). В плазмотронах с водяной стабилизацией электрическая дуга горит внутри водяной трубки, диаметр которой соизмерим с диаметром столба дуги. Охлаждая периферию дугового разряда, трубка не дает ему отклоняться в радиальном направлении и удерживает строго на оси, стабилизируя тем самым положение разряда в пространстве.

При этом часть воды испаряется с внутренней поверхности трубки, превращаясь в пароводяную плазму. Водяная трубка образуется либо путем тангенциального ввода воды в цилиндрическую дуговую камеру (рис.1.11а), либо за счет механического вращения (рис.1.11б) корпуса камеры, в которую извне подается определенное количество воды. Эта вода вовлекается во вращение и под действием центробежных сил образует на боковых стенках водяной слой заданной толщины, который одновременно защищает стенки камеры от нагрева и является источником рабочего вещества - водяного пара. Избыток воды сливается через открытые торцы.

Если диаметр водяной трубки значительно превышает диаметр столба дуги, то одной водяной стабилизации оказывается недостаточно. Здесь необходимо дополнительное магнитное поле, радиальная составляющая которого заставляет столб дуги перемещаться в поперечном направлении, непрерывно прижимая его к внутренней поверхности водяной трубки [34]. В плазмотронах с магнитной стабилизацией электрическая дуга [34] вращается под действием внешнего магнитного поля, создаваемого специальным соленоидом. Это магнитное поле заставляет дугу двигаться по заданной траектории (рис.1.11в), стабилизируя ее в пространстве. Нижняя часть камеры заполнена водой, с зеркальной поверхности которой происходит испарение за счет теплового действия дуги. Пар, проходя сквозь вращающийся дуговой разряд, превращается в пароводяную плазму и истекает через сопло наружу.

Рассмотренные выше плазмотроны используют в качестве исходного вещества воду. В объеме их дуговых камер происходит паро - и плазмогенерация.

Такое совмещение различных агрегатных состояний одного вещества при наличии их взаимопревращений сопровождается взры-

воиспарительными процессами, которые способствуют эрозии электродов.

Поэтому для таких плазмотронов характерны высокая удельная эрозия, составляющая 10^{-5} - 10^{-4} г/Кл и более, и большая загрязненность плазмы электродными материалами.

Достоинством плазмотронов с водяной стабилизацией является возможность получения высоких температур плазмы (рис.1.12)

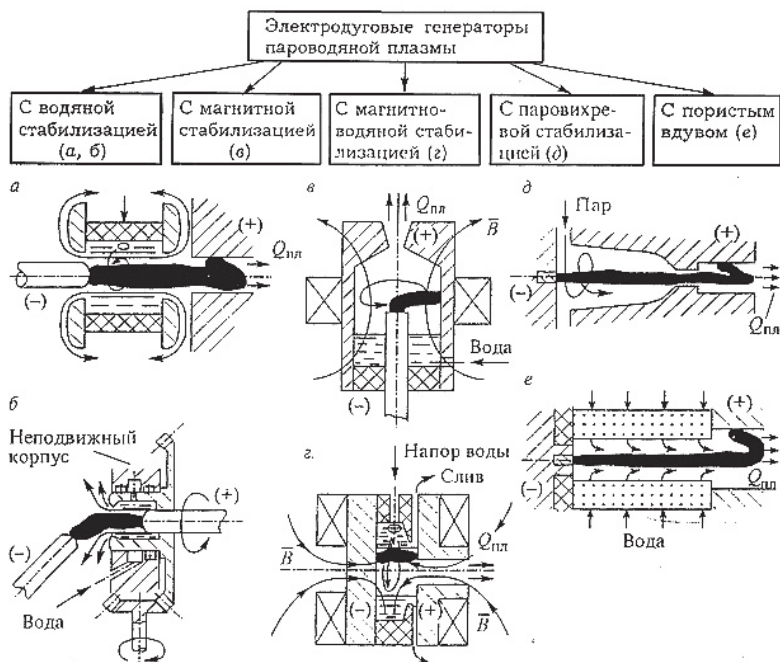


Рис.1.11. Классификация электродуговых генераторов пароводяной плазмы по способу стабилизации дуги [34]

и напряженностей электрического поля дуги (рис.1.13). Так, в плазмотроне Гердиена, при диаметре водяной трубки 2,4 мм и токе 1450 А получена плазма с температурой порядка 55 000 К. В плазмотронах с газовихревой стабилизацией дуги такого уровня температуры достичь невозможно. С уменьшением диаметра водяной трубки напряженность, мощность дуги и ее температура возрастают.

Вольт-амперная характеристика водостабилизированной дуги имеет U-образную форму (см. рис.1.13).

Физическое объяснение этому факту следующее. С увеличением

силы тока холодный газ, окружающий столб дуги, прогревается за счет излучения, молекулярной теплопроводности и конвекции тепла настолько, что в нем начинается процесс ионизации. Поперечное сечение столба дуги при этом увеличивается, а электрическое сопротивление и напряжение дугового разряда падают. При некотором значении тока образующаяся водяная трубка настолько сильно термически сжимает столб дуги, что он уже не может расширяться с ростом тока. Разрядный ток концентрируется в центральной части дугового столба, еще более разогревая его.

Это приводит к температурному насыщению проводимости газа уменьшение сопротивления дуги замедляется, вызывая возрастание ее вольтамперной характеристики.

Недостатки плазмотронов с водяной стабилизацией дуги

- большая эрозия электродов, достигающая 10^{-4} г/Кл, и загрязненность плазмы электродными материалами. Однако, несмотря на это, плазмотроны с водяной стабилизацией использовались при разработке мощных источников света (лампа Гердиена), испытаниях маршевого космического двигателя, создании установки для напыления жаростойких покрытий (плазмотрон Кюглера), а также стендов для спектральных исследований веществ в области высоких температур. Вместе с тем, для данного вида плазмотронов невозможно введение в плазму солей, растворенных в воде, образующей водяную трубку. Поэтому, необходимые для исследования плазмы добавки либо вводились через катод, в который они были запрессованы и по мере выгорания попадали в плазму, либо подавались в дугу в виде порошка.

Плазмотроны с магнитной и магнитно-водяной стабилизацией характеризуются относительно невысоким КПД - 28 - 55%, довольно большой эрозией электродов $((0,3 - 1) \cdot 10^{-5}$ г/Кл) и среднемассовой температурой пароводяной плазмы порядка 2700 - 3500К. Уровень мощности исследованных дуговых установок такого типа не превышает 60 кВт.

Плазмотроны с магнитной и магнитно-водяной стабилизацией характеризуются относительно невысоким КПД - 28 - 55%, довольно большой эрозией электродов $((0,3 - 1) \cdot 10^{-5}$ г/Кл) и среднемассовой температурой пароводяной плазмы порядка 2700 - 3500К. Уровень мощности исследованных дуговых установок такого типа не превышает 60 кВт.

Важным шагом в дальнейшем развитии дуговых генераторов пароводяной плазмы стала попытка использования стабилизирующего действия парового вихря на столб электрической дуги с целью

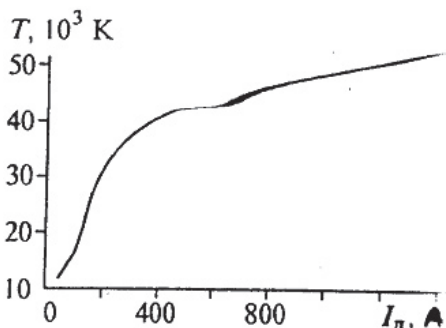


Рис. 1.12. Зависимость температуры дуги в водяной трубке от тока

создания эффективного паровихревого плазмотрона. В это время газовихревые, например, воздушные плазмотроны получили уже широкое распространение. Они имеют высокие характеристики, работают стабильно, длительно (сотни часов), в широком диапазоне мощностей (от сотен ватт до десятков мегаватт) с КПД 80 - 90%.

Однако, простая замена рабочего вещества с воздуха на водяной пар сразу к успеху не привела. Здесь большую роль играет специфичность водяного пара, отличающая его от воздуха и прочих газов. Показатель этого - большая эрозия медных электродов при работе на паре - около 10^{-4} г/Кл, что на несколько порядков выше, чем при использовании воздуха, и неустойчивость режима работы по всем параметрам. На сегодняшний день плазмотроны с пароводяной плазмой, такие как: "Акваплаз", "Мультиплаз", "Plazar" и др. не могут широко использоваться в промышленности по причине очень низ-

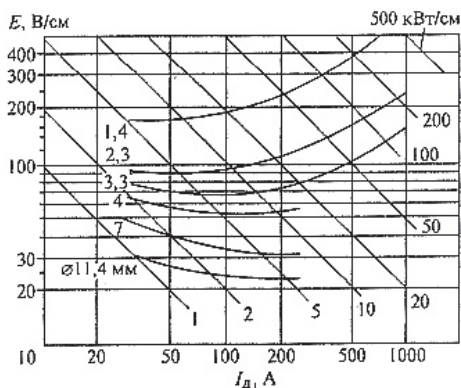


Рис. 1.13. Вольт-амперные характеристики каналовой дуги при различных диаметрах канала

кого термического КПД (28-35%) и пока остаются перспективными лабораторными разработками. Как уже отмечалось выше, серийно плазмотронов для плазменного поверхностного упрочнения промышленностью пока не выпускается. Поэтому для процессов плазменного упрочнения широко используются плазмотроны, предназначенные под напыление. В плазмотронах серии ГН (Ржевское ПО "Электрометаллургия") используется вихревая стабилизация дуги, что обеспечивает большую степень обжата дуги и более интенсивное перемещение анодного пятна по поверхности сопла, что удлиняет срок службы сопла. Недостатком плазмотронов серии ГН и ПП-25 является: необходимость работы при больших силах тока, что снижает ресурс работы электродов, низкая надежность и невысокий КПД нагрева.

Фирмой "Плазмотрек" (г.Иркутск) выпускались специализированные установки для плазменного упрочнения рамных и дисковых пил, которые комплектовались плазмотронами мощностью 3кВт. Плазмотрон имеет простую конструкцию, небольшие габариты, вихревую стабилизацию дуги и электромагнитное расширение струи

на срезе сопла. Дуговой канал плазмотрона конусный с переходом в цилиндрический, диаметром 5мм. Цилиндрический канал на срезе сопла имеет эллипсоидное расширение. Вольфрамовый катод $D_k = 3-4$ мм закреплен в цанговый зажим и установлен на расстоянии 3-4мм. от среза сопла. Такое расположение катода обеспечивает формирование плазменной струи, длиной ~ 30 мм при подаче плазмообразующего газа (аргона). В плазмотронах для упрочнения плоских и цилиндрических изделий использовался вольфрамовый катод диаметром 6мм с увеличенным габаритом дуговой камеры, что позволило повысить силу тока дуги.

В течение длительного времени как в отечественных установках для плазменной обработки, так и в зарубежных (фирмы «Метко», «Тафа», «Плазмадайн», «Плазма-Техник АГ», «Кастолин»), использовались плазмотроны с самоустанавливающейся длиной дуги. Небольшие габариты плазмотронов, простота их конструкции, невысокое напряжение на дуге относятся к достоинствам конструкции этих плазмотронов. К недостаткам такой конструкции относятся: необходимость использования источников питания с крутопадающей вольтамперной характеристикой, ограничение электрической мощности вследствие небольшой длины дуги, высокий поперечный градиент температур в плазменной струе.

Повышение мощности плазмотронов можно осуществить при помощи межэлектродных вставок (МЭВ) [15]. Несмотря на усложнение конструкции, это позволяет увеличить мощность и КПД плазмотрона (до 0,7 - 0,85) без существенного увеличения силы тока. Это оказывает благоприятное воздействие на стойкость катода и снижает уровень шума при эксплуатации (до 70-80 дБ против 120-130 дБ).

Плазмотроны серии ПН с межэлектродными вставками (от 2 до 6) позволяют удлинить дугу, повысить мощность (за счет увеличения напряжения на дуге), снизить силу тока, при сохранении мощности. Основные характеристики плазмотронов этой серии приведены в работе [15]. Плазмотроны с межэлектродными вставками обладают хорошими технологическими и энергетическими параметрами применительно к процессам плазменного упрочнения.

Так, например: специализированный плазмотрон с межэлектродными вставками ППУ-85 (Мариупольский металлургический институт), предназначен для плазменного поверхностного упрочнения, максимальная сила тока 500А, d_c - 6мм, l_q - 150мм, используется источник питания с напряжением холостого хода 220-300 В. [35].

Для увеличения производительности процессов плазменного упрочнения используют плазмотрон с магнитной стабилизацией анодного пятна, (рис.1.10в) что позволяет получать широкие дорожки упрочнения 10-45мм. Кроме того, оснащение плазмотронов линейным

(механическим) сканаторами позволяет получать широкие дорожки 20-50мм.

Для увеличения производительности плазменного упрочнения можно использовать многодуговые плазмотроны. В последние годы созданы многодуговые плазмотроны - двухструйный с вынесенной дугой [36], трехдуговая плазменная установка [16], многодуговая плазменная установка с четырьмя плазмотронами [20].

При плазменном поверхностном упрочнении очень часто возникает задача локального ввода тепла в поверхностный слой детали. Для этих целей выгодно использовать импульсный режим упрочнения, который можно осуществить при помощи специальных устройств и импульсных плазмотронов [22].

В импульсном плазмотроне, подвижной вольфрамовый катод и медный анод-сопло образуют запорный клапан для газа. Аргон поступает в дуговую камеру под давлением 2МПа, для питания используется высоковольтный источник (1кВт - 20кВт). Плотность тока в дуге до 20кА/см², скорость плазменной струи (2-3)* 10³м/с, длительность импульса 5-10мс, паузы - 100мс. Наряду с термическим воздействием наблюдается ударное упрочнение.

Системы возбуждения разряда

Ввод в действие плазмотрона, его надежная работа в ряде случаев определяется системой возбуждения разряда. Она определяет стойкость и длительность работы электродов и т.д. В настоящее время известно много разнообразных схем и способов возбуждения разряда в плазмотроне. Все эти способы можно объединить в три основных схемы возбуждения [6-8]:

- одноступенчатая;
- двухступенчатая;
- многоступенчатая.

При плазменном упрочнении с использованием плазмотронов с самоустанавливающейся дугой, возбуждение разряда обеспечивается закорачиванием электродов или созданием электропроводящей области (по одноступенчатой схеме возбуждения).

Известен способ возбуждения электрической дуги с помощью неона-аргоновой смеси, обеспечивающий пробой межэлектродного промежутка величиной 1-4мм при напряжении 200-300В и атмосферном давлении.

Способ основан на использовании эффекта Пеннинга. Сущность способа заключается в том, что межэлектродный промежуток продувается сначала чистым неоном, а затем с добавкой аргона. При достижении в зазоре состава смеси, имеющей напряжение пробоя ниже приложенного рабочего напряжения, происходит пробой и зажигание дуги.

Возможно использование готовой смеси неона с аргоном требуемого состава.

Закорачивание межэлектродного промежутка производят проволочкой специального диаметра, контактом электродов, электролитом.

Создание начальной проводящей области между электродами обеспечивается высокочастотным пробоем с помощью осциллятора. Основным недостатком при использовании осцилляторов (по одноступенчатой схеме возбуждения) является то, что при работе плазмотрона через осциллятор все это время протекает ток дуги. Поэтому рабочий ток дуги не должен превышать максимально допустимый ток осциллятора.

При двухступенчатой схеме возбуждения осциллятор включается в цепь и работает только во время возбуждения дуги.

В некоторых случаях для расширения возможности двухступенчатой схемы возбуждения дуги, при больших межэлектродных промежутках, используют подвижной электрод или в плазменный поток добавляют легкоионизируемые добавки, которые затем вытесняются рабочим газом.

Источники питания

Питание дуговых плазмотронов для поверхностного упрочнения в основном осуществляется от источников постоянного тока (в некоторых случаях используются: импульсные источники тока). Любой источник питания должен обеспечить подвод энергии для образования и поддержания стационарной плазменной струи (дуги), а также возможность плавной регулировки энергетического режима работы плазмотрона.

При выборе источников питания определяющее значение имеет вид статической вольт-амперной характеристики нагрузки (ВАХ), рис.1.14.

Из ВАХ видно, что плазменная дуга представляет собой нелинейную нагрузку и рабочим, обычно, является второй участок ВАХ дуги. Используя известное условие устойчивости системы: источник питания - дуга [33].

$$Ky = \frac{dU_g}{dI} - \frac{dU_{u.п}}{dI} > 0 \quad (1.13)$$

Получается, что источник питания должен иметь пологопадающую внешнюю статическую характеристику (BCX). Однако, выполнение условия устойчивости является необходимым, но недостаточным для определения формы BCX источника питания. Экспериментально установлено, что процесс горения плазменной дуги сопровождается

колебаниями напряжения (внешние возмущения, тип и расход плазмообразующего газа и т.д.) [8,29]. Так как процесс плазменного поверхностного упрочнения является финишной технологической операцией, то колебания напряжения будут вызывать колебания тока, что повлияет на качество упрочнения. Рассмотрим две статические характеристики: пологопадающую и крутопадающую, рис.1.14.

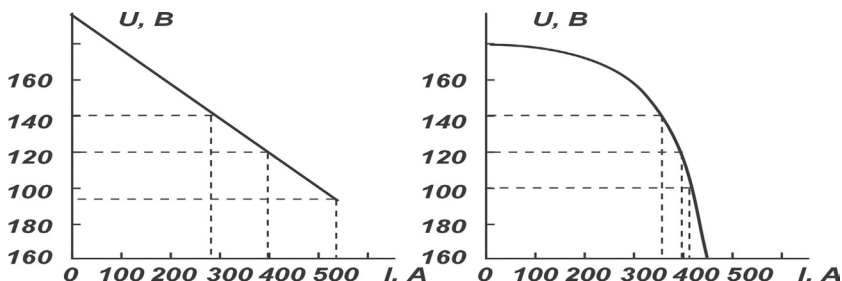


Рис.1.14. Различные формы внешних статических характеристик источника питания постоянного тока: а) пологопадающая; б) крутопадающая

Пусть процесс упрочнения характеризуется следующими усредненными параметрами : рабочий ток 400А, напряжение на дуге 120 В, плазмообразующий газ-азот (точка А). Если при упрочнении произойдет увеличение или уменьшение напряжения на 20 В, то при работе на источнике питания с пологопадающей характеристикой ток изменяется от 250 до 550А, т.е. 2,2 раза , а на источнике питания с крутопадающей характеристикой ток изменяется от 380 до 410А, т.е. в 1,08 раза.

Приведенный пример показывает, что ВАХ источников питания для дуговых плазмотронов должны иметь крутопадающую внешнюю характеристику. Сказанное выше относится к установившемуся режиму работы, источник питания - дуга.

В переходных режимах работы (во время возбуждения и отключения дуги) предъявляются определенные требования к динамическим характеристикам источников питания. Это обусловлено тем, что в момент возбуждения дуги сопло и катод работают в наиболее тяжелых условиях, связанных с бросками тока. При неудовлетворительных динамических характеристиках источника питания, большая величина du/dt вызывает бросок тока, в несколько раз превышающий по величине его установившееся значение, что приводит к разрушению сопла и сильной эрозии катода. В момент отключения плазмотрона при работе на максимальном токе возрастает di/dtu и на выпрямительном блоке возникают перенапряжения, которые

в несколько раз превышают напряжения холостого хода. С учетом указанных особенностей к источникам питания для плазменного упрочнения предъявляются следующие требования:

- * плавное регулирование тока в пределах (1:5-1:10);
- * устойчивая работа при больших токовых нагрузках;
- * высокая надежность и безопасность в работе;
- * наличие гальванической развязки выходных цепей от сети;
- * низкий уровень генерируемых радио- и электрополей;
- * удобство и простота в ремонте и обслуживании.

Крутопадающую ВАХ могут обеспечить следующие источники питания: выпрямители, управляемые дросселями насыщения, тиристорные выпрямители с обратной связью по току, источники питания на базе индуктивно-емкостных преобразователей, трансформаторные источники питания (ВД-303, ВД-401, ВДУ-504, 506, ВДУ-1202, УПС-301, УПС-501, УПС-804, АПР-401, АПР-402, УПР-201, УПН-303,

Табл. 1.3.

Технические характеристики инверторных источников различных фирм-производителей

Фирма-производитель	Наименование оборудования	Диапазон св. тока	Напряжение х.х./раб	КПД Источника, %	Масса, кг
«ESAB» Швеция	Caddy 110	5-110	85-95/	89	6,5
	Caddy 150	5-150	85-95/	89	6,5
	Caddy 200	5-200	53-75/	82	11
	Caddy 250	5-250	57-75/	82	11
	Inverter 315	8-315	65-90/	94	28
	Об - ние для плазменной резки				
	PCM 500i	10-35	400/280	89	26
«Lincoln Electrik», США	PCM 875	10-60	400/280	90	40
	PCM 1000i	10-80	400/280	89	36
	Invertec V-300-1	5-300	75-90/до 32	87	29,2
	Invertec STT-111	0-450	70-85	82	53
Elektra Beckum Германия	Система плазменной резки				
	Pro-Cut-40	10-40	330-220	87	40
Elektra Beckum Германия	Invert 130/140	5-130	85-90	95	4,8
Kemppi Финляндия	Мастер 1500	15-150	85-90	90	9,8
	Мастер 2200	15-220	85-90	90	11,8
	Мастер 2800	15-280	60-80	87	22
	Мастер 3500	15-350	65-85	87	25
	Мастер 5000	15-500	70-80	85	48
Castolin Eutectic Швейцария	Power max	5-130	65	84	4,2
	Rytm Are – xHd	5-200	65	98	18
	Плазменная резка				
	Air Fet 60	20-60	380-220	87	18
	Air Fet 100	20-100	380-220	85	28

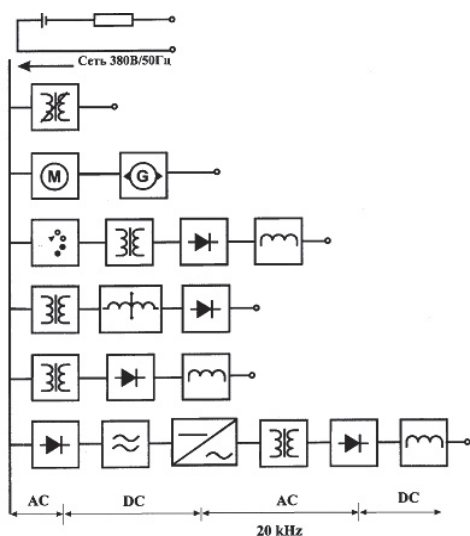


Рис.1.15. Этапы развития сварочных источников питания

1. Аккумуляторная батарея
2. Сварочный трансформатор
3. Сварочный генератор
4. Выпрямитель с шаговым управлением
5. Выпрямитель с управлением и магнитным усилителем
6. Выпрямитель с тиристорным управлением
7. Сварочный инвертор

несколько десятков кГц;

- вследствие высокой частоты уменьшаются размеры трансформатора и дросселя;

- с увеличением частоты до нескольких кГц повышается КПД источника от 75% до 95%.

Автором были опробованы источники фирмы «ESAB», Kemppi, Castolin применительно к плазменному упрочнению. Из табл.1.3. видно, что использование высокой частоты позволило уменьшить габариты и массу сварочных источников в несколько раз.

Плазмообразующие газы

При плазменном поверхностном упрочнении в качестве плазмообразующего газа в основном используется аргон, реже - азот, гелий, углекислый газ, а также их смеси.

Аргон, несмотря на плохие энергетические характеристики плазменной струи, используется наиболее часто по сравнению с другими газами. Достоинством аргона является тот факт, что он легко ионизируется, плазменная струя устойчива при очень низких рабочих температурах, кроме того, конструкции плазмотронов, работающих на аргоне, просты и удобны

УХПЧ, ИП-160/600, ПСО-500, ТРПТ и др.)

В начале 80-х годов на рынке сварочного оборудования в Европе стали появляться источники сварочного тока инверторного типа, рис.1.15. Доля источников инверторного типа в объеме всех промышленных источников питания в Европе составила в 2003 году $\approx 60\%$.

Инверторные источники работают по следующему принципу:

- трехфазный переменный ток от сети выпрямляется с помощью диодного моста и сглаживается фильтром;

- полученный постоянный ток инвертируется принудительно коммутированным инвертором на частоте

в эксплуатации.

В отличие от аргона, гелий является лучшим преобразователем энергии дуги в тепло, хорошо защищает катод от окисления. Однако гелий обладает большой теплопроводностью (при температуре 10000K всего в 2 раза меньше, чем у меди), что не позволяет его использовать в чистом виде для плазменного упрочнения, т.к. происходит быстрый нагрев и разрушение сопла, поэтому он используется в качестве добавки к аргону.

Азот обеспечивает эффективное преобразование энергии дуги в тепло. При температуре 10000K азотная плазма имеет теплосодержания в 5 раз больше, чем аргонная. Широкое применение азота при плазменном упрочнении ограничивается тем, что вольфрамовый электрод менее стоек, чем в случае применения аргона и гелия (т.к. даже чистый азот взаимодействует с вольфрамом при высоких температурах, образуя нитриды).

Углекислый газ в чистом виде при плазменном упрочнении не используется, а применяется только в качестве добавки в аргонно-азотную плазмообразующую смесь в процессах легирования.

Системы охлаждения плазмотрона

Одним из важнейших узлов любой установки для плазменного упрочнения является система охлаждения плазмотрона, во многом определяющая его долговечность и надежность. При плазменном упрочнении наиболее часто используют систему подключения к сети обычного водоснабжения, что очень удобно и просто. Однако, наличие в охлаждающей воде загрязнений, высокое содержание солей приводит к образованию на охлаждающих поверхностях пленки, ухудшающей теплоотвод и быстрому выходу плазмотрона из строя. В сетях водоснабжения очень часто происходят пульсации давления, что сказывается на эффективности охлаждения. Кроме того, выход из строя сети водоснабжения (аварии и т.д.) может полностью остановить производственный процесс упрочнения,

В связи с этим наиболее эффективным является использование автономной системы замкнутого цикла, рис.1.16.

Применение таких систем обеспечивает предварительное снижение температуры охлаждающей воды в холодильном агрегате до $+2^{\circ}\text{C}$, регулирование давления в системе охлаждения плазмотрона от $5,9 \cdot 10^3$ до $11,8 \cdot 10^5$ Па, определение температуры воды на входе и выходе из плазмотрона. В качестве охлаждающих жидкостей используют воду, дистиллированную воду, спирт, тосол.

Управление плазменной дугой при помощи магнитного поля

При плазменном упрочнении для получения широких дорожек различные магнитные системы (сканаторы). Известно, что плазма сильно подвержена воздействию магнитных полей из-за насыщенности ее заряженными частицами. Плазменная дуга обладает стабилизированным, направленным движением заряженных частиц, следовательно, ее

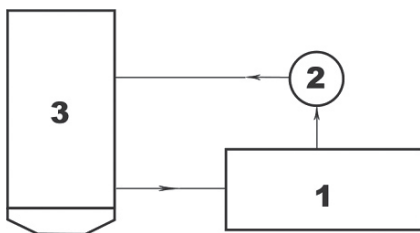


Рис.1.16. Схема автономной замкнутой системы охлаждения плазмотрона.

1 - насос; 2- холодильный агрегат; 3 - плазмотрон.

можно считать малоинерционным проводником с током, который должен заметно изменять свою форму и положение в пространстве при воздействии на него магнитного поля. Примеры воздействия магнитных полей - электромагнитное управление плазмой в Токамаках, электромагнитное управление сварочной дугой и т.д. Возможно два

случая воздействия магнитного поля на плазменную дугу при помощи продольного и поперечного магнитного поля. В первом случае, векторы тока параллельны, а во втором случае наоборот, не параллельны.

В связи с этим, перемещения плазменной дуги в магнитном поле можно разделить на несколько видов:

- частичное перемещение плазменной дуги под воздействием поперечного магнитного поля, когда одно из приэлектродных пятен остается неподвижным;
- полное перемещение плазменной дуги под воздействием поперечного магнитного поля, когда анодное и катодное пятно движутся (кольцевая дуга); при воздействии продольного магнитного поля.

В работах Ковалева И.М., Дудко Д.А., Гвоздецкого В.С., Колесникова В.Н., Эсбияна Э.М., Жукова М.Ф. и др. авторов подробно рассмотрены вопросы магнитного управления сварочной и плазменной дугой(струей).

Поэтому, коротко остановимся на основных моментах управления плазменной дугой (струей).

Перемещение плазменной дуги с неподвижным катодным пятном в магнитном поле.

В поперечном магнитном поле плазменная дуга ведет себя как гибкий газообразный проводник, закрепленный на катоде и свободный на аноде. По закону Ампера сила F , отклоняющая дугу в направлении, перпендикулярном плоскости, образованной векторами $\vec{H}$ и $\vec{I}$ и определяется:

$$F = \frac{1}{c} \vec{I} \vec{H} \ell \quad (1.14)$$

где - $\vec{I}$ сила тока дуги;

$\vec{H}$ - напряженность магнитного поля;

ℓ - длина дуги, подверженная воздействию магнитного поля;

C - коэффициент

Плазменная дуга отклоняется от оси на угол α , величина которого определяется:

$$\sin \alpha = k \frac{H \ell_0}{I} \quad (1.15)$$

где k - безразмерный коэффициент, равный 5 для дуги в аргоне между медным анодом и вольфрамовым катодом.

По мнению Ковалева И.М., дуга, отклоненная на угол 45° - 50° горит неустойчиво. Оптимальным диапазоном углов отклонения дуги считается

$$\alpha = 5-45^\circ.$$

Тогда, максимально допустимая напряженность магнитного поля определяется из выражения:

$$H_{max} = \frac{1}{k\sqrt{2}} \frac{I}{\ell_0} \approx 0.14 \frac{I}{\ell_0}, \quad (1.16)$$

$$\text{при условии } \sin \alpha = \frac{1}{\sqrt{2}}$$

где I - сила тока дуги, А; 10 - длина дуги, мм; H_{max} - напряженность магнитного поля, эрст.

Устойчивость плазменной дуги в поперечном магнитном поле позволяет получать широкие дорожки упрочнения до 45мм при решении различных технологических задач.

Конструктивно отклоняющие магнитные системы (сканаторы) закрепляются на корпусе плазмотрона, рис.1.17.

Существуют различные конструкции магнитных систем, позволяющие получать плоскую, веерообразную, конусную, кольцевую плазменную дугу (струю).

Плазменная дуга (струя) в продольном магнитном поле

В основном, продольное магнитное поле используется для стабилизации и сжатия плазменной дуги, геометрическая форма дуги в основном определяется взаимодействием двух противоположных сил:

- собственного магнитного поля дуги, которое сжимает электропроводную плазму;
- тепловое расширение плазмы, препятствующее магнитному сжатию.

Известно, что плазменную дугу можно сжать за счет увеличения магнитного давления. Для этих целей плазменную дугу помещают внутрь соленоида с током. Магнитное поле внутри соленоида имеет радиальный градиент напряженности, который, взаимодействуя с током дуги, создает дополнительное давление внешнего продольного магнитного поля на дугу. Это приводит к тому, что заряженные

частицы в дуге стремятся двигаться вдоль магнитных линий. В связи с этим дуга внутри соленоида стремится сжаться, т.к. магнитные силовые линии искривлены к оси соленоида.

Для дополнительной стабилизации плазменного потока без сжатия его столба используют однородное продольное магнитное поле. При стабилизации плазменного потока с одновременным его сжатием используется неоднородное продольное магнитное поле.

Продольное магнитное поле обычно создают при помощи соленоидов постоянного тока или полосами мощных магнитов. Для сжатия дуги используют двух-трехвитковый соленоид, включенный последовательно с дугой.

Требования к характеристикам источника питания и плазменной дуге при наложении магнитного поля.

Выше были рассмотрены основные моменты поведения плазменной дуги в магнитном поле. Можно предложить, что при выборе источника питания для плазменного упрочнения с дополнительным наложением на дугу магнитного поля необходимо выполнять принцип саморегулирования мощности плазменной дуги, т.е. возможные изменения напряжения U_d должны компенсироваться соответствующими изменениями I_d или наоборот.

В этой связи взаимное положение ВАХ плазменной дуги и ВАХ источ-

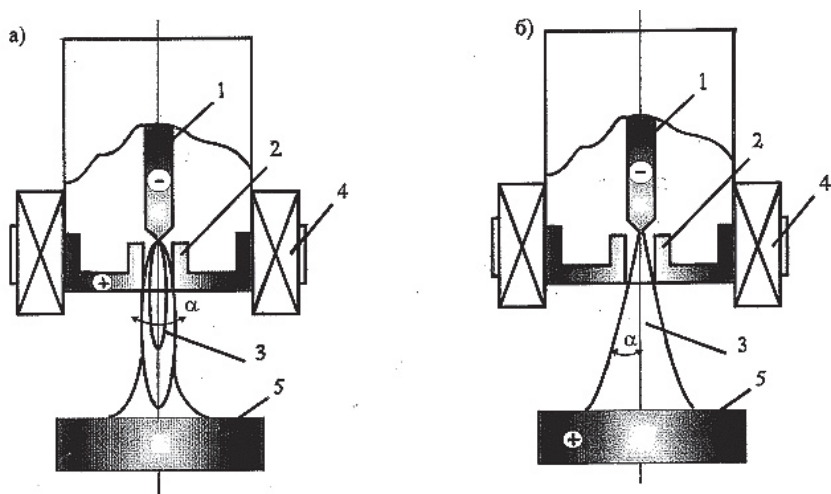


Рис.1.17. Схема плазматрона с магнитным отклонением а) струи; б) дуги
1 - катод; 2 - сопло; 3 - плазменная струя(дуга); 4 - магнитная система;
5 - изделие

ника питания (ИП) должны удовлетворять условию положительного коэффициента устойчивости K_u системы, ИПП - дуга ($K_u > 0$), которое выполняется при определенном соотношении углов наклона статистических характеристик ИП и дуги в рабочей точке. В работах Ю.М. Домбровского показано, что принцип саморегулирования мощности плазменной дуги с дополнительным воздействием магнитного поля выполняется при условии когда ВАХ источника питания пересекает с ВАХ плазменной дуги с наклоном $\sim 1 \text{ В/А}$,

В работе Ю.М. Домбровского («Сварочное производство» 1997г., № 8, с.22-24) приведены результаты экспериментов по построению семейства ВАХ источника питания и статистических ВАХ плазменной дуги. При этом дуга подвергалась магнитному воздействию (ток в обмотке магнитной системы изменялся от 100мА до 300мА), что соответствовало диапазону ширины дорожки упрочнения от 15 до 45мм.

На рис.1.18. (кривые 1-5) представлены семейство кривых ВАХ источника питания «Киев -4» на условном пределе тока 315А и исходящих из точки, соответствующей $U_{xx} = 160\text{-}170\text{В}$.

Кривые 6-8 построены для открытого участка плазменной дуги длиной 34-35мм, и представляют собой независимую жесткую характеристику в диапазоне токов $I_d = 190\text{-}210\text{А}$. Кривая 6 построена при минимальном токе в магнитной системе, а кривая 8 при максимальном.

Видно, что при выборе ВАХ источник питания следует отдавать предпочтение характеристике, пересекающей СВВД в центре интервала возможного изменения от воздействия других параметров процесса упрочнения. Так, согласно рис.1.18., при регулировании ширины упрочняемой дорожки током в обмотках магнитной системы (от 100 до 300мА) изменение напряжения дуги составляет 15В (120-135 В см. рис.1.19.), следовательно, оптимальной ВАХ следует считать кривую, пересекающую СВВД в рабочей точке на жестком участке ИД, равном 127В (на рисунке штриховая линия). Однако, по мнению автора, полного саморегулирования мощности столба плазменной дуги можно достичь при наличии источника питания с ВАХ, соответствующей кривой 7 (см. рис.1.19). Этим требованиям отвечают инверторные источники питания.

Кроме того, необходимо отметить, что для работы с использованием магнитных отклоняющих систем требуются источники питания с более высоким напряжением холостого хода. Так, при $I_{x.x.} 160\text{-}180\text{В}$ максимальная ширина упрочняемых дорожек достигает 40-45мм, при открытой длине дуги 35-38мм. При напряжении $I_{x.x.} = 220\text{-}240\text{В}$ устойчивость длины дуги повышается до 55-60мм, что позволяет увеличить ширину упрочняемой дорожки до 65-75мм.

1.4. Электрические, тепловые и газодинамические характеристики плазмотрона.

Электрическая мощность дугового разряда, горящего в плазмотроне,

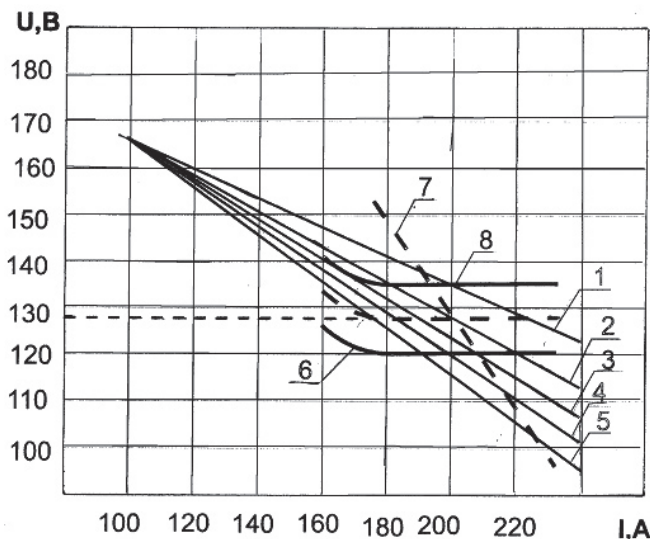


Рис.1.18. Семейство реальных ВАХ ИП(1-5), СВАХД (6,8) и ВАХ идеального источника питания (7) для воздушно-плазменного нагрева с отклоняющей магнитной системой.

не полностью преобразуются в потенциальную энергию плазменной струи (дуги). Часть энергии расходуется на нагрев катода, сопла, часть рассеивается в окружающее пространство (лучистый и конвективный теплообмен), оставшаяся энергия расходуется на нагрев изделия. Плазменная дуга, как элемент электрической цепи, характеризуется током и напряжением, а как источник тепла - температурой и теплосодержанием. Тепловые характеристики плазмотронов зависят не только от электрических параметров, но и от конструктивных особенностей плазмотронов, которые прямо или косвенно влияют на ход технологического процесса упрочнения изделия. В связи с этим, необходимо рассматривать электрические, тепловые, газодинамические характеристики плазмотронов без отрыва от технологического процесса упрочнения.

Технологический процесс плазменного упрочнения изделий характеризуется основными параметрами, которые можно разделить на входные и выходные. К входным параметрам относятся:

1. Параметры конструкции плазмотрона;
2. Параметры режима работы плазмотрона;
3. Параметры ведения технологического процесса.

Параметры конструкции плазмотрона:

Тип плазмотрона (дуговой: самоустанавливающей дугой или с межэлектродными вставками);

- способ ввода плазмообразующего газа (аксиальный, тангенциальный и т.д.);
- d_k - диаметр катода и материал катода;
- d_c - диаметр сопла и материал сопла;
- H_c - длина канала сопла;
- δ - расстояние между рабочей поверхностью катода и выходной частью сопла;
- df - диаметр рабочей части катода;
- β - угол заточки катода;
- Φ - форма разрядной области (цилиндрический, конусный канал, канал в виде сопла Лаваля и т.д.);
- α - угол сужения входной части канала.

Перечисленные основные параметры относятся к электродуговым плазмотронами. К ним можно добавить число секций межэлектродных вставок, расстояние между ними и их ширину. При использовании многодуговых плазмотронов необходимо учитывать специфику конструкции этих плазмотронов. Плазмотроны для упрочнения внутренних поверхностей, а также изделия сложной конфигурации имеют ряд параметров, характерных только для данной конструкции. При использовании электромагнитного расширения струи необходимо учитывать конструктивные особенности электромагнитных устройств.

Параметры режимы работы плазмотрона

- I - ток электродугового разряда и его вид (постоянный или переменный, импульсный и т.д.);
- U - напряжение дуги;
- T - тип плазмообразующего газа (атомарный, молекулярный и их смеси);
- D - дополнительные газы или жидкости, вводимые в зону разряда;
- Q - расход плазмообразующего газа, охлаждающей жидкости;

Параметры, характеризующие условия ведения технологического процесса упрочнения

- U - скорость упрочнения;
- h - дистанция упрочнения;
- γ - угол наклона плазменной струи к упрочненной поверхности;
- α_1 - угол наклона вводной струи по отношению к плазменной при упрочнении через жидкую прослойку;
- $P_{атм}$ - давление окружающей среды;
- $P_в$ - давление охлаждающей жидкости;
- $T_{окр}$ - температура окружающей среды;
- $T_д$ - температура упрочняемой детали в процессе упрочнения;
- K - коэффициент перекрытия упрочненных дорожек;

- С - схема упрочнения изделия (точечное, «зебра», «шахматы», строчечное упрочнение и т.д.);
- $Q_{\text{в}}$ - расход охлаждающей (закалочной) жидкости;
- Т - тип закалочной жидкости;
- K_0 - шероховатость упрочняемой поверхности.

Кроме перечисленных основных параметров необходимо учитывать способ плазменного упрочнения (легирование из твердой, жидкой, газовой фазы, термоциклирование и т.д.),

Из перечисленных входных параметров наибольшее влияние на электрические, тепловые и газодинамические характеристики плазмотронов оказывают параметры 1 и 2 группы.

Выходные параметры плазменного поверхностного упрочнения находятся в тесной связи с входными, но никак не влияют на электрические, тепловые и другие характеристики плазмотронов. К выходным параметрам относятся:

- Т - температура плазменной струи (дуги);
- v - скорость истечения плазменного потока на срезе сопла плазмотрона;
- Р - давления плазменной струи на изделие;
- R_e - характер истечения плазменного потока - турбулентный, ламинарный, смешанный);
- Н - теплосодержание (энтальпия) плазменной струи;
- T_r - среднемассовая температура плазменной струи;
- g - полная электрическая мощность дуги;
- g_0 - эффективная тепловая мощность, т.е. мощность, вводимая плазменной струей (дугой) в упрочненное изделие;
- $\eta_{\text{пр}}$ - эффективный КПД процесса упрочнения, характеризующий количество подведенной мощности в сравнении с использованной мощностью;
- $\eta_{\text{вн}}$ - внутренний КПД плазмотрону отношение мощности, идущей на нагрев плазмообразующего газа, к полной электрической мощности плазмотрона;
- $\eta_{\text{общ}}$ - общий КПД процесса упрочнения, равный произведению электрического КПД источника питания, внутреннего КПД плазмотрона и эффективного КПД процесса упрочнения:

$$\eta_{\text{общ}} = \eta_{\text{ис}} \eta_{\text{вн}} \eta_{\text{упр}}$$

- g_2 - плотность теплового потока в пятне нагрева;
- N - плотность энергии в канале сопла плазмотрона:

$$N = \frac{4Ig}{\pi d_c^2}$$

Отдельную группу выходных параметров составляют параметры поверхностного упрочнения:

- Z, B - глубина, ширина упрочненного поверхностного слоя металла;
- HRC - твердость, микротвердость поверхностного слоя металла;
- характер распределения микротвердости по ширине и глубине упрочненного слоя;
- характер распределения остаточных напряжений по ширине и глубине упрочненного слоя;
- степень дисперсности структуры упрочненного слоя.

Баланс энергии при плазменном упрочнении определяются с помощью известных выражение [37-43].

Для дуги прямого действия:

$$U_q = U_k + U_{k.c.} + U_c + U_{ca} + U_a, \quad (1.17)$$

Для дуги косвенного действия:

$$U_q = U_k + U_{k.c} + U_c + U_a, \quad (1.18)$$

$$U_{k.c.} = E_{k.c.} * L_{k.c.} \quad (1.19)$$

$$U_c = E_c * L_c \quad (1.20)$$

$$U_{c.a.} = E_{c.a.} * L_{c.a.}, \quad (1.21)$$

где $L_{k.c.}$, L_c , $L_{c.a.}$ - протяженность досоплового, внутрисоплового, засоплового участка дуги;

$E_{k.c.}$, E_c , $E_{c.a.}$ - напряженность электрического поля на тех участках. Так как $E_{k.c.}$ и E_c близки по величине и почти неизменны по длине [37], то:

$$E_{k.c.} \approx E_c = \frac{U_q - U_k}{L_{kc}} \quad (\text{плазматрон косвенного действия})$$

$$E_{k.c.} \approx E_c = \frac{U_q - U_k - U_a}{L_{k.c.} - L_c} \quad (\text{плазматрон прямого действия})$$

Среднее значение напряженности поля открытой части столба дуги прямого действия определяют как:

$$U_{c.a.} = \frac{U_q - U_k - U_c - U_a}{L_{c.a.}}; \quad U_c = \frac{U_q - U_k * L_c}{L_{k.c.}}$$

Мощность, передаваемая плазменной струей (дугой) упрочненному изделию, определяется из общего баланса энергии процесса упрочнения [44-46]:

$$q = q_k + q_c + q_{oc} + q_u, \quad (1.22)$$

где q - полная электрическая мощность, подводимая к плазмотрону, Вт;

q_k - мощность, расходуемая на нагрев катода, Вт;

q_c - мощность, расходуемая на нагрев сопла, Вт;

q_{oc} - мощность, расходуемая на нагрев окружающей среды, Вт;

q_u - мощность, расходуемая на нагрев изделия, Вт.

Электрическая энергия, трансформируемая в тепловую на катоде, включает кинетическую энергию ионов, падающих на катод: $(1-f) \cdot U_{kl}$, (где f - доля электронного тока напряжения) и энергию их нейтрализации $(1-f)$

$(U_i - \omega)$ где U_i - потенциал ионизации атомов газа, ω - работа выхода электронов для материала катода [40-45].

Таким образом, на нагрев и теплоотдачу в окружающую среду затрачивается мощность:

$$q_k = (1-f) (U_k + U_i) I - \omega I, \quad (1.23)$$

Мощность, расходуемая на аноде - сопле, равна [2,39,43-46]

$$q_a = \left(U_a + \omega + \frac{5}{2e} RT \right) * I \quad (1.24)$$

где T - температура газа на внешней границе прикатодной области,

R - постоянная Больцмана,

e - заряд электрона.

Мощность, расходуемая на нагреве окружающей среды, равна (37)

$$q_{oc} \approx (0,1 - 0,25) I E_{c.a.} * L_{c.a.}, \quad (1.25)$$

Мощность, расходуемая на нагрев изделия плазмотроном прямого действия, равна [36,37]

$$q = q_a + (0,75 - 0,9) I E_c (L_c + L_{k.c.}) + E_{c.a.}, \quad (1.26)$$

для плазмотронов косвенного действия:

$$q = q_a + (0,1 - 0,25) I E_c (L_c + L_{k.c.}),$$

(1.27)

Внутренний КПД плазмотронов можно определить, используя баланс энергии плазмотрона

$$q = q_r + q_k + q_c, \quad (1.28)$$

где q_r – энергия, расходуемая на нагрев плазмообразующего газа,

q_k, q_c – энергия, расходуемая на нагрев катода и сопла.

В стационарном режиме работы, вся мощность, идущая на нагрев сопла и катода ($q_k + q_c$), отводится охлаждающей жидкостью. Эти потери рассчитать из выражения:

$$q_c + q_k = c G_b (T_b - T_o) \quad (1.29)$$

где c – теплоемкость воды;

G_b – расход воды;

T_b – температура воды в установившемся режиме работы;

T_o – начальная температура воды.

Тогда внутренний КПД плазмотрона равен:

$$\eta_{\text{вн}} = \frac{q_s = q - q_c - q_k}{q} \quad (1.30)$$

Внутренний КПД плазмотрона с достаточной точностью ($\approx 5-10\%$) можно определить, используя размерные комплексы [6]

$$\eta_{\text{вн}} = \frac{1-n}{\eta} = A \left(\frac{I^2}{Gdc} \right)^{\alpha} \left(\frac{G}{dc} \right)^{\beta} \left(\frac{l}{dc} \right)^{\gamma} (\rho d)^{\delta} \quad (1.31)$$

где I – ток дуги, G – массовый расход плазмообразующего газа, dc – диаметр сопла, L – длина дугового канала, p – давление газа в канале сопла, $\alpha, \beta, \gamma, \delta$ – показатели степени при размерных комплексах, A – коэффициент для определения конструкции плазмотрона.

Для увеличения внутреннего КПД плазмотрона рекомендуется увеличить расход плазмообразующего газа и уменьшить размеры дуговой камеры. Известно, что внутренний КПД плазмотрона возрастает с ростом теплопроводности газов.

Интенсивный теплообмен электрической дуги с отдельными элементами плазмотрона, является определяющим фактором на такие параметры плазменной струи (дуги), как эффективная тепловая мощность, температура, среднемассовая температура, теплосодержание, скорость и давление. Сильное влияние на мощность, затра-

чиваемую на нагрев катода и сопла плазмотрона, оказывает ток и длина дуги в дуговой камере плазмотрона, а также расход плазмообразующего газа, рис.1.19. В стержневом катоде выделяется ~ 5-10%, в сопле ~ 10-60% мощности дуги.

Распределение энергии дуги (в %) между нагреваемым изделием q_o , соплом q_c , катодом q_k плазмотрона, а также эффективная тепловая мощность струи и напряжение дуги от основных параметров режима работы плазмотрона показаны на рис.1.20 - 1.21 применительно к плазменному упрочнению. Из рисунков видно, что энергия дуги при различных схемах плазмотрона (прямого и косвенного действия) распределена неодинаково. При работе в режиме прямого действия на нагрев катода и сопла затрачивается меньше энергии дуги, т.к. большая часть энергии выделяется в активном пятне дуги на изделии. Параметры режима работы плазмотрона оказывают сильное влияние на распределение энергии дуги в плазмотронах косвенного действия.

С увеличением силы тока эффективная тепловая мощность плазменной струи увеличивается, несмотря на рост тепловых потерь в сопле плазмотрона. Это связано с тем, что с увеличением тока диаметр плазменной струи в сопле увеличивается и плазмообразующий газ нагревается до более высоких температур. Следствием этого является повышение теплосодержания плазменного потока и плотности энергии в канале сопла плазмотрона.

Расход плазмообразующего газа позволяет регулировать градиент температур между плазменным потоком и стенками сопла.

Увеличение диаметра сопла плазмотрона снижает эффективную тепловую мощность плазменной струи, т. к. снижает плотность энергии в канале сопла плазмотрона.

Длина канала плазмотрона оказывает сильное влияние на эффективную тепловую мощность и мощность, выделяющуюся в сопле. С увеличением длины канала сопла большая часть электрической мощности расходуется на нагрев сопла, что приводит к снижению температуры и теплосодержания плазменной струи.

Температура плазменной струи (дуги)

Температура плазменной дуги и ее распределение (радиальное)

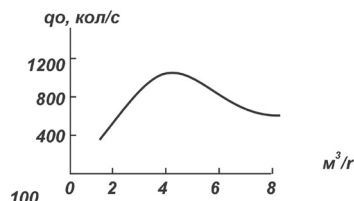


Рис.1.19.Зависимость эффективной тепловой мощности плазменной струи от расхода плазмообразующего газа [38]

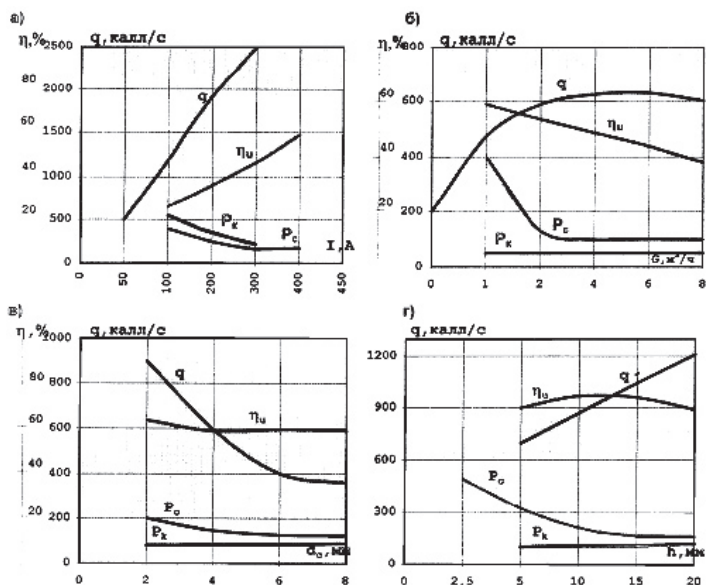


Рис.1.20. Зависимость эффективной мощности плазменной дуги q , эффективного КПД нагрева изделия η , относительной мощности, выделяющейся в сопле P_c , катоде P_k . а) от силы тока; б) от расхода аргона; в) от диаметра сопла; г) от расстояния до изделия

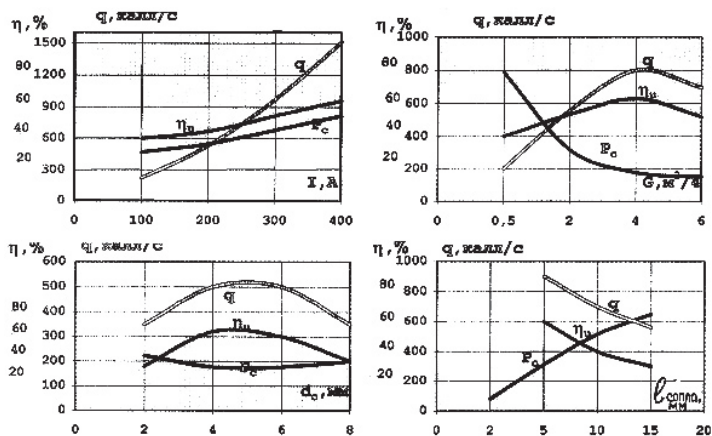


Рис.1.21. Зависимость эффективной мощности плазменной дуги q , эффективного КПД нагрева изделия η , мощности, выделяющейся в сопле P_c , при расстоянии 5 мм от упрочняемой поверхности а) от силы тока; б) от расхода аргона; в) от диаметра сопла; г) от длины канала сопла

оказывает заметное влияние на особенности нагрева металлов. Сильное влияние на температуру плазменной дуги оказывает сила тока, расход и состав плазмообразующего газа, длина дуги. В радиальном направлении температура плазменной дуги резко падает, т.к. увеличивается теплоотдача в окружающую среду путем теплопроводности и излучения, рис.1.22. Радиальное распределение температуры в столбе плазменной дуги описывается кривой Гауса, либо параболой [51]. Температурное поле плазменной дуги, при силе тока 500А показано на рис.1.23. С удлинением дуги температура снижается, что объясняется затратами энергии на нагрев засасываемого в дугу холодного воздуха.

Спектральное оптическое исследование радиального распределения температуры в смесях (аргона + азота, аргона + гелия) показали, что температура на срезе сопла плазмотрона снижается при добавке к аргону азота и повышается при добавке гелия, рис.1.24. В виду того, что температура по сечению струи распределена не равномерно [6], представляет интерес характер этой неоднородности, который можно оценить через среднемассовую температуру T_r , которая ниже осевой температуры T_m плазменной струи.

Среднемассовую температуру T_r на срезе сопла плазмотрона определяют:

$$T_r = \frac{E_1}{\pi d L x} \left(1 - \exp \left(- \frac{\pi d L x^2}{c \rho G} \right) \right) \quad (1.29)$$

где E_1 - усредненный по длине градиент столба дуги;

l - длина дуги в канале сопла плазмотрона;

$c\rho$ - теплоемкость газа;

G - массовый расход газа;

d - диаметр сопла плазмотрона;

L_x - коэффициент полной теплоотдачи от плазмы к стенкам канала плазмотрона.

На рис.1.25 показана зависимость параметра T_m/T_r от энтальпии плазменной струи. Видно, что с увеличением энтальпии неравномерность температуры по сечению струи снижается до определенного предела, после чего начинает возрастать. Используя модель стержня, нагретого равномерно внутренним источником тепла с отводом его от боковой поверхности, можно оценить $T_r \eta_b$ мощность плазменной струи на срезе сопла [50].

$$T_r = \frac{0.24 EI}{\pi d_e \alpha_k} \left[1 - \exp \left(- \frac{\pi d_e \alpha_k \lambda}{c \rho G} \right) \right]$$

$$q = c_p G T$$

$$\eta_{\text{вн}} = \frac{q_z}{[E_i + U_{\text{ак}}]}$$

где I - сила тока дуги, А;

U - градиент напряжения столба дуги В/см;

d - диаметр сопла, мм;

α - коэффициент теплоотдачи;

L - длина дуги, см;

c_p - теплоемкость газа;

G - расход газа, г/с;

$U_{\text{ак}}$ - сумма анодного и катодного падения напряжений, В.

В общем виде, влияние основных параметров режима работы плазмотрона (с самоустанавливающейся длиной дуги) на среднемассовую температуру можно представить на рис.1.26, обобщив результаты работ [40-50].

Увеличение мощности плазмотрона с самоустанавливающейся дугой для плазменного упрочнения с целью повышения производительности процесса, возможно, в основном, только за счет увеличения тока дуги. Однако, это снижает внутренний КПД плазмотрона, уменьшает ресурс работы катода и сопла. Плазмотроны с межэлектродными вставками позволяют увеличивать мощности при значительно меньших токах дуги. На рис.1.27. представлены сравнительные температурные характеристики плазменной струи плазмотронов ПП-25 и плазмотрона с секционированной межэлектродной вставкой.

Энтальпия и теплосодержание плазменного потока

Энтальпия высокотемпературного плазменного потока включает в себя энергию диссоциации, рекомбинации, ионизации и зависит от температуры, рис.1.28.

Молекулярные газы (азот, водород, кислород) характеризуются резким подъемом температуры в области диссоциации и поэтому при относительно низких температурах обладают большей энталь-

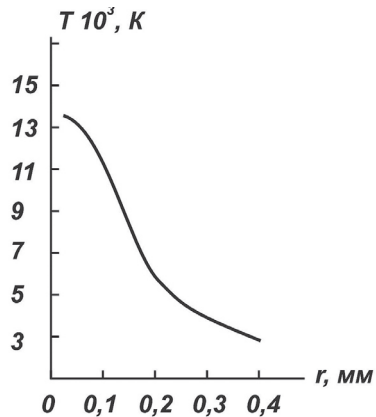


Рис.1.22. Радиальное распределение температуры в столбе дуги (аргон) на расстоянии 5 мм от среза сопла ($I=100\text{А}$, $l_{\text{дуги}}=20\text{мм}$) [38,39]

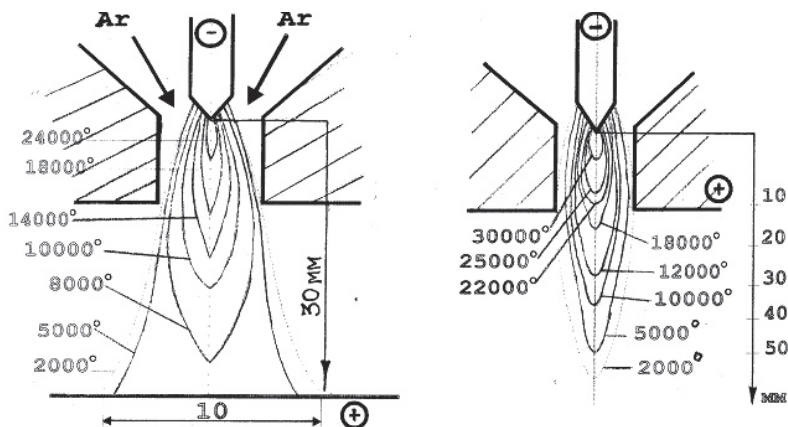


Рис.1.23. Температурное поле плазменной дуги (а) и плазменной струи (б)

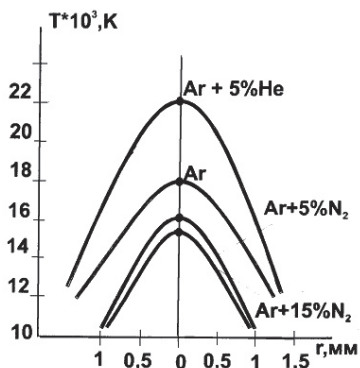


Рис.1.24 Распределение температуры на срезе сопла плазмоторна в зависимости от состава плазмообразующего газа [52]

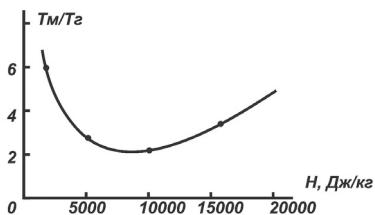


Рис.1.25. Влияние энтальпии плазменной струи на неравномерность температуры по сечению струи (плазмообразующий газ - аргон) [6]

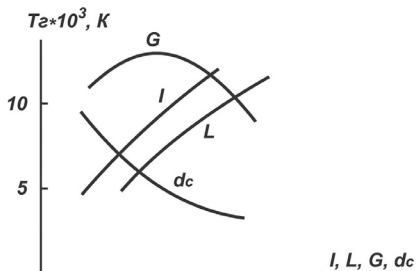


Рис.1.26. Влияние основных параметров режима работы плазмоторна на среднemasсовую температуру плазменной струи: I - ток дуги; G - расход плазмообразующего газа; dc - диаметр сопла; L - длина дуги в канале сопла.

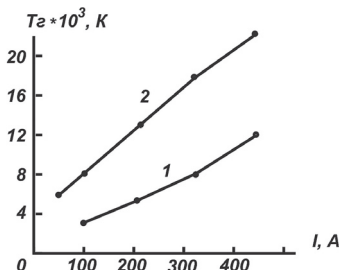


Рис.1.27. Среднemasсовая температура плазменной струи аргона для плазмоторнов с МЭВ и ПП-25: 1 - плазмоторн ПП-25; 2 - плазмоторн с МЭВ (ПН-6).

пией, в сравнении с атомарными, табл.1.4.

Удельную энтальпию (или теплосодержание) можно определить, зная мощность, идущую на нагрев газа (q_r) и массовый расход газа G

$$H_c = \frac{g_z}{G} + H_{293^\circ K} (\kappa D_{ж} / \chi) \quad (1.33)$$

где $H_{293^\circ K}$ - энтальпия соответствующего плазмообразующего газа при температуре $293^\circ K$.

Общая характеристика плазменной струи

Плазменная струя на срезе сопла плазмотрона имеет ламинарный, турбулентный или смешанный характер, в зависимости от числа Рейнольдса [53]. Длина струи и скорость истечения определяется, в основном, мощностью дуги, размерами сопла, родом и расходом газа. Формой сопла можно задавать контуры плазменной струи и тем самым распределение теплового и силового воздействия

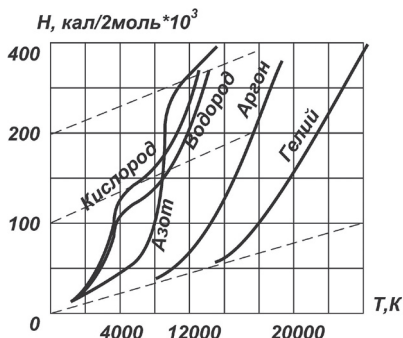


Рис.1.28. Энтальпия плазмообразующего газа от температуры при атмосферном давлении[29]

Табл.1.4.
Физико-химические характеристики плазмообразующих газов

Характеристика	Аргон	Азот	Водород	Гелий
Атомная масса	39,948	28,0016	2,016	4,0026
Плотность при $0^\circ C$ и $1,01 \cdot 10^5$ Па, $кг/м^3$	1,783	1,2505	0,090	0,1785
Вязкость при $20^\circ C$ и $1,01 \cdot 10^5$ Па, $мкПа$	22,1	17,0	8,80	19,62
Теплоемкость при $20^\circ C$ и $1,01 \cdot 10^5$ Па, $Дж/кг$	0,525	1,050	14,314	5,254
Коэффициент теплопроводности при $0^\circ C$ и $1,01 \cdot 10^5$ Па, $Вт/м$	0,01633	0,0244	0,1717	0,143
Потенциал ионизации, ЭВ	15,75	14,54	13,59	24,58
* однократный	27,6	29,6	----	54,4
* двухкратный	---	714,84	435,96	---
Энергия диссоциации, $кДж/г$	19,614*	41,79*	321,72*	214,62*
Теплосодержание плазмы, $кДж/кг$	(14000)	(7300)	(5100)	(20000)
Коэффициент использования электрической энергии на нагрев газа, %	40	60	80	55

* В скобках приведена температура плазмы

на поверхности нагреваемого изделия. Характер истечения плазменной струи на срезе сопла плазмотрона определяется через расход газа, диаметр сопла и коэффициент вязкости, соответствующего среднемассовой температуре плазменной струи. По данным [53–56] - при $Re < 110 + 250$ плазменный поток на срезе сопла ламинарный, при $Re > 300 + 800$ - турбулентный.

Плазменная струя состоит из трех участков: начального, переходного и основного, рис.1.29. Начальным участком струи считается участок от среза сопла плазмотрона до границы А-А, и характеризуется постоянной скоростью V_0 и температурой плазменного потока, а также равенством их начального значения при X_0 . В первом приближении принимают постоянными скорость и температуру по радиусу плазменной струи.

В связи с тем, что электрическая дуга сжата в канале плазмотрона, статическое давление на начальном участке не равно нулю, поэтому на срезе сопла происходит резкое расширение плазменной струи (в зависимости от формы сопла).

От среза сопла в переходной области происходит смещение плазменной струи с окружающей средой (стрелки на рис.1.29).

В зонах смещения происходит радиальный перенос импульса и энергии, а параметры струи непрерывно изменяются от их начальных значений в окружающей среде [57–63]. При ламинарном истечении газа наблюдается длинная (может достигать одного метра), мало смешанная с окружающей средой, плазменная струя.

Турбулентное истечение газа сопровождается сильным смешением с окружающей средой и характеризуется короткой плазменной струей. Увеличение ширины зоны смешения приводит к уменьшению длины начального участка и к более быстрому убыванию скорости и температуры вдоль оси.

Начальная скорость струи зависит от множества факторов и может изменяться от нескольких метров в секунду до нескольких километров в секунду [7]. Статическое давление $P_{ст}$ вдоль оси дуги, градиент которого ускоряет поток газа в канале плазмотрона, зависит от силы тока и диаметра дуги $P_{ст} = I^2/d^2$. В связи с этим, осевая скорость на срезе сопла существенно возрастает при росте тока и расходе газа. С ростом силы тока дуги, расхода газа, так же возрастает и полное давление плазменной струи на поверхности обрабатываемого материала.

Плазменный поток на срезе сопла плазмотрона имеет неравномерный характер распределения скорости и температуры, что связано с параметрами режима работы плазмотрона.

Анализ многочисленных работ [3,7,9,53,63] показывает, что на распространение плазменной струи большое влияние оказывает

начальное условие ее истечения на срезе сопла, начальная неравномерность распределения скорости и температуры, степень турбулентности (отношение пульсации скорости к средней величине). Для большинства дуговых плазмотронов профили скорости и температуры плазменной струи хорошо аппроксимируются кривыми Шлихтинга [64] и Гаусса, рис.1.30.

В плазмотронах с короткими дугами ($L_q < 0,8$) наблюдается значительная неравномерность профилей скорости и температуры на срезе сопла [63]. Это связано с тем, что короткие дуги не успевают равномерно нагреть, подаваемый в канал сопла, плазмообразующий газ. Следствием этого является уменьшение длины начального участка струи.

Степень турбулентности оказывает сильное влияние на изменение скорости и температуры плазменных струй вдоль оси. При степени турбулентности $E_0 \approx 1-2\%$ длина начального участка равна трем диаметрам сопла плазмотрона. Ядро струи имеет ламинарное течение. Так как в ламинарном потоке смешение носит значительно менее интенсивный характер, чем в турбулентном, то спад температур и скорость вдоль оси имеет плавный характер. При $E_0 > 2\%$ длина начального участка струи начинает уменьшаться и при $E_0 > 5\%$ происходит интенсивное смешение струи с окружающей средой, что приводит к резкому спаду осевых параметров скорости и температуры.

Конструктивные особенности плазмотронов также оказывают влияние на изменение скорости и температуру T плазменной струи вдоль оси. В плазмотронах с аксиальной подачей газа повышение расхода газа приводит к увеличению длины дуги и степени ее обжатия и, как следствие, рост осевой температуры. При тангенциальном вводе газа повышение расхода приводит к большему сжатию дуги и увеличению количества газа, проходящего через периферийную область столба дуга. Это вызывает снижение осевой температуры дуги.

Газодинамические характеристики плазменных струй зависят и от профиля поперечного сечения сопла. Различают сужающиеся, расширяющиеся и комбинированные сопла. Профиль сопла определяется соотношением степени возрастания объема газа и его скорости в соответствии с уравнением [56]

$$\frac{\partial f_c}{f_c} = \frac{C_{se} - U_r^2}{\gamma U_r} \partial P_q \quad (1.34)$$

где f - площадка поперечного сечения сопла

C_{se} - скорость звука,

U_r - скорость плазменной струи,

P_q - давление

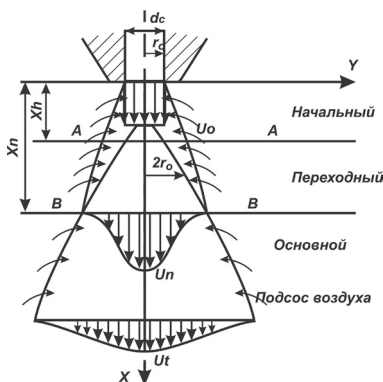


Рис. 1.29. Схема плазменной струи

ления газа внутри сопла $P_{кр}$, которое называют критическим:

$$P_{атм} / P_{кр} = \left(\frac{2}{\gamma + 1} \right)^{\gamma / \gamma - 1} \quad (1.35)$$

где γ - показатель адиабаты для многоатомных газов 1,3, одноатомных 1,6, двухатомных 1,4.

При использовании сужающегося сопла-конфузора, в зависимости от начального давления P_0 и $P_{атм}$ возможны три случая:

- $P < P_{кр}$, то происходит полное расширение газа, давление уменьшается от P_0 на входе до $P_{атм}$. Скорость плазменной струи $U_{г} < C_{зв}$;
- $P \approx P_{кр}$, то происходит полное расширение газа от P_0 до $P_{атм}$, а $U_{г} \approx C_{зв}$.
- $P > P_{кр}$, то полное расширение газа не происходит, плазменная струя на срезе сопла имеет давление больше атмосферного давления, а $U_{г} > C_{зв}$.

В режиме «недорасширения» плазменная струя представляет собой набор так называемых «бочек», в которых плазменный поток периодически ускоряется и замедляется, переходя через систему уплотнения.

Коэффициент скорости определяется в соответствии с уравнением [56]

$$\lambda_2 = \frac{\gamma + 1}{\gamma - 1} \left[1 - \left(\frac{P_{атм}}{P_0} \right)^{\frac{\gamma - 1}{\gamma}} \right] \quad (1.36)$$

При $P_0 > P_{атм}$ $[2/(\gamma + 1)]^{\gamma - 1/\gamma}$, $\lambda > 1$ на поверхности обрабатываемого изделия набежит сверхзвуковой плазменный поток.

γ - показатель адиабаты для газа.

Из уравнения следует, что знак приращения df_c в соплах, где $P_0 < 0$ противоположен знаку выражения $(C_{зв}^2 - U_{г}^2)$. Тогда для сужающегося сопла скорость газа на входе в канал сопла меньше скорости звука, а для расширяющегося сопла больше. Анализ уравнения показывает, что в сужающихся соплах нельзя достичь скорости звука.

Звуковые и сверхзвуковые скорости плазменной струи достигаются при определенном соотношении давления $P_{атм}$ окружающей среды и да-

вления газа внутри сопла $P_{кр}$, которое называют критическим:

$$P_{атм} / P_{кр} = \left(\frac{2}{\gamma + 1} \right)^{\gamma / \gamma - 1} \quad (1.35)$$

где γ - показатель адиабаты для многоатомных газов 1,3, одноатомных 1,6, двухатомных 1,4.

При использовании сужающегося сопла-конфузора, в зависимости от начального давления P_0 и $P_{атм}$ возможны три случая:

- $P < P_{кр}$, то происходит полное расширение газа, давление уменьшается от P_0 на входе до $P_{атм}$. Скорость плазменной струи $U_{г} < C_{зв}$;
- $P \approx P_{кр}$, то происходит полное расширение газа от P_0 до $P_{атм}$, а $U_{г} \approx C_{зв}$.
- $P > P_{кр}$, то полное расширение газа не происходит, плазменная струя на срезе сопла имеет давление больше атмосферного давления, а $U_{г} > C_{зв}$.

В режиме «недорасширения» плазменная струя представляет собой набор так называемых «бочек», в которых плазменный поток периодически ускоряется и замедляется, переходя через систему уплотнения.

Коэффициент скорости определяется в соответствии с уравнением [56]

$$\lambda_2 = \frac{\gamma + 1}{\gamma - 1} \left[1 - \left(\frac{P_{атм}}{P_0} \right)^{\frac{\gamma - 1}{\gamma}} \right] \quad (1.36)$$

При $P_0 > P_{атм}$ $[2/(\gamma + 1)]^{\gamma - 1/\gamma}$, $\lambda > 1$ на поверхности обрабатываемого изделия набежит сверхзвуковой плазменный поток.

Газодинамический напор плазменной струи рассчитывается согласно [65]

$$G \text{ н} = \frac{\rho v^2 \Gamma}{2}; v = A \frac{G}{d^2} \sqrt{\frac{T_m}{M}} \quad (1.37)$$

где ρ - плотность плазмообразующего газа ,

U_r - скорость плазменной струи,

A - константа,

M - молекулярный вес газа

G - расход газа,

d - диаметр сопла.

Повысить скорость плазменной струи можно с помощью камер с разряженной атмосферой ($P=1,33 - 40 \text{ кПа}$) или в динамическом вакууме. В этих случаях отсутствует смешение плазменной струи с холодной окружающей средой, а высокотемпературная зона имеет протяженность от 20°C до 1000 мм . [65]

1.5. Перспективы развития плазменной техники и технологий

В заключительном разделе хотелось бы рассмотреть некоторые аспекты дальнейшего развития плазменной техники применительно к процессам термообработки металлов.

Специфика развития теоретических и экспериментальных исследований плазменных струй сводилась к решению глобальных задач, стоящих перед человечеством, таких, как управляемый термоядерный синтез, ядерный ракетный двигатель, космическая техника. В настоящее время имеются предпосылки для использования наработок в этих областях с целью решения определенного круга задач в машиностроении.

Перспективным направлением является использование новых плазменных источников энергии различных типов, которые позволяют получать струи плазмы со скоростями до 20^8 см/с и плотностью до 10^{21} см^3 , что соответствует импульсным давлениям на преграде порядка 10^{11} Па и плотностью потока энергии 10^{15} Вт/см^2 , рис.1.31. [65].

Применение таких источников плазменных струй актуально в таких технологических процессах, как термо- и химико-термическая обработка материалов, резка, строгание, плавление, сварка, наплавка и многое другое.

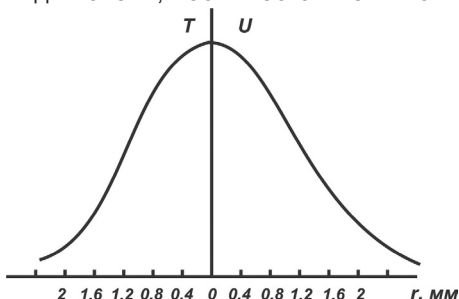


Рис.1.30. Профили температуры и скорости плазменной струи на срезе сопла плазмотрона

Плавнение и термическую обработку поверхности материалов возможно осуществлять без непосредственного контакта с ней плазмы за счет радиационного переноса энергии от ударно-сжатой области плазменной струи.

Таким образом, в ходе дальнейшего развития плазменной техники будут совершенствоваться плазмотроны и источники питания до звуковых плазменных струй, а также появится новое поколение источников сверхзвуковых плазменных струй, применительно к различным технологическим процессам обработки материала.

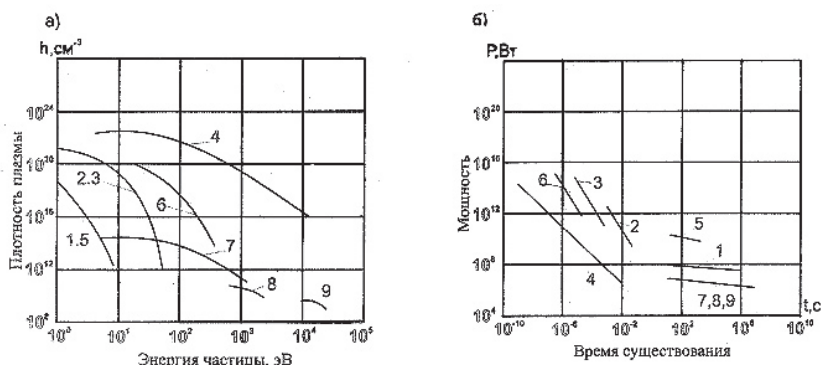


Рис.1.31. Плотность энергии (а), мощности и времени существования плазменной струй, генерируемых различными источниками [65].

- 1 - электродуговые плазмотроны;
- 2 - импульсные электродуговые плазмотроны;
- 3 - импульсные газодинамические источники;
- 4 - импульсные лазерные плазмотроны;
- 5 - ядерные плазмотроны;
- 6 - импульсные электромагнитные ускорители;
- 7 - электромагнитные ускорители;
- 8 - электростатические ускорители;
- 9 - радиационные ускорители.

Глава 2.

Физико-химические процессы при воздействии плазменной струи (дуги)

При воздействии плазменной струи (дуги) на поверхности обрабатываемого материала протекают различные физико-химические процессы. Характер их протекания определяется температурой, скоростью и временем нагрева, скоростью охлаждения поверхностного слоя, свойств обрабатываемого материала и т. д.

В основе плазменного поверхностного упрочнения металлов лежит способность плазменной струи (дуги) создавать на небольшом участке поверхности высокие плотности теплового потока, достаточные для нагрева, плавления или испарения практически любого металла. Основной физической характеристикой плазменного упрочнения является температурное поле, значение которого дает возможность оценить температуру в разных точках зоны термического воздействия (в разные моменты времени), скорость нагрева и охлаждения, а в конечном итоге структурное состояние и фазовый состав поверхностного слоя материала.

2.1. Тепловые процессы и материалы при плазменном нагреве

Процессы поверхностного упрочнения требуют применения концентрированного источника нагрева с плотностью теплового потока на поверхности материала $10^3 - 10^6$ Вт/см². Основным фактором, отличающим плазменный нагрев от лазерного нагрева, является механизм взаимодействия источника энергии с материалом. При лазерном нагреве световой поток излучения, направленный на поверхность материала, частично отражается от нее, а частично проходит в глубь материала излучение. Излучение, проникающее в глубь материала, практически полностью поглощается свободными электронами проводимости в приповерхностном слое толщиной 0,1 - 1 мкм [66]. Поглощение приводит к повышению энергии электронов, и вследствие этого, к интенсификации их столкновений между собой и передаче энергии кристаллической решеткой металла. Тепловое состояние металла характеризующееся двумя температурами: электронной T_e и решеточной T_i , причем, $T_e \gg T_i$. С течением времени (начиная со времени релаксации $t_p \sim 10^{-9}$ с) разность температур $T_e - T_i$ становится минимальной и тепловое состояние материала можно охарактеризовать общей температурой T_m . Дальнейшее распределение энергии вглубь материала осуществляется путем теплопроводности.

Нагрев поверхности материала плазменной струей осуществляется за счет вынужденного конвективного и лучистого теплообмена:

$$q = q_k + q_n \quad (2.1.)$$

Для приближенных расчетов тепловых потоков в поверхности используется модель лучистого и конвективного теплообмена основанная на теории пограничного слоя [67], Плотность конвективного теплового потока определяется из выражения:

$$g_k = \sum \lambda \frac{\partial T}{\partial y} + \sum \rho v H + \rho \sum K_i v \quad (2.2.)$$

где λ – коэффициент теплопроводности,

H – энтальпия единицы массы,

K_i – термодиффузионный коэффициент,

y – координата, нормальная к обрабатываемой поверхности.

В общем виде конвективный нагрев поверхности обусловлен переносом энергии плазменной струи под действием теплопроводности, диффузии. На практике используют более простое выражение:

$$g_k = \alpha (T_{\text{плаз}} - T_{\text{пов}}) \quad (2.3.)$$

где α – коэффициент теплопроводности

$T_{\text{плаз}}$ – температура плазменной струи на внешней границе пограничного слоя, $T_{\text{пов}}$ – температура поверхности.

Связь между α и параметрами плазменной струи выражается через критериальные зависимости (число Нуссельта, Прандтля, Рейнольдса и т.д.) выбор для различных случаев взаимодействия плазмы с поверхностью приведен в работах. [67]. Согласно данных работ [68] доля лучистого переноса энергии от плазменной струи к поверхности металла составляет 2-8% от общего баланса энергии. В случае использования импульсной плазменной струи доля лучистого теплообмена возрастает до 20-30%. Лучистый поток к единице площади поверхности в нормальном направлении определяется следующим образом [69]

$$g_l = \xi_1 \xi_2 * \sigma_c T^4 \quad (2.4.)$$

где ξ_1 – интегральная поглощательная способность поверхности,

ξ_2 – степень черноты плазмы

σ_c – постоянная Стефана-Больцмана

T – температура плазмы

Учитывая, что теплообмен между струей и поверхностью в основном определяется конвективной составляющей теплового потока, то пренебрегая лучистым теплообменом (за исключением импульсной плазменной струи) можно рассчитать тепловой поток по выражению Фей-Риддела [70]

$$g = 0.763 P_r^{-0.6} \sqrt{\mu \left(\frac{\partial u}{\partial r} \right)_0} \left(\frac{\rho_0 \mu_0}{\rho \mu} \right)^{0.1} \left[1 + (L_e^n - 1) \frac{\alpha \Delta h_p}{h} \right] (h - c_p T_n) \quad (2.5.)$$

или

$$g = 0.76 P_r^{-0.6} (\rho \mu)_\omega^{0.1} (\rho \mu)_s^{0.4} \left[1 + (L_e^{0.52} - 1) \right] \frac{h_d}{h_s} \sqrt{\frac{dv_e}{dr}} (h_s - h_\omega) \quad (2.6)$$

где P_r - усредненное число Прандля,

$(\rho \mu)_\omega$, $(\rho \mu)_s$ - плотность и коэффициент динамической вязкости плазмы при температурах, соответственно, поверхности тела и внешней границы пограничного слоя,

L_e - число Льюиса - Семенова,

L_d - энергия диссоциации, умноженная на весовую долю атомов, соответствующую температуре струи,

$\frac{dv_e}{dr}$ - градиент скорости в критической точке, равный $\sim U$ плазм / d сопла

h_s - полная энтальпия плазменной струи.

При нагреве поверхности металла плазменной дугой (плазмотрон прямого действия), эффективность нагрева возрастает за счет электронного тока q_e

$$q = q_k + q_n + q_e \quad (2.7.)$$

Дополнительная тепловая мощность за счет электронного тока рассчитывается из выражения:

$$g_e = I \left(v_a + \omega + \frac{5R}{2e} T \right) \quad (2.8.)$$

Эффективный КПД плазменно-дугового нагрева на 10-30% выше, чем при использовании плазменной струи и может достигать 70-85% [1,68]. Энергетический баланс плазменного нагрева при атмосферном давлении выглядит следующим образом:

70% - конвективный теплообмен;

20% - электронный ток;

10% - лучистый теплообмен.

При использовании плазменной струи (дуги), как источника тепловой энергии, наибольший интерес представляет распределение теплового потока по пятну нагрева. Распределение удельного теплового потока q_2 в пятне нагрева приближенно описывается законом нормального распределения Гаусса [71]

$$q_z = q_{2m} \exp(-Kr^2) \quad (2.9.)$$

где K - коэффициент сосредоточенности, характеризующий форму кривой нормального распределения, а следовательно концентрацию энергии в пятне нагрева,

q_{2m} - максимальный тепловой поток.

Коэффициент сосредоточенности играет большое значение в процессах плазменного упрочнения, т.к. - регулирует скорость нагрева поверхностного слоя металла. Максимальная плотность теплового потока в центре пятна нагрева связана коэффициентом сосредоточенности выражением [71]

$$g = g_{2m} \frac{\pi}{K} \quad (2.10.)$$

Теплообмен между плазменной струей и упрочняемой поверхностью происходит в области пятна нагрева, условный диаметр которого равен:

$$d_n = \frac{3.46}{\sqrt{K}}$$

На границе этого пятна нагрева удельный тепловой поток составляет 0.05% от максимального g_{2m} [71].

Параметры режима работы плазмотрона оказывают сильное влияние на коэффициент сосредоточенности. С увеличением силы тока K возрастает. Уменьшение диаметра сопла ($d_c \leq 5$) увеличивает K . С увеличением расхода плазмообразующего газа коэффициент сосредоточенности имеет максимум, рис.2.1.

На коэффициент сосредоточенности оказывает большое влияние способ подачи газа, геометрия сопла и электрода. В таблице 2.1. приведены экспериментальные и расчетные величины эффективного КПД нагрева, коэффициента сосредоточенности, тепловой плазменной дуги в зависимости от способа подачи плазмообразующего газа, геометрии сопла и катода. Видно, что переход от аксиальной к тангенциальной подаче газа в сопло (при постоянном расходе) увеличивает коэффициент сосредоточенности на 15-40% при одновременном увеличении эффективного КПД нагрева. Параболическая форма сопла формирует хорошо направленный плазменный поток, по сравнению с другими формами, однако степень сжатия дуги при этом снижается.

Использование кольцевого катода предпочтительнее при тангенциальной подаче газа, т.к. в случае аксиальной подачи нарушается однородность столба дуги по сечению сопла. При использовании сопла с фокусирующим газом коэффициент сосредоточенности увеличивается. От степени обжатия столба дуги зависят энергетические характеристики плазмотронов (напряжение дуги, эффективная тепловая мощность,

концентрации теплового потока и др.), [26,27]. Так, сжатие дуги, горящей в аргоне при силе тока 150-200Д-А (за счет изменения диаметра сопла и его положения по длине вольфрамового катода), привело к увеличению напряжения дуги и напряженности электрического поля в столбе дуги, рис.2.2.

Исследования, проведенные Новокрещеновым М.М., Рыбаковым Ю.В., Бадьяновым Б.Н., Давыдовым В.А., показали, что на коэффициент сосредоточенности аргонной плазменной дуги оказывают влияние добавки WF_6 , SF_6 , $SiCl_4$, CCl_4 и других газов. Так, небольшая добавка (0,02-0,5%) BP_3 к аргону при одинаковых начальных условиях, увеличивает эффективный КПД нагрева в среднем на 10-15%, табл.2.2.

Увеличение коэффициента сосредоточенности объясняется деионизирующим воздействием галогенов в периферийной области столба дуги, что приводит к уменьшению сечения области проводимости и к повышению температуры.

Известно положительное влияние галогенов на увеличение глубины проплавления при аргонно-дуговой сварке, что также связывается с эффектом контрагирования столба сварочной дуги. Проведенные автором эксперименты показали, что при плазменном поверхностном упрочнении в режиме дуги через слой галогенида, глубина уточненного слоя стали 45 увеличивается в 1,2-2,5 раза. Эффект увеличения глубины упрочнения тем выше, чем больше атомов галогена содержит флюс, а также чем выше потенциал ионизации металла, входящего в соединение с галогеном. Галогены, увеличивающие глубину упрочненного слоя можно расположить в следующем порядке:

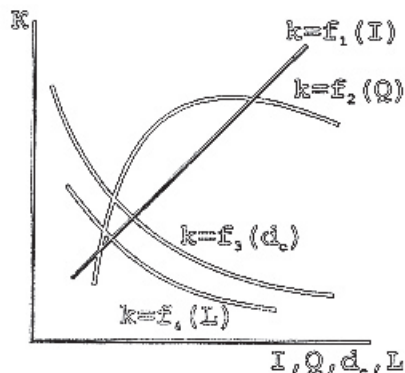


Рис.2.1. Влияние параметров режимов работы плазмотрона на коэффициент сосредоточенности

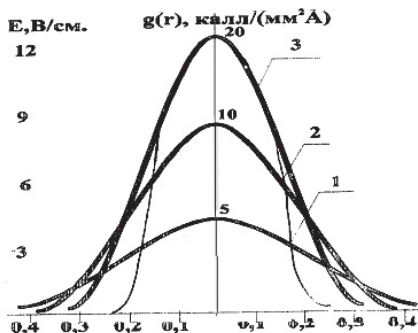


Рис.2.2. Распределение теплового потока $g(r)$ по радиусу пятна нагрева малоамперной дуги в зависимости от степени сжатия [26]. 1 - свободно горящая электрическая дуга; 2 - незначительно сжатая электрическая дуга; 3 - сжатая электрическая дуга

Табл. 2.1.

Влияние способа подачи газа (аргона) в сопло, геометрия сопла и катода на эффективный КПД нагрева и коэффициент сосредоточенности плазменной дуги

Диаметр сопла, мм	Длина канала сопла(мм)	U,В	I,А	Способ подачи газа в сопло	Геометрия		Эффективный КПД нагрева, %	Коэффициент сосредоточенности дуги, см.
					сопла	катода		
1	2	3	4	5	6	7	8	9
2	4,4	35	100	тангенциальный	цилиндр	стержень	68	13,2
2	4,4	35	100	-----/-----	парабола	--/---	60	10,1
2	4,4	35	100	-----/-----	раструб	--/---	49	6,5
2	4,4	35	200	-----/-----	цилиндр	--/-----	70	15,1
2	4,4	25	200	-----/-----	парабола	---/---	63	11,8
2	4,4	25	200	-----/-----	раструб	--/---	51	6,9
3	4,4	25	200	аксиальный	цилиндр	стержень	58	10,8
3	3,0	25	200	-----/-----	цилиндр	---/---	50	7,2
3	3,0	25	200	-----/-----	цилиндр	---/---	39	4,8
3	3,0	25	200	Аксиально-тангенциальный	цилиндр	---/---	61	11,2
4	5,0	23,5	300	аксиальный	цилиндр	стержень	63	11,5
4	5,0	23,5	300	аксиальный	парабола	---/---	54	8,1
4	5,0	23,5	300	аксиальный	раструб	---/---	50	5,1
4	5,0	23,5	300	Аксиально-тангенциальный	цилиндр	---/---	70	15,2
5	6,2	23	150	тангенциальный	цилиндр	кольцо	50	5,9
5	6,8	24	200	-----/-----	-----/-----	---/---	55	6,2
5	6,9	26	300	-----/-----	-----/-----	--/---	60	6,8
2	4	35	150	тангенциальный	цилиндр	стержень	65	17,8
3	3,5	24	300	-----/-----	-----/-----	---/---	60	16,8
4	6,2	28	300	-----/-----	-----/-----	---/---	64	17,1

Табл. 2.2.

Влияние добавок галогенидов к плазмообразующему газу на коэффициент сосредоточенности и эффективный КПД нагрева.

Плазмообразующий газ	Эффективный КПД нагрева, %	Коэффициент сосредоточенности, см ²
Ar	60	11,6
Ar + BF ₃	68	14,5
Ar + CCl ₄	66	13,8
Ar + WF ₆	70	15,2

фтор→бром→хлор→йод. Нанесение галогенов на поверхность металла связано с определенными трудностями, что ограничивает применение этого эффекта на практике.

При использовании импульсной плазменной струи скорость нагрева поверхности металла при длительности теплового импульса в пределах 100мкс, достигает 10⁷°C/с, а скорость охлаждения 10⁶°C/с. При сокращении длительности импульса до 10мкс, скорость нагрева и охлаждения увеличивается на порядок. Распределение теплового потока импульсной струи описывается кривой нормального распределения, а коэффициент сосредоточенности имеет несколько большее значение [72]

$$K = \frac{12 + 16}{d_n^2} \quad (2.11)$$

По концентрации теплового потока в пятне нагрева импульсные плазменные струи приближаются к электронному лучу и намного превосходят стационарные плазменные струи. Тепловые процессы при плазменном поверхностном упрочнении наиболее просто можно вычислить по известным аналитическим выражениям [71], которые представляют собой решение дифференциальных уравнений теплопроводности в линейной постановке при линейных граничных условиях.

Уравнение процесса распространения тепла в массивном полубесконечном теле от мощного быстро движущегося нормально-распределенного источника нагрева, каким является плазменная струя, имеет вид [35,71]

$$T(y, z, t) = T_0 + \frac{g}{2\pi\lambda\nu} \frac{\exp\left(-\frac{Z^2}{4at}\right)}{\sqrt{t(t_0 + t)}} \quad (2.12)$$

где T - температура нагрева;

y, z - ширина и глубина пятна нагрева;

t - время;

T₀ - температура тела;

g - эффективная мощность плазменной струи;

λ, α - коэффициенты теплопроводности, температуропроводности;
 u - скорость перемещения источников.

Мгновенная скорость охлаждения:

$$W = dT / dt \quad (2.13)$$

Уравнение распространения тепла для случая упрочнения плазменной дугой для точек, расположенных под центром анодного пятна, при скорости перемещения $u < 36 \text{ м/с}$ имеет вид [73]

$$T(z, t) = \frac{2g\sqrt{at}}{\lambda} \left[i\Phi(R_0 - i\Phi(R)) \right]$$

где $i\Phi(R) = \frac{1}{\sqrt{\pi}} \exp(-R^2) - R \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_R^{\infty} \exp(-\xi^2) d\xi$

$$R_0 = Z / (2\sqrt{\alpha t})$$

$$R = \sqrt{z^2 + r^2} / (2\sqrt{\alpha t}) \quad (2.14)$$

r - радиус анодного пятна;

ξ - координата (глубина).

Расчет по уравнению (2.12-2.14) показывает, что температура нагрева материала регулируется в интервале от начальной температуры до температуры плавления, скорость охлаждения от 10^4 до $10^6 \text{ }^\circ\text{C/с}$.

При действии на поверхность полубесконечного тела теплового источника движущегося вдоль оси X , следует различать медленнодвижущийся, быстродвижущийся и импульсный источники тепла. Первый случай имеет место тогда, когда теплонасыщение успевает произойти раньше, чем пятно нагрева пройдет расстояние, равное радиусу пятна нагрева. При этом максимальная температура нагрева материала находится в центре пятна нагрева. По мере увеличения скорости перемещения теплового источника максимум температуры сдвигается к краю нагрева, в сторону, противоположную направлению перемещения теплового источника. Если тепловой источник движется с постоянной скоростью, то через определенный промежуток времени температурное поле вокруг движущегося источника стабилизируется. При упрочнении импульсной плазменной струей, время распространения теплового потока соизмеримо со временем воздействия плазменной струи на материал. В реальных условиях после прекращения действия теплового источника происходит выравнивание температуры. При этом в начальный момент времени, после прекращения действия происходит продвижение изотермы с фиксированной температурой в глубь материала и после

достижения определенной глубины $Z_{\max}$ имеет место, обратное перемещению данной изотермы [66,71]. Для одномерного случая температура любой точки материала на оси теплового источника, расположенного ниже плоскости $Z=0$, определяется из выражения:

$$T(z,t) = \frac{2W\sqrt{a}}{\lambda} \left[\sqrt{t} \operatorname{ierfc} \left(\frac{z}{2\sqrt{at}} \right) - \sqrt{t - \tau_{\text{им}}} \operatorname{ierfc} \left(\frac{\sqrt{z^2 + r_{\text{п}}^2}}{2\sqrt{at - \tau_{\text{пв}}}} \right) \right] \quad (2.15)$$

где Z - расстояние по оси;

ierfc - функция интеграла вероятности;

$\tau_{\text{им}}$ - длительность нагрева;

r - радиус пятна нагрева;

a , λ - коэффициенты температуропроводности и теплопроводности.

При $0 < 1 < \tau_{\text{им}}$ в уравнении (2.5) приводится к упрощенному виду [66,71]

$$T(z,t) = \frac{2W}{\lambda} \left(\sqrt{at} \operatorname{ierfc} \left(\frac{z}{2\sqrt{at}} \right) \right) \quad (2.16)$$

Плотность энергии в пятне нагрева W выражается по следующей зависимости:

$$W = 4g_{\text{эф}} \tau / \pi d^2$$

где $g_{\text{эф}}$ - эффективная тепловая мощность плазменной струи(дуги),

τ - длительность нагрева,

d - диаметр пятна нагрева.

С целью последующего вычисления протяженности по глубине зоны нагрева до температуры T удобно использовать выражение для расчета температур в неявном виде, полученное при допущении $r_{\text{п}} \gg \sqrt{at}$

$$T(z,t) \approx \frac{W}{\lambda} (2\sqrt{at / \pi} - Z) \quad (2.17)$$

где Z - глубина нагрева до температуры $T(z,t)$;

Из выражения (2.17) можно получить простую формулу определения протяженности по глубине зоны нагрева до заданной температуры за счет плазменного нагрева.

$$Z \approx 2\sqrt{a\tau_{\text{им}}} / i_i (\pi - T_{\lambda}) / W \quad (2.18)$$

Для получения за один проход широкой упрочненной дорожки, при упрочнении применяют сканирование (магнитные или механические системы) плазменной струи (дуги) по поверхности в направлении перпендикулярном поступательному перемещению. С целью упрощения модель для приближенной оценки параметров сканирования можно представить в виде плоской задачи.

Известно, что в случае использования модели одновременного нагрева полубесконечного тела поверхностным тепловым источником с постоянной во времени интенсивностью, можно получить соотношение плотности мощности g_m , требуемой для достижения на поверхности максимальной температуры T_{max}

$$g_m = T_{max} \alpha \sqrt{\pi / 4 t} \quad (2.19)$$

где α - температуропроводность;

c_p - объемная теплоемкость;

t - время нагрева.

Для нагрева плазменной струей (дугой)

$$t = d / u, \quad g = g_n / S \quad (2.20)$$

где d - диаметр пятна нагрева в направлении движения;

u - скорость перемещения пятна, относительно детали;

g_n - полная мощность, подводимая к плазмотрону;

S - площадь, обрабатываемая плазменной струей.

В случае упрочнения без оплавления поверхности, необходимо, чтобы T_{max} на поверхности материала не превышала температуру плавления

$$T_{max} \leq T_{пл} \quad (2.21)$$

Тогда, согласно (2.19) и (2.21), должно выполняться условие

$$g_m \sqrt{t} \leq T_{пл} \alpha \sqrt{\pi / 4} \quad (2.22)$$

где знак равенства соответствует максимальной глубине закалки, без оплавления поверхности.

Рассмотрим пятно нагрева радиусом r , движущиеся по поверхности металла со скоростью u и одновременно совершающее пилообразные колебания частотой f и амплитудой $2d$ перпендикулярно направлению u , рис. 2.2.

Сканирующая плазменная струя создает на обрабатываемой поверхности усредненный источник тепла, размерами $2r * 2d$, движущийся со скоростью u , для которого время нагрева определяется соотношением:

$$t_1 = 2r / u \quad (2.23)$$

а плотность мощности:

$$g_m = g_{эф} / 4rd$$

где $g_{эф}$ - эффективная тепловая мощность.

Из (2.22) следует, что для максимальной глубины закалки необходимо, чтобы выполнялось условие:

$$g_m \sqrt{t_1} = T_{пл} \text{ аср} \sqrt{\pi} / 4a \quad (2.24)$$

Кроме того, сканирующая плазменная струя создает концентрированный источник тепла диаметром $2r$, скорость которого определяется из амплитуды и частоты колебаний, тогда время нагрева можно записать как:

$$t_2 = 2(2r / 4df) = r/df \quad (2.25)$$

Множитель 2 означает, что в крайних точках пятна нагрева находится вдвое дольше, чем в промежуточных. Тогда плотность мощности соответственно равна:

$$g_{m2} = g_n / \pi r^2 \quad (2.26)$$

С целью исключения оплавления поверхности в крайних точках необходимо выполнение условия:

$$g_2 \sqrt{t_2} < g_1 \sqrt{t_1} \leq T_{пл} \text{ аср} \sqrt{\pi} / 4a \quad (2.27)$$

Амплитуда и частота сканирования должны соответствовать выражениям

или

$$f > \frac{8d}{\pi^2 r} \frac{v}{r} \quad (2.28)$$

Выражение (2.28) показывает, что частота сканирования должна увеличиваться с уменьшением пятна нагрева, с ростом скорости обработки и амплитуды сканирования. На тепловые процессы и размеры упрочненной зоны, помимо параметров режима работы плазмотрона (сила тока, расход газа и т.д.) оказывают влияние и параметры ведения технологического упрочнения, такие как скорость обработки, дистанция обработки, угол наклона плазменной струи (дуги) к обрабатываемому изделию и др.

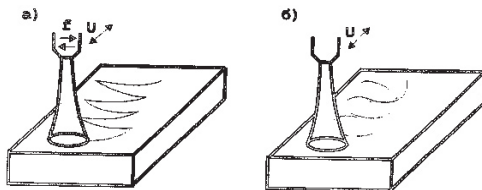


рис.2.3. Схемы линейного (а) и кругового (б) сканирования.

При разработке технологических процессов на практике необходимо иметь простые удобные аналитические выражения для расчета основных параметров упрочнения. В работах по плазменному упрочнению [73-77] используются различные аналитические выражения. Так в рабо-

те скорость нагрева локальной зоны определяется из выражения [75]:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{g_s \sqrt{a}}{\lambda \sqrt{\tau}} \frac{1}{\sqrt{\pi}} e^{-h^2/4a\tau} \quad (2.29)$$

где g_s - плотность мощности плазменной дуги;

a , λ - коэффициенты температуропроводности и теплопроводности;

τ - время воздействия;

h - глубина упрочнения.

Значение плотности мощности плазменной дуги достаточной для фазовых превращений определяют:

$$g_s = \frac{\sqrt{\pi} T_{зак} B}{2\sqrt{\tau}} \quad (2.30)$$

где $T_{зак}$ - температура закалки;

B - коэффициент аккумуляции теплоты.

Глубина закаленного слоя определяется из выражения:

$$h = \frac{P}{v d} \frac{4K_n}{\pi \rho (Q + C_T (T_c + \Delta T)) K_B} \quad (2.31)$$

где P - мощность плазменной дуги;

v - скорость обработки;

d - диаметр пятна нагрева;

ρ - плотность материала;

C_T - удельная теплоемкость;

Q - теплота плавления;

K_B коэффициент, учитывающий качество обрабатываемой поверхности.

Скорость обработки определяется как:

$$v = \frac{8a * V \Delta T^3}{\pi (T_c + \Delta T)^2 \sqrt{h^3}} \quad (2.32)$$

В работе [76] используется зависимость глубины закалки от параметра

$$h = P / (d_c v) 0,4 \quad (2.33)$$

где P - тепловая мощность источника нагрева;

d - диаметр сопла;

v - скорость обработки.

В работах Токмакова В.П., Гречневой М.В., Петухова А.В., Скрипкина А.А., Матханова В.Н. приводятся расчетные данные, позволяющие определить температуру нагрева и скорость охлаждения металла. Построены номограммы для выбора оптимальных режимов плазменного

упрочнения. Экспериментальные исследования процесса плазменного упрочнения сталей 9ХФ, 40Х, У8, Х12М, проведенные этими авторами, показали, что максимальная поверхностная твердость после упрочнения пропорциональна величине углеродного эквивалента $C_{\text{экв}}$, а глубина упрочнения зависит от коэффициента температуропроводности. Это позволило авторам установить зависимость вида:

$$HW_{\text{max}} = f(g, u, C_{\text{экв}}); h = f_2(g, u, a) \quad (2.34)$$

В явном виде уравнения этих зависимостей выглядят следующим образом:

$$HV_{\text{max}} = 10^{-3} (-0.308271 u^2 + 1.23441g^2 + 12.792a^2 + 1.71723 ug - 1.54273 u C_{\text{экв}} - 1.7919 u + 0.36981g - 18.2439C_{\text{экв}} + 11,223)$$

$$h_{\text{max}} = 262.506u^2 + 50.3667g^2 + 1466.729a^2 + 107.754ug + 53.1505ua - 47.1105ga - 938.111u + 199.495g - 5.6734a + 686.691 \quad (2.35)$$

Полученные результаты, по мнению авторов, свидетельствуют о хорошем совпадении экспериментальных и расчетных данных, что позволяет, не проводя экспериментов, прогнозировать максимальную твердость и глубину упрочненных поверхностей, табл.2.3., 2.4.

Построение математических моделей плазменного поверхностного упрочнения, отражающих кинетику процесса, основано на решении не линейных краевых задач теории теплопроводности. Корректное описание теплофизических процессов взаимодействия плазменной струи (дуги) с поверхностью обрабатываемого материала, возможно лишь с учетом необратимых процессов, сопровождающих поверхностную закалку детали, полиморфных превращений, окислительных реакций на поверхности, энергетических потерь на плавление и испарение мате-

Табл.2.3.
Экспериментальные и расчетные значения поверхностной твердости HW_{max} , в зависимости от входных параметров ($g, u, C_{\text{экв}}$)

№	V, м/с	g, кВт/м2	C, %	HV _{эксп} , МПа	HV _{рас} , МПа
1	2	3	4	5	6
1.	5	10	0,05	6000	6383
2.	5	15	1,05	10500	10156
3.	5	25	0,9	9000	8702
4.	1	10	0,9	6700	6359
5.	1	15	0,45	5900	6045
6.	1	25	0,6	5300	5852
7.	2,5	10	0,45	3100	2961
8.	2,5	15	0,75	4200	4369
9.	2,5	20	0,6	4900	5202
10.	2,5	25	0,9	9800	8000

Табл.2.4.

Экспериментальные и расчетные значения глубины упрочнения от $h_{\max}$ входных параметров

№	u , м/с	g , кВт/м ²	a , см ² /с	$h_{\text{эксп}}$, МПа	$h_{\text{рас}}$, МПа
1	2	3	4	5	6
1	0,5	10	0,1	600	623
2	0,5	15	0,15	890	831
3	0,5	20	0,12	920	882
4	0,5	25	0,06	930	945
5	0,5	30	0,08	1250	1167
6	1,5	10	0,15	310	335
7	1,5	15	0,08	250	162
8	1,5	20	0,06	130	173
9	1,5	25	0,1	410	390
10	2,5	10	0,06	45	53
11	2,5	15	0,1	120	196
12	2,5	20	0,08	140	150
13	2,5	25	0,12	330	343
14	2,5	30	0,15	500	529

риала, изменение теплофизических свойств материала при нагреве и охлаждении. В качестве основы такой модели можно использовать «задачу Стефана» со свободной границей σ , являющейся фронтом мартенситного образования. Математическая постановка такой задачи сводится к определению температурных полей в поверхностном слое детали и к расчету границ раздела при полиморфных превращениях. Аналитическое решение возможно только при ряде упрощений.

2.2. Фазовые и структурные превращения при плазменном нагреве металлов

Несмотря на различие физических процессов, лежащих в основе того или иного способа поверхностного упрочнения металлов (плазменного, лазерного, электронно-лучевого и т.д.), для всех характерна общая особенность - фазовые и структурные превращения протекают в условиях далеких от равновесия. Рассмотрим физические причины, позволяющие использовать сверхскоростной нагрев при термической обработке металлов. При использовании большинства видов термической обработки металлов с медленным нагревом для получения неравновесной структуры температура нагрева назначается выше на 30-50°C, критических температур A_{c1} и A_{c3} .

При рассмотрении диаграммы Fe-Fe₃C видно, что используется только низкотемпературная часть аустенитной области. Температурный интервал до перехода в жидкое состояние остается очень большим и составляет 400-700°C (в зависимости от состава стали) [78-84]. В работах [35,66,79-83] показано, что нагрев металлов, со скоростью $u = 10^2 - 10^6$ °C, вызывает смещение фазовых превращений рис.2.4. в область температур на 50-300°C.

В связи с этим, из всего температурного интервала существования аустенитной области, практика плазменного поверхностного нагрева (без оплавления поверхности) используется 1/3 его величины тогда, как при медленном нагреве используется только 1/20 температурного интервала аустенитной области.

Известно, что размер зерен аустенита, в первую очередь, зависит от отношения скоростей двух элементарных процессов: - возникновения центров (зародышей) n и их роста S . Чем больше это отношение, тем меньше начальное зерно S образующейся фазы - аустенита. С повышением температуры наблюдается все большее количественное опережение скорости зарождения над скоростью роста. При смещении фазовых превращений в сторону высоких температур, процесс зарождения становится доминирующим над процессом роста зерен. Регулируя скорость нагрева (т.е. количество введенной энергии в поверхностный слой металла) можно получать различные соотношения n/S . Поэтому, использование скоростного нагрева позволяет получать различные состояние аустенита - от крупнозернистого до мелкозернистого.

Смещение основных фазовых превращений в область высоких температур (внутри существования γ - области на диаграмме Fe - Fe₃C позволяет получать новые условия для процесса диффузионного насыщения поверхностных слоев легирующими элементами (азот, бор, кремний, углерод и т.д.). Проникновение диффундирующих атомов в поверхностный слой металла, имеющий зародыши новой фазы по размерам, близким к критическим, происходит более интенсивно, чем при печной цементации, азотировании и т.д. Именно совмещение процессов диффузионного насыщения и зарождения аустенита в поверхностном слое приводит к ускорению в 15-20 раз процессов цементации, азотирования и т.д. Таким образом, наличие большего температурного интервала существования γ - области на диаграмме Fe - Fe₃C является одной из основных причин, позволяющих использовать сверхскоростную обработку (при помощи плазменной струи (дуги) для широко распространенных сортов стали.

Процесс плазменного поверхностного упрочнения без оплавления поверхности включает четыре стадии: нагрев, фазовое ($\alpha \rightarrow \gamma$) превращение, частичную гомогенизацию, быстрое охлаждение.

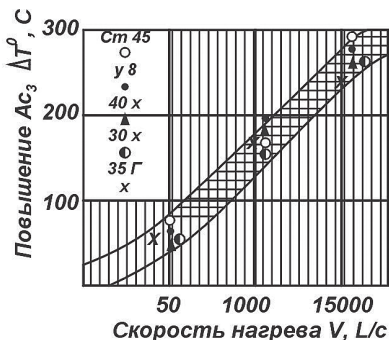


Рис.2.4. Повышение температуры точки Ac_3 в сравнении с равновесной в зависимости от скорости нагрева

Нагрев.

Нагрев поверхности металла со скоростью порядка $10^3 - 10^5$ °C /с считается одной из наиболее важных особенностей плазменного упрочнения. Степень нагрева и размер нагреваемого объема материала зависит от интенсивности теплового источника q и времени его воздействия t . Чем выше концентрация энергии источника, тем меньше размер нагреваемого объема и больше скорость его нагрева dT/dt .

При медленном нагреве со скоростью u имеющиеся в металле внутренние напряжения релаксируют в следствии процесса полигонизации. С увеличением скорости нагрева $u_1 > u$ в следствии инерционности процессов и перераспределении дислокационной структуры, полигонизация не успевает произойти и уменьшение внутренних напряжений осуществляется путем рекристаллизации что вызывает измельчение ферритных зерен. Это в дальнейшем (при $\alpha \rightarrow \gamma$ - превращении) приводит к образованию мелкозернистой структуры аустенита, которая после охлаждения дает мелкодисперсный мартенсит [66,78].

В работах по термической обработке ТВЧ [80-83] показано, что при определенном увеличении скорости нагрева рекристаллизационные процессы не успевают произойти и изменение зерна не наблюдается. Поэтому, для исходной ферритно-цементитной структуры рекомендуются оптимальные скорости нагрева в диапазоне $u_1 < u_{\text{опт}} < u_2$. Характерные значения для стали $u_1 = 200 \dots 600$ °C/с и $u_2 = 10^4 - 10^6$ C/с [35,66,78,79,83].

При использовании плазменного нагрева в поверхностном слое образуется более высокодисперсный мартенсит по сравнению с нагревом ТВЧ, хотя средние скорости нагрева для обоих методов одинаковы. При нагреве ТВЧ сплавов железа существенное влияние на кинетику нагрева оказывает превращение феррита. При достижении точки Кюри переход в парамагнитное состояние приводит к резкому замедлению темпа нагрева. Плазменный нагрев позволяет поддерживать очень высокий темп роста температуры, вплоть до стадии интенсивного $\alpha \rightarrow \gamma$ - превращения. Поэтому, при плазменном нагреве эффективные значения скорости нагрева выше, чем при нагреве ТВЧ. Сравнение эффективных значений скорости нагрева при плазменном, лазерном и электронно-лучевом упрочнении показывает, что в двух последних случаях температурный интервал аустенитного превращения сдвинут в область более высоких температур, по сравнению с плазменным. Это объясняется тем, что

при лазерном и электронно-лучевом упрочнении обеспечивается наибольшая плотность потока энергии на поверхности, а, следовательно, и более высокие скорости нагрева. Использование высоких скоростей приводит к наследованию дефектов исходной структуры. Показано [84], что повышение твердости связано с дроблением блоков мозаики и значительным увеличением плотности дефектов кристаллической решетки, превышающим величины для случаев традиционной закалки. Положительное влияние на результат плазменного упрочнения оказывают термоупругие напряжения, которые с одной стороны увеличивают плотность дефектов, с другой - способствуют развитию рекристаллизационных процессов измельчения зерна, табл. 2.5.

$\alpha \rightarrow \gamma$ превращение при плазменном упрочнении.

При изменении фазового состояния возможны два типа превращения: диффузионное и бездиффузионное. Принято считать, что при медленном нагреве железоуглеродистых сплавов $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение происходит по диффузионному механизму. В работе [83] показано, что смена диффузионного механизма при $\alpha \rightarrow \gamma$ превращении на бездиффузионный происходит при скорости нагрева 70 000-80 000 °C/с.

Анализ результатов исследования [35,66,78,80-86] по скоростному нагреву сталей с помощью различных источников тепла позволяет сделать вывод возможного существования обоих механизмов $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения. При нагреве сталей с исходной перлитной структурой (скорость нагрева $v \leq 500$ °C/с) преобладающим механизмом ауستنизации является диффузионный. Нагрев со скоростью выше 1000 °C/с вызывает образование устойчивого и неустойчивого аустенита в силу действия одновременно двух различных процессов - диффузионного и бездиффузионного. При этом, та часть аустенита, которая образовалась по бездиффузионному механизму не может быть устойчивой в межкуритическом интервале температур, т.к. температура малоуглеродистого аустенита ниже равновесной. Неустойчивость аустенита в межкуритическом интервале температур свидетельствует о том, что углерода в нем меньше, чем этого требуется при диффузионном механизме превращения [80], при котором углерода всегда достаточно для создания устойчивого аустенита.

С увеличением скорости нагрева количество мест для зарождения центров новой фазы быстро исчерпывается, а рост имеющихся центров (зависящий от диффузионных процессов) не обеспечивает

Табл.2.5.

Параметры тонкой кристаллической структуры сталей после упрочнения азотной плазменной струей [84]

Сталь	Вид обработки	Размер блоков $\cdot 10^{-7}$,	Микроискажения $\Delta a/a \cdot 10^2$	Плотность дефектов $\cdot 10^{10}$, см $^{-2}$
ЗОХГСА	Исходное состояние	2,1	0,168	0,47
	Плазменное упрочнение + отпуск (200° С)	0,086	0,3	4,01
	Объемная закалка + отпуск (200° С)	0,34	0,437	1,12

достаточную скорость протекания $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, что приводит к доминированию бездиффузионного механизма аустенизации. При превышении некоторой величины скорости нагрева $V_{кр}$ диффузионный механизм полностью вытесняется бездиффузионным [83]. По мнению [66,80-83], увеличение роли бездиффузионного механизма с ростом скорости нагрева соответствует следующая особенность процесса аустенизации стали с исходной ферритно-цементитной структурой:

- в доэвктикоидных сталях возможна ситуация, когда при $V < V_{кр}$ перлит превращается в аустенит диффузионным механизмом, а свободный феррит - бездиффузионным. При этом аустенит, образующийся из перлитной колонии, имеет концентрацию углерода, близкую к 0,8%, а приращение свободного феррита приводит к образованию малоуглеродистого аустенита. Поэтому количество углерода в аустените и степень его неоднородности можно регулировать скоростью нагрева.

Скорости нагрева $V \approx 10^6$ °С/с, по мнению [66,78,82,83], являются предельными, так как интервал $\alpha \rightarrow \gamma$ превращений достигает температуру плавления. Бездиффузионный механизм $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения наблюдается и в случае с исходной мартенситной структурой. При нагреве со скоростью $V \approx V_{кр}$ распада мартенсита не происходит, и $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение имеет характер обратного мартенситного превращения. По мнению [66,78], температура превращения зависит от состава сплава и может быть как выше, так и ниже равновесной температуры. Образовавшийся аустенит при обратном мартенситном превращении наследует от мартенсита дефектную структуру, что при последующей закалке приводит к повышению плотности дислокации и повышению твердости. Особенности $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения легированных сталей связаны с замедлением в этих сталях диффузионных процессов, уменьшения

температурного интервала γ - фазы и с понижением температуры мартенситного превращения аустенита. При нагреве легированных сталей роль бездиффузионного механизма $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения возрастает. Однако уменьшение температурного интервала γ - фазы в условиях быстрого нагрева характеризуется большей вероятностью оплавления поверхности. При оплавлении, карбиды, входящие в состав легированных сталей, растворяются и образовавшийся аустенит насыщается легирующими элементами, и при последующем охлаждении не претерпевает фазового превращения.

Гомогенизация

При традиционных методах упрочнения (использующих медленный нагрев) применяют изотермическую выдержку при достижении максимальной температуры закалки. В результате такой выдержки происходит $\alpha \rightarrow \gamma$ - превращение феррита, растворение карбидов с последующим распределением углерода и легирующих элементов [80]. Образующийся аустенит имеет постоянную по всему объему концентрацию атомов. Изменяя время выдержки можно в определенных пределах управлять степенью гомогенизации аустенита. При плазменном упрочнении аустенизация стали протекает в неизотермических условиях, поэтому процессы гомогенизации ограничены незначительным промежутком времени пребывания металла в аустенитном состоянии. Отсутствие выдержки при максимальной температуре нагрева приводит к неравномерному распределению углерода и других элементов в зерне аустенита. Для сплавов с исходной ферритно-цементитной структурой вне зависимости от механизма $\alpha \rightarrow \gamma$ - превращения, по мнению [78-83], частичное протекание процессов гомогенизации (для скоростных нагревов) является необходимым условием повышения твердости. Согласно [80-82,85] для диффузионного механизма образовании зародышей аустенита, общая скорость превращения зависит от диффузии углерода.

При $\alpha \rightarrow \gamma$ - превращении по бездиффузионному механизму образования аустенита (без определенного насыщения его углеродом) возможно и он при быстром охлаждении возвращается к исходной ферритно-цементитной структуре (т.е. пересыщенного твердого раствора в железе не образуется) [85]. Поэтому, при описании фазовых переходов при плазменном упрочнении, важной задачей является установление количественной оценки диффузии углерода при неизотермических условиях. При скоростном нагреве железоуглеродистых сплавов с мартенситной структурой происходит обратное мартенситное превращение без заметного распределения углерода [80-82]. По мнению [85], в этом случае необходимо оценить предельную скорость нагрева (для анализа диффузионных процессов), ниже

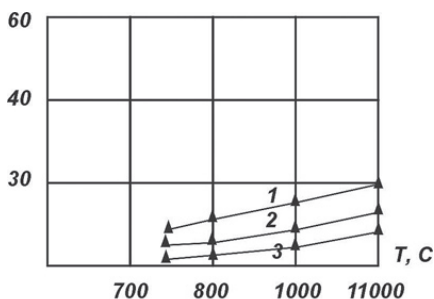


Рис.2.5. Влияние температуры и скорости нагрева на размер зерна аустенита d в стали 45. 1-500°C/с; 2-1000°C/с; 3-5000°C/с

нагрева 100-1000°C/с) зерно имеет балл 11-13. На рис. 2.4. показано изменение величины зерна с увеличением скорости нагрева до температуры $T_{\text{зак}}$ для стали 45 при плазменном упрочнении. При скорости нагрева выше 500°C/с незначительный рост зерна наблюдается только в случае превышения температуры нагрева над температурой, принятой при обычной печной закалке. Нагрев со скоростью свыше 1000°C/с приводит к смещению процесса образования аустенита в область высоких температур, и, как следствие этого, уменьшается концентрация углерода, необходимая для устойчивости зародыша. Скорость зарождения при этом резко увеличивается, что ограничивает рост зерен. Используя сверхбыстрый нагрев (плазменной струей (дугой), можно регулировать величину зерна аустенита к моменту начала стадии охлаждения.

Влияние скорости нагрева на ускорение диффузионных процессов насыщения

Почти во всех случаях применения скоростного нагрева (лазерного, электронно-лучевого, плазменного и т.д.) отмечается ускорение процессов насыщения поверхностных слоев легирующими элементами [35,66,78,81,87-89].

Однако, причины ускорения процессов химико-термической обработки (ХТО) металлов не раскрываются.

Ускорение диффузионных явлений при плазменной ХТО обусловлено особенностью фазовых превращений в железоуглеродистых сплавах при скоростном нагреве. Если при медленном нагреве аустенит образуется только в результате диффузионных процессов, то при плазменном нагреве возможно образование аустенита по бездиффузионному механизму. В доэвтектоидных сталях бездиффузионный процесс протекает на

которой происходит отпуск мартенсита. Кроме того, необходима точная оценка критической скорости охлаждения аустенита для осуществления процессов закалки.

Влияние скорости нагрева на величину зерна аустенита

Принято считать, что размер зерна обратно пропорционален скорости нагрева. После печной закалки аустенитное зерно имеет примерно 7-9 баллов, после закалки ТВЧ (скорость

неоднородностях в ферритной фазе - по границам зерен и блоков. Смещение фазовых превращений в область высоких температур оказывает существенное влияние на размер зерен аустенита, в момент окончания фазовых переходов. Уменьшение объема зерен и увеличение их числа приводит к возрастанию общей протяженности границ. Известно [90], что интенсивность диффузии вдоль границ и внутри зерен существенно различается. Скорость пограничной диффузии в 5-7 раз превосходит скорость диффузии по зерну [90]. Следовательно, в более мелкозернистом аустените, образующимся при плазменном нагреве и обладающим большей протяженностью границ, насыщение происходит значительно быстрее, чем в крупнозернистом аустените, образующимся при печном нагреве.

Высокая диффузионная активность мелкозернистого и мелкоблочного аустенита, образующегося при плазменном нагреве, усиливается наличием многочисленных источников вакансии, благоприятной дислокационной структурой и повышенной плотностью дислокации [77]. Это связано с тем, что границы зерен являются основными источниками вакансий в металлах с плотноупакованной решеткой, а измельчение зерна приводит к увеличению концентрации вакансий [90]. Несовершенства структуры границ (дислокации, избыточная концентрация вакансии) является, по мнению [77,81,90,91], источником избыточной энергии, что облегчает перенос диффундирующих атомов.

Наряду с особенностями превращений в железоуглеродистых сплавах при плазменном нагреве на интенсификацию процессов ХТО оказывает сильное влияние сам источник нагрева - плазменная струя (дуга). При плазменном нагреве (струей или дугой) азот, углерод, водород поглощаются металлом в количестве, превышающем их растворимость при тех же температурах и давлениях, но в отсутствии плазменного нагрева [39,42,91]. Высокая температура плазменной струи (дуги), где газ частично диссоциирован и ионизирован, вызывает отставание релаксационных процессов от скорости снижения температуры газа у поверхности металла.

Следствием этого является взаимодействие с металлом газа (плазмы) в неравновесном, относительно его температуры состоянии. Сверхравновесное поглощение газа в некоторых случаях приводит к значительному перенасыщению металла газом и к стремлению выделиться из него, что приводит к пористости на поверхности металла [87].

Важной особенностью плазменного нагрева является, также неоднородность температурного поля нагрева, свойственная всем процессам, использующим концентрированные источники нагрева. Отсюда усиление термодиффузионных процессов на границе металл - активная среда. Кроме того, использование плазменной дуги позволяет ускорить диффузионные процессы за счет электронного тока (электротермический эффект).

Таким образом, причины интенсификации процессов насыщения легирующими элементами при плазменном нагреве заключаются в следующем:

- при плазменном нагреве образуется мелкозернистый и мелкоблочный аустенит (в который диффундирует тот или иной элемент), содержащий в себе большее количество дефектов структуры (границы зерен блоков, дислокации и т.д.), что значительно облегчает процесс диффузии на границе раздела металл-активная среда;
- использование плазменной струи (дуги) позволяет создать лучшие условия для протекания поверхностных реакций, заключающихся в сверхравновесном поглощении газа и высокой активности насыщающей среды (газовая, твердая, жидкая фаза);
- резко сокращается время нагрева поверхности металла до температуры насыщения (доли секунд).

Охлаждение

При охлаждении аустенитной структуры возможно два типа $\gamma \rightarrow \alpha$ - превращения: диффузионное и бездиффузионное. При скорости охлаждения $W < W_1$ реализуется первый тип, а при $W > W_2$ только второй тип. (Характерные значения для доэвтектоидной стали $W_1 \approx 50^\circ\text{C}/\text{с}$, эвтектоидных $W_1 \approx 100^\circ\text{C}/\text{с}$).

Для получения мартенсита в железоуглеродистых сплавах необходимо обеспечить скорость охлаждения выше критической, которая для большинства сталей составляет $50\text{-}200^\circ\text{C}/\text{с}$ [66]. При плазменном упрочнении скорость охлаждения значительно превышает критическую и составляет $10^2\text{-}10^{50}\text{C}/\text{с}$ [35]. Таким образом, распад аустенита происходит по бездиффузионному механизму с образованием мартенсита. Как уже отмечалось, при плазменном нагреве образуется неоднородный аустенит, и, как следствие этого, при охлаждении объемы с разной концентрацией углерода будут закаливаться поразному. Диапазон температур, в которых происходит мартенситное превращение, существенно увеличивается. Превращение малоуглеродистого аустенита происходит при температуре $350\text{-}420^\circ\text{C}$ с образованием мелко-игльчатого мартенсита. С ростом концентрации углерода температура мартенситного превращения снижается до 100°C с образованием пластинчатого мартенсита. Для охлаждения неоднородного аустенита требуются большие скорости охлаждения [82-85], по сравнению с однородным аустенитом. Это связано с тем, что повышение градиента концентрации углерода приводит к ускорению диффузии и облегчению распада аустенита.

Однако, по мнению [35,73-76], существуют оптимальные скорости охлаждения аустенита (10^2 - 10^3 °C\с), которые при плазменном упрочнении увеличиваются, по сравнению с закалкой традиционными методами. При слишком больших скоростях охлаждения, свыше 10^5 °C\с, повышается доля остаточного аустенита и возрастает вероятность образования трещин.

Таким образом, основными физическими особенностями плазменного поверхностного упрочнения являются: увеличение температурных интервалов ($\alpha \rightarrow \gamma$) и ($\gamma \rightarrow \alpha$) - превращений, доминирование бездиффузионных механизмов фазовых переходов, наследование дефектов и карбидной фазы исходной структуры, влияние состояния исходной структуры; влияние термоупругих¹ и остаточных напряжений.

Термодеформационные процессы в железоуглеродистых сплавах при плазменном упрочнении

После плазменного упрочнения металлов в поверхностном слое возникают остаточные напряжения, появление которых обусловлено двумя основными причинами: термическими напряжениями при неоднородном температурном поле и структурными превращениями. Остаточные напряжения при поверхностном упрочнении распределяются, по мнению [35,66,78,85,87,88], следующим образом: в поверхностном слое X_c (10-100 мкм) они носят сжимающий характер, а в более глубоком слое X_p (0,3-3 мм) переходят в растягивающие напряжения и по мере углубления в глубь металла уменьшаются до нуля, рис.2.6.

На характер распределения остаточных напряжений большое влияние оказывают параметры режимов упрочнения, химический состав упрочняемого материала, исходное состояние поверхностного слоя и т.д. Изменяя параметры режимов упрочнения, можно получить разную глубину закаленного слоя и различный характер остаточных напряжений по глубине материала, рис.2.7.

Термоупругие напряжения, действующие в процессе охлаждения, сдвигают влево термокинетические кривые распада аустенита, что приводит к необходимости увеличения критических скоростей охлаждения.

Эпюры остаточных напряжений на поверхности сталей показывают сильную неравномерность, рис.2.8. В центре упрочненной зоны ($y=0$) при мощности плазменной струи 1,5 кВт имеются незначительные напряжения растяжения. С увеличением мощности плазменной струи до 2,5 кВт, характер распределения и знак остаточных напряжений в

центре упрочненной зоны ($y=0$) изменяется. Это связано с тем, что с увеличением мощности плазменной струи, металл в зоне обработки нагревается до температуры выше фазовых превращений, на стадии охлаждения образуется мартенсит. Подобный характер изменений остаточных напряжений в зависимости от мощности получен при упрочнении плазменной струей на стали 45, рис. 2.9.

На углеродистых сталях максимальные напряжения сжатия зафиксированы при упрочнении с оплавлением поверхности. Однако, дальнейшее увеличение мощности приводит к снижению напряжения сжатия в центре упрочненной зоны, что связано с увеличением объема жидкой ванны и, как следствие этого, уменьшение скорости охлаждения. Увеличение мощности плазменной струи (дуги) приводит к существенному изменению тепловых процессов, фазовых и структурных превращений при упрочнении, вследствие чего изменяются не только остаточные напряжения в центре упрочненной зоны, но и характер их распределения поперек зоны в направлении оси y . На рис. 2.10. показано распределение на поверхности стали У10, 9ХМФ в зависимости от мощности.

В работах [35,66,78,79,93,96] отмечалось, что значительное влияние на распределение остаточных напряжений при поверхностном упрочнении оказывает скорость обработки.

На рис. 2.11. показано влияние скорости обработки сталей 20, 45, 40Х, 9ХМФ.

При небольших скоростях обработки в центре упрочненной зоны (с оплавлением) сталей 20, 45, 40Х формируются растягивающие напряжения, а краям зоны оплавления - напряжения сжатия.

С увеличением скорости обработки напряжения в центре зоны переходят из растягивающих в

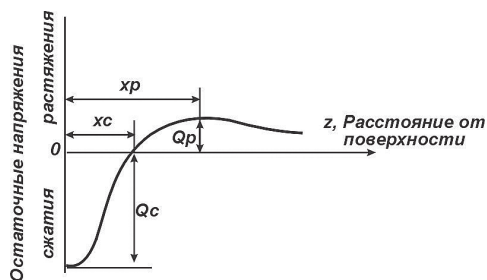


Рис.2.6 Схема распределения остаточных напряжений по глубине упрочненного поверхностного слоя.

σ_{c9} σ_p - величина максимальных остаточных напряжений сжатия и растяжения;
 x_{c9} x_p - глубина залегания.

¹ Термоупругие напряжения, действующие в процессе охлаждения, сдвигают влево термодинамические кривые распада аустенита, что приводит к необходимости увеличения критических скоростей охлаждения.

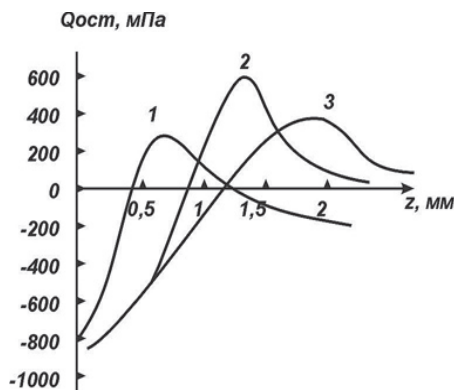


Рис. 2.7. Распределение остаточных напряжений на стали 45 при различной глубине закаленного слоя (плазменная закалка): 1 - 0,5 мм ; 2 – 1,0 мм ; 3 2 мм.

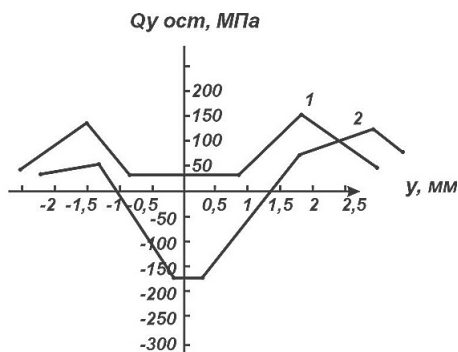


Рис. 2.8. Распределение остаточных напряжений на поверхности стали 20 при различной мощности плазменной струи: 1- 1,5квт; 2-2,5квт.

распределению, при которых в наибольшей мере компенсируются напряжения, создаваемые внешним напряжением. Известны случаи [81,82] снятия или перераспределения остаточных напряжений в процессе работы - под воздействием циклических упругих деформаций, малых пластических деформаций, при однократных перегрузках или невысокого, но продолжительного нагрева в процессе работы и т.д. Так, в процессе отпуска, происходит уменьшение остаточных напряжений за счет их релаксации. В образцах из стали 45,

сжимающие.

На стали 9ХМФ с увеличением скорости обработки напряжения сжатия в центре, зоны ($y = 0$) переходят в растягивающиеся.

Проведенные исследования показали, что распределение остаточных напряжений по ширине упрочненной зоны на всех исследованных сталях характеризуются сильной неравномерностью. Более резкий переход от сжимающих напряжений к напряжениям растяжения наблюдается по глубине упрочненного слоя, что в некоторых случаях может приводить к снижению прочности (вследствие хрупкого скола участков упрочненного слоя).

В связи с этим, необходимо выбирать оптимальные режимы упрочнения (в зависимости от типа стали) с благоприятным распределением остаточных напряжений. Кроме того, при поверхностном упрочнении необходимо создавать благоприятные остаточные напряжения по величине, знаку и

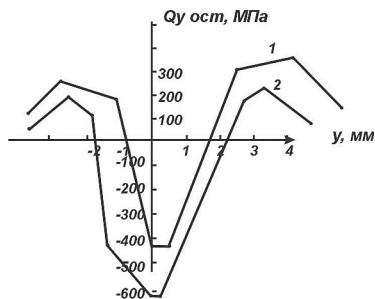


Рис.2.9 Распределение остаточных напряжений на поверхности стали 45 при различной мощности плазменной струи: 1-3кВт; 2-5кВт.

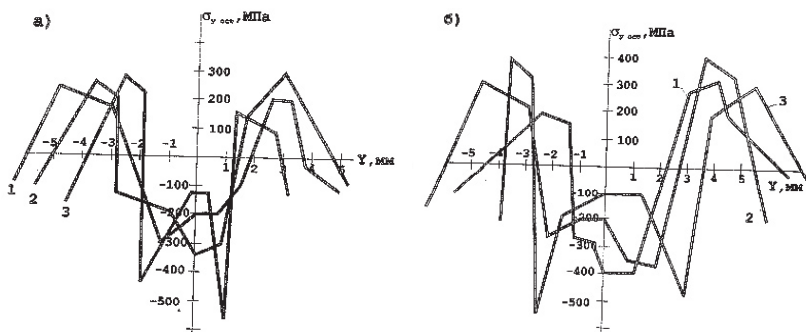


Рис.2.10. Распределение остаточных напряжений на поверхности сталей Y10 (а) и 9ХФМ (б) при различной мощности плазменной струи: 1. $P = 2.5 \text{ кВт}$; 2. $P = 3.5 \text{ кВт}$; 3. $P = 5.5 \text{ кВт}$ /оплавление/

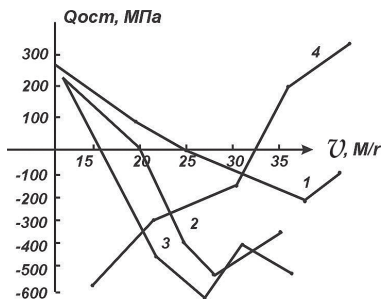


Рис.2.11. Изменение остаточных напряжений в центре упрочненной зоны в зависимости от скорости обработки (мощность $P = 4.5 \text{ кВт}$):
1. - Сталь 20; 2. - Сталь 45;
3. - Сталь 40X; 4 - Сталь 9ХФМ

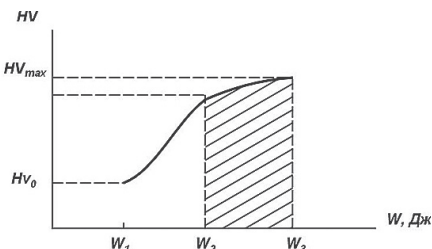


Рис.2.12. Зависимость остаточных напряжений в упрочненных сталях 45(1), 30ХГСА(2), от температуры отпуска.

ЗОХГСА, закаленных при помощи плазменного упрочнения, после низкотемпературного отпуска наблюдается уменьшение сжимающих остаточных напряжений в упрочненном слое, рис.2.12.

2.3. Способы плазменного поверхностного упрочнения

Способы плазменного поверхностного упрочнения можно разделить на два больших направления – процессы, проводящиеся с материалами в твердом состоянии и при расплавлении их поверхности. На рис. 2.13. Приведена часть вариантов плазменного поверхностного упрочнения, которые теоретически и практически возможно осуществить.

В настоящее время наиболее широко исследуются следующие направления:

1. Закалка сплавов из твердого состояния со скоростями нагрева и охлаждения 10^2 - 10^4 °C/c;
2. Закалка сплавов из жидкого состояния с высокими скоростями плавления и кристаллизации 10^2 - 10^5 °C/c;
3. Поверхностное легирование, наплавка материала, обработка предварительно нанесенных на металл покрытий, нагрев поверхностных слоев после традиционной ХТО;
4. Оплавление и затвердевание с высокими и сверхвысокими скоростями (10^4 - 10^7 °C/c), приводящие к аморфизации (стеклованию) тонкого поверхностного слоя.

На стадии лабораторных исследований находится плазменное ударное упрочнение, реализуемое за счет коротких промежутков времени. Газодинамический напор плазменного потока создает в зоне обработки давление, (400-800МПа), что значительно выше предела текучести аустенита [97]. Многочисленные исследования в области плазменного упрочнения [35,73,76,77,87,88] с использованием электронной и оптической микроскопии показали, что зона термического воздействия плазменной струи (дуги) имеет форму сегмента и по своему строению аналогична ЗТВ электронного и лазерного луча [66]. При нагреве плазменной струей (дугой) поверхности металла происходит нагрев поверхности слоя до различных температур, вследствие чего он имеет слоистое строение. В зависимости от микроструктуры и микротвердости в сталях по глубине различают три слоя.

- **Первый слой** - зона оплавления, имеет место при закалке из расплавленного состояния. Зона оплавления имеет столбчатое строение с кристаллами, вытянутыми в направлении теплоотвода.

Основная структурная составляющая мартенсит.

- **Второй слой** - зона закалки из твердой фазы, образующийся в интервале температур $T_{пл} > T_{зак} > T_{Ac1}$. По глубине слой характеризуется сильной структурной неоднородностью, т.к. наряду с полной закалкой происходит неполная закалка. В верхней границе слоя, ближе к поверхности, наблюдается мартенсит и остаточный аустенит. В нижней границе слоя, ближе к исходному металлу, наряду с мартенситом наблюдаются элементы исходной структуры: феррит

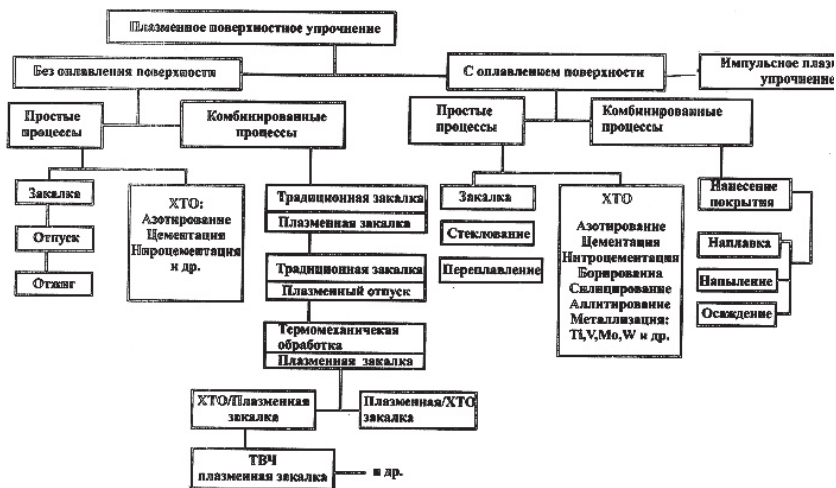


Рис. 2.13. Способы плазменного поверхностного упрочнения материалов в доэвтектоидных сталях и цементит в заэвтектоидных.

- **Третий слой** - переходная зона, в которой металл нагревается до температур ниже точки A_{c1} , в котором основными структурами являются структуры отпуска.

Слоистое строение упрочненной зоны характерно для всех способов плазменного упрочнения. Конкретные структуры и строение зоны плазменного воздействия для каждого способа и типа стали будут рассмотрены ниже. Геометрические параметры зоны плазменного нагрева характеризуются шириной и глубиной упрочненного поверхностного слоя, которые для большинства способов зависят от параметров режима упрочнения (мощности плазменной струи (дуги), дистанции упрочнения, скорости обработки), рис. 2.14.

В работах [87-89] для определения интервала гарантированного упрочнения (ИГУ) металлов используется энергетический параметр плотность энергии по поверхности W , Дж/мм². Первый энергетический порог W_1 соответствует началу аустенитных превращений в стали.

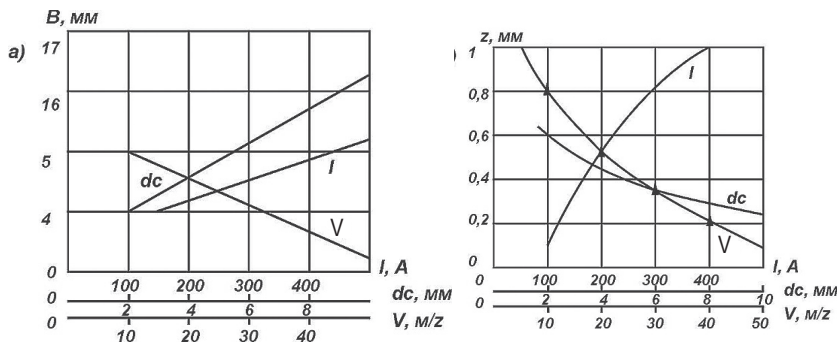


Рис. 2.14. Влияние параметров процесса упрочнения на геометрию упрочненной зоны: ширину B (а) и глубину Z (б).

При дальнейшем увеличении плотности энергии поверхностная твердость в зоне плазменного воздействия резко возрастает и при втором критическом значении достигает почти максимальной величины. В диапазоне $W_1 - W_2$ процессы $\alpha \rightarrow \gamma$ и $\gamma \rightarrow \alpha$ - превращений протекают уже достаточно полно.

Третий энергетический порог W_3 соответствует началу микроплавления. Энергетический порог $W_2 - W_3$, по мнению [89], можно считать интервалом гарантированного упрочнения (ИГУ) для данного материала, рис. 2. 15.

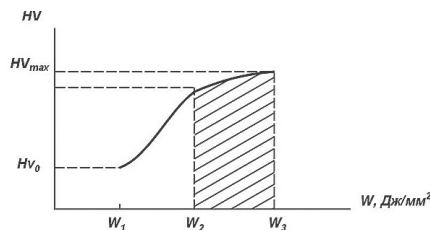


Рис. 2.15. Влияние плотности энергии в пятне нагрева на поверхностную твердость

Однако на практике использование этого энергетического параметра не нашло широкого применения. Как правило, в качестве основных параметров используют силу тока дуги в плазмотроне, дитанцию упрочнения, диаметр сопла, скорость обработки. Наиболее сильно на степень упрочнения оказывает влияние скорости обработки и сила тока, т.к. они позволяют регулировать скорость нагрева и охлаждения, рис. 2.16.

Для поисков оптимальных режимов рекомендуется использовать следующий прием. На образце-свидетеле производится упрочнение и добиваются оплавления поверхности изменяя параметры: силу тока или скорость упрочнения. При появлении первых признаков оплавления, плавным изменением одного из параметров добиваются исчезновения оплавления и вблизи этого порога проводят упрочнение

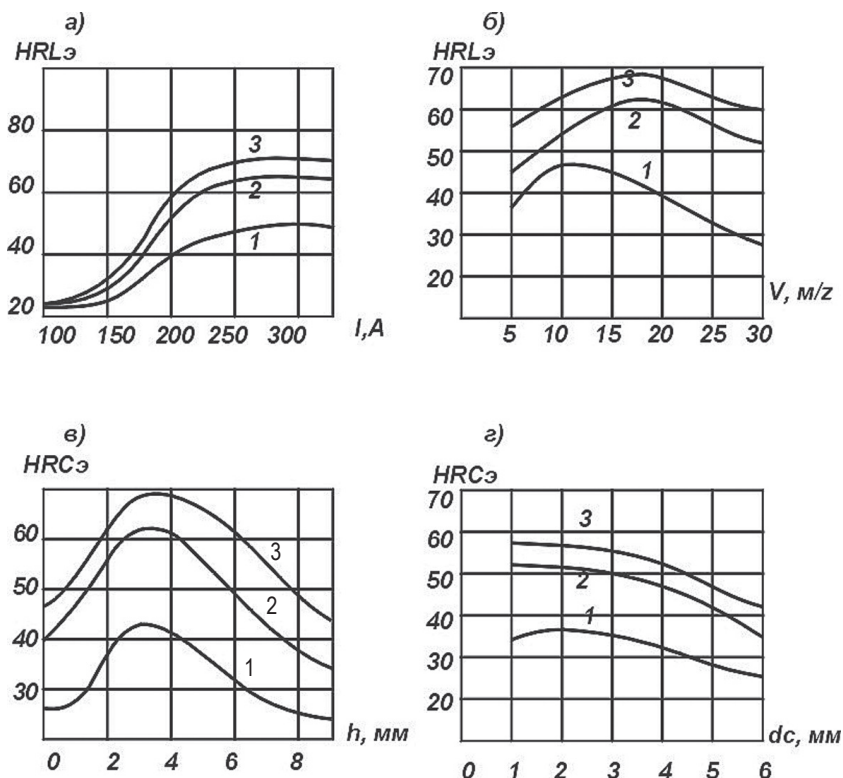


Рис. 2.16. Влияние основных параметров плазменного упрочнения: силы тока (а), скорости упрочнения (б), дистанции обработки (в), диаметра сопла (г) на твердость упрочненной зоны (закалка без оплавления); 1 - Сталь 20; 2 - Сталь 45; 3 - Сталь 60

без оплавления поверхности. Экспериментально установлено, что при таком подходе нет необходимости производить трудоемкой операции (металлографический анализ), т.к. глубина плазменного упрочнения оказывается максимальной.

Кроме того, для нахождения максимальной глубины закалки можно использовать выражение $Z = \sqrt{4at}$, где a - температуропроводность материала, которое определяет глубину проникновения тепловой энергии в металл за время t .

Степень упрочнения (отношение закаленной структуры к исходной) определяют при помощи измерения микротвердости. Твердость тонких слоев, толщиной менее 0,5 мм., измерять по шкале HRC нельзя, т.к. алмазный конус может проникнуть на глубину, превышающую толщину

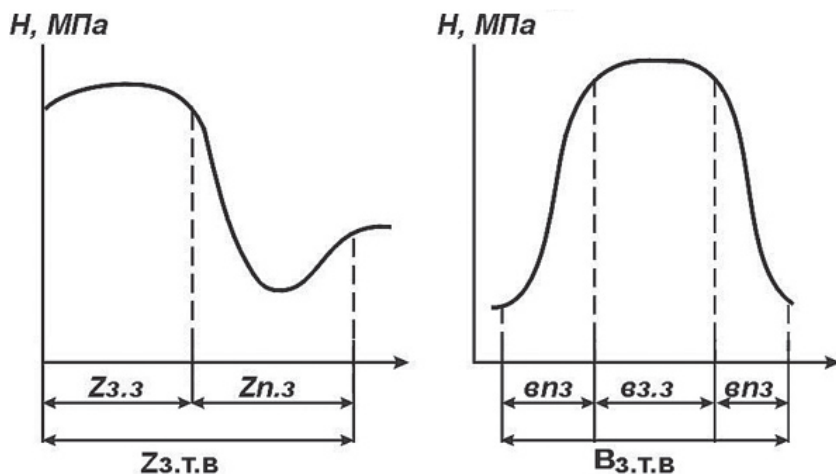


Рис. 2.17. Общий характер микротвердости по глубине (а) и ширине (в) зоны термического воздействия ЗТВ при обработке без оплавления $Z_{зз}$ – глубина закаленного слоя; $Z_{пз}$ – глубина переходного слоя; $Z_{зтв}$ – общая глубина ЗТВ; $В_{зз}$ – ширина закаленного слоя; $В_{пз}$ – ширина переходного слоя; $В_{зтв}$ – общая ширина ЗТВ

упрочненного слоя и показывать твердость низлежащих областей. Характер распределения микротвердости по глубине и ширине зоны плазменного воздействия показан на рис. 2.17. Размеры зоны зависят не только от параметров плазменного упрочнения, но и от особенностей фазовых структурных превращений (в сталях различного состава) и их прокаливаемости.

Многочисленные металлографические исследования структур, полученных в результате плазменного, лазерного и электронно-лучевого упрочнения, приведенные в работах [35,66,73,76,78,87-89] позволяют изложить общие закономерности их образования в различных железоуглеродистых сплавах.

Конструкционные углеродистые стали (доэвтектидные)

В зоне оплавления низкоуглеродистых сталей с содержанием $C < 0,3\%$ образуется мелкоигольчатый малоуглеродистый мартенсит. Микротвердость в этой зоне составляет (5000 - 6500 МПа) и зависит от содержания углерода в стали. Зона закалки из твердой фазы характеризуется большей структурной неоднородностью. Сохранение в структуре зоны плазменного нагрева исходного феррита создает значительную неоднородность микротвердости. С увеличением содержания углерода в стали увеличивается доля перлитной составляющей и, как следствие этого, микротвердость возрастает и ее распределение более однородно, см. табл. 2.6., 2.7.

В переходной зоне ферритная составляющая, в основном, полностью сохраняется.

Табл. 2.6.

Результаты плазменного упрочнения сталей (без оплавления поверхности)

Марка стали	Глубина закалки, мкм	Исходная микротвердость Н, МПа		Микротвердость после закалки, Н, МПа	
		Феррит	Перлит	Бывшие перлитные зерна	Феррит
0,8	80	1200-1300	2000	2800-3000	1600
10	85	1300-1400	2000-2200	5800-6000	1500-1600
20	100	1200-1300	2200	4800-5300	1600
35	110	1800	2300-2400	5000-5600	2500-2700
40	110	1800	2300-2400	6000-7100	2500
45	120	1900	2400-2500	7800-8600	2600
60	140	2000	2500	9000-10500	-
У8	200	-	6200	10900-11300	-
30ХГСА	200	-	3400	6000-7500	-
40Х	200	-	2300-2500	10500-11200	-

Табл. 2.7.

Результаты плазменного упрочнения стали (с оплавлением поверхности)

Марка стали	Микротвердость Н, МПа	
	Зона закалки из жидкой фазы	Зона закалки из твердой фазы
10	4000-4400	5800-6500
35	5000-5700	7100-7500
4510	7000-8000	7800-8600
40Х	8500-9000	9600-10500
30ХГСА	6200-7900	7100-8200
У8	8800-9000	10200-11200

Присутствие феррита может отрицательно влиять на некоторые эксплуатационные характеристики стали (износостойкость, усталостную прочность). В связи с этим, плазменное упрочнение целесообразно использовать для сталей, где влияние ферритной фазы незначительное.

Однако, обращает на себя внимание достаточно высокая твердость закаленного слоя на низкоуглеродистых сталях (5000 - 6000 МПа), что в обычных условиях стандартной термической обработки не достигается (закалка либо вообще не происходит, либо не дает такой высокой твердости), рис. 2.18. По мнению [98-102], это объясняется значительным изменением зерен феррита и аустенита, а также реек, пластин и пакетов мартенсита.

При увеличении содержания углерода до 0,6% - 0,7% в среднеуглеродистых сталях твердость мартенситной структуры резко возрастает. Так, в стали 20, микротвердость мартенсита составляет

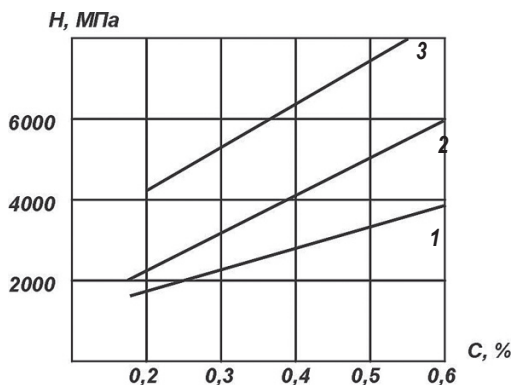


Рис. 2.18. Микротвердость доэвтектоидных сталей после обычной и плазменной закалки. 1- исходная без закалки; 2-обычная закалка; 3 - плазменная закалка

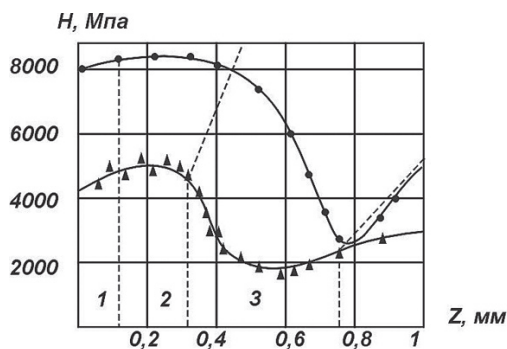


Рис. 2.19. Распределение микротвердости по глубине ▲ - сталь 20; ● - сталь 45

неуглеродистых сталей область более однородного мартенсита отсутствует и троститферритная сетка вокруг мартенсита может доходить до поверхности, что приводит к снижению твердости. Это связано с частичной гомогенизацией аустенита.

Инструментальные стали /эвтектоидные, заэвтектоидные/

По химическому составу инструментальная сталь разделяется на углеродистую, легированную и высоколегированную /быстрорежущую/. В особую группу можно выделить штамповые и валковые инструментальные стали.

6000МПа, а в стали 45 - 8000МПа. Объясняется это тем, что твердость мартенсита растет с повышением содержания углерода и увеличением степени тетрагональности кристаллической решетки. При закалке с оплавлением стали 45 в зоне оплавления образуется мелкодисперсный реечный мартенсит. Зона закалки без оплавления состоит из верхней области с однородной структурой и нижней области с неоднородной структурой (мартенситотростит + мартенсит + троститная сетка). В переходной зоне образуется троститоферритная структура, переходящая на границе с исходной структурой в ферритную. Микротвердость по глубине упрочненного слоя показана на рис.2.19.

При плазменном упрочнении без оплавления поверхности сред-

Плазменному поверхностному упрочнению подвергались инструментальные углеродистые стали У7, У8, У10, У12 с оплавлением и без оплавления поверхности. При закалке с оплавлением поверхности в зоне закалки из жидкой фазы, кроме мелкодисперсного мартенсита зафиксировано большее количество остаточного аустенита /в стали У8 достигает 35%, в стали У12 – 50%.

В тоже время микротвердость инструментальных сталей после плазменной закалки очень высокая, рис. 2.20.

В зоне закалки из твердой фазы закаленный слой имеет ярко выраженную неоднородность. Ближе к обрабатываемой поверхности твердый раствор насыщен углеродом, что способствует образованию повышенного количества аустенита. В нижней границе слоя остаточного аустенита значительно меньше, вследствие чего достигается максимальная твердость. Кроме того, в нижней границе слоя наблюдается большее количество нерастворенных карбидов.

Большое значение для получения высокой твердости оказывает исходное состояние стали. Так, в стали У8, У10 (предварительно объемно закаленной) становится возможным бездиффузионное обратное мартенситное превращение с наследованием аустенитной дефектной структуры мартенсита при полном торможении в процессе плазменного нагрева эффектов разупрочнения и рекристаллизации, рис. 2.21.

При упрочнении, безоплавления предварительно закаленной стали (У 10) с исходной структурой мартенсита в зоне нагрева появляется третий слой - слой отпуска (высокодисперсная структура тростита). Микротвердость слоя отпуска со структурой тростита составляет 4000-4300 МПа. Формирование зоны отпуска на границе закаленного слоя с исходной структурой может играть роль «мягкой» прослойки, способной тормозить развитие трещин, распространяющихся от поверхности .

Легированные инструментальные стали

Плазменному упрочнению подвергались стали 9ХФ, 9ХФМ, 9ХС, 9Х5ВФ, 6ХС, 55Х7ВСМФ, 7ХНМА, 8Н1А, ИХ, 13Х, ХВГ с оплавлением и без оплавления поверхности.

При упрочнении без оплавления поверхности в зоне оплавления возникает мелкодисперсная структура высокоуглеродистого мартенсита

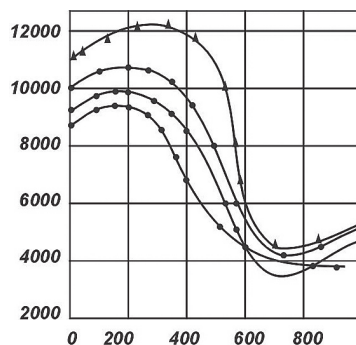


Рис. 2.20. Распределение микротвердости по глубине упрочненной зоны после плазменного упрочнения (с оплавлением) 1- У7; 2 – У8; 3 – У10; 4 – У12

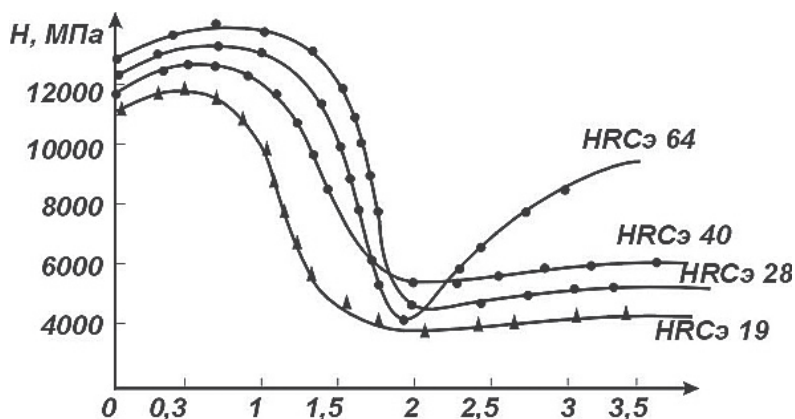


Рис. 2.21. Распределение микротвердости по глубине упрочненного слоя стали У10 после плазменного упрочнения с различным исходным состоянием.

и остаточного аустенита. Вследствие высокой скорости плавления и кристаллизации, в зоне оплавления наблюдаются нерастворенные карбиды. Высокая легированность мартенсита в зоне оплавления обеспечивает большие значения микротвердости (12000-14000 МПа). Однако, в большинстве случаев в зоне оплавления появляются микротрещины, что приводит к сколу и выкрашиванию упрочненного слоя.

Плазменное упрочнение без оплавления поверхности легированных инструментальных сталей приводит к формированию в упрочненной зоне

Табл. 2.8.

Твердость стали после обработки холодом /жидкий азот/

Марка стали	Микротвердость, МПа		
	Исходная	После плазменного упрочнения	Плазменное упрочнение + обработка холодом
9ХФ	2600-2800	10000-11000	12200-13100
9ХФМ	2600-2800	10500-11200	11000-13000
ХВГ	2000-2500	13000-14000	14500-15400
55Х7ВСМФ	2800-3000	11500-12000	12500-13800
9ХС	2200-2800	12000-12500	12500-13800
8Н1А	2500-2800	11000-11800	12000-13800
13Х	9500-10100	12200-12800	13100-13500
9Х5ВФ	9500-11000	12200-13800	14000-14800

сильно неоднородной структуры. Вследствие незавершенности процессов аустенизации в упрочненном слое образуются мартенсит + нерастворенный цементит + остаточный аустенит. (Так, в стали 9ХФ и 9ХФМ количество остаточного аустенита достигает 35%, а в стали 55Х7ВСМФ до 40%. Количество остаточного аустенита по глубине упрочненной зоны уменьшается и уже на глубине 80-100мкм не превышает его содержание в данной

стали при обычной объемной закалке.

Для устранения остаточного аустенита после плазменной закалики была проведена обработка холодом. Известно, что в легированных инструментальных сталях точка конца мартенситного превращения лежит ниже комнатной температуры. При дальнейшем охлаждении в жидком азоте этих сталей происходит мартенситное превращение, и количество остаточного аустенита заметно снижается, табл. 2.8.

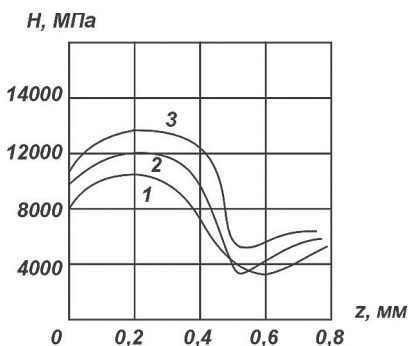


Рис. 2.22. Распределение микротвердости по глубине упрочненной зоны на стали 13Х(1), стали 9ХС(2), стали 9ХФМ(3) после плазменного упрочнения без оплавления)

Проведенные исследования показали, что обработка холодом приближает легированные инструментальные стали по твердости к твердым сплавам ($HRC_{30} 65-80$), и находится на одном уровне с быстрорежущими инструментальными сталями ($HRC_{30} 65-69$).

Однако, использование этой операции в практических целях очень затруднительно и требует дальнейших исследований. При упрочнении легированных инструментальных сталей отмечается «эффект» максимальной твердости на некоторой глубине от поверхности, рис. 2.22.

При закалке легированных инструментальных сталей требуются меньшие скорости охлаждения, чем для углеродистых, т.к. аустенит в них более устойчив против распада. Легирующие после плазменного упрочнения элементы способны образовывать с углеродом соединения (в виде карбидов, которые удерживают углерод в труднорастворимых соединениях), препятствующие насыщению аустенита. Однако влияние легирующих элементов на микротвердость упрочненного слоя уменьшается с увеличением содержания углерода. Стали, содержание хрома в которых превышает 2-3 %, упрочняются менее эффективно в связи с сильным влиянием легирующих примесей на процесс закалки.

Быстрорежущие инструментальные стали

Плазменному упрочнению с оплавлением и без оплавления поверхности подвергается уже готовый инструмент, прошедший окончательную термическую обработку, изготовленный из различных марок стали P18, P6M5, PУМ4K8.

Табл. 2.9.

Структура и фазовый состав сталей после плазменной закалки и печного отпуска

Марка стали		Структура	Фазовые составляющие																	
			Твердый раствор							Карбиды										
			Кол-во фаз, %		Состав по массе, %						Тип карбида и кол-во %	Суммарный состав по массе, %								
α	γ	C	W	Mo	V	Cr	Co	Fe		C	W	Mo	V	Cr	Co	Fe				
Р6М5*			64.1	26.8	0.4	3.35	3.1	1.1	4.2	-	87.85	MC-1,1, M6C-8,0	4.0	31.5	22.5	7.3	3.4	-	31.3	
	Плазменная закалка + отпуск при 570° С		86.2	-	0.2	2.4	1.6	0.6	4.2	-	91.0	MC-2,6, M6C-7, M2C-3,1 M27C-1,1 M23C6, M7C3, M3C	6.1	26.3	30.5	9.1	6.5	-	21.5	
	Плазменная закалка		62.0	29.0	0.6	5.0	3.0	1.7	3.7	8.9	77.1	MC-1,8, M6C-7,2 интерметаллид	4.4	4.03	19.5	8.1	3.3	2.2	22.2	
Р9М4К8**	Плазменная закалка + отпуск при 580° С		86.2	-	0.2	3.2	1.8	1.2	2.9	9.2	81.5	MC-3,8, M2C-3,6 M6C-7,4 M27C6, M7C3,	5.8	39.4	20.6	8.0	8.0	2.4	15.8	
** Отпущенный мартенсит (твердый раствор), остаточный аустенит в пределах ошибки измерения																				
* Мартенсит + аустенит (твердый раствор)																				

При упрочнении с оплавлением поверхности стали Р18 в зоне оплавления происходит растворение карбидов, повышается степень легирования и устойчивость аустенита. Как следствие этого твердость оказывается ниже, чем твердость стали после обычной термической обработки.

При упрочнении без оплавления поверхности, структура закаленного слоя состоит из мелкоигольчатого мартенсита + остаточного аустенита + карбиды. Твердость стали (9500-12300 МПа) превосходит твердость после обычной термообработки, рис.2.23.

Для быстроорежущих сталей также возможно использовать обработку холодом после плазменного упрочнения, что повышает твердость упрочненной зоны на стали Р6М5 с 10000 до 12000 МПа, на стали Р18 до 11500 МПа, Р9М4К8Ф до 13800 МПа.

Для повышения твердости закаленной быстрорежущей стали после плазменного упрочнения можно использовать отпуск, что благоприятно изменяет структуру и фазовый состав стали, табл. 2.9.

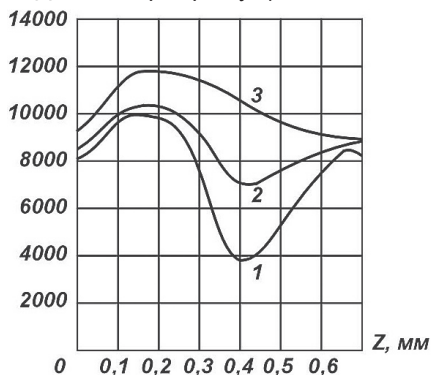


Рис.2.23. Микротвердость стали Р18(1), Р6М5 (2) и Р9М4К8Ф (3) после плазменного упрочнения без плавления

При упрочнении быстрорежущих сталей наиболее эффективно упрочнение без оп-

лавления поверхности. Оптимальные значения плазменного упрочнения необходимо подбирать для каждого инструмента из той же стали. Кроме того, повышение твердости предварительно закаленной стали очень сильно зависит от длительности плазменного нагрева (зависимость для быстрорежущих сталей $HV=f(t)$ имеет экстремум), т.к. длительность нагрева определяет скорость фазовых и структурных превращений в упрочненном слое.

Штампованные инструментальные стали

Поверхностное упрочнение стали Х12Ф1 осуществлялось с оплавлением и без оплавления поверхности. Использовалась сталь, прошедшая стандартную термообработку (закалка и отпуск) и без нее, рис. 2.24. Проведенные исследования показали, что присутствие в структуре этой стали большего количества карбидов (15-25 % по массе) требует высоких температур закалки для полного растворения карбидов и получения высокой твердости. После традици-

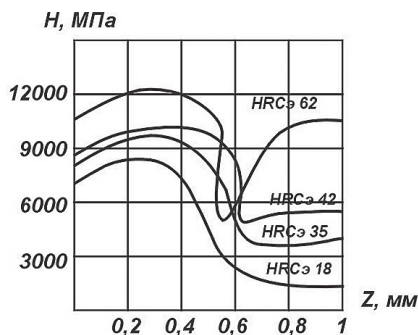


Рис.2.24. Распределение микротвердости по глубине упрочненного слоя на стали X12Ф1 (плазменное упрочнение без оплавления) с различным исходным состоянием

Снижение скорости охлаждения при упрочнении с оплавлением поверхности позволяет получать высокую твердость в оплавленной зоне (HRCэ 61-62).

Конструкционные легированные стали

Стали этого класса широко используются в машиностроении для изготовления различных деталей, работающих в сложных эксплуатационных условиях.

Поэтому в практике плазменного упрочнения они занимают особое место, т.к. по ним автором собран большой материал эксплуатационных испытаний. К их числу относятся сталь 30X, 40X, 50X, 20XГР, 30XГТ, 15XФ, 40XФА, 40XС, 30Г, 50Г, 40XФА, 38XС, 30XГСА, 30XМ, 40XН, 50XН, 20XНЗА, 38XГН, 45XН2МФА, 38X2МЮА, 38XН1М, 18X2Н4МА.

Табл.2.10.

Микротвердость, Н, МПа			
Легированная		Конструкционная	
30X	8800 - 9000	30	7900-7400
40X	9500 - 10500	45	7800-8600
50X	11000 - 12000	50	8200-9500
45Г	9500 - 10500		
50Г	11200 - 12500		

* Минимальная скорость охлаждения, при которой для данной стали достигаются переохлаждения, необходимые для превращения аустенита в мартенсит, называются критической скоростью охлаждения.

Основными легирующими элементами конструктивных сталей являются хром, никель, кремний, марганец. Вольфрам, молибден, ванадий, титан, бор и другие вводят в сталь в сочетании с хромом, никелем, марганцем для дополнительного улучшения свойств. Известно, что при введении в сталь легирующих элементов последние могут образовывать с железом различные фазы: твердые растворы, легированный цементит или специальные карбиды, интерметаллические соединения.

Наличие легирующих элементов и образование ими соединений с углеродом оказывает существенное влияние на высокотемпературные процессы на диаграмме Fe-Fe₃C по сравнению с углеродистыми сталями. Одни элементы (никель, марганец, медь) понижают критическую точку A_{с1} и расширяют область γ- фазы. Другие (хром, вольфрам, молибден, кремний, алюминий, ванадий, бор и др.) при определенной концентрации повышают критическую точку A_{с1}. Наиболее резко превращения замедляются при легировании сталей (V,W,Mo) образующие устойчивые карбиды, а также при повышенном содержании хрома (более 2%).

Легированные конструкционные стали обладают меньшей критической скоростью охлаждения* и как следствие этого лучше прокаливаются. Известно, что чем выше в стали легирующих элементов, тем выше ее прокаливаемость. На сталях, имеющих в своем составе марганец, хром, бор, никель, молибден после плазменного упрочнения глубина упрочненного слоя больше, по сравнению с углеродистыми сталями при одинаковых режимах упрочнения.

Табл. 2. 11
Микротвердость легированных сталей после плазменного упрочнения

Сталь	Микротвердость Н, Мпа		Глубина упрочненного слоя, мм
	Исходной структуры	В закаленной зоне	
30Х	1800-2000	8800-9000	0,1-3
40Х	1900-2300	9500-10500	0,1-3
50Х	2000-2100	11000-12000*	0,1-3
40ХН	2200-2250	9200-10500	0,1-4
50ХН	2300-2400	10700-11500	0,1-4
30Г	2100-2200	7900-8200	0,1-2,5
45Г	2100-2200	9500-10500	0,1-4
50Г	2200-2300	11200-12500*	0,1-5
20ХГР	1800-1900	7200-8600	0,1-2
30ХГТ	1800-2000	8100-9500	0,1-3
15ХФ	1750-1900	7900-8500*	0,1-3,5
40ХФА	2000-2100	10500-11200	0,1-3
40ХС	1900-2000	9800-11000	0,1-3,5
30ХГСА	1800-1950	7500-7900	0,1-4
35ХМ	1900-2100	8300-9800	0,1-3,5
20ХН3А	1800-2100	9000-10000*	0,1-3,5
38ХГН	2000-2100	10500-11000*	0,1-4
45ХН2МФА	2100-2200	12200-13000	0,1-4
38Х2МЮА	2200-2300	12100-13000	0,1-4
38ХН1М	2200-2300	10000-11500*	0,1-4,5
18ХН4МА	2200-2100	13000-13800	0,1-4,5

* - Режим обработки с оплавлением поверхности

При сравнении степени упрочнения легированных и углеродистых конструкционных сталей, т.к. 30Х, 40Х, 50Х и стали 30, 45, 50 показывает, что даже при небольшом легировании хромом (0,8-1,1 %) происходит заметное увеличение микротвердости. Аналогичная картина и для сталей, легированных марганцем, табл. 2.10.

В высокоуглеродистых сталях добавки легирующих элементов (0,5-1,5%) приводят к усилению неоднородности структуры упрочненного слоя вследствие уменьшения коэффициента диффузии углерода и увеличения стойкости карбидов. Благодаря высокой легированности мартенсита, микротвердость упрочненного слоя достигает больших значений. Основные структуры, образующиеся в упрочненном слое легированных сталей мартенсит + карбиды + остаточный аустенит.

Анализ легированных сталей затрудняется многообразием влияния легирующих элементов на фазовые структурные превращения при плазменном упрочнении и ограничивается только экспериментальными данными по микротвердости упрочненного слоя, табл. 2.11. При использовании плазменного упрочнения для повышения твердости деталей изготовленных из этих сталей рекомендуется использовать режимы упрочнения, позволяющие добиться неполного растворения карбидов (достаточного для насыщения мартенсита) и меньшего содержания остаточного аустенита. Это достигается при максимальных скоростях обработки.

Плазменному поверхностному упрочнению подвергались стали коррозионностойкие, типа 20Х13, 30Х13, 40Х13, 95Х18, 25Х13Н2, рессорно-пружинные стали типа 65Г, 60С2, 50ХФА, а также стали для отливок типа 35Л, 45Л, 20ФЛ.

Плазменное упрочнение коррозионных сталей проводилось без оплавления и с оплавлением поверхности. Микротвердость упрочненного слоя на этих сталях очень высокая, по сравнению с печной термообработкой, табл. 2.12.

Структура упрочненного слоя при оплавлении поверхности состоит из мартенсита, остаточного аустенита и карбидов. Количество остаточного аустенита достигает у поверхности 35-45 %.

Максимальная микротвердость приходится на слой закалки из твердой фазы, где частично сохраняются нерастворившиеся карбиды и небольшое содержание остаточного аустенита (по сравнению с оплавленной зоной).

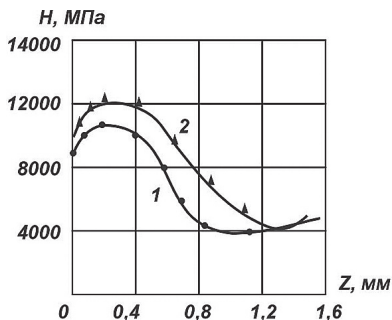


Рис. 2.25. Распределение микротвердости по глубине упрочненного слоя на стали 65Г при плазменном упрочнении без оплавления (1) и с оплавлением (2).

Табл.2.12.

Микротвердость коррозионностойких сталей после плазменного упрочнения

Сталь	Микротвердость упрочненного слоя Н, МПа		
	Печная закалка	Плазменная закалка	
		без оплавления	с оплавлением
20X13	4800-5600	5500-6000	8900-9500
30X13	5000-5800	6200-7500	9000-10500
40X13	6000-6800	8800-9400	9500-11000
95X18	7800-8900	9000-10500	10000-11500
25X13H2	6900-7400	9500-11000	11200-12500

При плазменном упрочнении без оплавления максимальная твердость по глубине также находится на некотором расстоянии от поверхностности. В поверхностном слое фиксируется небольшое количество (5-10%) остаточного аустенита.

Обработка рессорно-пружинных сталей 65Г, 80С2, 50ХФА с оплавлением и без оплавления поверхности не отличается от обработки углеродистых и легированных сталей, рис. 2.25.

Структура упрочненной зоны представляет собой высокодисперсный

Табл.2.13

Микротвердость упрочненного слоя на углеродистых литейных сталях после плазменного упрочнения

Сталь	Микротвердость Н, МПа		
	Исходная структура	После печной термообработки	После плазменного упрочнения
15Л	1600 - 1800	3900 - 4500	5000 - 6700*
20Л	1600 - 1800	4000 - 4500	5000 - 6700*
25Л	1600 - 1900	4100 - 4700	5200 - 6900*
35Л	2000	5100 - 5900	6500 - 6800
45Л	2100 - 2200	5000 - 6000	7500 - 8200
35ГЛ	-	5100 - 5500	6500 - 7300
30ГСЛ	-	5500 - 6000	7200 - 7800
45ФЛ	-	5900 - 6500	8900 - 9500*
30ХГСФЛ	-	6100 - 6500	7500 - 8100

* Режим обработки с оплавлением поверхности

мартенсит + остаточный аустенит + карбиды.

Углеродистые литейные стали отличаются от деформируемой стали меньшей пластичностью и ударной вязкостью. По другим физико-химическим свойствам различий практически нет. Плазменное упрочнение проводилось как с оплавлением, так и без оплавления поверхностности. Микротвердость упрочненного слоя находится примерно на одинаковом уровне с деформируемыми углеродистыми сталями, табл. 2.12. При плазменном упрочнении этих сталей желательно проводить предварительную общую печную термообработку (норма-

лизацию, закалку, высокий отпуск).

Твердые сплавы

Твердые сплавы не относятся к числу железоуглеродистых сплавов, однако они широко используются в инструментальном производстве. Сведений об упрочнении твердых сплавов при помощи плазменного нагрева в литературе [103-104] очень мало. Имеются данные по упрочнению твердых сплавов при помощи лазера [66,78]. Лазерное упрочнение твердых сплавов ВЗК (стеллит), ВК8, ВК6М, В15 повышает твердость сплавов в зоне упрочнения на 30-50%, глубина упрочнения составляет 100-150мкм (разупрочненные области отсутствуют). Повышение твердости твердых сплавов по мнению [66,78,103] связано со структурными и фазовыми превращениями: образованием карбидов $WC_{гек}$, $WC_{куб}$, W_2C и насыщение кобальтовой связи вольфрамом, уменьшением карбидных частиц и т.д. Увеличение содержания кобальта в сплаве повышает степень упрочнения сплавов (с оплавлением и без оплавления поверхности), химический состав и исходная твердость которых представлены в табл. 2.14.

При упрочнении твердых сплавов с оплавлением поверхности (стеллит, релит) в оплавленной зоне микротвердость повышается. Высокая скорость кристаллизации в оплавленной зоне приводит к образованию высокодисперсионной структуры, обладающей высокой твердостью, рис. 2.26.

Микротвердость релита с увеличением мощности плазменной струи

Табл. 2.14.

Марка сплава	Химический состав, %								HRC
	C	Si	Cr	Co	W	WC	TiC	TaC	
Стеллит 1	2,1	1,8	32	59,1	5	-	-	-	49-50
Стеллит 2	2	2,5	28	63	4,5	-	-	-	50-51
Релит	4	-	-	-	96	-	-	-	50
T15K6	-	-	-	6	-	79	15	-	76
T30K	-	-	-	4	-	66	30	-	80
BK3	-	-	-	3	-	97	-	-	76
BK6	-	-	-	6	-	94	-	-	73
BK8	-	-	-	8	-	92	-	-	71
BK15	-	-	-	15	-	85	-	-	68

снижается, т.к. увеличивается объем жидкой ванны и уменьшается скорость кристаллизации, рис. 2.26.

Установлено, что с увеличением мощности плазменной струи микротвердость твердых сплавов возрастает, рис. 2.27.

Степень упрочнения возрастает с увеличением содержанием кобальта в сплаве и размера зерен карбидной фазы. При нагреве происходит диффузи-

онное растворение углерода и вольфрама в расплавленной кобальтовой связке, а при охлаждении образуются мелкодисперсные карбиды в пересыщенном твердом растворе углерода в кобальте (количество вольфрама в связке также возрастает). В связи с этим, увеличение микротвердости твердых сплавов после плазменного упрочнения зависит от степени упрочнения кобальтовой прослойки.

Упрочнение твердых сплавов сопровождается трещинообразованием, которое начинается при мощности плазменной струи, превышающей некоторую критическую величину, $P_{\text{крит}}$. Дальнейшее увеличение мощности приводит к сильному трещинообразованию. Для каждого твердого сплава существует оптимальная мощность плазменной струи, обеспечивающая бездефектное упрочнение, и критическая мощность, соответствующая появлению дефектов после упрочнения.

Остаточные напряжения после плазменного упрочнения твердых сплавов распределяются следующим образом, рис. 2.28: у поверхности - растягивающие напряжения, переходящие на глубине 20-30 мкм в сжимающие. Распределение остаточных напряжений по глубине и ширине упрочненной зоны зависит от скорости упрочнения, мощности плазменной струи, коэффициента перекрытия.

В проведенных исследованиях при различных режимах упрочнения твердых сплавов у поверхности возникали только растягивающие напряжения. Это связано с тем, что нагрев твердого сплава до высоких темпе-

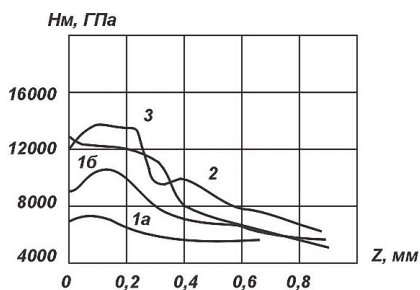


Рис. 2.26. Микротвердость оплавленной зоны на сплавах релит (1а,б), стеллит (2), стеллит (3)

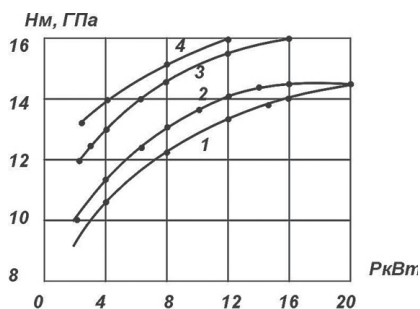


Рис. 2.27. Зависимость микротвердости твердых сплавов от мощности плазменной струи 1 – BK3, 2 – BK6, 3 – BK8, 4 – BK15

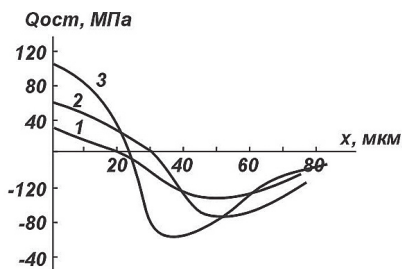


Рис. 2.28. Распределение остаточных напряжений по глубине упрочненной зоны твердого сплава T30K(1), BK8(2), BK15(3)

ратур сопровождается увеличением объема и деформацией нагретого участка. Причем, объемная деформация осуществляется в сторону поверхности, т.к. в других направлениях она невозможна вследствие большой массы нагретого сплава. Последующее охлаждение не возвращает вытесненный над поверхностью материал в исходное состояние. Поэтому в зоне упрочнения возникают напряжения растяжения.

Чугуны

Наряду со сталями, чугуны с самого начала работ по поверхностному упрочнению металлов концентрированными источниками нагрева, оказались в центре внимания [66,78,105-110].

Применительно к плазменному поверхностному упрочнению, работ, посвященных обработке чугуна, также очень немного. В работе [108-109] плазменному упрочнению подвергался высокопрочный чугун ВЧ-60-2. Структура упрочненного слоя состояла из игольчатого мартенсита, цементита и остаточного аустенита. Рентгеноструктурный анализ показал, что доля остаточного аустенита составила 45% с содержанием углерода ($\approx 1,4$ мас %). Структура оплавленного участка имела диндريدное строение с размером диндридов ≈ 5 баллов. Максимальная микротвердость зоны оплавления 8000-9300 МПа.

В работе [112] плазменное упрочнение с оплавлением проводили на высоко-прочном чугуне ВЧ-42-12. Фазовый анализ зоны оплавления выявил структуру феррита, аустенита и цементита. Графит полностью или частично растворяется в зависимости от параметров упрочнения. При снижении скорости упрочнения и увеличения мощности плазменной дуги, количество растворенного в расплаве графита резко увеличивается. Глубина упрочненного слоя достигает 3 мм. А максимальная микротвердость достигает 10000 МПа [112].

Исследование серых чугунов после плазменного упрочнения с оплавлением поверхности показало, что получение отбеленных слоев без трещин возможно только при предварительном подогреве свыше 350°C [107]. Оплавленная зона серых чугунов с пластинчатым и шаровидным графитом имеет твердость HV 580-600 и структуру, характеризующуюся сильной неагомогенностью: *квасиледебурит + цементит + карбиды + мартенсит + остаточный аустенит + бейнит + сорбит + графит*. Количественные соотношения структур зависят от марки серого чугуна и режимов плазменного упрочнения [107].

При плазменном упрочнении с оплавлением поверхности валкового чугуна СП-62 упрочненный слой характеризуется высокой твердостью и износостойкостью [111]. Микротвердость в зоне оплавления составляет 6000 МПа, в зоне закалки из твердой фазы достигает максимума 6500-7000 МПа.

Важной особенностью упрочнения серых чугунов является небольшая глубина упрочненного слоя при обработке без оплав-

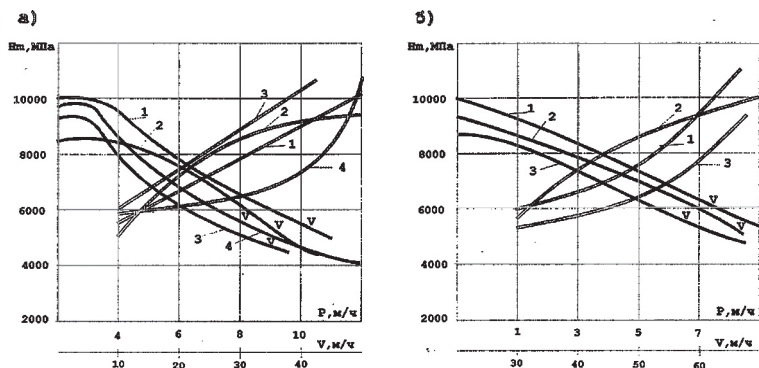


Рис.2.29. Зависимость степени упрочнения чугунов от скорости упрочнения, мощности плазменной струи (а) и дуги (б) (упрочнение с оплавлением)
1 - СЧ-20; 2 - ВЧ42-12; 3 - СЧХНМД; 4 - КЧ-35-10

ления поверхности, т.к. температурный интервал образования аустенита ограничен сверху температурой солидуса T_s сплава, а снизу - критической точкой A_{c1} , оказывается очень узким (в пределах 100-150°C). В связи с этим для получения максимальной глубины упрочнения необходимо проводить закалку с оплавлением поверхности.

Автором были проведены исследования влияния скорости нагрева и мощности плазменной струи на степень упрочнения различных чугунов, рис. 2.29.

Различные марки серого чугуна по разному склонны к плазменному упрочнению без оплавления поверхности, рис. 2.30.

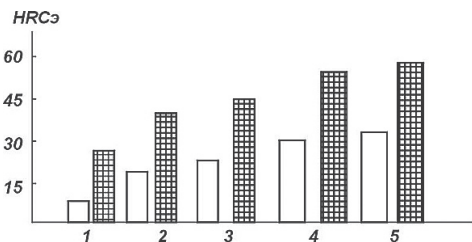


Рис.2.30. Зависимость степени упрочнения серых чугунов после плазменного упрочнения без оплавления поверхности

1. СЧ-12-48	- исходное состояние - после плазменного упрочнения
2. СЧ-15-32	
3. СЧ-18-36	
4. СЧ-21-40	
5. СЧ-24-44	

Легированные серые чугуны ХНМЧ и СЧХНМД из-за низкой теплопроводности требуют значительно меньших скоростей упрочнения и большей мощности с (целью получения гарантированного упрочненного слоя).

Из полученных данных следует, что плазменное упрочнение в режиме дуги наиболее эффективнее, по сравнению с режимом струи, в связи с высоким КПД нагрева. Скорость

обработки оказывает существенное влияние на микротвердость чугунов, как при упрочнении в режиме струи, так и при упрочнении в режиме дуги. С увеличением скорости обработки (при постоянной мощности) снижается растворимость графита в оплавленной зоне, что вызывает уменьшение микротвердости. При увеличении мощности плазменной струи (дуги) растворимость графита увеличивается и микротвердость оплавленной зоны возрастает. Однако, дальнейшее повышение мощности вызывает увеличение объема жидкой ванны и снижение скорости охлаждения. Упрочненный поверхностный слой на чугунах по глубине не однороден. Особенностью фазового упрочненного слоя является содержание остаточного аустенита 30- 60% и повышенное содержание в нем углерода 1,4 - 1,58%, а также 20-30% мартенсита и 20-40% цементита.

Предварительная обработка чугунов (закалка, отжиг и т.д.) оказывает сильное влияние на распределение твердости по глубине упрочненного слоя, рис. 2.31.

При упрочнении без оплавления поверхности в упрочненном слое образуются, в основном, аустенитно-мартенситные структуры с преобладанием мартенсита.

Анализ результатов плазменного упрочнения чугунов показывает, что степень их упрочнения в зоне оплавления зависит от химического состава, параметров упрочнения, температуры предварительного подогрева, исходного состояния. Величина микротвердости в оплавленной зоне определяется, в основном, количественным соотношением цементита и аустенита, которое зависит от химического состава чугуна, степени растворения графита и скорости охлаждения жидкой ванны.

Глубина упрочненного слоя зависит от параметров режима упрочнения, исходной структуры чугуна, типа матрицы, ее дисперсности. Тип матрицы и ее дисперсность определяют скорость и полноту $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в чугунах. Чем выше дисперсность ферритно-карбидной смеси, тем меньше пути диффузии углерода при превращении.

2.4. Плазменное легирование поверхностных слоев металла.

Одной из разновидностей плазменного поверхностного упрочнения является легирование поверхностного слоя металла из твердой,

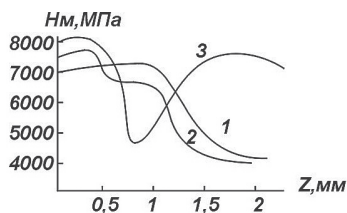


Рис. 2.31. Распределение микротвердости по глубине упрочненного слоя на чугуне СЧ-24 в зависимости от исходного состояния.

1-отжиг, 2-обычная закалка+отпуск, 3-закалка ТВЧ

жидкой и газовой фазы [87,88.113-124].

2.4.1. Плазменное поверхностное легирование из газовой фазы

В работе, [87] исследован процесс плазменного поверхностного упрочнения с применением активных плазмообразующих газов на низкоуглеродистых конструкционных сталях. В общем виде механизм упрочнения можно представить следующим образом: при нагреве поверхностного слоя азотосодержащей плазменной струей (дугой) происходит насыщение металла азотом из плазмы. При последующем скоростном охлаждении образуются заключенные структуры, легированные азотом. Плазменное азотирование из газовой фазы проводится как с оплавлением поверхности так и без оплавления [87]. Кроме азотирования возможно проводить цементацию, нитроцементацию [120,124].

Установлено [87], что при 60% добавке азота к аргону начинает протекать процесс азотирования. На поверхности стали 20 образуется диффузионный слой со структурой γ^1 - фазы (Fe_4N) и азотистой α - фазы, рис. 2.32. Однако наиболее интенсивно поверхностный слой насыщается азотом при 80-100 % содержании азота в плазмообразующем газе. В результате чего формируется слой внутреннего азотирования протяженностью 0,02-0,04мм. Кроме стали 20, 45 в работе [87] исследовалась сталь 9ХФ. Обработка стали 9ХФ плазменной струей (100 % азота) приводит к перераспределению легирующих элементов V, Cr, Mn. Наиболее интенсивное перераспределение происходит в центре упрочненной зоны, так содержание марганца повышается до 1,5% (0,45 в исходном), хрома до 0,83% (0,6% в исходном), ванадия до 0,31 (0,25 в исходном). Рентгенофазовый анализ показал нали-

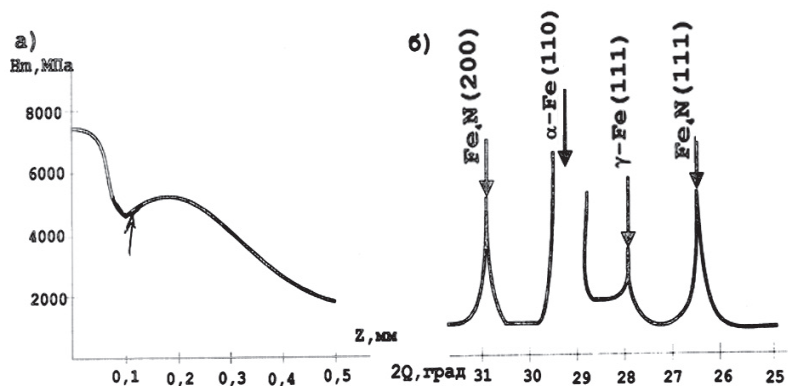


Рис. 2.32. Распределение микротвердости по глубине азотированного слоя (а) и рентгенограмма поверхностной нитридной зоны на стали 20 (без оплавления)

чие цементита, высокоазотистых нитридов Fe_2N нитридов хрома при 18% содержании остаточного аустенита.

При упрочнении плазмой сложного состава (80% N_2 + 10% Ag + 10% CO_2) содержание углерода в поверхностной зоне карбонитридного слоя полученного на стали 20, достигает 0,3% [124]. Толщина карбидной зоны 0,03-0,04мм, а микротвердость 7800-8000 МПа при общей глубине упрочненного слоя 0,8мм. По мнению [87] в упрочненном слое также возможно образование оксикарбонитридной фазы.

При обработке стали 20 азотосодержащей плазменной струей с оплавлением поверхности упрочненный слой имеет структуру ϵ и γ - фаз, соответствующих твердому раствору на базе нитридов Fe_2N и Fe_4N , рис.2.33. При травлении этот слой выявляется в виде светлой полоски, толщиной $\approx 0,1\text{мм}$ с микротвердостью 6200-6500 Мпа. Ниже поверхностного слоя располагается диффузионная зона со структурой γ - фазы (Fe_4N) и α - фазы, где наблюдается провал микротвердости до 4200-3800МПа. Непосредс-

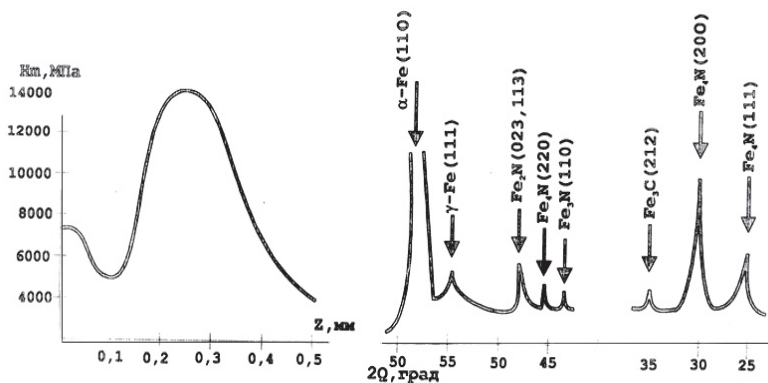


Рис. 2.33. Распределение микротвердости по глубине азотированного слоя (а) и рентгенограмма поверхностной нитридной зоны (б) на стали 20 (с оплавлением поверхности)

твенно к диффузионному слою примыкает нетравящийся слой с аномально высокой микротвердостью 12500-13000МПа. Это связано с увеличением содержания углерода в этом слое, по сравнению с основным металлом, рис. 2.34. Увеличение содержания углерода способствует повышению устойчивости аустенита при охлаждении и, как следствие, образование карбидного мартенсита и небольшого количества остаточного аустенита ($\approx 7\%$), рис.2.35. Общая глубина упрочнения составила 0,8мм., а азо-

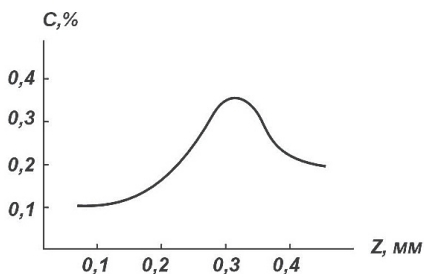


Рис. 2.34. Распределение углеродов в упрочненном слое стали 20 при обработке азотной плазменной струей (с оплавлением поверхности)

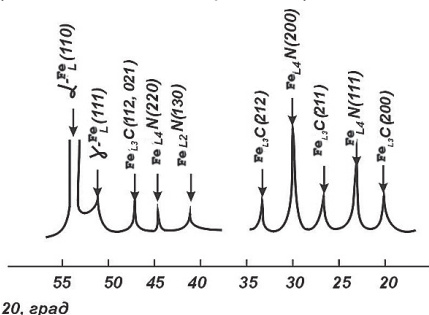


Рис. 2.35. Рентгенограмма зоны внутреннего азотирования на стали 20 при обработке азотной плазменной струей с оплавлением поверхности

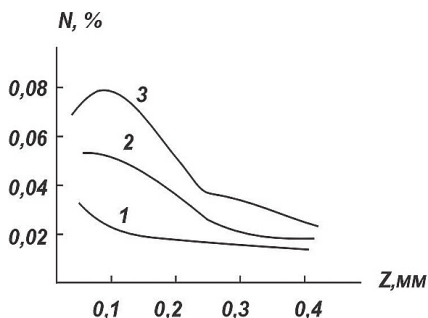


Рис. 2.36. Распределение содержания азота по глубине азотированного слоя на стали 20
1. обработка без оплавления
2. обработка с оплавлением
3. обработка с порообразованием

тированного слоя - 0,35 мм.

Дальнейшее увеличение мощности плазменной азото-содержащей струи при упрочнении с оплавлением поверхности вызывает интенсивное порообразование. Происходит «азотное кипение» ванны расплавленного металла, что связано с увеличением скорости поглощения азота поверхностью из плазмы (предел растворимости азота в стали наступает почти мгновенно [87]).

Распределение содержания азота по глубине диффузионных слоев снижается от поверхности к сердцевине основного металла, рис.2.36.

В работе [87] определены величины и знак остаточных напряжений после плазменного азотирования стали 20,9ХФ. Максимальные сжимающие напряжение зафиксированы в зоне нитридных фаз (на глубине 30мкм).

Таким образом, использование активных плазмообразующих газов позволяет за доли секунды проводить химико-термическую обработку поверхностного слоя, как с оплавлением поверхности, так и без оплавления. Глубина легированного слоя в зависимости от режимов упрочнения может достигать 0,2-0,5мм с микротвердостью на стали 20 6500-1300МПа, что значительно выше, чем при простой плазменной закалке.

Плазменное легирование из твердой фазы. Цементация.

В работах [113-117] рассмотрены вопросы плазменной поверхностной цементации из твердой фазы. Сущность способа заключается в нанесении на поверхность металла углеродосодержащей обмазки или покрытия, которое оплавляется под воздействием плазменной струи. Под действием газодинамического напора плазменной струи происходит интенсивное перемешивание жидкого металла с углеродом и при последующей кристаллизации образуется легированный углеродом слой.

В работах [113-117] показано, что плазменная цементация из твердой фазы возможна только с оплавлением поверхности.

В качестве основного компонента углеродосодержащих паст, обмазок, покрытий наиболее часто используют графит [122]. При нанесении на сталь 20 углеродосодержащей пасты и последующего ее оплавления плазменной струей, в упрочненном слое образуются три зоны.

Первая зона (глубиной до 100-120 мкм) является зоной легированной углеродом, с микротвердостью 8400-9200 МПа. Структура не вытравливается.

Вторая зона глубиной до 50-100 мкм) является зоной закалки из твердой фазы,

Структура - мартенсит и остаточный аустенит. Микротвердость по глубине распределена неравномерно, т.к. в этой зоне имеются структуры полного (ближе к легированной зоне)

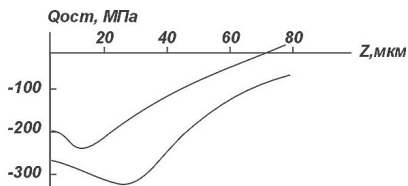


Рис. 2.37. Распределение остаточных напряжений по глубине азотированного слоя на стали 20
1. обработка без оплавления;
2. обработка с оплавлением.

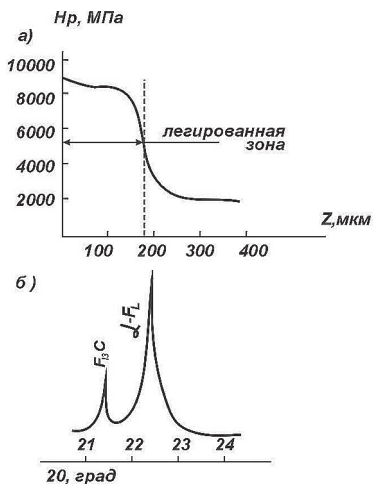


Рис. 2.38. Распределение микротвердости по глубине легированного слоя на стали 20 (а), рентгенограмма легированного слоя на стали 20 (б)

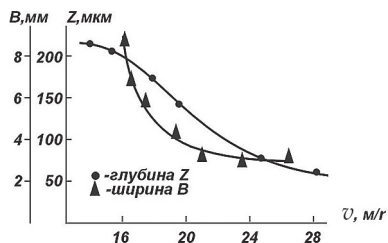


Рис. 2.39. Влияние скорости обработки на глубину и ширину цементированной зоны.

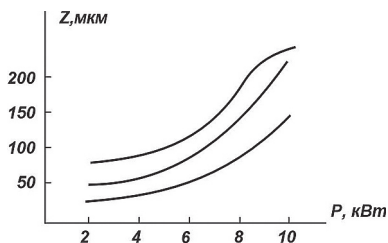


Рис. 2.40. Зависимость глубины цементированной зоны от мощности плазменной струи:

1. $v=6\text{ м/ч}$; 2. $v=16\text{ м/ч}$; 3. $v=16\text{ м/ч}$

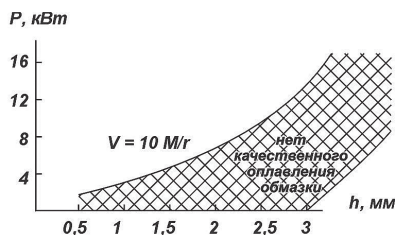


Рис. 2.41. Влияние толщины углеродосодержащей пасты на мощность плазменной струи.

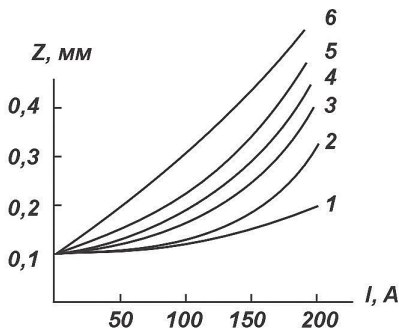


Рис. 2.42. Влияние дополнительного тока, пропускаемого через деталь на глубину легированного слоя стали 20 при плазменной цементации.

1. $P=2\text{ кВт}$; 2. $P=3\text{ кВт}$; 3. $P=4\text{ кВт}$; 5. $P=6\text{ кВт}$; 6. $P=8\text{ кВт}$

и неполной (нижняя граница зоны) закалки.

Третья зона - переходная зона, образовавшаяся при нагреве ниже точки A_{c3} .

Рентгеноструктурным анализом, рис. 2.38. выявлены, наряду с линиями γ -фазы и цементита линии смеси α -фазы и цементита. Средняя концентрация углерода в легированном слое составляет $\approx 3,5\%$, количество остаточного аустенита (10-12%).

При плазменной цементации возможно получить слой не только легированной аустенитно-мартенситной структурой, но и слой со структурой белого чугуна [113]. Структура белого чугуна была получена на стали 20. Нагрев и выдержка при температуре 500°C не выявил снижения микротвердости, которая осталась на уровне 6500-8000 МПа.

В работах [113,122-124] установлены зависимости между параметрами плазменного упрочнения на глубину и ширину цементированного слоя, рис. 2.39, 2.40.

На глубину и твердость легированного слоя сильное влияние оказывает толщина углеродосодержащей обложки, эффективное расплавление которой зависит от мощности плазменной струи, рис. 2.41.

Рентгеноструктурный и фазовый анализ сталей 45, 30ХГСА, 40Х, 20Х13, 12ХФ1, проведенный в работах Скрипкина А.А., показал, что после плазменной цементации из твердой фазы в поверхностном слое углеродистых и легированных сталей происходит сильное перераспределение легирующих элементов в упрочненном слое. В упрочненном

слое, в зависимости от режимов обработки, остаточные напряжения имеют резко выраженную неоднородность. По глубине упрочненного слоя остаточные напряжения распределяются следующим образом: в оплавленной зоне (50-100мкм) зафиксированы растягивающие напряжения, которые переходят в сжимающие во втором слое (10-20мкм) со структурой мартенсита. В переходной зоне зафиксированы напряжения растяжения. Сильное влияние на характер распределения остаточных напряжений оказывает химический состав стали и параметры обработки.

Для увеличения глубины легированного слоя можно использовать электротермический эффект (через деталь пропускается электрический ток). Проведенные исследования на сталях 3, 20, 40, 20Х13, 30ХГСА показали, что глубина легированного слоя (углеродом) может достигать 0,6-1мм и зависит от параметров режима упрочнения, параметров дополнительного тока (род тока, сила тока и т.д.), рис. 2.42.

Электротермический эффект [123] можно использовать практически во всех способах плазменного легирования, использующих плазменную струю. Важной особенностью данного эффекта является возможность легирования без оплавления поверхности.

При использовании плазменной дуги, глубина легированного слоя в 1,5-2 раза больше по сравнению с плазменной струей, за счет электронного тока. Однако легирующие обмазки должны проводить электрический ток с целью обеспечения стабильности плазменного упрочнения в режиме дуги.

Азотирование

В качестве паст, обмазок используют азотосодержащие соли. Пасту со связующей связкой наносят на поверхность изделия слоем толщиной 0,5-1,5 мм и проводят плазменный нагрев с оплавлением поверхности. В поверхностном слое на стали 20 образуется не только $\alpha \rightarrow \gamma$ твердые растворы азота в железе, но и нитрид Fe_2N . Микротвердость легированного слоя достигает 8400-8800МПа. При использовании электротермического эффекта (ЭТЭ) глубина азотированного слоя возрастает, табл. 2.15.

Борирование

Плазменное борирование осуществлялось при помощи специальных активных паст на основе порошка карбида бора. Диффузионный слой на стали 20 состоит из вытянутых и ориентированных перпендикулярно поверхности боридных фаз (FeB , Fe_3B). Толщина слоя составляет 0,1-0,180 мкм. На поверхности образуется FeB и Fe_2B (под слоем). На стали 65Г и 45 борированные слои имеют меньшую глубину, т.к. углерод препятствует диффузии бора в железе и оттесняется вглубь, образуя карбобориды по границам зерен. Микротвердость боридов FeB 18000-20100 МПа, а Fe_2B - 15000-16500МПа. При борировании возможно образова-

наряду с фазами FeB и Fe₂B- β- модификации бора с микротвердостью 25000-30000 МПа. Однако, в наших исследованиях на стали 5, 10, 20, 45, 65Г, У10 такой модификации не зафиксировано.

Табл. 2.15.

Влияние электротермического эффекта на глубину легированного слоя

Марка стали	Микротвердость, МПа	Глубина, мм	
	Плазменное легирование	Без ЭТЭ	с ЭТЭ
1	2	3	4
Ст.3	8900 - 9500	0,15 - 0,3	0,6
Сталь10	6700 - 8000	0,30 - 0,35	0,7 - 0,8
20	7500 - 9000	0,30 - 0,4	0,7 - 0,8
45	10500 - 11400	0,35 - 0,40	0,6 - 0,9
40Х	12100 - 14000	0,25 - 0,35	0,8 - 1,2
30ХГСА	10500 - 11800	0,3 - 0,4	0,8 - 1,2

Нитроцементация.

Одновременное насыщение поверхностных слоев стальных изделий углеродом и азотом проводилось при помощи паст на основе (K₄Fe(CN)₆ + графит + связующее вещество. На стали 20 глубина легированного слоя достигает 0,3-0,45мм. Концентрация углерода в поверхностном слое может достигать 2-3%, а азота 1,5-2,1%. Количество остаточного аустенита находится в пределах (5-18%) и зависит от скорости нагрева и охлаждения. При обработке холодом остаточный аустенит почти полностью устраняется. Микротвердость на поверхности стали 20 достигает 9800-10800МПа.

Нитроцементированный слой на стали 45 содержит мартенсит + остаточный аустенит. Определение остаточного напряжения показало, что максимальные напряжения сжатия расположены на 50-110мкм от поверхности. По всей видимости, это связано с высокой концентрацией азота и углерода в поверхностном слое и как следствие этого - повышенным количеством остаточного аустенита, рис. 2.43.

2.4.3. Плазменное легирование из жидкой фазы

Подробно процесс плазменного упрочнения в жидких средах рассмотрен в работе [88], где указывалось на возможность химико-термического упрочнения при использовании различных насыщающих жидкостей (углеродосодержащих, азотосодержащих и т.д.), рис. 2.44.

Для насыщения поверхностного слоя углеродом или азотом обрабатываемую деталь погружают в жидкость, содержащую углерод (толуол, минеральное масло и др.) или азот (водяной раствор хлористого аммония и др.)

В работе [88] был исследован процесс азотирования из жидкой фазы (водный раствор хлористого аммония) на образцах стали 20, 45, 50, 9ХФ, 38ХНМЮЛ.

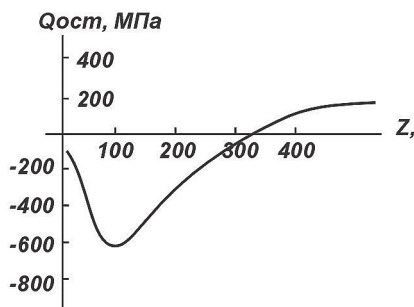


Рис. 2.43. Распределение остаточных напряжений по глубине нитроцементированного слоя стали 20

Установлено, что процесс азотирования наблюдается только при оплавлении поверхности, рис. 2.45.

Азотированный слой на стали 20 представляет собой белую плохо травящуюся полоску карбонитридного состава, содержащую $\approx 4\%$ азота, $\approx 1,5\%$ углерода, $\approx 10-15\%$ остаточного аустенита. Содержание остаточного аустенита на стали 20 возрастает с увеличением длительности насыщения и концентрации азота в растворе.

2.4.4. Комбинированные способы плазменного легирования

К комбинированным способам плазменного легирования относятся способы плазменного легирования (твердая фаза + жидкая фаза; твердая фаза + жидкая + газовая фаза и т.д.) рис. 2.46.

Плазменное легирование из жидкой, твердой и газовой фазы

Исследования проводились на стали 20, 45. В качестве жидкой среды использовался водный раствор соли аммония (различной концентрации), газовые среды (азот и пропан, CO_2), пасты (углеродосодержа-

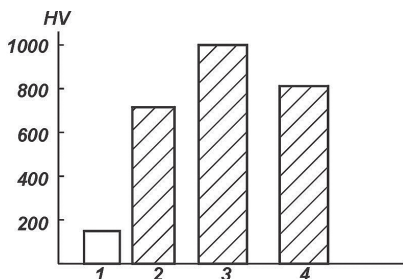


Рис. 2.44. Влияние среды на степень упрочнения стали 45

1. исходная твердость до упрочнения
2. плазменное упрочнение на воздухе
3. плазменное упрочнение в 80% растворе хлористого аммония
4. плазменное упрочнение в воде

щие, азотосодержащие).

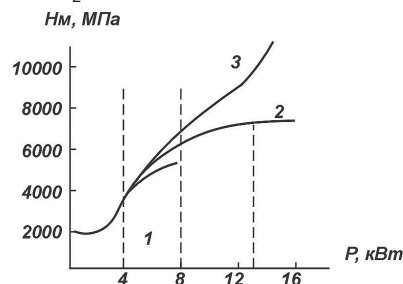


Рис. 2.45. Влияние мощности плазменной струи на микротвердость стали 20.

- I. закалка без оплавления
- II. закалка с оплавлением
- III. Плазменное легирование из жидкой фазы.

Азотирование

Проведенные исследования показали, что увеличение концентрации азота в зоне обработки приводит к повышению содержания азота в по-

верхностных слоях, следствием чего является увеличение глубины слоя и микротвердости, табл. 2.16. Микроструктура слоя после комплексного легирования такая же, как и после простого азотирования из газовой и твердой фазы. Непосредственно на поверхности образуется насыщенная азотом нетравящаяся ϵ – фаза, за ней переохлажденная γ – фаза, под которой находится азотистый мартенсит.

Нитроцементация

Особенностью комбинированного способа нитроцементации при плазменном упрочнении является повышенная концентрация азота и углерода. Слой наибольшей твердости и глубины получается при комбинации: плазмообразующий газ (азот 100%) + азотоуглеродосодержащая паста.

Глубина диффузионного слоя на стали 20 составляла 0,6-1,1мм, микротвердость 11000-12500МПа. Микротвердость повышается при увеличении скорости нагрева. Нагрев с большей скоростью уменьшает время, в течении которого азотоуглеродосодержащая паста находится в расплавленном состоянии, что увеличивает концентрацию активных атомов углерода и азота на границе раздела: насыщенная среда - поверхность металла. Однако, концентрации азота и углерода приводит к увеличению остаточного аустенита (от 2,5 до 10% на стали 20), что снижает микротвердость. Глубина диффузионного слоя на стали 45 составляла 0,65-0,8мм., а микротвердость 11200 -13000МПа. Содержание остаточного аустенита увеличивается при повышении скорости обработки (от 8 до 15 %). Нитроцементированный слой на стали 45 после легирования по структуре аналогичен процессу нитроцементации, описанному выше.

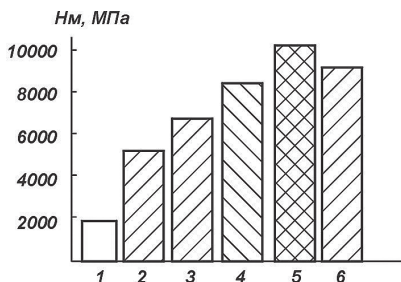


Рис. 2.46. Влияние среды на степень упрочнения на стали 3.

1. исходная твердость
2. плазменное упрочнение на воздухе
3. плазменное упрочнение в воде
- 4,5. плазменное упрочнение в солевом растворе NaCO (без оплавления и с оплавлением соответственно)
6. плазменное упрочнение в солевом растворе NaCO с добавкой 20% CO к плазмообразующему аргону (без оплавления)

2.4.5 Многокомпонентное насыщение (N,C,B,Cr,V,Ti,W,Ni и др.)

Плазмообразующий газ (60% азота +10% пропана + 30% аргона) + боросодержащая паста (режим с оплавлением поверхности). В оплавленной зоне на стали 45 ближе к поверхности расположен слой, содержащий бориды (FeB, Fe₃B), глубиной 10-50 мкм, под ним располагается слой содержащий нитрид Fe₂N, карбонитрид Fe₂(CN), азотистый мартенсит, остаточный аустенит (10%) глубина слоя 0,2-0,3мм, рис. 2.47.

Плазменное легирование стали 20 карбидами (порошки) + плазмооб-

Табл. 2.16.

Марка стали	Вариант легирования	Глубина слоя, мм		Микротвердость, МПа
		Легированного	Общая	
1	2	3	4	5
Сталь 20	1. Плазмообразующий газ азот (100%) (без оплавления)	0,3-0,35	0,7	8100-8200
	2. Плазмообразующий газ азот (100%) + 90% водный раствор хлористого аммония (без оплавления)	0,35-0,55	0,9	8300-9400
	3. Плазмообразующий газ азот (100%)+90% водный раствор хлористого аммония (с оплавлением)	0,6-0,8	1,8	8800-12000* (пористая поверхность)
	4. Плазмообразующий газ азот (60%) + аргон (40%) +азотосодержащая паста (с оплавлением)	0,6-0,8	2	7200-8800
	5. Плазмообразующий газ азот (100%) + 50% водного раствора хлористого аммония +азотосодержащая паста (с оплавлением)	0,75-0,1	3	9100-11300* (пористая поверхность)
	6. Плазмообразующий газ аргон (100%)+ 50% водного раствора хлористого аммония +азотосодержащая паста (с оплавлением)	0,75-0,1	1,2	8800-9500
	7.→ Плазмообразующий газ аргон (100%)+ азотосодержащая паста (с оплавлением)	0,6-0,8	2	8800-9200

* Эффект "азотного кипения"

разующий газ (60% азота, 40% аргона) в режиме оплавления поверхности показало, что в упрочненном слое образуются диффузионные слои сложного состава. Так, при использовании карбида титана, в диффузионном слое образуется нитрид титана, карбид титана, интерметаллид Fe_2Ti , оплавленная зона состоит из α - твердого раствора на основе железа и α - титана. При легировании WC (порошок) + CrB_2 (порошок) + плазмообразующий газ (аргон 90% + 10% пропана) упрочненный слой имеет композитное строение.

Предварительное нанесение нитрида титана на поверхность стали 20 с последующей плазменной обработкой азотной струей (без оплавления поверхности) увеличивает глубину диффузионного слоя на 30-50% и микротвердость на 40-50%.

Возможны другие способы комбинированного легирования, позволяя-

ющие увеличивать глубину и микротвердость легированного слоя, такие как ХТО + плазменное легирование; нанесение покрытия + плазменное легирование (с оплавлением и без оплавления); термомодеформационное упрочнение + плазменное легирование; электроискровое легирование + плазменное легирование и т.д.).

Плазменное легирование можно использовать для упрочнения титановых сплавов (в частности азотирование и цементирование из газовой фазы, карбоборирование, карбосилицирование из твердой фазы) алюминиевых, медных и других сплавов.

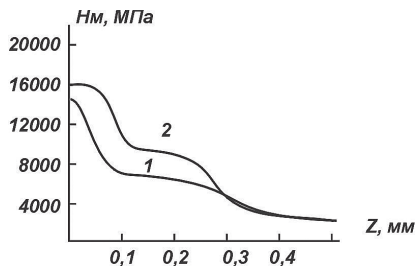


Рис. 2.47. Распределение микротвердости по глубине легированного слоя на стали 45
1. $P=4 \text{ кВ}\cdot\text{см}$
2. $P=6,5 \text{ кВ}\cdot\text{см}$

2.5. Плазменное упрочнение в сочетании с другими способами воздействия на металлы

Плазменное упрочнение в сочетании с другими способами: такими как объемная закалка, закалка ТВЧ, лазерная закалка, ультразвуковая обработка, термомодеформационное упрочнение, наплавка, напыление и др. позволяют повысить механические свойства упрочненных деталей. В работе [35] показаны различные варианты комплексного упрочнения. Исследованы структура, твердость, трещиностойкость и характер разрушения сталей 30Х1ГСА, 45, 9ХФ, 150ХНМ при различных сочетаниях объемной и плазменной термической обработки (плазменная закалка + отпуск, объемная закалка + плазменная закалка + отпуск). Использование комплексного упрочнения позволяет повысить трещиностойкость, микротвердость и износостойкость, по сравнению с простой плазменной закалкой в 1,5-2 раза. Плазменное упрочнению в сочетании с предварительной закалкой ТВЧ позволяет повысить трещиностойкость, ударную вязкость, пластичность в 1,3-2 раза, при сохранении твердости и износостойкости поверхности на высоком уровне [35]. Комплексная технология плазменного упрочнения включает в себя:

- закалка ТВЧ + плазменное упрочнение;
- закалка ТВЧ + отпуск + плазменное упрочнение (температура отпуска 290, 300, 400° С).

Упрочненная таким способом деталь имеет композиционный рабочий слой с высокой износостойкостью и трещиностойкостью, и относительно, мягкую пластичную сердцевину, рис. 2.48. Природа образования внутреннего отпущенного слоя аналогична случаю плазменного упрочнения

предварительно закаленных сталей.

Более сложный композиционный рабочий слой образуется после комбинации:

- объемная закалка + плазменная закалка + лазерная закалка + отпуск (температура отпуска 200° С);
- закалка ТВЧ + отпуск + плазменная закалка + лазерная закалка + отпуск (температура отпуска 200° С);
- закалка ТВЧ + отпуск + плазменная закалка + лазерная закалка температура отпуска 200° С).

Каждый из способов в отдельности обеспечивает определенную глубину упрочненного слоя и степень дисперсности мартенсита в нем:

$$Z_{ТВЧ} > Z_{п.з.} > Z_{л.з.}, d_{ТВЧ} > d_{п.з.} > d_{л.з.}$$

где Z - глубина упрочненного слоя после закалки ТВЧ, плазменной и лазерной соответственно;

d - размер зерна после закалки ТВЧ, плазменной и лазерной соответственно.

Использование этих способов в определенной комбинации позволяет повысить микротвердость рабочей поверхности и трещиностойкость. Повышение трещиностойкости обусловлено увеличением степени дисперсности мартенсита, т.к. критическое напряжение хрупкому разрушению обратно пропорционально размеру зерна. Кроме того, образование нескольких слоев в упрочненном слое, после комплексной обработки, (с различными структурными составляющими) изменяет микромеханизм разрушения, рис. 2.48. Трещины, распространяющиеся от поверхности в глубь упрочненного слоя, при переходе из твердого и хрупкого слоя лазерной закалки тормозятся в мягком и пластинчатом слое отпуска.

Несмотря на усложнение технологии упрочнения, комплексная обработка позволяет регулировать эксплуатационные характеристики в достаточно широких пределах, что позволяет добиться благоприятного соотношения параметров прочности, пластичности и трещиностойкости. Более высокий комплекс механических свойств металлов и сплавов достигается совмещением различных средств воздействия на структуру (например, термическое и деформационное воздействие).

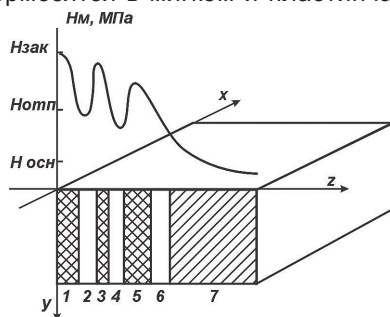


Рис. 2.48. Схема расположения упрочненных слоев и распространения микротвердости по глубине после комплексной обработки 1,3,5 - слой лазерной, плазменной и ТВЧ закалки, 2,4,6 -отпущенные слои, 7 - основной металл

Аустенит, образующийся при плазменном нагреве, обладают более развитой субструктурой. Дальнейшее деформирование такого аустенита при высокой температуре приведет к значительным изменениям в субструктуре после закалки. Кроме того, микроненормодность аустенита, образующегося при плазменном нагреве (вследствие частичной гомогенизации), при его дальнейшем деформировании приводит к образованию мелкой текстуры неоднородностей, что усложняет морфологию мартенсита после закалки.

Для оценки влияния предварительной деформации на степень измельчения зерна аустенита после плазменного упрочнения, была выбрана сталь 45. Образцы готовили волочением заготовок одинаковой исходной структуры и разных размеров, с целью получения требуемых деформаций от 0 до 90%. Параллельно исследовались образцы после плазменного упрочнения без деформации.

В результате проведенных исследований построенные пространственные диаграммы, учитывающие влияние скорости нагрева, степени деформации на размер аустенитного зерна, рис.2.49 Из диаграммы видно, что по мере увеличения скорости нагрева и степени деформации, процесс измельчения зерна стабилизируется. Наиболее сильное измельчение зерна происходит в интервале скоростей нагрева 10^3 - 10^4 , при степени деформации от 10 до 60%.

Эффект измельчения зерна при такой комплексной обработке заключается в том, что вследствие предварительной пластической деформации структура аустенита становится более однородной, в связи с уменьшением количества аномально больших зерен и их предварительного размера. По мере увеличения скорости нагрева, степень деформации оказывает сильное влияние на размеры зерна.

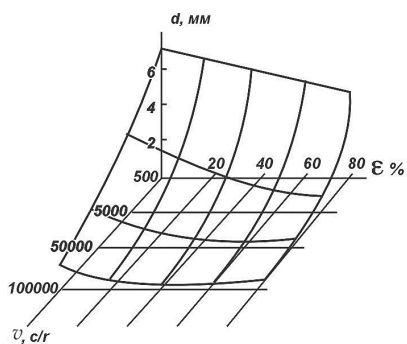


Рис. 2.49. Зависимость размеров зерна аустенита в стали 45 от степени предварительной пластической деформации скорости нагрева при плазменном упрочнении

Чем дисперснее структура к началу $\alpha \rightarrow \gamma$ - превращения, тем более мелкозернистым получается аустенит. При распаде такого аустенита получается высокодисперсный мартенсит, отличающийся более высокими механическими свойствами.

Проведенные исследования показали, что с увеличением степени деформирования и скорости нагрева в упрочненном слое возрастает плотность дефектов кристаллической структуры. Кроме того, эффект измельчения зерна аустенита наиболее сильно

проявляется при обработке сталей с грубодисперсной структурой (в закаленных сталях) эффект измельчения проявляется незначительно.

На рис. 2.50. приведены данные о влиянии предварительного деформирования стали 45 на микротвердость упрочненного слоя после плазменной закалки. Повышение микротвердости связано с наследованием аустенитом дислокационной структуры деформирования α - фазы. Электронно-микроскопический анализ показал, что в упрочненном слое размеры игл мартенсита сильно уменьшены, по сравнению с простой плазменной закалкой. С увеличением степени деформации величина относительного измельчения возрастает.

Многообразие возможных вариантов комбинированного воздействия (термического и деформационного) на структуру, позволяет формировать в широких пределах окончательные свойства детали. При разработке технологических вариантов основные параметры (температура нагрева, скорость нагрева, степень деформации) должны выбираться из расчета достижения максимального эффекта измельчения зерна аустенита. Усложнение технологии упрочнения компенсируется высоким механическими свойствами обработанных деталей. На практике возможно осуществить следующие варианты:

- холодная пластическая деформация + отжиг + плазменная закалка + отпуск;
- плазменная закалка + деформация (в интервале температур A_{r3} и A_{r1}) + отпуск;
- плазменная закалка + отпуск + деформация;
- объемная обработка + отпуск + холодная пластическая деформация + отжиг + плазменное упрочнение.

Эффективность применения плазменного поверхностного упрочнения с целью повышения износостойкости изделий во многом зависит от соотношения глубины упрочненной зоны Z к допустимой величине износа h . Для большинства изделий глубина упрочнения во много раз меньше, чем износ. Поэтому плазменное поверхностное упрочнение целесообразно использовать в комплексе с операцией наплавки. Применение комплексной технологии упрочнения (наплавка +

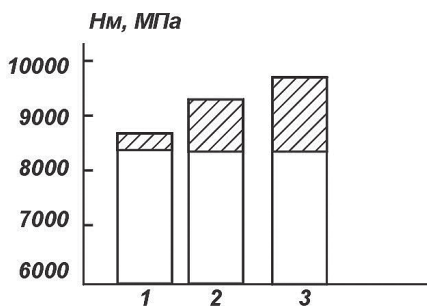


Рис. 2.50. Влияние предварительной пластической деформации на микротвердость упрочненного слоя на стали 45 (плазменное упрочнение без оплавления)
1- 20% деформации; 2- 50% деформации; 3- 85% деформации

плазменное упрочнение) позволяет в очень больших пределах регулировать не только глубину, но и структуру наплавленного металла. Основные подходы к выбору наплавленного металла сформулированы в работе [35].

Первый подход состоит в использовании низко- или среднеуглеродистых низколегированных сталей (применяемых для восстановления геометрических размеров детали) типа 18ХГС, 30ХГСА и т.д.

Второй подход - использование низко- или среднеуглеродистых среднелегированных сталей мартенситного или мартенситно-карбидного класса типа 10Х5МТ, 30Х2М2ЕФ и т.д.

Выбор этих сталей определяется экономным легированием, обеспечивающим износостойкость при нормальной и повышенной температуре, теплостойкость, ударную вязкость и т.д. [125-131].

Металл, наплавленный проволокой Св-30ХГСА под флюсами АН-60, АН-348А, ОСЦ45, АН-26 и др. в исходном состоянии имеет невысокую микротвердость - 1950-2800МПа. Последующая операция упрочнения повышает значение микротвердости до 5000-7100МПа. Наплавка стали 3 проволокой Св-08Г2С, Св-10ГА, Св-18ХГСА, Св-18ХМА в среде углекислого газа не позволяет получить высокую твердость наплавленного слоя. Последующая операция плазменного упрочнения увеличивает микротвердость до 5000-8000МПа. При наплавке порошковой проволокой ПП-АН-124, наплавленный металл имеет микротвердость порядка 6000-7500МПа, после плазменного упрочнения микротвердость наплавленного металла возрастает до 7700-8900МПа. Использование плазменного поверхностного легирования (азот, углерод, бор и т.д.) позволяет повысить микротвердость наплавленного слоя в 2-5 раза, по сравнению с исходным состоянием. Так, сталь 20, наплавленной проволоки Св-08А под флюсом АН-60 после плазменной нитроцементации из газовой фазы имеет микротвердость 7000-9000МПа. Часто на практике, при восстановлении геометрических размеров изделий требуется, чтобы наплавленный металл механически хорошо обрабатывался и в то же время имел высокую износостойкость. Например, при наплавке колесных пар железнодорожного транспорта используется проволока Св-08А, Св-08ХМ, Св-10Г2, Св-18ХГСА и флюсы АН-60, АНЦ-1, АН-348А, АНК-18, смеси этих флюсов а также смеси флюса АНК-

18 с кварцевым песком. В зависимости от режимов наплавки и материалов, содержание химических элементов в наплавленном металле изменяется в очень широких пределах: С 0,04-0,7%, Si 0,1-0,5%, Mn 0,7-1,6%, Cr 0,07-2,8%. Это позволяет получать в наплавленном слое различные структурные составляющие (феррит - перлит - сорбит - тростит - бейнит - мартенсит) с различной твердостью от 190 до 600НВ.

Оптимальная твердость наплавленного металла, обеспечивающая хорошую обрабатываемость и незначительное повышение износостойкости в процессе эксплуатации, находится в пределах НВ 240-280. Дальнейшее повышение твердости можно обеспечить при помощи плазменного упрочнения на глубину 3-4мм с твердостью закаленного слоя HRC 45-62 в зависимости от условий эксплуатации.

Выбирая состав наплавленного металла для последующего плазменного упрочнения, необходимо учитывать условия эксплуатации изделия. Повышение содержания углерода до 0,4-1% приводит к росту твердости и износостойкости, однако трещиностойкость наплавленного и упрочненного металла резко падает. Повысить трещиностойкость удастся, наплавляя на изделие материалы, подвергающиеся закалке и имеющие вязкость разрушения большую, чем материалы изделия (30ХГСА, 15ХЗМФ, 25Х5ФМС и др.) [125-131]

По мнению [35], применение технологии наплавки и упрочнения позволяет чередовать прочные и мягкие слои, что создает возможность затормозить распространение трещины в результате изменения напряженно-деформированного состояния в ее вершине. Остановка трещины по механизму образования микрорасслоения на границе слоев с различными физико-химическими свойствами происходит из-за разного увеличения радиуса ее вершины [35].

Таким образом, использование при восстановлении изделий комплексной технологии наплавки и плазменного упрочнения позволяет повысить износостойкость и трещиностойкость восстановленных деталей машин и инструментов. Плазменное поверхностное упрочнение позволяет повысить эксплуатационные свойства напыленных покрытий (прочность сцепления, микротвердость, износостойкость) [35]. При напылении, покрытие и основной металл практически всегда являются разнородными по составу и свойствам. Высокий градиент свойств на границе покрытие - основной металл су-

щественно снижает прочность сцепления. После плазменного упрочнения (без оплавления) покрытия, его микроструктура становится мелкодисперсной с равномерно распределенными карбидами легирующих элементов. На границе покрытие - основной металл происходит выравнивание свойств. Устраняется характерный для такого типа соединений скачок микротвердости, способствующий отслоению покрытий.

Проведенные эксперименты с металлизационными покрытиями (30ХГСА, 65Г) показали, что после плазменного упрочнения без оплавления покрытия, прочность сцепления (штифтовая проба) напыленного слоя с подложкой повысилась на 15-30%.

При использовании комплексной технологии (металлизация + плазменное упрочнение + холодное прессование) удастся значительно повысить прочность сцепления (на 30-50%) напыленного слоя с основным металлом. Покрытие приобретает однородную мелкодисперсную структуру без пор и пустот. Износостойкость таких покрытий повысилась в 1,5-2 раза, что показывает перспективность использования плазменного упрочнения при обработке напыленных покрытий.

Свойства сталей после плазменного упрочнения

Основная цель поверхностного упрочнения концентрированными потоками энергии сталей, чугунов, цветных сплавов, является повышение износостойкости. Однако, высокодисперсная структура упрочненного поверхностного слоя металла, характеризующаяся высокой твердостью, оказывает определенное влияние на изменение не только износостойкости, но и других механических свойств (прочность, пластичность, выносливость, трещиностойкость, тепло- и коррозионостойкость). Кроме того, работоспособность многих деталей часто зависит не столько от механических свойств, сколько от физических. Так, например, стойкость режущего инструмента тем выше, чем меньше тепло- и температуропроводность инструментальной стали.

В случае низкой теплопроводности разогрев режущей кромки инструмента меньше, т.к. теплоотвод осуществляется больше стружкой, чем инструментом.

Влияние поверхностного упрочнения на механические и физические свойства металлов и сплавов наиболее широко исследовано для случая лазерного термоупрочнения [66,78], в меньшей степени для электронно-лучевого упрочнения [132,133]. Применительно к плазменному упрочнению, таких работ очень мало [35,134-138].

Анализ многочисленных работ по поверхностному упрочнению концентрированными источниками нагрева сталей 09Г2С, 3, 26, 30, 45, 60, 4СХ, 65Г, 30ХГСА, 9ХФМ, У8, У10, У12, 65ХЗМФ, ШХ15, 38ХС, ХВГ показывает, что упрочнение в большинстве случаев снижает прочностные характеристики (σ_B , σ_{02}) на 5-40%, характеристики пластичности на 150-300%,^{*3}.

Установлено, что ударная вязкость стали 09Г2С снижается на 10-15%, стали 20 - на 15-20%, стали 45, 60, 40Х, 65Г - на 40-70%, стали У8, У10, 9ХВ - на 50-70%. Снижение ударной вязкости обусловлено высокой хрупкостью закаленного слоя, и, как следствие, очень низким значением работы зарождения трещины в этом слое.

Испытания на трещиностойкость, табл. 3.1., упрочненных сталей 45, 30ХГСА, 5ЭХР1, 9ХФ, 65ХЗМФ, показали [35], что процесс разрушения этих сталей происходит в несколько этапов. Субмикроскопическая трещина зарождается, растет в закаленной зоне и останавливается

^{*3} Механические свойства материалов (прочность, пластичность) после плазменного упрочнения сильно зависят от исходной структуры материала, режимов упрочнения, последующей термообработки

Табл.3.1

Результаты испытаний на трещиностойкость

Материал	K_H	K_{CM} Дж/м ²	K_{C3} Мдж/м ²	K_{Cp} Мдж/м ²	м/с	P_{max} кН	P_c^D кН	K_{Ic} МПа/м ^{1/2}
30ХГСА	1,0	0,18	0,14	0,04	250	10,20	9,15	23,3
(наплавка)	2,0	0,13	0,10	0,03	240	9,39	8,11	20,6
45	3,5	0,11	0,07	0,04	240	8,75	7,43	18,9
50ХН	1,0	0,36	0,33	0,03	200	7,80	7,15	18,2
65ХЗФМ	2,0	0,18	0,15	0,03	190	7,00	5,70	14,5
9ХФ	4,7	0,13	0,10	0,03	200	7,50	5,35	13,6
	1,0	0,51	0,37	0,14	707	7,60	6,45	15,4
	1,8	0,19	0,12	0,07	766	6,30	5,20	13,2
	4,5	0,19	0,10	0,09	230	5,50	4,40	11,2
	1,0	0,24	0,20	0,04	240	7,20	6,35	16,11
	1,7	0,10	0,07	0,03	230	6,00	5,10	2,91
	4,7	0,08	0,06	0,02	270	5,60	4,75	2,11
	1,0	0,11	0,09	0,02	300	6,60	5,35	3,61
	1,7	0,08	0,06	0,02	300	6,56	5,75	4,6
	3,8	0,07	0,02	0,02		5,10	4,20	10,7

Степень повышения твердости $K_H = H_{упр} / H_{исх}$; K_C - ударная вязкость, K_{C3} - работа зарождения трещины, K_{Cp} - работа распространения трещины, P_{max} - максимальное усилие разрушения, P_c^D - расчетное разрушающее усилие, u - скорость распространения трещины, K_{Ic} - критический коэффициент интенсивности напряжений.

в переходной зоне (более пластичной) упрочненного слоя. Для дальнейшего ее распространения необходимы существенно большие условия, чем усилия зарождения в закаленном слое. Качественный анализ диаграмм разрушения и фрактографический анализ изломов показал, что разрушение упрочненных сталей с содержанием углерода до 0,9%, происходит по механизму "множественного" разрушения с торможением трещины в переходной зоне по механизму искривления траектории. Эффект торможения трещины не приводит к повышению трещиностойкости, из-за недостаточно высокой вязкости разрушения слоя основного металла, распространенного под упрочненным слоем.

Исследование заэвтектидных сталей [35], упрочненных плазменным нагревом, не выявило эффекта торможения трещины в переходной зоне. Кроме того, плазменное упрочнение этих сталей не приводит к снижению трещиностойкости из-за их высокой хрупкости в исходном состоянии.

Плазменное упрочнение с оплавлением поверхности приводит к повышению трещиностойкости на сталях, содержащих менее 0,37% углерода. На сталях с большим содержанием углерода трещиностойкость снижается, что проявляется в межзерновом характере разрушения оплавленного слоя.

Плазменное упрочнение с перекрытием дорожек упрочнения на 30, 50, 75% существенно повышает трещиностойкость, но несколько снижает износостойкость.

Повышение трещиностойкости и снижение износостойкости обусловлено образованием: зоны отпуска (с троститно-сорбитной структурой) в месте перекрытия дорожек упрочнения. Регулируя степень перекрытия и режимы упрочнения, можно получить на рабочей поверхности чередующиеся по определенному закону твердые (хрупкие) и мягкие (пластичные) участки.

Табл. 3.2.
Результаты испытаний образцов после комплексного поверхностного упрочнения
(температура + 20°C)

Технология упрочнения, марка стали	$\sigma_{0,2}$ МПа	σ_B МПа	$\delta\%$	$\varphi\%$	КС МДж/м ²	KI_c^A МПа/м ^{1/2}
Закалка ТВЧ + плазменная обработка стали У8	920	1240	5	28	0,048	5,32
75Х2МФ	1180	1310	4	24	0,053	7,47
Закалка ТВЧ + отпуск+плазменная обработка при температуре отпуска, °С						
У8 200° С	900	1190	2	16	0,030	3,18
300° С	1020	1360	7	31	0,058	8,07
400° С	705	880	5	27	0,046	5
75Х2МФ 200° С	1120	1310	2	14	0,027	14
300° С	1300	1480	7	28	0,070	4,83
400° С	980	1060	4	24	0,050	9,84

Оценка трещиностойкости материалов после плазменного упрочнения, установление характера разрушения для различных вариантов упрочнения позволило авторам [35] разработать комплексную технологию упрочнения сталей 45, 30ХГСА, 9ХФ, У8, 75Х2МФ, 150ХНМ, обеспечивающую получение высоких механических свойств, износостойкости и трещиностойкости,

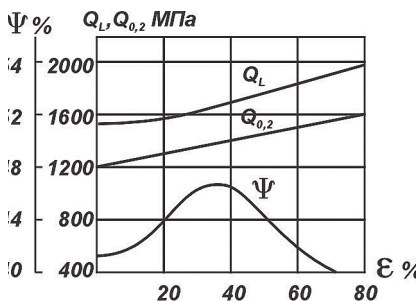


Рис. 3.1. Влияние предварительной пластической деформации на механические свойства стали 45 после плазменной закалки (деформация + плазменная закалка)

табл. 3.2. Высокий комплекс механических свойств, а также повышение трещиностойкости и износостойкости получается при использовании комплексного упрочнения, рис. 3.1.

Повышение механических свойств после плазменного упрочнения обусловлено образованием высокодисперсного мартенсита в упрочненном слое.

Увеличение степени дисперсности мартенсита и микротвердости является одной из главных причин повышения трещиностойкости и износостойкости после такой комплексной обработки.

Комплексная обработка, включающая в себя закалку ТВЧ+плазменную закалку+лазерную закалку, позволяет регулировать эксплуатационные свойства упрочненных деталей, табл. 3.3.

К числу важных эксплуатационных свойств, определяющих область применения плазменного упрочнения, относится усталостная прочность.

Табл. 3.3.

*Результаты испытаний образцов из стали У8 комплексного упрочнения
(температура испытаний 250° С)*

Технология упрочнения	σ_{02} МПа	σ_B МПа	δ %	φ %	КС МДж/м ²	K1с ДМПа/м ^{1/2}
1. Закалка и отпуск + (250° С)+ плазменная закалка	980	1300	6,2	29	0,058	7,8
2. Закалка ТВЧ + плазменная закалка + лазерная закалка	1150	1510	7,8	38	0,062	8,9
3. Закалка ТВЧ + плазменная закалка + лазерная закалка + отпуск 180° С	1200	1580	7,9	40	0,064	9,2
250° С	1020	1390	7,1	38	0,058	8,2
300° С	900	1080	6,2	30	0,052	6,4
400° С	700	920	5	25	0,048	4,8

На сопротивляемость усталости материалов после плазменного упрочнения большое влияние оказывают параметры режима упрочнения. Па-

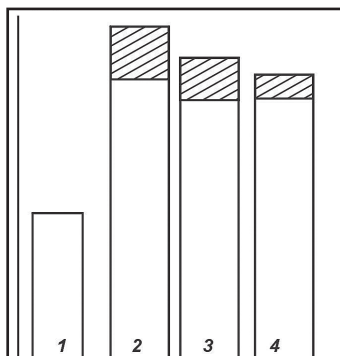


Рис. 3.2. Усталостная стойкость упрочненных образцов из стали 30ХГСА с оплавлением и без оплавления поверхности
1. Без упрочнения
2. Электронно-лучевое упрочнение
3. Лазерное упрочнение
4. Плазменное упрочнение

раметры режима упрочнения определяют величину и знак остаточных напряжений, дисперсность микроструктуры и т.д., рис. 3.2.

Известно, что наличие высоких сжимающих остаточных напряжений в закаленной зоне оказывает положительное влияние на усталостную прочность [134-135].

Однако, высокая хрупкость мартенсита в закаленном слое может являться причиной преждевременного разрушения при многоцикловом нагружении. Плазменная нитроцементация стали 20 также повышает предел выносливости на 40-60%, по сравнению с исходным материалом.

Исследования показали, что предел выносливости стали сильно зависит от режимов упрочнения, т.к. от них зависит величина остаточных сжимающих напряжений на поверхности, содержание азота и углерода в

упрочненном слое. Установлено, что нитроцементированный слой постоянной глубины, но с разным содержанием остаточного аустенита имеет разные значения предела выносливости. В стали 20 повышение содержания остаточного аустенита с 5 до 12%, при постоянной глубине нитроцементированного слоя, увеличивает значение предела выносливости на 10-20%. Плазменная нитроцементация стали 20 повышает предел выносливости, по сравнению с простой плазменной закалкой, рис. 3.3.

Исследование пластичности диффузионных слоев на стали 20 [87] показали, что наибольшей пластичностью обладает мало-азотистая фаза, соответствующая твердому раствору на базе нитрида Fe_4N , рис. 3.4., а также карбонитридная фаза $Fe_3(NC)$.

Как уже отмечалось выше, основная цель поверхностного упрочнения - повышение износостойкости деталей машин и инструментов.

Формирование изнашиваемой поверхности происходит в результате суммирования различных по интенсивности и видам элементарных актов разрушения и изменений

механических, физико-химических свойств материала, а также под воздействием внешних факторов (среда, температура, давление и т.д.). Совокупность явлений в процессе трения определяет вид изнашивания и его интенсивность.

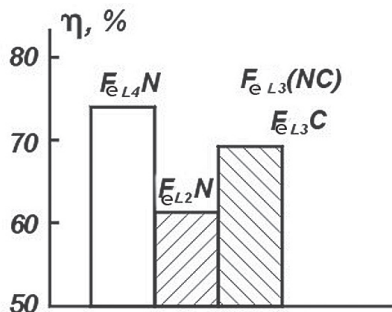


Рис. 3.4 Влияние фазового состава нитридной зоны на показатель пластичности поверхности слоя η

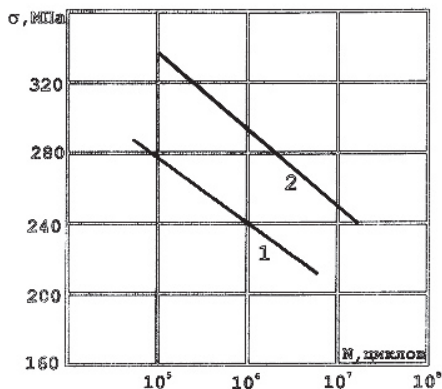


Рис. 3.3. Диаграмма выносливости стали 20 после различных способов плазменного упрочнения

1. Плазменная закалка
2. Плазменная нитроцементация

При назначении поверхностной упрочняющей обработки (с целью повышения износостойкости) необходимо установить причину изнашивания.

Под термином “изнашивание” понимают разрушение поверхности твердого тела, проявляющееся в изменении его размеров или форм. Элементарные виды разрушения поверхностей трения: микрорезание, царапание, отслаивание, выкрашивание, глубинное выравнивание, перенос материала, усталостное разрушение. Реа-

лизация элементарных видов разрушения на поверхностях трения возможно только при наличии следующих факторов: пластической деформации, повышенной температуры и химического действия окружающей среды [139-146].

В общем виде стадии изнашивания поверхности трения выглядят следующим образом, рис. 3.5.

Стадия начального изнашивания (приработка) характеризуется приобретением стабильной шероховатости поверхностей трения. Стадия установившегося изнашивания характеризуется изменением микро- и макрогеометрии трения и постепенным увеличением интенсивности изнашивания. Процесс установившегося изнашивания заключается в деформировании, разрушении и непрерывном воссоздании на отдельных участках поверхностного слоя со стабильными

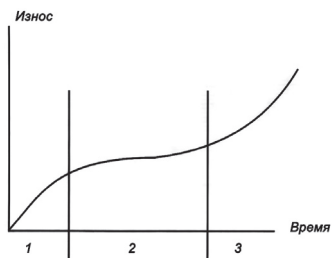


Рис. 3.5. (а, б, в) Кривые изнашивания для различных видов изнашивания:

1 - стадия начального изнашивания (приработка);

2 - стадия установившегося изнашивания;

3 - стадия катастрофического изнашивания

свойствами. По мере истирания поверхностного слоя с повышенной износостойкостью открываются поверхности с нестабильными свойствами, что вызывает катастрофический износ.

Рис. 3.5(а) соответствует случаю, когда во время этапа приработки накапливаются факторы, которые после окончания приработки ускоряют процесс изнашивания.

Рис. 3.5(б) соответствует случаю, когда отсутствует этап приработки, а период установившегося изнашивания наступает сразу после начала работы (металлообрабатывающий, деревообрабатывающий, медицинский инструмент, рабочие детали машин и т.д.).

Рис. 3.5(в) соответствует случаю, когда детали находятся под действием контактных напряжений и длительное время работают практически без истирания. Основной механизм износа - усталостное выкрашивание поверхностных слоев.

Проведенные испытания на износостойкость сталей после различных видов термообработки при различных видах трения, показали существенные преимущества плазменного поверхностного упрочнения перед традиционными способами. Результаты испытания в условиях сухого трения на воздухе по пальчиковой схеме образцов стали 20, 45, 40Х, 30ХГСА, прошедших плазменную закалку (без оплавления) представлены в табл. 3.4.

Из таблицы видно, что плазменная закалка снижает износ и коэффициент трения, а также количество циклов до приработки. Это обусловлено морфологическими особенностями упрочненного слоя после плазменной закалки.

При плазменном упрочнении с перекрытием дорожек упрочнения происходит уменьшение микротвердости в зоне перекрытия (~10-30%). Однако, как показали исследования, интенсивного изнашивания в зоне перекрытия не на-

Табл.3.4.

Результаты испытаний на износостойкость стали 40Х

Вид обработки	Ny	Nкр	fтр	S, мм ²	l*103 мм ² /м
Плазменная закалка	415	5	0,28	13,8	0,69
Закалка ТВЧ	360	14	0,40	17,9	1,98
<i>Ny – общее число; Nкр – число циклов до приработки; fтр – коэффициент трения; S – среднее значение площади поперечного сечения дорожки износа; l – путь трения</i>					

блюдается, т.к. эти зоны занимают значительно меньшую площадь, по сравнению с зонами закалки, и при их изнашивании проявляется “теневой эффект”.

При упрочнении с оплавлением поверхности износостойкость упрочненного слоя снижается (по сравнению с упрочнением без оплавления). Особенностью мартенситной структуры оплавленного слоя является ее столбчатый характер. Дисперсность мартенсита в оплавленной зоне, не смотря на высокие скорости охлаждения, зависит от химического состава стали. Так, для стали 30ХГСА, 30ХС, 30ХГСН2А, 38Х2МЮА, в оплавленной зоне зафиксирован мелкоигольчатый мартенсит, а в стали 20, 30, 45, 55, 9ХФ, 9ХФМ, 8Н1А, 40ХН – “крупноигольчатый”.

Кроме того, в структуре оплавленной зоны обнаружено повышенное содержание остаточного аустенита (20-60%). По мнению [35,73], плазменное упрочнение с оплавлением поверхности наиболее эффективно для деталей, работающих в условиях интенсивного износа, но не испытывающих значительных ударных и знакопеременных нагрузок.

Износостойкость стали 30ХГСА, 9ХФ, 50ХН, 150ХНМ после плазменного упрочнения (без оплавления) возрастает в 2,5-4 раза, по сравнению с объемной закалкой при испытаниях по схеме “вращающееся кольцо - неподвижная ко- лодка” на машине трения МИ-1М (9) в масляно-абразивной среде.

Оценка износостойкости конструкционных сталей, прошедших плазменное

азотирование из газовой фазы (по различным режимам) показала, что износостойкость стали 20 возрастает в 1,3 - 1,5 раза по сравнению с плазменной закалкой [87], (испытание на машине СМУ-2), рис. 3.6.

Износостойкость нитроцементированного слоя на сталях 20, 45 в условиях сухого трения возрастает по сравнению с объемной ХТО, рис. 3.7.

Дополнительная обработка холодом (кривая 5, рис. 3.7.) снижает содержание остаточного аустенита в нитроцементированном слое, и, как следствие, увеличивается износостойкость. Сравнительные испытания образцов сталей 45, 40Х на износостойкость при различных способах упрочнения, показали, что плазменная закалка не уступает электронно-лучевой и лазерной закалке, табл. 3.5.

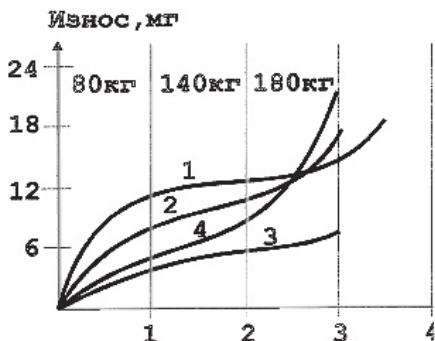


Рис. 3.6. Зависимость износостойкости трущейся пары «азотированная сталь 20 – бронзовая втулка» от режима плазменного азотирования.

- 1 - упрочнение азотной плазмой с оплавлением
- 2 - упрочнение углеродосодержащей плазмой без оплавления
- 3 - упрочнение азотной плазмой в режиме «азотного кипения»
- 4 - упрочнение азотной плазмой без оплавления

контакт по касательной, либо под небольшим углом атаки к поверхности детали;

- незакрепленные частицы, входящие в контакт с поверхностью детали;
- свободные частицы в зазоре сопряжения детали;
- свободные частицы, увлекаемые в поток жидкостью или газом.

Испытание на абразивное изнашивание проводят по двум схемам взаимодействия поверхности материала с абразивом: при трении и при ударе об абразивную поверхность [143,145]. Методики испытаний, оборудование, подробно изложены в работах [143,145], поэтому нет необходимости их описания. Остановимся на результатах испытаний.

В качестве критерия оценки износостойкости упрочненных материалов использовалась относительная износостойкость, которая выражается от-

Из всех видов изнашивания, встречающегося в промышленности, наиболее часто проявляется абразивный износ. Согласно [139-146], детали машин и инструменты, эксплуатирующиеся в различных условиях работы, наиболее часто испытывают абразивный износ (до 60-70%). Абразивное изнашивание наиболее часто вызывает разрушение поверхности детали в результате ее взаимодействия с твердыми частицами.

К твердым частицам относятся:

- неподвижно закрепленные твердые зерна, входящие в

Табл.3.5.

Сравнительные испытания на износостойкость пар трения - шарик-цилиндрический образец

Износ						
Способ упрочнения марки стали, образца	Линейный, мкм		По массе, мг		Суммарный	
	образец	ширина	образец	ширина	Линейный, км	По массе, мг
1	2	3	4	5	6	7
1. Электронно-лучевое упрочнение, 40Х	2,01	56,20	1,58	0,19	58,21	1,77
2. Лазерное упрочнение 40Х 45	2,22 2,31	58,10 58,90	1,63 1,69	0,25 0,28	60,32 61,21	1,88 1,97
3. Плазменное упрочнение 40Х 45	2,30 2,38	57,90 59,01	1,69 1,72	0,26 0,28	60,20 61,39	1,95 2,00
4. Закалка ТВЧ 40Х 45	2,45 2,54	59,90 61,87	1,72 1,84	0,30 0,39	62,35 62,41	2,02 2,23
5. Объемная закалка 40Х 45	23,00 26,21	24,50 26,01	12,70 14,52	0,03 0,04	47,50 52,22	12,73 14,56
6. Азотирование 20	12,64	85,40	3,10	1,12	97,04	4,22
7. Цементация 20	10,60	52,17	3,75	0,26	62,67	4,01

ношением износа эталона к износу (линейному, весовому или объемному) исследуемого образца.

Самый простой способ оценки относительной износостойкости материалов - взвешивание образцов "до" и "после" испытания на абразивное изнашивание. Результаты испытания о неподвижно закрепленный абразив сталей 40Х, 45 после плазменного упрочнения представлены на рис. 3.9. Видно, что результаты испытаний сильно зависят от режимов испытаний на абразивный износ.

С увеличением удельной нагрузки от 0 до 8-10кгс/см² величина износа постепенно возрастает. Дальнейшее увеличение нагрузки приводит к резкому увеличению износа.

Оптимальная величина нагрузки на образцах при дальнейших испы-

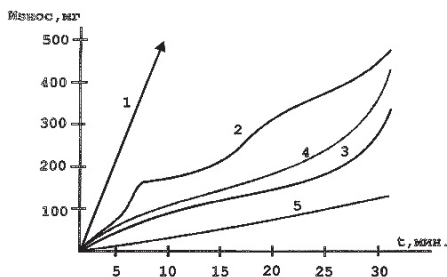


Рис. 3.7. Влияние режима плазменного легирования на износостойкость стали 45.
 1- исходное состояние
 2- объемная ХТО /нитроцементирование/
 3- плазменная нитроцементация из газовой фазы
 4- плазменная нитроцементация из твердой фазы
 5 - плазменная нитроцементация из твердой фазы + обработка холодом.

таниях принималась $6,5 \text{ кгс/см}^2$. скорость скольжения в исследованном диапазоне не оказывает заметного влияния на износ упрочненных образцов. При ударно-абразивных испытаниях наблюдается прямо-пропорциональная зависимость между количеством ударов и износом. Энергия удара является определяющим фактором при ударно-абразивном изнашивании. При энергии удара порядка 26-23Дж прямо-пропорциональная зависимость нарушается, что связано, по всей видимости, с изменением структуры абразивных частиц (дроб-

ление) и свойств поверхностного микрослоя упрочненных образцов.

Дробление абразивных частиц резко снижает величину их внедрения в поверхность, что уменьшает величину износа. Оптимальная величина энергии удара при дальнейших испытаниях с целью сохранения прямо-пропорциональной зависимости (энергия удара - износ) была принята 22Дж.

Проведенные исследования показали, что при прямо-пропорциональной зависимости между относительной износостойкостью (ϵ) и микротвердостью при абразивном изнашивании не наблюдается, рис. 3.10.

Видна только закономерность повышения износостойкости при увеличении твердости как при трении об абразив, так и при ударе. Это указывает на то, что твердость не является определяющим фактором при абразивном изнашивании (особенно при ударно-абразивном износе), рис. 3.9.

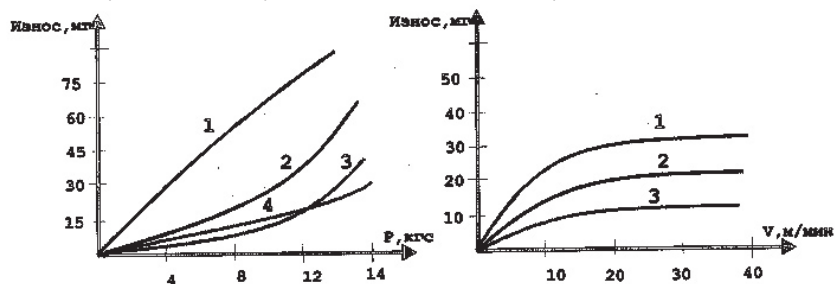


Рис. 3.8. Зависимость износа разных материалов от удельной нагрузки(а) и скорости скольжения(б) при трении на абразивной поверхности:

1. объемная закалка (сталь 45);
2. плазменная закалка без оплавления(45);
3. плазменная закалка без оплавления (40Х);
4. плазменная нитроцементация(45/).

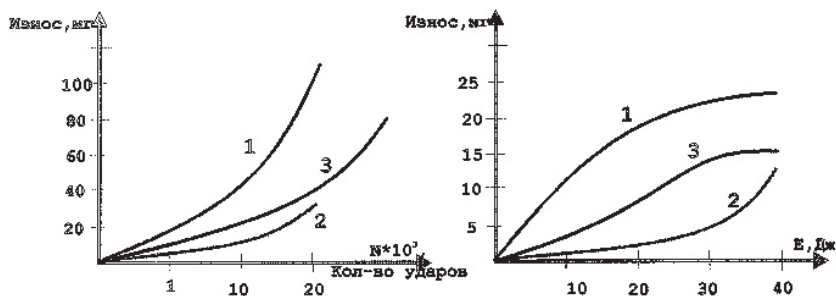


Рис. 3.9. Влияние количества (а) и энергии удара (б) на износ материалов при ударно-абразивном износе

1. объемная закалка /сталь 45/
2. плазменная закалка /45/
3. плазменная закалка с оплавлением /45/

При ударно-абразивном изнашивании определяющее значение приобретает энергетический показатель свойств металла, связанный с его сопротивлением динамическому воздействию абразива. Возрастание силового

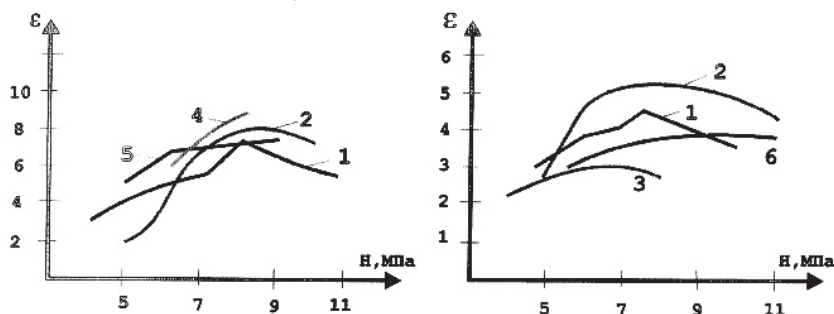


Рис. 3.10. Зависимость относительной износостойкости сталей при трении (а) и при ударе об абразивную поверхность (б) от их микротвердости:

1. Сталь 20 (плазменная нитроцементация)
2. Сталь 20 (плазменное борирование)
3. Сталь 45 (плазменная закалка)
4. Сталь 65Г (плазменная закалка)
5. Сталь 30ХГСА (плазменная закалка)
6. Сталь У8 (плазменная закалка)

показателя свойств металла (твердости) не свидетельствует о повышении износостойкости, если при этом не будет возрастать энергетический показатель (вязкость разрушения).

Только сочетание этих показателей силового и энергетического (прочности и вязкости) способно увеличить стойкость против ударно-абразивного изнашивания. Такого сочетания возможно добиться при использовании комплексных технологий плазменного упрочнения.

Изучение изношенных поверхностей показало, что при трении об абразив

доминирующим процессом является микрорезание. Причем, с увеличением твердости поверхностного слоя наблюдается интенсивное выкрашивание микрообъемов слоя. Снижение пластичности слоя увеличивает сопротивляемость изнашиванию, что приводит к хрупкому выкрашиванию. При ударно-абразивном изнашивании наблюдается прямое внедрение абразивной частицы в упрочненный слой с образованием лунки. При многократном попадании частицы в лунку происходит разрушение ее контурных перемычек по схеме расклинивания.

Для противодействия воздействию абразивной среды, упрочненный слой металла должен иметь твердую составляющую (карбиды, бориды, нитриды, карбобориды, карбонитриды). Твердые частицы карбидов и других соединений должны прочно удерживаться матрицей основного сплава. К матрице предъявляются следующие требования: она должна хорошо удерживать твердые частицы и противодействовать воздействию абразива. Этим требованиям удовлетворяет мартенситная матрица. Свойства мартенситной матрицы зависят от содержания в ней углерода [146].

Низкоуглеродистый мартенсит имеет низкую износостойкость и высокую вязкость, по сравнению с высокоуглеродистым мартенситом, что позволяет лучше удерживать включения твердых частиц, рис. 3.11.

С увеличением содержания углерода в мартенсите (0,4-0,9%) износостойкость при трении по абразиву будет увеличиваться. При ударно-абразивном изнашивании повышение износостойкости происходит до определенного содержания углерода в мартенсите (0,5-0,7%), после чего наблюдается снижение.

Значительный интерес представляет оценка износостойкости сталей после плазменного упрочнения при других схемах взаимодействия с абразивом, а также от вида частиц и их твердости, рис. 3.12, 3.13.

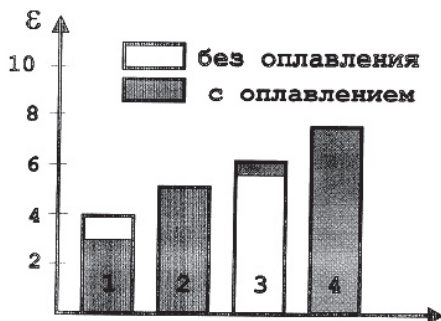


Рис. 3.11. Влияние способа плазменного упрочнения на износ стали 45 при абразивном изнашивании

1. плазменная закалка
2. плазменная цементация
3. плазменная нитроцементация
4. плазменное борирование

Видно, что схема взаимодействия и вид абразива оказывают заметное влияние на износостойкость упрочненных образцов. Согласно [143-146], твердость абразивных частиц значительно превышает твердость металла, то износ не зависит от разности твердости. При твердости металлической поверхности, превышающей 60%, твердость абразива, износостойкость резко возрастают. Для противодействия основным видам абразивных частиц необходимо осуществлять легирование

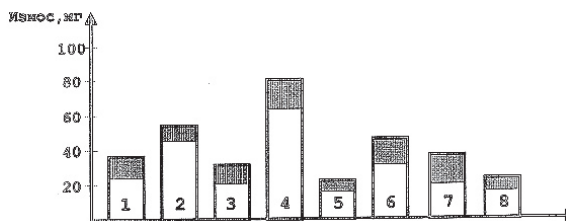


Рис. 3.12. Износостойкость стали 45 после плазменной закалки без оплавления □ и с оплавлением ■ при различных схемах абразивного изнашивания

1. Трение об закрепленный абразив
2. Удар по закрепленному абразиву
3. Трение в мелкодисперсной массе
4. Трение в крупнодисперсной массе
5. Изнашивание в зазоре пары трения
- 6,7,8. Трение в потоке жидкости (угол атаки 90°C, 60°C, 15°C)

поверхности трения. Чем выше твердость карбидов, тем сильнее они противодействуют внедрению абразивных частиц в поверхность. Твердость основных карбидов, боридов, нитридов приведена в табл. 3.6., откуда видно, что их твердость во много раз превышает твердость абразивов. Особенно эффективными являются карбиды, легированные

вольфрамом, титаном, бором, ванадием, а также нитриды.

Использование карбида, титана (TiC) при плазменной цементации стали 30 позволяет получить поверхностный слой высокой твердости (20000-23000 МПа), что увеличивает износостойкость при абразивном изнашивании в 2-3 раза, по сравнению с простой цементацией.

Комплексное легирование карбидами W и Ti повышает износостойкость упрочненного металла (сталь 45) при ударно-абразивном изнашивании, по сравнению с плазменной закалкой в 1,5-2 раза.

При абразивном изнашивании величина износа может достигать 2-15 мм, что в некоторых случаях делает не эффективным использование поверхностного упрочнения изделия. Поэтому на изделиях, испытывающих сильный

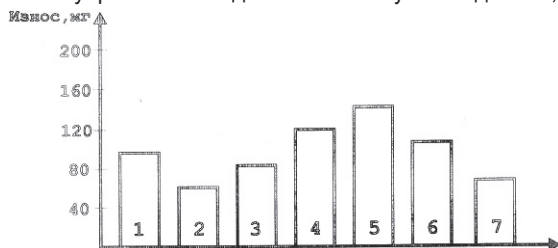


Рис. 3.13. Износостойкость стали 40X13 после плазменной закалки при абразивном изнашивании в зависимости от вида абразива

1. Речной песок
2. Крупнокускового уголь
3. Окающие
4. Мраморная крошка
5. Гранитная крошка
6. Кварцевый песок
7. Электрокорунд

абразивный износ, необходимо использовать комплексные технологии упрочнения, описанные выше.

Проведенные исследования показали, что минимальная глубина упрочненного слоя металла удовлетворительно работающего при ударно-абразивном изнашивании составляет 2мм.

Уменьшение глубины упрочненного слоя

Табл. 3.6.

Твердость различных соединений карбидов, боридов и т.д.

СоединениеТвердость, МПа	Fe ₂ C	Cr ₂ C ₂	WC	Cr ₇ C ₃	W ₂ C	
	10500	12500	17500	18000	30000	
СоединениеТвердость, МПа	VC	Mo ₂ C	TiC	Z ₂ C	NbC	CrB ₂
	21000	16000	32000	28000	20500	18000
СоединениеТвердость, МПа	W ₂ B ₅	VB ₂	Zr ₂ B ₂	NbB ₂	TiB ₂	
	26000	20800	22500	25900	33700	
СоединениеТвердость, МПа	B ₄ C	TiN	Fe ₂ B	FeB	Fe ₃ B	
	50000	26000	16800	20100	30000	

металла вызывает интенсивный износ и выкрашивание при ударно-абразивном изнашивании.

Повышение стойкости против ударно-абразивного изнашивания в случае применения комплексных технологий обусловлено строением упрочненного слоя, сочетающего в себе высокую прочность и вязкость.

Приведенные результаты исследований показывают, что плазменное поверхностное упрочнение является эффективным способом увеличения износостойкости деталей машин и инструмента, испытывающих различные виды износа.

Глава 4. Плазменное циклическое упрочнение металлов.

В предыдущих главах было показано, что эффективность плазменного упрочнения зависит от трещиностойкости упрочненного слоя металла. Высокая хрупкость поверхностного закаленного слоя металла обусловлена резким снижением работы зарождения трещины в этом слое.

В работах Лещинского Л.К., Самотугина С.С., Пирча И.И. и др. исследованы два подхода повышения трещиностойкости изделий, упрочненных плазменной струей.

Первый подход: наплавка на изделие, подлежащее упрочнению материалов, подвергающихся закалке и имеющих вязкость разрушения большую, чем материал изделия (30ХГСА, 15ХЗМФ, 18Х6ГМФ и т.д.). Основная идея этого подхода заключается в чередовании прочных и мягких слоев или прослоек, способных тормозить развитие трещины за счет изменения напряженно-деформированного состояния в ее вершине. Остановка трещины по механизму образования микрорасслоений на границе слоев с различными физико-механическими свойствами происходит из-за резкого увеличения радиуса ее вершины. В результате этого для дальнейшего развития разрушения необходимо образование новой трещины, что требует дополнительной затраты энергии. Технология наплавки изделия плюс последующее плазменное поверхностное упрочнение позволяет создать макроскопические барьеры на пути движения трещины в виде границ слоев с различными физико-механическими свойствами [35,147]

Сущность **второго подхода** заключается в использовании комплексного поверхностного упрочнения изделий (обычная термообработка+плазменная закалка; закалка ТВЧ+плазменная закалка и т.д.). Применение комплексной технологии упрочнения изделий позволяет получить высокодисперсную структуру мартенсита в упрочненном слое, что является одной из главных причин повышения трещиностойкости. Наряду с этим, другой важной причиной повышения трещиностойкости является наличие внутренней мягкой зоны отпуска с высокодисперсной трооститно-сорбитной структурой, рис. [148-150].

Разрушение изделий, обработанных по такой технологии, происходит по “множественному” механизму с торможением трещины на границе с зоной отпуска посредством искривления

траекторий. Основными причинами такого торможения трещины, по мнению авторов [147-151], являются, во-первых, переход остаточных напряжений сжатия в напряжение растяжения, во-вторых - высокая пластичность материала зоны отпуска, по сравнению с закаленным слоем. Трещиностойкость сталей, упрочненных по комплексной технологии, типа: 45, 30ХГСА, 9ХФ по сравнению с плазменным упрочнением повышается в 1,5-2 раза, при сохранении твердости и износостойкости на достигнутом высоком уровне.

Таким образом, основная идея существующих на сегодняшний день подходов в повышении трещиностойкости поверхностных слоев, упрочненных при помощи плазменной струи, заключается в обеспечении высокоэнергетического микровязкого (ямочного) разрушения этих слоев. При этом достигается одновременное повышение износостойкости и трещиностойкости, что практически неосуществимо при применении традиционных методов объемного и поверхностного упрочнения.

Большие потенциальные возможности в повышении трещиностойкости при плазменном упрочнении изделия имеет подход плазменного циклического упрочнения. Метод плазменного циклического упрочнения металлов основан на постоянном накоплении от цикла к циклу положительных изменений в структуре поверхностного слоя. При этом, за счет накопления структурных изменений, поверхностный слой металла может приобретать конечную структуру, которая недостижима при обычных способах поверхностного упрочнения.

Сущность метода плазменного циклического упрочнения металлов

Для плазменного поверхностного упрочнения металлов характерно 4 стадии: нагрев, фазовые превращения, гомогенизация и мгновенное охлаждение. Вследствие незавершенности диффузионных процессов, обусловленных малой длительностью воздействия плазменной струи, в поверхностном слое (практически всех сталей) образуются структуры неполной закалки.

Плазменное циклическое упрочнение (ПЦУ) основано на многократном прохождении структурных превращений в поверхностном слое, что позволяет получать структуру полной закалки. Так, если при плазменном упрочнении структура поверхностного слоя характеризуется начальным и конечным состоянием, то при ПЦУ структура перед каждым новым циклом разная, что влияет на условия прохождения последующих фазовых превращений, их механизм и кинетику. При этом важной особенностью цикла является его интенсивность, отсутствие или наличие выдержек при крайних температурах, оптимальный диапазон изменения температуры цикла.

Основным эффектом плазменного циклического упрочнения является изменение структуры поверхностного слоя. Это связано с несколькими факторами: влияние ускоренного нагрева и охлаждения на процесс структурообразования, отсутствие выдержки при максимальной температуре, многократные фазовые превращения. Сильное измельчение зерна сопровождается уменьшением разнородности и более однородным распределением химических элементов, что положительно сказывается на механических свойствах упрочненных изделий.

Исследования [150-152] показали, что для того чтобы получить высокодисперсную структуру мартенсита в упрочненном слое необходимо подготовить к этому аустенит путем периодических нагревов и охлаждений с проведением полной фазовой перекристаллизации в течение каждого цикла. В этом случае кинетика фазовых и структурных превращений среднеуглеродистых сталей выглядит следующим образом. Для перевода исходной структуры стали в аустенит, скорость нагрева в первом цикле должна быть минимальной (с учетом возможности плазменного нагрева).

Учитывая высокие скорости нагрева $10^3 - 10^6$ при плазменном упрочнении (по сравнению с объемной закалкой) при температуре выше точки A_{c3} в поверхностном слое образуется сравнительно мелкое зерно аустенита. Распад аустенита при непрерывном охлаждении или изотермических условиях происходит также быстро, что приводит к получению мелкозернистых структур. Во втором цикле необходимо увеличить скорость нагрева и охлаждения ($V_1 < V_2$; $W_{охл1} < W_{охл2}$),

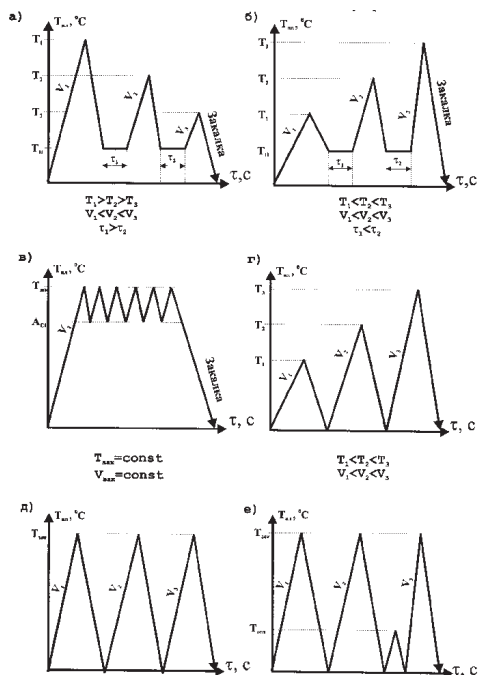


Рис. 4.1. Основные схемы плазменного циклического упрочнения

чтобы добиться еще большего изменения мелкодисперсной структуры поверхностного слоя. Так, от цикла к циклу можно измельчить структуру, но для этого необходимо увеличивать скорость нагрева и охлаждения в каждом цикле.

Основные схемы плазменного циклического упрочнения приведены на рис. 4.1. Кроме того, возможны различные комбинации. Использование того или иного варианта предопределяется в каждом конкретном случае возможностями производства и условиями эксплуатации изделия.

Сочетание плазменного циклического упрочнения с процессами насыщения поверхностных слоев (цементация, азотирование, борирование) позволяет значительно увеличить глубину легированного слоя [123,124]. Кроме того, не исключена возможность совмещения плазменного циклического упрочнения с деформированием поверхностного слоя, что дополнит возможные варианты [151]

4.2. Особенности строения аустенита, образующегося при плазменном циклическом упрочнении.

Регулирование скорости нагрева и охлаждения в каждом цикле плазменного упрочнения позволяет влиять на процессы образования и распада аустенита, что в конечном итоге определяет морфологию аустенита упрочненной зоны [153]. При плазменном поверхностном упрочнении в поверхностном слое сохраняются границы действительного зерна аустенита, образующегося в процессе нагрева. Размер зерна аустенита оказывает значительное влияние на прочность и вязкость закаленной стали [154]. В связи с этим представляет несомненный интерес оценить влияние температурно-временных условий плазменного нагрева в каждом цикле на размер действительного зерна аустенита.

Влияние скорости нагрева на величину зерна аустенита.

В процессе нагрева доэвтектоидных сталей 20, 45 выше точки A_{c1} одновременно происходит превращение перлита в аустенит и избыточного феррита в аустенит. Первые зародыши аустенита образуются на межфазных границах феррита и цементита. При этом превращение перлитного феррита заканчивается раньше, чем избыточного феррита.

Высокие скорости нагрева поверхностного слоя металла вызывают изменения механизма $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения. Перлит превращается в аустенит по диффузионному механизму, а свободный феррит

- по бездиффузионному. Аустенит, образующийся из перлитных колоний имеет концентрацию углерода $\sim 0,8\%$ [123], а аустенит, образовавшийся в результате превращения свободного феррита имеет низкую концентрацию углерода. Неоднородность по углероду существует не только внутри бывшего зерна перлита, но и между бывшими перлитными и ферритными участками.

Степень неоднородности зависит от дисперсности исходной структуры, чем мельче структура, тем меньше неоднородность аустенита [152]. На рис 4.2 приведена зависимость изменения величины зерна аустенита с увеличением скорости нагрева до температур заковки 1000, 1200, 1300°C для сталей 20, 45. С увеличением скорости нагрева резко уменьшается критический размер зародышей и зерна аустенита, начинают образовываться не только на границах

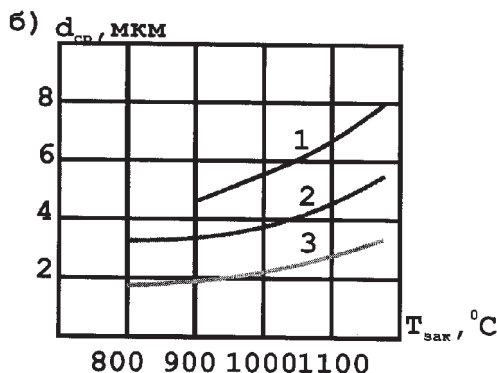
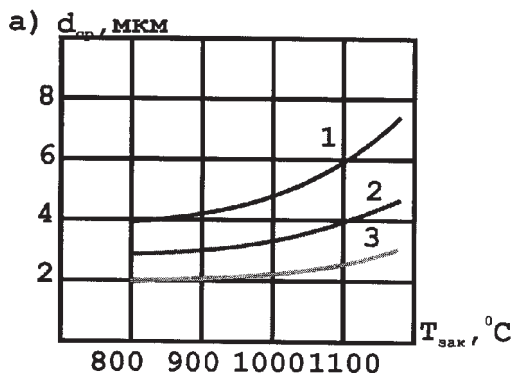


Рис. 4.2 Зависимость величины зерна аустенита стали 20 (а) и стали 45 (б) от скорости нагрева, температуры закалки.
1- 500°C/с; 2- 1000°C/с; 3- 2000°C/с.

зерен феррита, но и на границах блоков и дефектов кристаллической структуры. Количество дефектов при увеличении скорости нагрева увеличивается вследствие замедления процессов рекристаллизации.

Из рис. 4.2 видно, что с увеличением скорости нагрева и $T_{\text{зак}}$ размер действительного зерна аустенита увеличивается. Это связано с уменьшением времени протекания структурной перекристаллизации. Вследствие этого, процесс измельчения зерна аустенита при нагреве не успевает происходить достаточно полно. На процесс измельчения зерна аустенита

оказывает заметное влияние исходная структура металла, табл. 4.1.

Это объясняется тем, что исходная структура стали, полученная после различных видов термообработки, имеет различную теплопроводность (как результат неодинаковой величины внутренней межфазной поверхности, отделяющей феррит от цементита). Теплопроводность феррита составляет 1,84 Вт/м •К, цементита 0,17 Вт/м •К [153]. Следовательно, при использовании мелкодисперсной исходной структуры (тритит, мартенсит) позволяет получать сверхмелкое зерно аустенита (13-15 баллов) при относительно высоких скоростях нагрева.

Металлографические исследования показали, что в сталях 20, 45 упрочненная зона характеризуется большой структурной неоднородностью. Граница зоны плазменного нагрева выражена настолько резко, что в ряде случаев проходит через зерно перлита. Верхняя часть зерна претерпевает изменения, а нижняя - нет [152]. Структурно-фазовые превращения происходят в большинстве случаев в бывших перлитных зернах, микротвердость которых зависит от содержания углерода в стали. В стали 45 микротвердость в 2-4 раза превышает микротвердость исходного перлитного зерна [152]. В стали 20 наблюдается сильная неоднородность микротвердости бывших перлитных зерен. Так, часть феррита в упрочненной зоне приобретает мелкозернистое строение вследствие того, что

Табл. 4.1

Размеры зерна аустенита в зависимости от исходного состояния стали при плазменном упрочнении.

Марка стали	Скорость нагрева	Исходное состояние стали					
		Нормализованное		Закаленное		Оттоженное	
		$T_{зак}$	Балл зерна	$T_{зак}$	Балл зерна	$T_{зак}$	Балл зерна
20	1000	980	9-10	980	11-12	1000	11
	2000	1000	11-12	950	12-13	1000	10-11
45	500	950	12-13	900	13-14	900	12-13
	2000	1100	14-15	950	15	1000	13

перекристаллизация $\alpha \leftrightarrow \gamma$ протекает в условиях пластической деформации (под действием высоких термических напряжений), а другая часть феррита не успела перейти в аустенит из-за высоких скоростей нагрева, поэтому остается неизменной. Сохранение в упрочненной зоне исходного феррита создает значительную неоднородность микротвердости [90]. Исходная структура стали

оказывает заметное влияние на глубину упрочненного слоя, микротвердость и структуру упрочненного слоя, рис. 4.3

При увеличении скорости нагрева в пределах $1000-5000^{\circ}\text{C/s}$, область однородного мартенсита в стали 45 (отжиг) отсутствует, а троостито-ферритная сетка вокруг мартенсита доходит до самой поверхности. При упрочнении закаленных сталей ввиду мелкодисперсности исходной структуры и меньшей теплопроводности (по сравнению с ферритно-карбидной смесью) глубина упрочненного слоя увеличивается. Кроме того, на границе закаленной структуры с исходной образуется слой отпуска с трооститно-сорбитной структурой (температура нагрева в этой зоне была ниже A_{c1}).

Изучение тонкой структуры упрочненного слоя показало, что в процессе скоростного нагрева происходит сильное измельчение блоков,* мозаики и увеличивается количество дефектов кристаллической структуры, табл. 4.2.

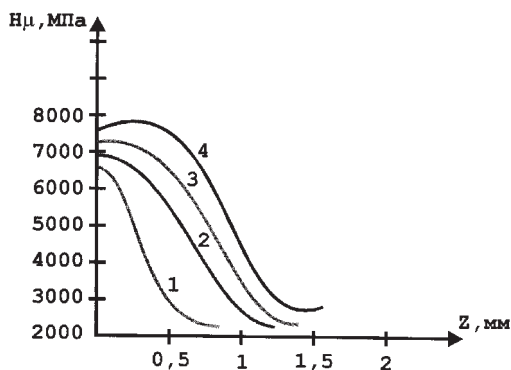


Рис. 4.3. Изменение твердости по глубине упрочненного слоя на стали 45 с различной исходной структурой при постоянной скорости нагрева.

$U_{нач} = 1000^{\circ}\text{C/s}$

1 - зернистый троостит; 2 - зернистый сорбит; 3- пластинчатый сорбит; 4- зернистый перлит

неравномерным распределением углерода. С увеличением скорости нагрева аустенизация происходит в неизотермических условиях, а процессы гомогенизации ограничены относительно коротким отрезком времени пребывания металла в аустенитном состоянии. Признаки незавершенности процессов аустенизации при плазменном нагреве с различной скоростью обнаруживаются в пределах перлитных колоний.

Так, в стали 45, рентгеновским анализом установлено до 20%

И з м е л ь ч е н и е
блоков и увеличение
плотности дислокаций
при скоростном
нагреве связано со
смещением процесса
 $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения
в область высоких
температур, что
замедляет процессы
рекристаллизации
и более полно
наследуются дефекты
 γ -фазы.

Известно, что
при нагреве стали,
аустенит, образующийся
сразу же после
превращения исходной
структуры, отличается

Табл. 4.2.

Марка стали	Скорость нагрева $^{\circ}\text{C}/\text{с}$	Размер блоков $10^{-7}, \text{м}$	Микроискажение α/α $10^{-7}, \text{м}$	Плотность дислокаций ρ $10^{-10}, \text{см}^2$
20	-	1,6	-	0,2
	500	0,88	1,81	2,2
	2000	0,45	0,165	4,8
45	-	2,8	-	0,4
	1000	0,39	0,405	6,1
	5000	0,12	0,380	8,24

остаточного аустенита, табл. 4.3. Количество углерода в упрочненной зоне составляет в среднем 0,34%. Часть цементита в перлите осталась не растворенной, а твердый раствор мало насыщен углеродом, рис. 4.4. В результате образуется малоуглеродистый мартенсит. С увеличением скорости нагрева и температуры нагрева под закалку количество углерода в α -железе возрастает до 0,6%. Однородный мартенсит образуется в отдельных участках верхней области упрочненного слоя на месте и вблизи бывшего перлитного зерна.

Кроме мартенсита имеются крупные зерна феррита. Очевидно, что с увеличением скорости нагрева происходит замедление процессов рекристаллизации. Однако, с увеличением скорости нагрева, микротвердость в упрочненной зоне с неоднородным мартенситом увеличивается.

Установлено, что при каждой принятой скорости нагрева максимальная твердость достигается только при определенном виде неоднородности мартенсита.

Помимо этого, большое значение имеют и другие факторы

Табл. 4.3.
Результаты рентгеноструктурного анализа стали 45 после
различных скоростей нагрева.

Марка стали	Скорость нагрева $^{\circ}\text{C}/\text{с}$	Температура нагрева под закалку	Упрочненная зона		
			Полуширина линии (211) α -железа, рад.	Количество остаточного аустенита, %	Интенсивность линии (200) Fe_3C , условн.ед.
45	100	890	0,428	22	12,0
		1000	0,560,	17	9
		1200	0,720	5	7
		1350	0,810	0	0
		1400	0,720	9	8
	200 5000	900	0,400	22	16
		1300	0,805	0	0
		1500*	0,820	0	0

*Оплавление поверхности

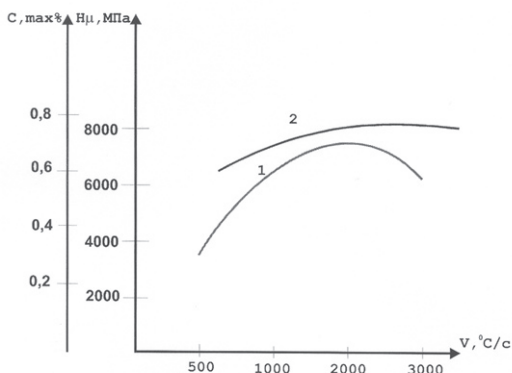


Рис. 4.4. Зависимость концентрации углерода в мартенсите (1) и микротвердости (2) в зоне плазменного упрочнения стали 45 в зависимости от скорости нагрева.

- величина зерна аустенита, величина блоков и т.д. Таким образом, меняя скорость нагрева можно регулировать содержание углерода в аустените и степень его неоднородности. При ускоренном нагреве $V_1 < V_2$ в стали с исходной мелкодисперсной структурой (мартенситной) происходит распад мартенсита, но зерна феррита не успевают

заметно вырасти и при превращении образуется мелкодисперсный аустенит, который при охлаждении переходит в мелкодисперсный мартенсит.

При скорости нагрева $V_2 < V_3$ распада мартенсита не происходит и $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение имеет характер обратного мартенситного превращения [150]. Образовавшийся аустенит наследует от мартенсита дефектную структуру, что при закалке приводит к увеличению твердости и повышению прочности дислокации. Отличительной особенностью последующей закалки такого аустенита является высокая скорость охлаждения, т.к. значительное количество дефектов облегчает вероятность распада аустенита по диффузионному механизму.

4.3. Особенности распада аустенита, полученного при плазменном нагреве.

В связи с тем, что при различных скоростях нагрева поверхностного слоя металла происходит образование неоднородного мелкозернистого аустенита (с разным содержанием углерода), то при охлаждении объемы с разным содержанием углерода будут закаливаться по разному, что приведет к неоднородному распределению микротвердости по ширине и глубине упрочненного слоя. В работах [35,76] показано, что в зависимости от режимов плазменного упрочнения скорость охлаждения регулируется от 10^4 до 10^6 °C/с, что обес-

печивает преимущественно мартенситный распад аустенита. При 350-420°С происходит превращение малоуглеродистого аустенита с образованием мелкоигльчатого мартенсита [33]. По мере дальнейшего охлаждения мартенситное превращение испытывают наиболее насыщенные углеродом кристаллы мартенсита. Этот процесс продолжается до 120° С, когда в мартенсит превращаются наиболее насыщенные кристаллы аустенита с образованием пластинчатого мартенсита.

Важной особенностью мартенсита, образующегося из неоднородного аустенита, является отсутствие видимой игльчатости (бесструктурный мартенсит). Это связано с тем, что иглы-кристаллы, возникающие в малонасыщенных объемах (при высоких температурах), не могут быть больших размеров, т.к. они сталкиваются с объемами аустенита более насыщенными углеродом и, следовательно, более устойчивых при этой температуре. При снижении температуры до уровня (Мн) этих объемов, в них возникают новые иглы мартенсита, которые также очень мелки ввиду столкновения с последующими объемами аустенита и т.д. В образовании очень мелких игл или двойникованных пластин мартенсита большую роль играет особенность структуры аустенита, образовавшегося при плазменном нагреве. Мелкозернистый аустенит, обладающий, соответственно, большой протяженностью границ, а также измельчение блоков мозаики и увеличение плотности дислокаций, оказывает заметное влияние на морфологию мартенсита.

Особенности плазменного нагрева легированных сталей.

При обработке среднеуглеродистой стали 40Х, микротвердость достигает 8600-9100 МПа, что значительно выше, чем для стали 45. Микроструктура упрочненной зоны стали 40Х отличается от микроструктуры стали 45 тем, что большая часть зоны состоит из однородного мартенсита [152]. Трооститная сетка образуется в переходной зоне к основному металлу. В стали 65Г упрочненная зона имеет характерную однородную структуру мартенсита, причем ферритная сетка отсутствует полностью. Микротвердость этой зоны достигает 10000-11000 МПа.

В высокоуглеродистых низколегированных сталях 9Х, 9ХФ, 13Х в процессе упрочнения формируется мелкоигльчатая аустенитно-мартенситная структура. Рентгеновский фазовый анализ показал, что в упрочненной зоне образуется высоко дисперсный мартенсит, остаточный аустенит и карбиды. Повышенная микротвердость 10000-12500 МПа упрочненной зоны обусловлена большой насыщенностью твердого раствора углеродом и наличием большого

количества дислокаций [152]. При осуществлении плазменного нагрева легированных сталей необходимо учитывать кинетику $\alpha \rightarrow \gamma$ превращений этих сталей. Основной особенностью которой является сужение температурного интервала, существованием γ -фазы, снижением температуры мартенситного превращения (с увеличением концентрации легирующих элементов и замедлении диффузионных процессов в этих сталях) [153-154]. В связи с ограниченностью диффузионных процессов в легированных сталях увеличивается роль бездиффузного механизма $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, что уменьшает

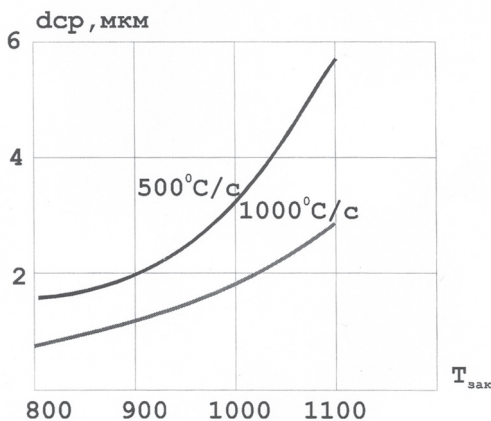


Рис. 4.5. Влияние скорости нагрева плазменной струи на зерно аустенита при различных температурах закалки (сталь 40X)

проведены исследования по оценке влияния скорости нагрева на размер зерна аустенита в легированных сталях, рис. 4.5. Видно, что с увеличением температуры нагрева под закалку зерно аустенита растет.

Образовавшаяся в результате закалки структура упрочненного слоя состоит из мелкозернистого мартенсита и феррита. В стали 40X, вследствие неполного растворения карбидов и незавершенности процессов гомогенизации, обнаруживается низкая устойчивость аустенита. Рентгеноструктурный анализ стали 40X показал большую насыщенность мартенсита углеродом, табл. 4.4. Уменьшение коэффициента диффузии углерода и увеличение стойкости карбидов приводит к увеличению неоднородности в упрочненном слое металла.

Изучение тонкой структуры легированных сталей показало, что в

температурный интервал аустенизации в этих сталях.

Кроме того, неравномерное распределение плотности энергии в пятне нагрева вызывает неравномерность процессов нагрева и охлаждения различных участков упрочненной зоны, что приводит к дополнительной неоднородности структуры и может привести к разупрочнению.

С учетом этих особенностей были

Табл. 4.4.

Результаты рентгеноструктурного анализа стали 40Х и 13Х после различных скоростей нагрева.

Марка стали Скорость нагрева °С/с		Зона термического влияния		
		Полуширина линии (211) α - железа, рад.	Количество остаточного аустенита, %	Интенсивность линии (200) Fe_3C , условн.ед.
40Х	400	0,880	16,0	10
	800	0,900	8	2
13Х	500	0,900	9	5
	1000	0,920	5	3

результате плазменного упрочнения с различной скоростью нагрева происходит дробление блоков мозаики и увеличивается плотность дефектов, табл. 4.5. Полученные результаты подтверждают найденные ранее закономерности, что с увеличением скорости нагрева происходят значительные изменения в тонкой структуре металла, приводящие к увеличению твердости.

При варьировании режимов нагрева и охлаждения можно добиться эффективного насыщения мартенсита за счет растворения карбидов и снижения остаточного аустенита. Кроме того, при использовании дисперсной исходной структуры имеется возможность регулировать неоднородность мартенсита в процессе нагрева с целью получения при охлаждении высокодисперсной структуры мартенсита.

Табл. 4.5

Параметры тонкой структуры сталей после нагрева плазменной струей

Марка стали	Скорость нагрева °С/с	Размер блоков 10^{-7}	Микроискажения $\Delta a/a \cdot 10^{-2}$	Плотность дефектов $10^{-10}, \text{см}^{-2}$
40Х	-	3,2	0,192	0,44
	300	0,15	0,780	2,20
	800	0,08	0,550	3,42
	2000	0,03	0,500	5,20
9ХФ	-	4,1	0,198	1,2
	400	0,18	0,388	4,58
	1000	0,06	0,425	8,20
13Х	-	4,8	0,250	0,90
	200	0,20	0,596	6,20
	800	0,09	0,628	10,4
30ХГСА	-	2,4	0,176	0,54
	500	0,12	0,425	5,28
	1000	0,054	0,382	6,42

4.4. Влияние параметров плазменного циклического упрочнения на структуру поверхностного слоя металла.

К основным параметрам процесса плазменного циклического упрочнения относятся: сила тока дуги в плазмотроне, диаметр сопла плазмотрона, расход плазмообразующего газа, дистанция обработки, скорость обработки, вид плазмообразующего газа, количество циклов упрочнения, исходная структура, температурно-временной режим процесса (схема процесса). Перечисленные выше параметры относятся к входным параметрам процесса, которые оказывают заметное влияние на выходные параметры. Выходными параметрами процесса являются: глубина и ширина упрочненного слоя, микротвердость по ширине и глубине слоя, размер действительного зерна аустенита, структурные составляющие упрочненного слоя, степень измельчения тонкой структуры, неоднородность мартенсита, величина и характер распределения остаточных напряжений в упрочненном слое.

Выходные параметры можно условно разбить на макроскопические. К макроскопическим параметрам относятся микротвердость, глубина и ширина упрочненного слоя, величина и характер распределения остаточных напряжений в упрочненном слое. Микроскопические параметры включают в себя: размер действительного зерна аустенита, структурные составляющие упрочненного слоя, степень измельчения тонкой структуры, неоднородность структуры.

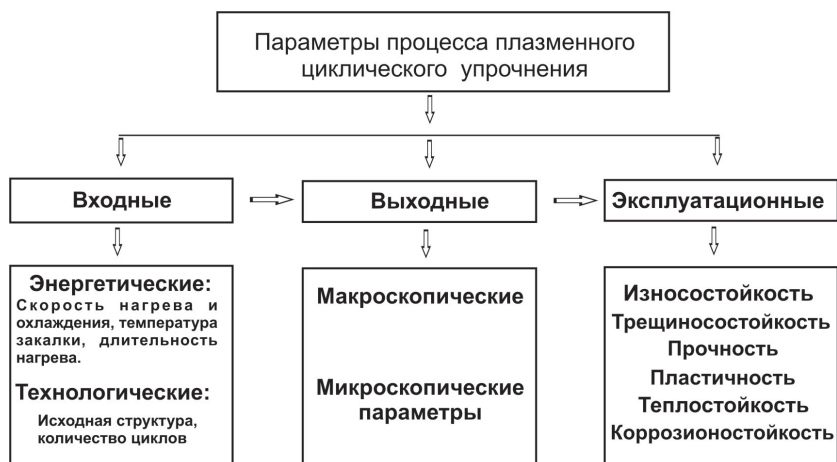


Рис. 4.7. Схема взаимосвязи параметров процесса плазменного циклического упрочнения.

Выходные параметры оказывают определенное влияние на изменение (улучшение и ухудшение) эксплуатационных характеристик упрочненных материалов - износостойкость, трещиностойкость, пластичность, тепло- и коррозионностойкость. В общем виде взаимосвязь всех параметров можно представить следующей схемой, рис. 4.7.

Влияние входных параметров упрочнения на выходные параметры

Термический цикл нагрева и охлаждения материалов при плазменном упрочнении наиболее удобно варьировать изменением силы тока дуги, скорости перемещения плазматрона, дистанцией упрочнения при условии, что другие параметры остаются постоянными. В работах [152] приводятся экспериментальные методики записи термических циклов при плазменном упрочнении материалов, а также аналитические расчеты по определению скорости нагрева и охлаждения, длительности пребывания металла выше критических температур, температуры закалки с учетом сдвига от точки A_{c3} в область высоких температур. Поэтому мы решили не

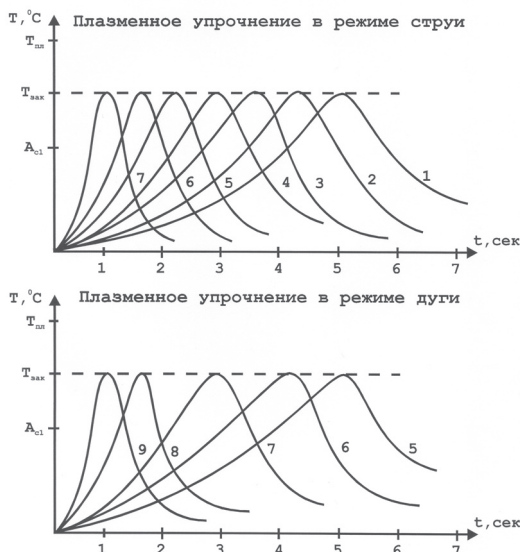


Рис. 4.8. Влияние скорости упрочнения на форму термического цикла при плазменном упрочнении (сталь 45)
 1 - 0,2 мм/с; 2 - 1,2 мм/с; 3 - 3,3 мм/с; 4 - 4,6 мм/с;
 5 - 6,6 мм/с; 6 - 9,3 мм/с; 7 - 18,6 мм/с; 8 - 26 мм/с;
 9 - 32,4 мм/с.

останавливаться на подробном описании известных экспериментальных и аналитических методиках определения основных параметров термического цикла.

На рис. 4.8 показаны характерные термические циклы при плазменном упрочнении металлов. Видно, что, регулируя скорость и режимы обработки, можно получить любую форму термического цикла. Так, с уменьшением скорости обработки, возрастает время нагрева в области фазовых превращений,

но снижается скорость нагрева и охлаждения. С увеличением скорости обработки форма термического цикла становится более жесткой и уже при скорости 18,6 мм/с общее время нагрева металла с учетом нагрева до температуры заковки и охлаждения составляет 1,5-2с. Использование жестких термических циклов позволяет получить скорость нагрева в пределах 10^3 - 10^4 °C/с и скорость охлаждения 10^3 - 10^5 °C/с.

Рассмотрим влияние основных входных параметров на характер изменения выходных параметров при плазменном циклическом упрочнении по схеме, рис. 4.1(г). Данная схема характеризуется входными параметрами в каждом цикле, которые в общем виде можно представить в виде скорости нагрева $V_1 < V_2 < V_3 < \dots < V_i$ и температурой заковки $T_1 < T_2 < T_3 < \dots < T_i$. Скорость нагрева регулировали силой дуги и скоростью обработки. Температуру заковки определяли по формуле [90].

$$T_{\text{зак}} = A c_1 + \left(\frac{3K_1^2 a_0^2}{4D} \right)^{\frac{1}{3}} \times \left(\frac{T_{\text{пл}}}{t_{\text{зак}}} \right)^{\frac{1}{3}} \quad (4.1)$$

где K_1 - коэффициент ≈ 110 (для стали);

$T_{\text{пл}}/T_{\text{зак}}$ - средняя скорость нагрева;

D - коэффициент диффузии углерода в аустените (~ 10 см/с);

a_0 - структурный фактор равный половине расстояния между пластинами цементита в перлите 0,15 мкм.

Кроме того, для каждого цикла упрочнения записывается термический цикл нагрева и охлаждения. На рис. 4.9. показаны термические циклы упрочнения образцов из стали 45. В первом цикле упрочнения температура заковки с учетом сдвига критической точки $A c_1$ на 40-150°С [90] была назначена 950°С, во втором 1050°С, в третьем 1150°С, в четвертом 1300°С, в пятом 1400°С. Длительность нагрева металла выше критической температуры в первом цикле составила 6 сек., во втором 4,5 сек., в третьем 3,5 сек., в четвертом 3 сек., в пятом 2 сек. Металлографические исследования показали, что после первого цикла в упрочненном слое образуется крупногочелчатый мартенсит. Ближе к поверхности металла образуется однородный мартенсит. По мере возрастания глубины наблюдается увеличение неоднородности структур: сначала образуется мартенситотроостит, потом трооститная сетка и мартенсит, переходящий в трооститоферритную структуру. Такое расположение структурных составляющих обусловлено неравномерным распределением температуры по глубине

упрочненного слоя в процессе обработки. Поэтому в верхних слоях, нагретых до высоких температур, происходит полное превращение феррита в аустенит, а в нижних слоях, нагретых до более низких температур превращение феррита происходит не успевает [150-152].

Размер действительного зерна аустенита в первом цикле составил 8 баллов, что соответствует зерну, образуемому в процессе печного нагрева.

Однако, значения микротвердости в упрочненной зоне значительно выше. Мартенсит, образовавшийся на месте перлитных зерен, имеет микротвердость Нц 5600-6500 МПа. Высокая микротвердость мартенсита обусловлена изменением тонкой структуры. В последующих циклах нагрев под закалку осуществляется до более высоких температур, а интенсивность нагрева возрастала от цикла к циклу, что привело к заметному измельчению аустенитного зерна, рис. 4.10.

Рентгеноструктурный анализ выявил признаки незавершенности процесса аустенизации, о чем свидетельствует присутствие остаточного аустенита, табл. 4.6.

С увеличением количества циклов происходит насыщение мартенсита углеродом, что фиксируется увеличением полуширины линии (211) на рентгенограммах. Наибольшее содержание углерода в мартенсите обнаруживают при нагреве до температур закалки 1300-1400°C. В пятом цикле упрочнения зафиксировано изменение

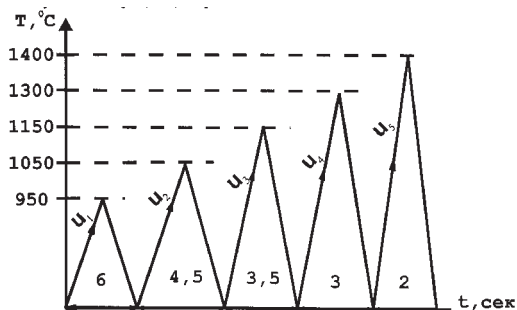


Рис. 4.9. Схема плазменного циклического упрочнения стали 45 с переменными параметрами процесса.

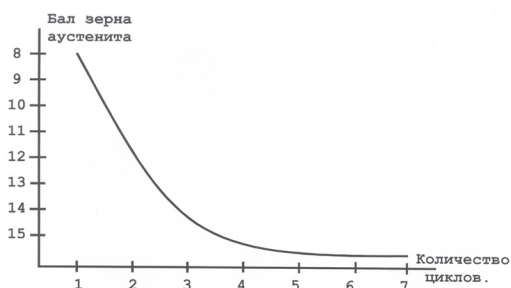


Рис. 4.10. Изменение зерна аустенита в зависимости от количества циклов при плазменном упрочнении (с переменными параметрами процесса).

Табл. 4.6.
Результаты рентгеноструктурного анализа стали 45
в зависимости от количества циклов прогрева

Марка стали	Количество циклов	Упрочненная зона		
		Полуширина линии (211) α - железа, град.	Количество остаточного аустенита, %	Интенсивность линии (200), условн. ед.
45	1	0,480	23	16,0
	2	0,690	10	8
	3	0,723	5	0
	4	0,785	2	0
	5	0,767	2	0

микрорельефа на поверхности детали, связанное с уменьшением высоты микронеровностей R_z , R_a и R_{max} , что является признаком перехода от режима обработки без оплавления поверхности к режиму обработки с оплавлением.

Исследование тонкой структуры показали, что в результате увеличения циклов упрочнения происходит увеличение дефектности структур, так как от цикла к циклу усиливается фазовый наклеп и происходит замедление процессов отдыха и рекристаллизации. Кроме того, с увеличением скорости нагрева, по всей вероятности, распада мартенсита не происходит, и $\alpha \rightarrow \gamma$ - превращение имеет характер обратного мартенситного перехода. Образовавшийся аустенит наследует от мартенсита дефектную структуру, табл. 4.7.

Табл. 4.7.
Параметры тонкой кристаллической структуры стали 45 после
плазменного циклического упрочнения.

Сталь	Количество циклов	Размер блоков 10^{-7} , м	Микроискажения $a/a \cdot 10^{-2}$	Плотность дислокаций 10^{-7} , см ²
45	-	2,8	-	0,39
	1	0,82	0,358	2,59
	2	0,20	0,391	4,28
	3	0,14	0,401	5,47
	4	0,12	0,458	5,80
	5	0,10	0,428	6,95

Увеличение количества дефектов кристаллической структуры приводит к повышению микротвердости. Характер распределения микротвердости в каждом цикле показывает, что максимальное значение микротвердости в упрочненном слое соответствует трем циклам упрочнения, рис 4.11. Это связано, по-видимому, с замедлением процессов дробления тонкой кристаллической структуры по мере увеличения скорости нагрева и сокращения длитель-

ности нагрева при высоких температурах.

Увеличение количества циклов плазменного упрочнения приводит не только к повышению микротвердости, но и значительно увеличивает глубину и ширину упрочненного слоя, рис. 4.12.

Причем, изменяется характер распределения микротвердости по глубине упрочненного слоя. Так, если после первого цикла упрочнения переход от максимальной твердости к минимальной характеризовался резким скачком, то после второго цикла наблюдается более плавное снижение микротвердости, что связано с увеличением глубины переходной зоны. Распределение структур по глубине упрочненной зоны на стали 45 после пяти циклов выглядит следующим образом: первый слой - зона высокой твердости 8400-9000 МПа. Глубина 0,9-1,7 мм. **Основная структурная составляющая** - высокодисперсный мартенсит, полученный при охлаждении из области гомогенного аустенита, **второй слой** - переходная зона, образовавшаяся при нагреве металла ниже точки A_{c1} . Основная структурная составляющая - высокодисперсный троостит и сорбит (глубина 0,5-1мм).

Третий слой - переходная зона к основному металлу с феррито-перлитной структурой (глубина 0,1-0,3мм). Граница между слоями достаточно резкая, что связано с температурно-временными условиями процесса упрочнения. Увеличение глубины упрочненного слоя от цикла к циклу объясняется тем, что

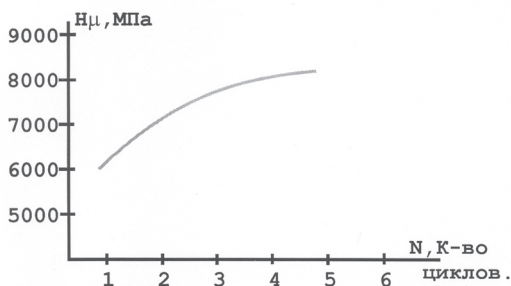


Рис. 4.11. Характер изменения микротвердости в упрочненной зоне стали 45 при плазменном циклическом упрочнении.



Рис. 4.12. Изменение микротвердости по глубине упрочненного слоя из стали 45 при плазменном циклическом упрочнении.

теплопроводность мартенсита значительно меньше теплопроводности исходной феррито-перлитной структуры стали. Поэтому при упрочнении во втором, третьем и последующих циклах, когда исходной структурой металла является мартенсит, энергия от плазменной струи прогревает до закалочных температур более толстый поверхностный слой металла. Вследствие невысокой теплопроводности, мартенсит не успевает охладиться до более низких температур за время упрочнения, что и обуславливает увеличение глубины.

Известно, что при плазменном поверхностном упрочнении формируется неоднородное распределение остаточных напряжений по ширине и глубине упрочненного слоя. В связи с этим была проведена оценка влияния количества циклов плазменного упрочнения на характер распределения остаточных напряжений в упрочненном слое. Как показали исследования, на поверхности образцов из стали 45 от цикла к циклу происходит выравнивание неравномерного распределения остаточных напряжений за счет увеличения объемного эффекта при закалке. Кроме того, измельчение блоков мозаики увеличивает плотности дислокации от цикла к циклу увеличивает величину остаточных напряжений, рис. 4.13.

В центре упрочненной зоны после пяти циклов упрочнения остаточные напряжения сжатия, по сравнению с одним циклом, увеличиваются почти в 1,5-2 раза. Это связано с увеличением концентрации углерода, дефектов кристаллической структуры и скорости охлаждения.

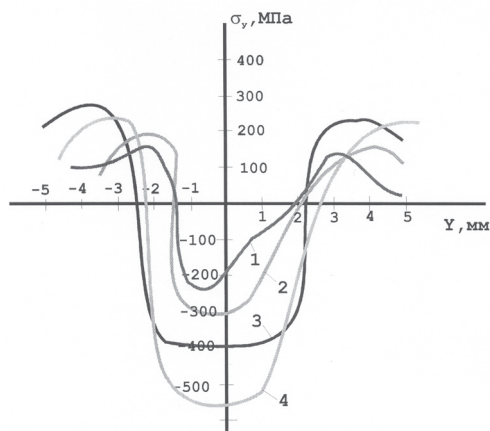


Рис. 4.13. Изменение остаточных напряжений поперек упрочненной полосы из стали 45 после плазменного циклического упрочнения: 1- 1 цикл; 2- 2 цикла; 3- 3 цикла; 4- 5 циклов.

Распределение остаточных напряжений по глубине упрочненного слоя также претерпевает сильное изменение. Так, если после первого цикла глубина залегания остаточных напряжений не большая, а переход от напряжения сжатия к напряжениям растяжения характеризуется резким градиентом, то с увеличением количества циклов плазменного упрочнения в результате структурных изменений по глубине уп-

роченного слоя происходит изменение распределения остаточных напряжений, рис. 4.14.

Распределение остаточных напряжений характеризуется “плавным” переходом от напряжений сжатия к напряжениям растяжения. Снижение градиента напряжений по глубине упрочненного слоя должно способствовать повышению трещиностойкости изделия. Кроме того, снижается вероятность хрупкого скола участков закаленного слоя при воздействии ударных нагрузок. Плазменное циклическое упрочнение с переменными параметрами процесса было осуществлено и на других сталях. Максимальное число циклов определили по прекращению изменения в структуре металла упрочненного слоя. В табл. 4.8 представлены результаты измерения микротвердости ширины и глубины упрочненного слоя в зависимости от количества циклов. Видно, что для каждой марки стали характерно определенное количество циклов, после чего, в структуре металла упрочненного слоя изменений не происходит. Для легированных сталей типа 15Х, 20Х, 40Х, 30ХГСА,

9ХФМ измерение твердости, в зависимости от количества циклов показали, что на кривой зависимости имеются чередующиеся максимумы и минимумы. По всей видимости, это связано с явлением накопления дефектов кристаллической структуры в процессе циклического упрочнения (твердость возрастает)

и их ангиляцией (твердость снижается). Однако, это предположение требует проверки. При печной термоциклической обработке сталей Федюкиным В.К., Смагоринским М.Е. и др. авторами отмечалось, что оптимальное количество циклов зависит от содержания углерода в стали. С увеличением содержания углерода в стали количество циклов сокращается. Такая закономерность подтверждается и в плазменном циклическом упрочнении, табл. 4.8.

Видно, что для стали 20 оптимальное количество циклов 5, для стали 65Г - 3 цикла, для стали 45 - 3-4 цикла. Теми же авторами отмечалось, что зависимость оптимального числа циклов легированной стали с содержанием углерода 0,4-0,5% зависит от содержания легирующих элементов. С увеличением содержания последних количест-

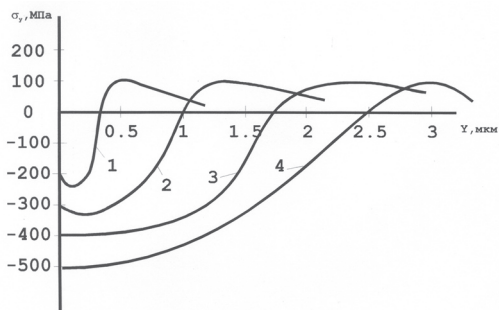


Рис. 4.14. Изменение остаточных напряжений в упрочненном слое стали 45 после плазменного циклического упрочнения (по глубине слоя). 1 - 1 цикл; 2 - 2 цикла; 3 - 3 цикла; 4 - 5 циклов.

во циклов возрастает. В наших исследованиях установлено для легированных сталей 40Х, 30ХГСА, 9ХФ, 40Г, 65Г оптимальное количество циклов равняется 3-5. Дальнейшее увеличение циклов не приводит к существенным изменениям в структуре упрочненного слоя.

Проведенные исследования процесса плазменного циклического упрочнения (с переменными параметрами процесса) показали, что поверхностный слой металла, прошедший такую обработку характеризуется следующими свойствами в сравнении с плазменной закалкой:

1. В упрочненном слое образуется высокодисперсный мартенсит, обладающий высокой микротвердостью;

2. В упрочненном слое металла (по ширине и глубине) отсутствуют резкие градиенты распределения микротвердости и остаточных на-

Табл. 4.8.

Материал	Количество циклов	Микротвердость, МПа			Ширина, мм	Глубина, мм
		Исходная зона	Центр зоны закладки	Переходная зона		
20	1	1800	3900	1800	6	0,65
	2		4200	1900	6,5	0,85
	3		4800	1950	8,5	1,0
	4		5100	2100	8,8	1,2
	5		5220	2050	9,1	1,3
	6		5000	1950	9,1	1,3
	7		5080	2100	9,1	1,3
65Г	1	2900	8200	2900	7	1,8
	2		8900	3100	9	1,9
	3		9100	3200	10	2,0
	4		9400	3050	10,2	2,2
	5		9300	3100	10,3	2,4
	6		9350	3050	10,3	2,4
40Х	1	2100	8000	2200	6	2,0
	2		8900	2700	6,2	2,65
	3		9200	2650	7,2	2,75
	4		9400	2750	8,1	2,8
	5		9300	2700	8,8	2,9
	6		9350	2690	8,8	2,9
30ХГСА	1	1900	6500	1650	7	1,75
	2		7400	1800	9	1,95
	3		7800	1820	10	2,1
	4		7750	1900	10,2	2,1
	5		7700	1850	10,2	2,1
9ХФМ	1	2800	8900	3900	8	0,8
	2		9200	4000	10	0,9
	3		9600	4050	10,2	1,1
	4		9650	3850	10,3	1,2
	5		9400	3000	10,3	1,2

пряжений.

Перечисленные выше свойства упрочненного слоя, в общем, характерны для всех вариантов плазменного циклического упрочнения. Остановимся кратко на описании основных особенностей каждого варианта плазменного циклического упрочнения металлов.

Упрочнение по вариантам, рис. 4.1.(а, б), используется при обработке стали с крупнозернистой исходной структурой. Нагрев в первом цикле до определенной температуры закалки со скоростью V_1 и охлаждение до температуры T_n с выдержкой при этой температуре достаточной для полного распада аустенита в феррито-цементитную смесь, обеспечивает получение мелкой феррито-цементитной смеси. Это позволяет выполнить повторную перекристаллизацию во втором цикле со скоростью $V_1 < V_2$. В связи с этим образуется еще более мелкий аустенит, распадающийся при охлаждении во втором цикле с образованием еще более мелкой феррито-цементитной смеси. Назначая то или иное количество циклов можно создавать различное измельчение структуры. После такой подготовки осуществляется закалка с максимальной скоростью нагрева и охлаждения, приводящая к образованию высокодисперсного мартенсита. Сравнение результатов упрочнения на максимальную твердость стали 20, 45, 40Х, 9ХФ показаны на рис. 4.15. Плазменное циклическое упрочнение осуществляли по схеме, рис. 4.1.(а, б), плазменную закалку осуществляли по режимам, обеспечивающим максимальную твердость упрочняемых сталей.

При упрочнении на максимальную твердость по способу плазменной закалки, размер действительного зерна аустенита стали 45 соответствовал 11 баллу, а по способу плазменного циклического упрочнения размер зерна аустенита соответствовал 15 баллу. Кроме того, глубина упрочненного слоя при плазменном циклическом упрочнении в 1,5-2 раза больше, чем при всех других способах плазменного упрочнения. Это связано с особен-

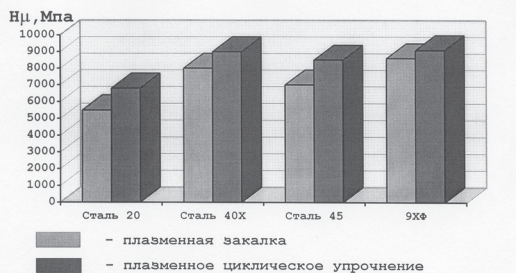


Рис. 4.15. Сравнение результатов упрочнения стали при различных способах плазменного упрочнения.

ностями термического цикла данной схемы плазменного циклического упрочнения, когда поверхностный слой в связи с изотермической выдержкой для полного распада аустенита прогревается на большую глубину. Недостатком способа упрочнения по схеме, рис. 4.1.(а, б), является только технологический фактор, т.к. происходит усложнение технологии упрочнения в связи с необходимостью обеспечения выдержки для полного распада аустенита. Для этого необходимо специальное оборудование, позволяющее точно контролировать температурно-временные параметры термического цикла.

Плазменное циклическое упрочнение по схеме, рис. 4.1.(в), осуществляется при помощи сканирующих устройств (электромагнитных и механических), обеспечивающих колебание температуры поверхности в любых интервалах. Задаваясь частотой сканирования можно обеспечить определенный температурный интервал колебаний и выдержки. Это обеспечивает более полное протекание процесса гомогенизации аустенита, измельчения зерна аустенита, которое при закалке переходит в высокодисперсный мартенсит. Существенной особенностью этой схемы упрочнения является то, что циклирование протекает всегда в строго ограниченном интервале температур, который задается частотой сканирования.

Плазменное циклическое упрочнение по схеме, рис. 4.1.(д), осуществляется при постоянной температуре закалки в каждом цикле, но при разных или одинаковых скоростях нагрева. При одинаковых скоростях нагрева в каждом цикле изменения в структуре поверхностного слоя происходят до определенного цикла, пока из первоначального исходного состояния структура приводится в более измельченное состояние. Обычно оптимальное количество циклов, независимо от марки стали, не превышает 3 циклов. После трех-четырех циклов из-за несоответствия скорости нагрева и температуры закалки проявляется перегрев, выражающийся в укрупнении структуры и снижения микротвердости, рис. 4.1б. Колебания микротвердости происходят в определенном интервале значений.

Природа этих колебаний, по всей видимости, аналогична выше описанному эффекту при упрочнении легированных сталей.

Плазменное циклическое упрочнение с постоянной температурой нагрева в каждом цикле, но переменной скоростью нагрева в цикле осуществляют до тех пор пока происходит изменение в структуре поверхностного слоя. Для каждой стали существует определенная скорость нагрева и охлаждения в каждом цикле и определенная температура закалки.

В связи с этим, оптимальное количество циклов для каждой стали в большинстве случаев индивидуально, хотя структурные изменения в упрочненном слое подчиняются общим закономерностям, выявленным для других схем упрочнения.

На рис. 4.17 приведена оптимальная схема плазменного циклического упрочнения стали 45, полученная на основе экспериментальных результатов.

После первого цикла зона закалки состоит из двух областей: сверху - область с однородным крупноигольчатым мартенситом и внизу - область с неоднородной структурой. В области с неоднородной структурой образуется мартенсит, мартенситотроостит, троостит, феррит, остаточный аустенит.

Во втором цикле скорость нагрева V2-V1 что приводит к образованию мелкозернистого аустенита при распаде которого образуется мелкоигольчатый мартенсит. Дальнейшее измельчение зерна протекает до четвертого цикла. В четвертом и пятом циклах измельчения зерна аустенита не происходит, рис. 4.18. Если процесс измельчения зерна аустенита заканчивается в третьем цикле, то процесс изменения тонкой структуры

продолжается на протяжении всех пяти циклов и только после пятого цикла изменение в тонкой структуре не наблюдается.

Значение величин микротвердости упрочненного слоя уступают значениям микротвердости плазменного циклического упрочнения по схеме, рис. 4.1.(г), хотя распределение микротвердости по глубине совпадает.

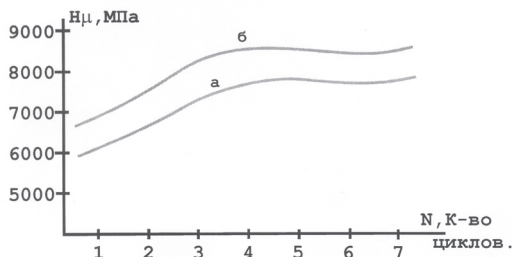


Рис. 4.16 Изменение микротвердости при плазменном циклическом упрочнении с постоянной скоростью нагрева и температурой закалки.

а) $T_{зак} = 1000^{\circ}\text{C}$
 б) $T_{зак} = 1300^{\circ}\text{C}$

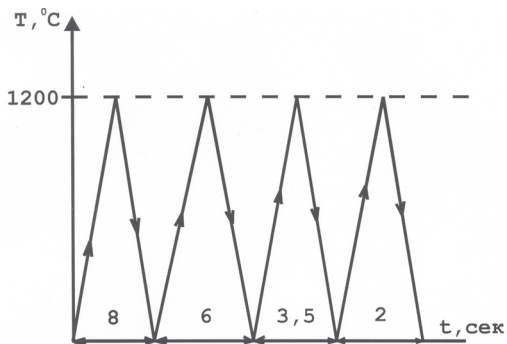


Рис. 4.17. Оптимальная схема плазменного циклического упрочнения стали 45 ($T_{зак} = \text{const}$).

Сравнение результатов по исследованию изменений тонкой структуры показало, что количество дефектов кристаллической структуры несколько ниже. Это, по всей видимости, и является причиной относительного снижения микротвердости упрочненной зоны. В общем виде качественные изменения в структуре поверхностного слоя аналогичны изменениям, происходящим при других схемах упрочнения. Следовательно, при плазменном циклическом упрочнении для всех схем, приведенных на рис. 4.1, наблюдается качественная закономерность структурных изменений в упрочненном слое. Отличием является только температурно-временные условия процесса, определяющие количественные значения.

4.4. Эксплуатационные характеристики материалов после плазменного циклического упрочнения.

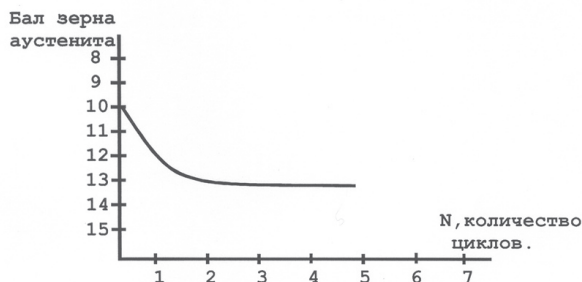


Рис. 4.18. Изменение размера зерна аустенита в зависимости от количества циклов.

В связи с тем, что в большинстве случаев плазменное упрочнение используется для повышения износостойкости деталей, необходимо оценить этот критерий в зависимости от режимов плаз-

менного циклического упрочнения. Исследования износостойкости в условиях трения скольжения проводили на образцах из стали 45 размером 10x10x100 мм после каждого цикла плазменного циклического упрочнения (схема рис. 4.1.(г)). Испытания проводились на установке "Фрикцион -11" в условиях сухого трения на воздухе. Усилие поджатия контртела (сталь ШХ15) составила 16 -19Н, скорость перемещения 0,6-0,9 мм/с, число циклов от 50-500 до окончания приработки.

Износ определили по формуле:

$$I = S / Lns$$

где **S** - среднее значение площади поперечного сечения дорожки износа;

L - путь трения;

ns - число циклов испытания.

В табл. 4.9.приведены результаты испытаний, из которых видно, что с увеличением количества циклов износостойкость образцов в

условиях сухого трения возрастает.

С увеличением количества циклов величины коэффициента трения и износа снижаются до определенного значения, что обусловлено изменением дисперсности структуры мартенсита упрочненного слоя. Кроме того, количество циклов приработки также снижается с увеличением балла зерна.

Табл. 4.9

*Результаты испытаний на износостойкость образцов из стали 45
после плазменного циклического упрочнения*

Количество циклов	Балл зерна	Количество циклов испытаний	Количество импульсов акустического излучения за цикл	Количество циклов до приработки	Коэффициент трения	Относительный износ
1	8	250	55-80	8-10	0,64	$1,2 \cdot 10^{-3}$
2	12	250	30-60	5-7	0,52	$0,90 \cdot 10^{-3}$
3	14	250	20-40	2-4	0,49	$0,86 \cdot 10^{-3}$
4	15	250	20-40	2-4	0,43	$0,79 \cdot 10^{-3}$
5	15	200	20-40	2-4	0,42	$0,79 \cdot 10^{-3}$

Исследования износостойкости пары сталь 45 - бронза в условиях скольжения на машине "СМУ-2" проводились при ступенчатом увеличении нагрузки от 80 до 200 кг. Изменение износостойкости стали 45 в зависимости от количества циклов показано на рис. 4.19.

Исследования динамики процесса износа при действии каждой величины нагрузки в течение 2,5 часов работы пары трения показали, что в период приработки скорость износа возрастает до определенной величины, рис.4.20. После этого наступает стадия установившегося износа, характеризующаяся относительно постепенным возрастанием скорости изнашивания. С увеличением степени дисперсности структуры упрочненного слоя, участок установившегося изнашивания увеличивается (кривая 2), что увеличивает время до наступления стадии катастрофического износа, характерная резким возрастанием скорости изнашивания. При сравнении кривых изнашивания стали 45 после плазменной закалки на максимальную твердость и плазменного циклического упрочнения (по схеме рис. 4.1 (г), видно, что кривые изнашивания отличаются друг от друга стадиями приработки, установившегося износа и катастрофического износа, рис.4.20. Это связано с особенностями структуры поверхностных слоев, полученных в результате различных способов плазменного упрочнения.

Из рис. 4.20. видно, что в случае плазменного циклического упрочнения стали 45 начальная стадия приработки сокращается, что объясняется более однородной и высокодисперсной структурой упрочненного слоя (по сравнению с плазменной закалкой). Тангенс угла наклона, образованного осью абсцисс и касательной к кривой износа в точке перехода от стадии

установившегося износа к стадии катастрофического износа показывает резкое отличие в скорости изнашивания на стадии катастрофического износа.

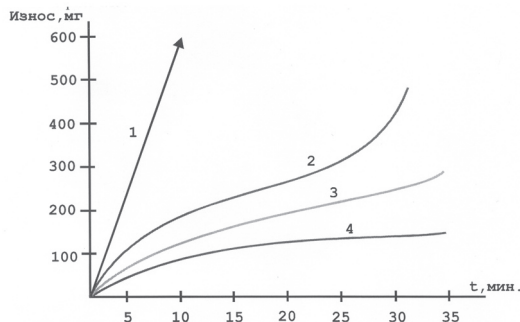


Рис. 4.19. Влияние количества циклов плазменного упрочнения на износостойкость стали 45. 1 - неупрочненная; 2 - один цикл упрочнения; 3 - два цикла упрочнения; 4 - пять циклов упрочнения.

упрочненной поверхности перемещалась танкетка на роликах, прижимаемая к образцу усилием 160Н, длина хода танкетки 100мм, число ходов в минуту 60. Сравнительные испытания показали, что износостойкость образцов из стали 20, 45, 9ХФ в случае плазменного циклического упрочнения повышается в 1,3-2 раза, по сравнению с плазменной закалкой. В обоих случаях дорожка трения гладкая, ровная, износ происходит в результате многократных повторных

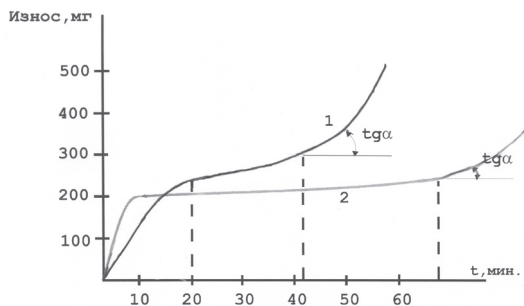


Рис. 4.20. Сравнение кривых изнашивания стали 45 после плазменной закалки /1/ и после плазменного циклического упрочнения 121.

отрезка времени. Это обуславливает повышение износостойкости в условиях трения качения, по сравнению с плазменной закалкой (500 ходов).

Практически все детали и инструменты, прошедшие плазменное

Таким образом, при плазменном циклическом упрочнении образцов из стали 45 происходит измельчение зерна аустенита, тонкой структуры металла, что приводит к увеличению износостойкости, по сравнению с плазменной закалкой.

Исследования износостойкости в условиях трения качения (ускоренные) были выполнены по методике [141-145]. По

термомеханических воздействий на металл, что приводит к накоплению повреждений в упрочненном слое. В случае плазменного циклического упрочнения высокодисперсная структура упрочненного слоя способна выдержать многократные повторные деформации (1000 ходов) в течение

более длительного

упрочнение подвергаются абразивному изнашиванию (в большей или меньшей степени).

Абразивное изнашивание может вызвать почва, грунт, порода, зола, пыль, металлическая стружка, окисные пленки, попавшие на поверхность трения и т.д. В связи с этим была проведена оценка сопротивляемости образцов после плазменного циклического упрочнения в условиях абразивного изнашивания. Кроме того, известно, что углеродистые стали 20, 35, 45 50 не обладают достаточным сопротивлением абразивному изнашиванию. Тем не менее, они широко используются для изготовления деталей, контактирующих с абразивом. Испытание образцов из стали 20, 45, 9ХФ на абразивное изнашивание проводили по двум схемам взаимодействия с абразивом: при трении и

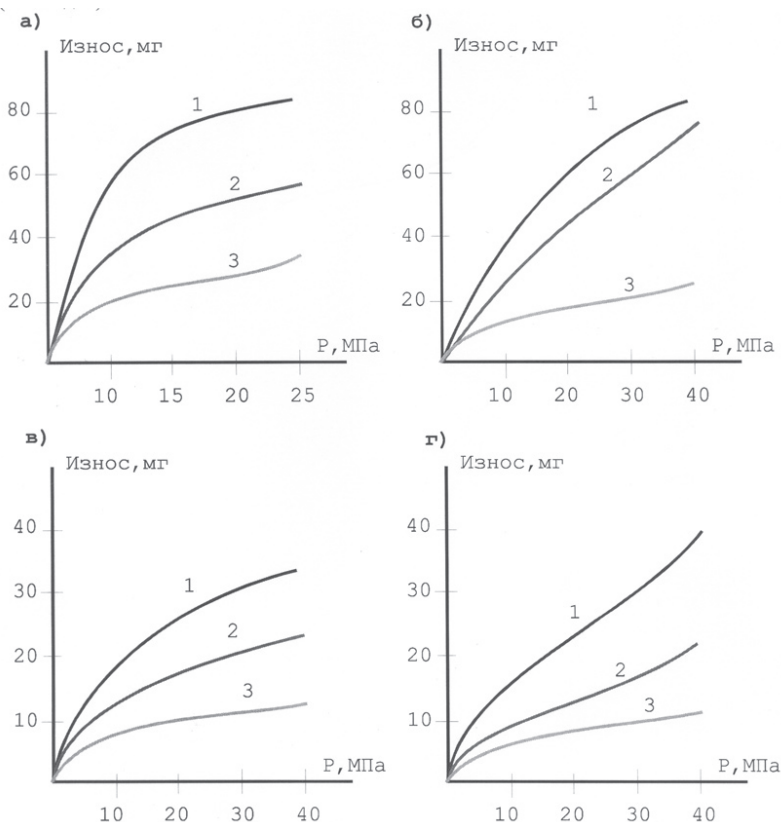


Рис. 4.21. Зависимость износа стали 20 (а), стали 45 (б), стали 40Х (в), стали 9ХФ (г) от удельной нагрузки при трении об абразив и количества циклов упрочнения:

1- один цикл; 2- два цикла; 3- пять циклов.

при ударе об абразивную поверхность. Результаты приведены на рис.4.21.

Видно, что для всех исследуемых сталей износостойкость возрастает. Структура упрочненного слоя после многоциклового упрочнения обладает повышенным сопротивлением к абразивному износу, по сравнению с плазменной закалкой.

Кроме того, с увеличением содержания углерода износостойкость повышается (сталь 20 и 45), а присутствие в упрочненном слое карбидов (40Х, 9ХФ) увеличивает сопротивляемость упрочненного слоя абразивному изнашиванию.

При ударно-абразивном изнашивании износостойкость исследуемых сталей снижается, по сравнению с трением по абразиву. Это связано с тем, что при этой схеме испытания, определяющее значение приобретают критерии материала, связанные с его сопротивлением динамическому воздействию абразива. Не смотря на это, относительная износостойкость сталей 20, 45, 40Х, 9ХФ при ударе об абразивную поверхность при плазменном циклическом упрочнении выше, чем в случае плазменной закалки, рис. 4.22.

Исследования износостойкости металлов после плазменного циклического упрочнения в условиях трения “металл по металлу” с абразивной прослойкой по схеме [143], также показали повышение износостойкости в 1,5-3 раза, по сравнению с плазменной закалкой.

Таким образом, износостойкость сталей после плазменного циклического упрочнения возрастает с увеличением балла зерна аустенита и с измельчением тонкой структуры.

Исследование механических свойств

Исследования проводились по методикам применяемых для изучения свойств инструментальных сталей после закалки, химико-термической обработки, а также после поверхностной закалки ТВЧ. Известно, что предел прочности стали, зависит от величины зерна и определяется, как:

$$\sigma = \sigma_0 + Kd^{-1/2} \quad (4.3),$$

где $d^{-1/2}$ - средний размер зерна;

K - величина, характеризующая прочность блокировки дислокаций

σ_0 - сопротивление движению дислокаций через кристалл.

В связи с этим, изменение зерна аустенита при циклическом упрочнении должно приводить к повышению предела прочности, а главное, к повышению пластичности упрочненного слоя. В табл. 4.10 приведены данные об изменении прочности и пластичности упрочненной стали 40Х при изменении зерна аустенита с 9-го до 15-го балла.

На рис. 4.23 показана зависимость предела текучести и предела прочности стали 20 и 45 от величины зерна после плазменного циклического упрочнения. Измельчение зерна аустенита стали 20 с 7-го до 13-го балла приводит к повышению прочности на 10-25%. Для стали 45 измельчение зерна с 9-го до 15-го балла достигается значением прочности ≈ 2200 МПа.

Видно, что линейная зависимость предела прочности сохраняется с увеличением балла зерна. Изменение механических свойств от цикла к циклу также связано с изменением размера зерна аустенита, рис. 4.23 и 4.25.

Испытание на изгиб рекомендуется использовать для сталей с твердостью выше $> \text{HRC}53-55$ и имеющих, по сравнению с испытаниями на растяжение, следующие преимущества:

- точная оценка влияния структурного фактора;
- создаваемое напряженное состояние, наиболее близкое к возникающему в работе многих деталей и инструментов;
- используются гладкие образцы без переходов по сечению, что уменьшает трудно учитываемое влияние концентраторов напряжений.

На рис. 4.25 приведены результаты значений прочности при испытаниях на изгиб в зависимости от количества циклов плазменного упрочнения (схема упрочнения рис. 4.2 (г)). Значения прочности возрастают при увеличении количества циклов упрочнения (от 1 до 3), после чего стабилизируются на одном уровне.

Значения предела прочности при изгибе больше его значений, определяемых при растяжении, что объясняется различием в модулях нормальной упругости: при сжатии он больше, а при растяжении меньше [159]. Полученная зависимость прочности стали от количества циклов

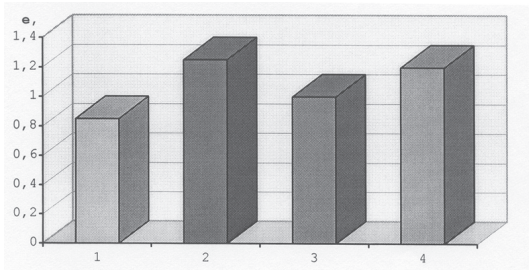


Рис. 4.22. Относительная износостойкость стали 45 при ударно-абразивном изнашивании в зависимости от способа плазменного упрочнения / энергия удара 20 Дж/.

- 1- плазменная закалка;
- 2- плазменное циклическое упрочнение с переменными параметрами процесса;
- 3- ПЦУ с постоянными параметрами процесса;
- 4- ПЦУ с промежуточным отпуском.

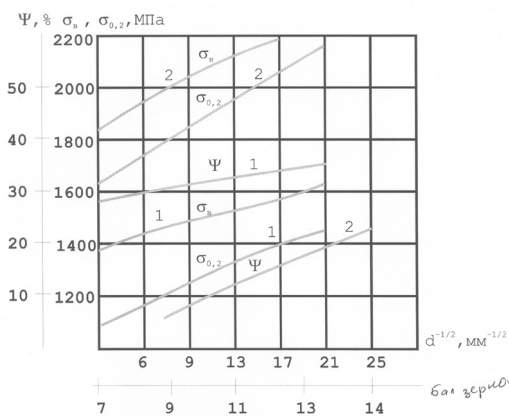


Рис. 4.23. Зависимость механических свойств стали 20 (1), 45(2) от величины зерна аустенита после плазменного циклического упрочнения.

Табл. 4.10

*Влияние величины зерна аустенита на свойства упрочненной стали 40Х
(испытание на растяжение).*

Балл зерна аустенита	σ_B МПа	σ_T МПа	Ψ , %
9	1900	1660	18
12	2100	1760	22
15	2200	1880	30

показывает, что изменения прочности при изгибе, главным образом, определяются изменением величины зерна аустенита.

Низкотемпературный отпуск после плазменного циклического упрочнения оказывает существенное влияние на прочность при изгибе, рис.4.26. Увеличением температуры отпуска пластическая

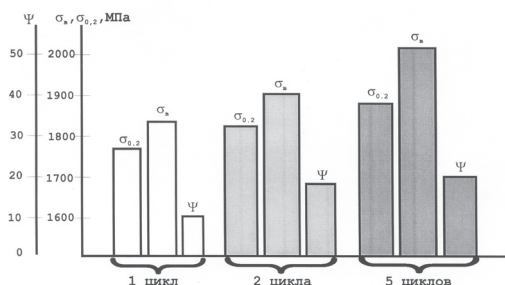


Рис. 4.24. Изменение механических свойств стали 45 после плазменного циклического упрочнения.

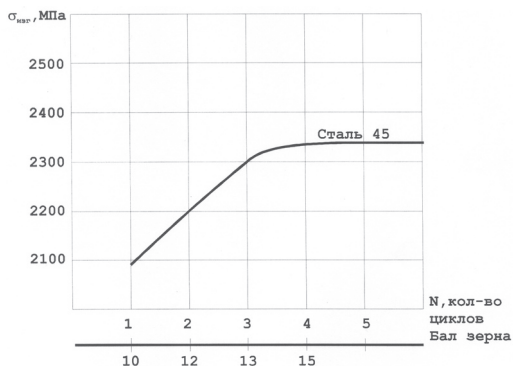


Рис. 4.25. Изменение прочности стали при испытаниях на изгиб в зависимости от количества циклов плазменного упрочнения (Сталь 45).

деформация, предшествующая хрупкому разрушению увеличивается. Максимальное значение прочности упрочненной стали при изгибе соответствует температурам отпуска, при которых успевают произойти процессы релаксации напряжения в кристаллической решетке и не успевают развиваться в достаточной мере процессы разупрочнения (связанные с отпуском).

Дальнейшее увеличение температуры отпуска свыше 200°C приводит к снижению твердости и увеличению пластичности.

Исследование сопротивляемости стали образованию трещин и разрушению под действием ударных нагрузок показали, что ударная вязкость стали с увеличением балла

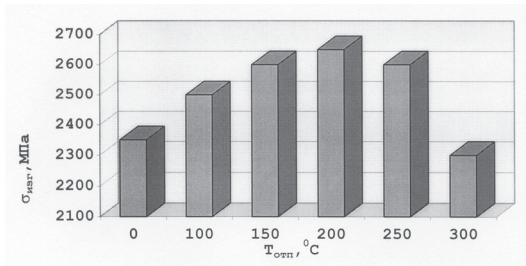


Рис. 4.26. Зависимость прочности образцов из стали 45 после плазменного циклического упрочнения от температуры отпуска.

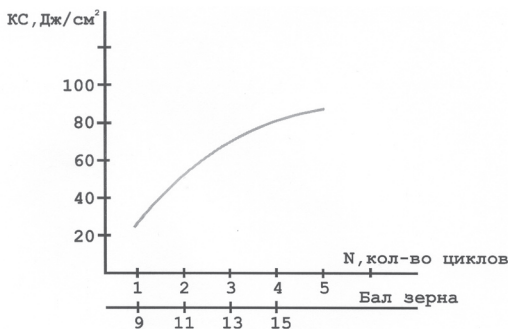


Рис. 4.27. Влияние количества циклов упрочнения на ударную вязкость стали 45.

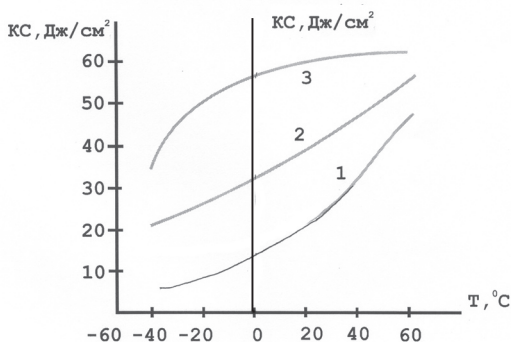


Рис. 4.28. Зависимость ударной вязкости стали 45 после плазменного циклического упрочнения от температуры испытаний:

1- один цикл;
2- два цикла; 3- пять циклов.

зерна аустенита возрастает, рис. 4.27.

Известно, что ударная вязкость является наиболее структурно-чувствительной характеристикой механических свойств стали.

В работе [18,19] показано, что после плазменной закалки стали ударная вязкость снижается в 1,5-3 раза. Снижение ударной вязкости сталей после плазменной закалки обусловлено, в основном, снижением работы зарождения трещины.

Работа, затраченная на распространение трещины, как правило, при твердости HRC > 55 очень мала и практически не изменяется [109].

Измельчение зерна аустенита от цикла к циклу существенно сказывается на изменении хладостойкости стали. После плазменного циклического упрочнения стали 45 значения ударной вязкости в 1,3-2 раза выше значений, получаемых при плазменной закалке. Вязкость стали в этом случае возрастает, хотя разрушение образцов происходит хрупко. В связи с этим, изменение зерна аустенита приводит с одной стороны к повышению прочности, а с другой стороны к повышению вязкости в области низких температур.

Фактографический анализ изломов показал, что стали 20, 45, 40Х, 9ХФ имеют характер хрупкого внутризеренного скола и микровязкого разрушения. В зависимости от количества циклов плазменного упрочнения размер фасеток скола связан с размером зерна стали. Наиболее мелкие фасетки скола наблюдаются после 3-5 циклов упрочнения, что соответствует 13-15 баллу зерна аустенита. Слоистое строение упрочненного слоя после 5 циклов способствует образованию ступеней на границе слоя закалки и отпуска, свидетельствующих о торможении трещины по механизму искривления траектории в слое отпуска.

Вязкость сталей высокой твердости обычно определяют при +20°C, т.к. очень низкие значения ударной вязкости в интервале температур (80°C...60°C) снижаются постепенно. Это позволяет характеризовать сопротивляемость динамическим нагрузкам этих сталей по значениям ударной вязкости при +20°C и, следовательно, без ее определения при низких температурах.

На рис. 4.29 приведены значения ударной вязкости различных сталей после плазменного циклического упрочнения и плазменной закалки из которых видно, что с увеличением дисперсности структуры упрочненного слоя, а также слоистое строение слоя (с твердым и хрупким поверхностным слоем и относительно мягким пластичным внутренним слоем) увеличивает трещиностойкость стали.

Применение после плазменного циклического упрочнения отпуска в интервале температур 120-300°C способствует значительному повышению значений ударной вязкости, табл. 4.11. Оптимальная температура отпуска 100-200°C.

Табл. 4.11

Влияние температуры отпуска на ударную вязкость образцов из стали 45 после плазменного циклического упрочнения (+ 20°C).

Количество циклов	Балл зерна	Температура отпуска, С	Ударная вязкость, Дж/см ²	Твердость, HRC
3	13	100	75	62
3	13	150	85	62
3	13	200	90	59
3	13	250	110	55
5	15	150	85	62
5	15	250	120	55

Влияние температуры отпуска на значения ударной вязкости обусловлено увеличением пластичности упрочненной зоны при повышении температуры отпуска. Регулирование режимов плазменного циклического упрочнения и температуры последующего отпуска позволяет получать высокую прочность и вязкость упрочненного металла, по сравнению с плазменной закалкой.

Таким образом, результаты исследований показывают, что использование плазменного циклического упрочнения металлов позволяет повысить трещиностойкость и износостойкость изделий в 1,5-3 раза, в сравнении с традиционными способами плазменного упроч-

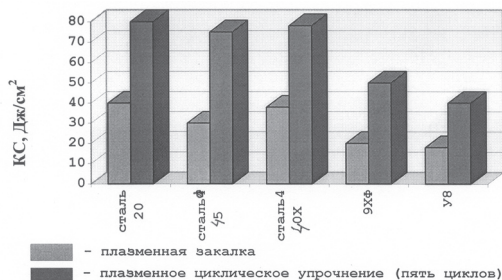


Рис.4.29. Сравнение значений ударной вязкости сталей после плазменного циклического упрочнения и закалки ($T_{\text{упп}} = +20^\circ\text{C}$)

нения. Сопоставление свойств, достигаемых при плазменном циклическом упрочнении сталей с другими способами плазменного поверхностного упрочнения показывает, что плазменное циклическое упрочнение обеспечивает более высокий комплект эксплуатационных свойств, табл.

4.12.

4.6 Исследование наводороживания поверхностного слоя металла в процессе плазменного циклического упрочнения

Проведенные исследования [152,155,156] по оценке влияния параметров режимов плазменного поверхностного упрочнения показали, что способ плазменного упрочнения имеет большое значение для процесса наводороживания металла в процессе упрочнения. Из всех рассмотренных способов плазменная закалка обеспечивает

минимальное содержание водорода в упрочненном слое. Регулируя параметры режимов плазменной закалки (скорость упрочнения, расход и влажность газа) можно уменьшить содержание водорода в упрочненном слое до $H_{\text{сум}} = 0,5 - 1,2 \text{ см}^3/100 \text{ г}$. Кроме того, повторный нагрев упрочненного слоя [153] уменьшает содержание водорода в слое (в результате десорбции) и дополнительного наводороживания

Табл. 4.12

Сопоставление эксплуатационных свойств износостойкости и трещиностойкости при различных способах плазменного упрочнения (сталь 45).

Способ упрочнения	Относительная износостойкость			Ударная вязкость, Дж/см ²
	Трение скольжения	Трение качения	Ударноабразивное изнашивание	
1. Плазменная закалка	2,8	3,0	0,6	26
2. Плазменное легирование из твердой фазы (углерод)	4,2	3,4	1,0	18
3. Плазменное азотирование из твердой фазы	5,2	4,0	1,2	10
4. Плазменное циклическое упрочнение	4,4	5,0	1,8	65

на происходит. Известно, что процесс диффузии водорода зависит от градиента концентрации, температур и напряжений, а процесс абсорбции водорода от концентрации водорода в газовой и твердой фазе (система газ - твердое тело), парциального давления водорода и температуры. Из теории массообмена при реакции между металлом и газовой фазой известны три основных последовательных этапа: массообмен между газовой средой и поверхностью металла с коэффициентом массопереноса β_1 химическая реакция на поверхности металла с константой скорости K и массообмен между поверхностью и металлической фазой с коэффициентом переноса β_2 . Если скорость одного из этапов значительно меньше других, то определяет результирующую скорость всей реакции [39,42]. В связи с этим при различных скоростях нагрева поверхностного слоя металла в интервале 10^2 - 10^4 °C/с кинетика абсорбции водорода металлом будет определяться скоростью протекания процессов на первом этапе. С увеличением скорости обработки при упрочнении, содержание водорода в поверхностном слое уменьшается, следовательно, скорость процессов массообмена между плазменной струей и поверхностью металла замедляется. Одной из причин замедления

является сокращение длительности протекания процессов. При плазменном циклическом упрочнении параллельно с процессом абсорбции водорода будет происходить процесс десорбции водорода. Это связано с тем, что при повторном нагреве поверхностного слоя под действием термодиффузии поток водорода направлен в зону высоких температур (к наружной поверхности металла) [39,42]. При повторном нагреве концентрация водорода в упрочненном слое может превышать концентрацию водорода в газовой фазе ($C_{\text{тф}} > C_{\text{газ.ф.}}$), т.к. скорость нагрева V_2 при повторном нагреве превышает V_1 тогда поток водорода будет направлен в газовую фазу. Однако в связи с сокращением длительности термического цикла при повторном нагреве водород не успевает полностью десорбироваться из упрочненного слоя. Поэтому он локализуется в приповерхностном слое, т.к. высокодисперсная структура мартенсита, образовавшаяся после второго цикла, является препятствием для диффузии водорода вглубь металла. Нагрев со скоростью V_3 ($V_3 > V_2 > V_1$) еще больше уменьшает длительность протекания процессов между газовой фазой и твердым телом, что обуславливает сохранение неравенства $C_{\text{тф}} > C_{\text{газ.ф.}}$ и доминирование процесса десорбции над абсорбцией при нагреве со скоростью V_3 . Дальнейший нагрев поверхностного

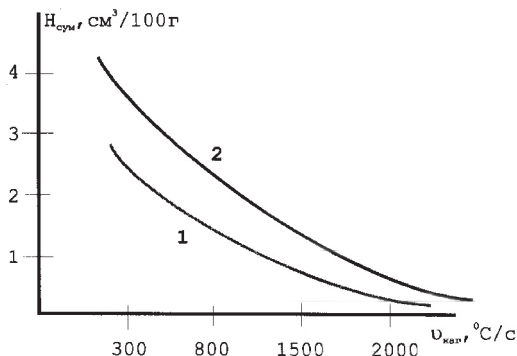


Рис. 4.30. Влияние скорости нагрева на содержание водорода в упрочненном слое стали 20(1) и 45(2)

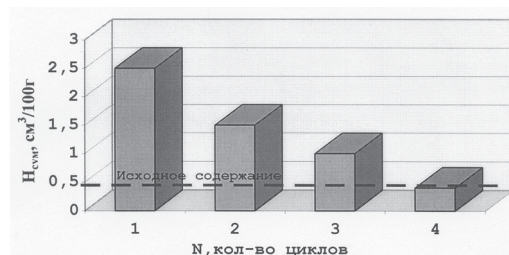


Рис. 4.31. Наводороживание и снижение содержания водорода в стали 45 при плазменном циклическом упрочнении

слоя металла со скоростью $V_4 > V_3$, $V_5 > V_4$ и т.д. уменьшает вероятность наводороживания поверхностного слоя металла по причине замедления процессов массопереноса в системе газовая фаза - твердое тело.

Таким образом, ре-

зультаты экспериментов [153,155,156], а также теоретические предпосылки позволяют предположить, что при плазменном циклическом упрочнении металлов можно полностью устранить эффект наводороживания поверхностного слоя металла.

Проведенные эксперименты по оценке влияния скорости нагрева поверхности металла на процесс наводороживания подтвердили наши рассуждения, рис. 4.30. Видно, что чем больше скорость нагрева, тем меньше содержание водорода в поверхностном слое.

При исследовании процесса циклического упрочнения по схеме, рис. 4.2 (г), (с переменными параметрами процесса упрочнения) установлено, что содержание водорода уменьшается от цикла к циклу. При плазменном циклическом упрочнении сталей 20, 40Х, 9ХФ также наблюдается снижение содержания водорода в упрочненном слое от цикла к циклу. Кроме того, видно, что после плазменного циклического упрочнения содержание водорода приближается к исходному содержанию водорода в металле (до упрочнения).

Исследование других схем плазменного циклического упрочнения подтвердили полученную выше закономерность. Это указывает на то, что циклическое упрочнение является эффективным способом снижения содержания водорода в упрочненном слое металла.

Структура упрочненного слоя после плазменного циклического упрочнения оказывает заметное влияние на процесс наводороживания в процессе трения [144]. Сравнение результатов экспериментов показывает, что после плазменного циклического упрочнения при трении в водородосодержащих средах содержание водорода в образцах на стали 20, 45, 9ХФ значительно меньше, чем в образцах после плазменной закалки, табл. 4.13.

4.7. Оценка теплостойкости сталей после плазменного циклического упрочнения

Табл. 4.13

Способ упрочнения	Содержание водорода, см ³ /100г			
	Диффузионно-подвижного		Остаточного	
	До испытаний	После испытаний	До испытаний	После испытаний
1. плазменная закалка, сталь 45	-	2,8	0,5	0,9
2. Плазменное циклическое упрочнение, сталь 45	-	1,6	0,5	0,7

Под теплостойкостью понимают способность стали сохранить при нагреве рабочей кромки структуру и свойства, необходимые для резания или деформирования. Теплостойкость - важное технологическое свойство, определяющее способность сохранять свою структуру и свойства не только для инструментальных и штампованных сталей, но и для конструкционных сталей [157-162].

Это связано с тем, что многие детали машин подвергаются механической обработке (шлифование, заточка и т.д.) в поле ремонтного допуска. Поэтому упрочненный слой металла должен сохранять структуру и свойства после такой обработки (без дополнительного упрочнения). Образцы из стали 20, 45, 40Х, 9ХФ, У8, 13Х, 40Х13 обрабатывались по схеме плазменного циклического

упрочнения, рис. 4.33. Для сравнения результатов проводили плазменную закалку на максимальную твердость. Для исследования теплостойкости изготавливали микрошлифы поперек упрочненной зоны, на них измеряли твердость по Роквеллу. Нагрев образцов осуществляли в печи при выдержке 2, 4, 6 часов. Среднее значение твердости из 6 значений. Кривые изменения твердости упрочненной зоны в зависимости от температуры и времени выдержки при этой температуре показаны на рис. 4.34.

Нагрев выше 300°C приводит к резкому снижению твердости, вследствие процесса

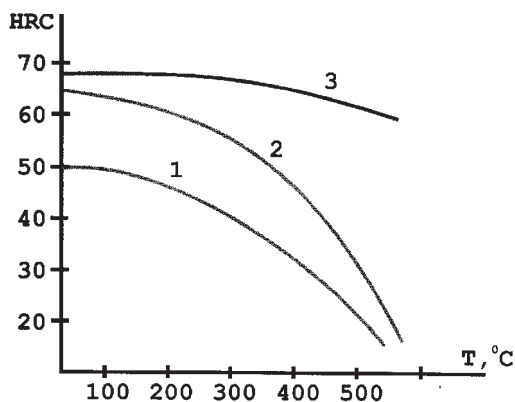


Рис. 4.33. Зависимость твердости упрочненной зоны образцов из стали 20(1), 45(2), 9ХФ (3) от температуры нагрева

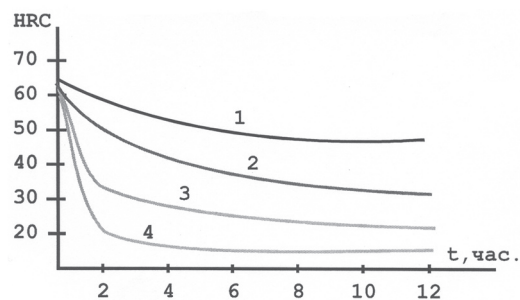


Рис. 4.34. Изменение твердости в процессе выдержки при нагреве упрочненных образцов: 1- 9ХФ (400°C), 2- 9ХФ (600°C), 3- 45 (300°C), 4- 45 (400°C)

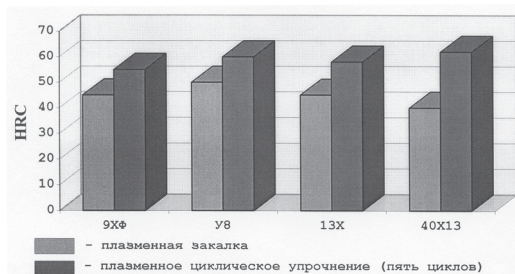


Рис. 4.35. Твердость инструментальных сталей при нагреве до 450°C и выдержке 2 часа

высокодисперсная структура карбидов, т.к. карбидные частицы стали не только не участвуют в снижении твердости, но и задерживают обратимое снижение твердости.

С уменьшением размеров карбидов теплостойкость стали увеличивается. Результаты сравнения упрочнения образцов при помощи плазменной закалки и плазменного циклического упрочнения приведены на рис.4.35. Видно, что высокодисперсная структура упрочненного слоя на сталях 45, 9ХФ, 13Х, У8 сохраняет более высокую твердость при температуре 450°C, по сравнению со структурой получаемой при плазменной закалке.

В связи с этим, режущие свойства инструментов, изготовленных из этих сталей и прошедших плазменное циклическое упрочнение, будут высокими по сравнению с инструментом, прошедшим плазменную закалку.

Таким образом, плазменное циклическое упрочнение металла позволяет повысить теплостойкость инструментальных сталей за счет более равномерного распределения мелких карбидов в упрочненном слое. В конструкционных сталях высокодисперсная структура мартенсита, получаемая после плазменного циклического упрочнения, также обладает более высокой теплостойкостью, по сравнению со структурой мартенсита, получаемого при плазменной закалке.

распада мартенсита в конструкционных сталях. В инструментальной стали снижение твердости начинается только при температуре 500°C, что связано с мелкозернистой структурой стали 9ХФ. Особую роль в повышении теплостойкости этой стали играет

Заключение

Результаты исследований, проведенных автором, и опыт практического применения выполненных разработок подтвердили перспективность плазменного поверхностного упрочнения металлов в различных отраслях народного хозяйства. Используя различные технологии плазменно-поверхностного упрочнения можно проектировать и создавать новые детали машин и инструменты. Установлено, что при этом достигается повышение износостойкости, статической и циклической долговечности деталей и инструментов благодаря формированию оптимальной макро и микроструктуры и созданию внутреннего напряженного состояния, наилучшим образом отвечающего нагруженности в эксплуатации.

Практическая реализация результатов исследований явилась разработкой инновационного подхода в котором автор принял непосредственное участие, а именно – **научные исследования → разработка технологии → разработка и изготовление оборудования → внедрение оборудования и технологии → гарантийное и пост-гарантийное обслуживание → возврат инвестиции.**

Именно реализация инновационного подхода в практике позволило решить несколько важнейших задач на железнодорожном и автомобильном транспорте, лесо- и деревоперерабатывающем хозяйстве, горнодобывающей и металлургической отрасли.

Внедрение на российских железных дорогах технологии плазменного поверхностного упрочнения гребней колесных пар подвижного состава позволило в 1,5 – 2 раза снизить износ в паре трения «колесо-рельс» и получить реальный экономический эффект. Аналогичная ситуация и в других отраслях промышленности. Однако, несмотря на полученные результаты, до сих пор нет единичных требований к оборудованию и технологиям плазменного поверхностного упрочнения. Кроме того, нет серийного оборудования для плазменного поверхностного упрочнения простых изделий.

На сегодняшний день можно констатировать, что в результате плазменного поверхностного упрочнения различных металлов и сплавов получают подобные структуры и свойства, как и в других способах обработки концентрированными источниками энергии (электронный и лазерный луч).

Поэтому больше внимания необходимо уделять проектированию и изготовлению оборудования для плазменного упрочнения с постоянно-контролируемыми технологическими параметрами.

В особую группу необходимо выделить направления исследований в области напряженно-деформированного состояния упрочненных слоев металла, а также контрольно-измерительной аппаратуре.

Автор еще раз выражает признательность и благодарность своим коллегам и оппонентам, а также большому количеству людей, без участия которых было бы трудно провести такие исследования.

Список литературы

1. **Финкельбург В., Меккер Г.** Электрические дуги и термическая плазма - М.: Изд. Иностранная литература, 1961. 372с.
2. **Жуков М.Ф., Смоляков В.Я., Урюков Б.А.** Электродуговые нагреватели газа (плазмотроны). М.: Наука, 1973. 237 с.
3. **Кулагин И.Д.** Применение дугового ионизированного потока электрической дуги для нагрева металлов // Изв. АН СССР, 1959. № 2. С.6-8.
4. **Райзер Ю.П.** Физика газового разряда. - М.: Наука - 1987. 592с.
5. **Рыкалин Н.Н., Николаев А.В., Кулагин И.Д.** Тепловые характеристики взаимодействия плазменной струи с нагреваемым телом // Автоматическая сварка - 1963. № 6. С. 8-10.
6. **Донской А.В., Клубник В.С.** Электроплазменные процессы и установки в машиностроении - Л.: Машиностроение. Ленинградское отделение. 1979. 221с.
7. **Физика и техника низкотемпературной плазмы** / Под ред. Дресвин С.В., Донской А.В., Гольдфарб В.М., Клубник В.С. - М.: Атомиздат - 1972. 352с.
8. **Кудинов В.В.** Плазменные покрытия. - М.: Наука, 1977. 184с.
9. **Жеенбаев Ж.Ж., Энгельшт В.С.** Ламинарный плазмотрон. - Фрунзе: Илим. 1975. 188с.
10. **Ракалин Н.Н., Кулагин И.Д., Сорокин Л.М.** Высокочастотный плазмотрон с внешними электродами и продольным обдувом газа // ЖТФ. 1976. т.46, № 4, С. 730-736.
11. **Курочкин Ю.В., Строганов Г.А., Гонопольский А.М., Васильев Р.А.** Аппаратура плазменного напыления. - М.: ВНИИМ. - 1984. 56с.
12. **Курочкин Ю.В., Пустогаров А.В.** Исследование плазмотронов с подачей рабочего тела через пористую межэлектродную вставку // Экспериментальное исследование плазмотронов. - Новосибирск: Наука. 1977. С.82-104.
13. **Клубник В.С., Петухов Э.Г.** Анализ плазмотронов для напыления // Сварочное производство. 1978, №2. С.25-27.
14. **Плазма-техник.** А.Г., Швейцария, Техника плазменного распыления. - S.I., 1974. 16 с.
15. **Жуков М.Ф., Аньшаков А.С., Засыпкин И.М.** и др. Электродуговые генераторы с межэлектродными вставками. - Новосибирск: Наука, 1981. 220с.
16. **Трехдуговая плазменная установка для напыления:** Проспект - Новосибирск: Институт теплофизики СО АН СССР, 1980. 4с.
17. **Howie f.h., Sayce I.B.** Plasma heating of refractory metals // Rev.Int.Haytes. Temp.of Refract - 1974 - 11- P.169-176.
18. **Pat.959472 GB, CI C23C7/00. Flame spray powder.** - Pub. 06.06.68.
19. **А.С.288490 СССР** МКИю48 В. 7/00, С 23/С. Прутковый плазменный распылитель тугоплавких материалов / Захаров Б.М., Трафимов М.Г., Камраков В.Н. - Опубл. 15.07.67 // Открытия. Изобретения, 1970. № 36. с.177.
20. **Pat. 3989512 US, G1z, C 21/ C 5/52/ Plasma heat treatment means and metod/ J. b. Sayce** - 0211.76.
21. **Лясников В.Н.** Оборудование для плазменного напыления. Обзоры по электронной технике. / Сер. Технология и организация производства и оборудования. М.: ЦНИИ, Электроника. 1981. вып.5(775), 47с.

- 22. Pat. 578622 CH.Clz C21 C 7/00;** HO5H I/26. Verfahren rum Betrien eines plasmaspritz - brennes / K Rafallen. - Pube. 16.07.76/
- 23. Pat. 4121083 US.Cl2 B 23 K 9/04/** Method and apparatus for plazma flame-spraiting material onto a substrate (R.T.Smyth-Pabl). 17.10.78.
- 24. Pat. 4121082 US. B 23 K 9/04/I/** H.Harrington, R.I.Smith, J.D.Weier. - Publ. 17.10.78.
- 25. Карп И.Н.** Генераторы плазмы продуктов сгорания углеводородных газов. – Информ.листок. Укр. НИИ НТИ; № 83-020; 1983. - 3с.
- 26. Дудко Д.А. Шнайдер Б.И., Вербицкий В.П.** и др. Повышение устойчивости малоамперной дуги в аргоне // Автом.сварка, 1975. № 11. С.13-15.
- 27. Вайнбоим Д.И., Ратманова Ж.В.** Энергетические характеристики дуги, в горящей в аргоне с различной степенью сжатия // Свар.производство, 1974, № 5. С.1-3.
- 28. Гордеев В.Ф., Пустогоров А.В.** Термозмиссионные дуговые катоды - М.: Энергоиздат. 1988. 192с.
- 29. Быховский Д.Г.** Плазменная резка. - Л.: Машиностроение . 1972. 168 с.
- 30. Ленивкин В.А., Дюргеров Н.Г., Сагирое Х.Н.** Технологические свойства сварочной дуги в защитных газах. - М.: Машиностроение. - 1989. 264с.
- 31. Борисов Ю.С., Борисова А.П.** Плазменные порошковые покрытия. - К.: Техника. - 1986. 223с.
- 32. Ермаков С.А., Соснин Н.А.** Разработка сварочных плазмотронов// Тр. ЛПИ, - 1978. № 364. С. 81-85.
- 33. Плазменная технология:** Опыт разработки и внедрения /Сост. Герасимов Н.А. – Л.: Лениздат, 1980. 152 с.
- 34. Михайлов Б.И.** Электродуговые генераторы пароводяной плазмы // Теплофизика и фэромеханика. - 2002, т.9, №4. С.597-611.
- 35. Лещинский Л.К., Самотугин С.С., Пирч И.И., Комар В.И.** Плазменное поверхностное упрочнение. - К.: Техника, - 1990. 109 с.
- 36. Жеенбаев Ж., Энгельшт В.С.** Двухструйный плазмотрон. - Фрунзе: Илим. - 1983. 203с.
- 37. Шишов И.Г., Котиков В.Н.** ,Плазменная резка. - Л.: Машиностроение, 1987. 192с.
- 38. Эсибян Э.М.,** Плазменная дуговая аппаратура. - К.: Техника, - 1971. 162с.
- 39. Ерохин А.А.** Закономерности плазменно-дугового легирования и рафинирования металлов. - М.: Наука - 1984. 18с.
- 40. Рыкалин Н.Н., Николаев А.В., Бортеев А.П.** Энергетический баланс сильнооточного полого вольфрамового катода // ФХОМ. – 1977, № 2. С.32-41.
- 41. Николаев А.В., Бортеев А.П.** Экспериментальное исследование энергетического баланса разряда низкого давления с полым катодом // ФХОМ. - 1978, № 1, с. 3-9.
- 42. Лакомский В.И.** Плазменно-дуговой переплав - К.: Техника, 1974. 336 с.
- 43. Пугин А.И., Блинов В.Н.** Исследование энергетических характеристик плазменного генератора прямого действия с двойным подводом газа // ФХОМ. - 1968, № 6.С.9-12.
- 44. Микроплазменная сварка** / Под ред. Б.Е.Патона. К.: Наукова думка - 1979 248с.
- 45. Паневич И.Г., Хвесюк В.И., Назаренко И.П.** и др. Теория и расчет

приэлектродных процессов. - Новосибирск: В.О. «Наука», Сибирская издательская фирма - 1992. 197с.

46. Лебедев А.Д., Урюков Б.А., Энгельшт В.С. и др. Сильноточный дуговой разряд в магнитном поле - Новосибирск: В.О. «Наука», - Сибирская издательская фирма - 1992. 267с.

47. Асиновский Э.И., Кирилин А.В., Низовский В.П. Стабилизированные электрические дуги и их применение в теплофизическом эксперименте - М.: Наука, 1992, - 264с.

48. Невский А.П. Взаимодействие дуги с электродами плазмотрона. - Минск: 1982. 265с.

49. Шоек П.А. Исследование баланса энергии на аноде сильноточных дуг, горящих в атмосфере аргона / Современные проблемы теплообмена - М.: Энергия, 1966. С. 110-139.

50. Плазменные процессы металлургии и технологии неорганических материалов / Под ред. Б.Е.Патона и др. - М.: Наука, 1973. 244с.

51. Бобровская Р.С., Бортничук Н.И., Воропаев А.А. и др. Параметры открытой дуги и стабилизированной потоком аргона // ХПМ и ТФ – 1973, № 1, с.66-74.

52. Григоренко Г.М., Грицкив Я.П., Кондратюк И.И. Распределение температуры в плазменном факеле при использовании газовых смесей различного состава // Проблемы спец.электрометаллургии - 1975, № 1. С.94-99.

53. Суров Н.С. Экспериментальное исследование распределения параметров в однофазной и двухфазной дозвуковых плазменных струй // ТВТ- 1969, т.7, № 2. С.304-312.

54. Мечев В.С., Лелевкин В.М., Жайнаков А.Ж., и др. Модернизация столба сварочной дуги. // Автомат.сварка. - Киев: АН УССР, 1989, 25с. Деп. В ВИНТИ 15.02.89. - № 987, - 1389.

55. Мечев В.С., Ерошенко П.Е., Жайнаков А.Ж. и др. Характеристика столба дуги в аргоне при разных углах заточки неплавящегося электрода // Автомат.сварка. - 1983, № 8. С.32-37.

56. Абрамович Г.Н. Прикладная газовая динамика - М.: Наука, - 1969. 824с.

57. Вулис Л.А. Кошкароев В.П. Теория струи вязкой жидкости - М.: Наука, 1965. 431с.

58. Безменов В.Я., Борисов В.С. Турбулентная струя воздуха, нагретого до 4000К // Изв. АН СССР ОТН. - Сер.Энергетика и автоматика, 1961, № 4, с.42-45.

59. Гришин С.Д., Лесков Л.В., Козлов Н.П. Плазменные ускорители - М.: Машиностроение, 1983. 200с.

60. Кулумбаев Э.Б., Лелевкин В.М. Анализ струйных потоков плазмы / Динамика низкотемпературной плазмы / Фрунзе: КГУ, 1987. С.56-64.

61. Вановский В.В., Гольдфрах В.М., Гуревич Б.М. Температура и скорость плазменных струй, применяемых для напыления //ФХОМ - 1975, № 3. С.51-56.

62. О'Коннор Т., Комфорт Е., Кэсс Л. Турбулентное смешение осесимметричной струи частично диссоциированного азота с окружающим воздухом // Ракетная техника и космонавтика - 1966, № 11. С.181-189.

63. Донской А.В., Клубникин В.С., Пархоменко А.С. Влияние длины дуги на энергетические характеристики плазмотрона // ТВТ. - 1970, т.8., №3. С.486-491.

64. **Шлихтинг Г.** Теория пограничного слоя - М.: Наука, 1969. 742с.
65. **Лукиянов Г.А.** Сверхзвуковые струи плазмы - Л.: Машиностроение, 1985. 264с.
66. **Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Кокора А.Н.** Лазерная обработка материалов - М.: Машиностроение, 1975. 239с.
67. **Рыкалин Н.Н., Николаев А.В., Кулагин И.Д.** Тепловой поток в тело, взаимодействующее с плазменной струей / ТВТ, 1965. № 6. С.25-27.
68. **Николаев А.В.** Тепловые и силовые характеристики плазменной струи аргона / Дис. канд.тех.наук. - М.: ИМЕТ А.А. Байкова, 1961. 162с.
69. **Термодинамические и оптические свойства плазмы металлов и диэлектриков:** Справ. - М.: Металлургия, 1988. 400с.
70. **Фей Дж. Риделла Ф.** Теория теплоотдачи в точке торможения диссипированного воздуха // Газодинамика и теплообмен при наличии химической реакции. - М.: Изд-во иностр.лит., 1962. С.49-63.
71. **Рыкалин Н.Н.** Расчеты тепловых процессов при сварке - М.: Машгиз, 1951. 296с.
72. **Асонов А.Н.** Исследование электрических и энергетических характеристик импульсной плазменной струи в аргоне - /Дис. канд.техн. наук. - М.: 1972. 180с.
73. **Гинзбург Е.Г., Кобяков О.С., Гепнер М.А.** и др. Исследование процессов микроплазменной закалки сталей //МИТОМ - 1988. - № 5. С.10-13.
74. **Tekriwa L.P., Masumer J.** Effect of torch angle and shilding gas flow on TIG welding - a mathematical model // Metal.Constr.- 1988. - 20, №6. P.275-279.
75. **Деев В.А., Александров В.Н., Ермаков А.В.** Микроплазменное упрочнение деталей// Научный прогресс в авторемонтном производстве: Москва: МДНТП. 1990. С.95-97.
76. **Крапошин В.С., Бобров А.В., Гапоненко О.С.** Поверхностная закалка стали 9ХФ при нагреве теплом плазменной горелкой // МИТОМ. 1989. № 11, с.13-17.
77. **Палицук И.Е., Ясинская О.Г.** Особенности структуры поверхностного слоя стали 40Х, упрочненной потоком высоких энергий //Электронная обработка материалов - 1986, № 4. С.21-23.
78. **Коваленко В.С., Головки Л.Ф., Черненко В.С.** Упрочнение и легирование деталей машин лучом лазера - К.: Техника - 1990. 192с.
79. **Андряхин В.М.** Процессы лазерной сварки и термообработки - М.: Наука - 1988. 176с.
80. **Дьяченко С.С.** Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах - М.: Металлургия - 1982. 128с.
81. **Кидин И.Н.** Физические основы электротермической обработки металлов и сплавов - М.: Металлургия. 1969. 376с.
82. **Кидин И.Н., Андрюшечкин В.И., Волков В.А., Холин А.С.** Электро-химико-термическая обработка металлов и сплавов - М.: Металлургия. 1978. 320с.
83. **Гриднев В.Н., Мешков Ю.М., Ошкадеров С.П.** и др. Физические основы электротермического упрочнения сталей. - К.: Наукова думка. - 1973. - 336с.
84. **Структурные эффекты и упрочнение в сталях** при плазменной химико-термической обработки / Пархоменко В.Д., Огданский Н.Ф., Крыжановский М.В. и др. - К.: 1987. 13с.- Деп. в Укр.НИИНТИ, 18.04.87, № 1272. - Ук.87.
85. **Кокора А.Н., Соболь Э.Н.** Физические особенности лазерного упрочнения сплавов // Физико-химические процессы обработки материалов концентрированными потоками энергии. Сб.ст.- М.: Наука. - 1983. С. 54-66.
86. **Попырин А.Н., Болотина Н.П., Боль А.А.** и др. Новые материалы и

- технологии /Теория и практика упрочнения материалов в экстремальных условиях - Новосибирск: ВО «Наука» Сибирская издательская фирма. 1992. 200с.
- 87. Петухов А.В.** Повышение эксплуатационных свойств деталей машин и инструмента поверхностным легированием из плазмы /Автореф.дис. кан.техн.наук -Иркутск. 1990. 36с.
- 88. Гречнева М.В.** Разработка и исследование способа плазменного упрочнения инструментальных сталей в жидких средах /Автореф.дис. кан.тех.наук. - Москва. 1990. 20с.
- 89. Токмаков В.П., Нестеренко Н.А., Гречнева М.В.** Энергетические характеристики процесса поверхностного упрочнения концентрированным источником энергии - М.: 1988. 9 с. Деп. в ВИНТИ, 26.04.1988, № 3207.
- 90. Бокштейн С.Э.** Диффузия и структура металлов - М.: Металлургия. 1973. 208с.
- 91. Лакомский В.И.** Плазменно-дуговой переплав. - Киев: Техника. 1974. 336с.
- 92. Винокуров В.А., Григорьянц А.Г.** Теория сварочных деформаций и напряжений - М.: Машиностроение -1984.279с.
- 93. Григорьянц А.Г.** Основы лазерной обработки материалов - М.: Машиностроение. 1989. 304с.
- 94. Прохоров Н.Н.** Физические процессы в металлах при сварке Т.II. Внутренние напряжения, деформации и фазовые превращения - М.: Металлургия. - 1976. 600с.
- 95. Васильев Д.М., Трофимов В.В.** Современное состояние рентгеновского способа измерения макронапряжения // Заводская лаборатория, 1984, № 2. С.20-29.
- 96. Криштал М.А., Жуков А.А., Кокора А.Н.** Структура и свойства сплавов, обработанных излучением лазера - М.: Металлургия, 1973. 192с.
- 97. Гурарий В.Н.** Прочность и разрушение кристаллов при импульсном воздействии сверхзвуковых плазменных струй / Дисс.канд.техн.наук-Новокузнецк, ФБУ, 187с.
- 98. Чачин В.И., Бондаренко Л.И., Горшунов В.И.** Исследование процесса плазменного поверхностного термоупрочнения // Технология и организация производства. 1982, № 4. С.48-49.
- 99. Савицкий А.И., Бахрах С.Б., Завизиан Н.Ф.** Влияние плазменной обработки на структуру и механические свойства поверхности слоя металла // Сварочное производство, 1983, № 11. С. 10-11.
- 100. Линник В.А. Онечина А.К., Андреев А.И.** Поверхностное упрочнение сталей методом плазменной закалки // Металлургия, 1983, №4. С.2-5.
- 101. Александров В.И., Мальчуженко К.В., Чайкина Н.П.** Исследование влияния режимов плазменного поверхностного упрочнения на физико-механические свойства поверхности восстанавливаемых деталей/ Материалы семинара - Ленинград: из-во ЛГУ, 1984. С.-131-134.
- 102. Кобяков О.Л., Гинзбург Е.Т.** Использование микроплазменного нагрева в процессах упрочняющей технологии // Автоматическая сварка, 1985, №5. С.65-67.
- 103. Самотугин С.С., Ковальчук А.В., Овчинников В.Н.** Обработка поверхности спеченных твердых сплавов высококонцентрированной плазменной струей // Сварочное производство, 1994. № 2. С.17-20.
- 104. Самотугин С.С.** Вязкость разрушения твердых сплавов, упрочненных

плазменной обработкой // ФХОМ, 1997. № 4. С.45-51.

105. Ливитан Н.В., Поляков С.П., Букина Д.К. и др. Упрочняющая плазменно-дуговая обработка поверхности белого чугуна // МИТОМ – 1986., № 6-и. С.29-30.

106. Ливитан Н.В., Поляков С.П., Букина Д.К. Плазменно-дуговая термообработка поверхности железоуглеродистых сплавов // ФХОМ - 1986, № 1. С.52-56.

107. Ставров Д.С., Ников Н.Я. Упрочнение серых чугунов при поверхностном отбеле низкотемпературной плазмой // МИТОМ - 1985. С.15-18.

108. Бердников А.А., Филиппов М.А., Силин Р.И. и др. Плазменная закалка деталей технологического оборудования // Прогрессивные технологии упрочнения деталей машин и инструмента с применением источников с высокой концентрацией энергии - Пенза - ПДНТП, 1986, с.69-70.

109. Григорьев А.Н., Муханов Г.Н., Седунов В.Х. Плазменное упрочнение чугунов и стали // Там же, 1986. С-72-73.

110. Степанников А.П., Поболь И.Л., Лях А.Я. и др. Поверхностное упрочнение сталей путем электродугового нагрева // Там же, 1986. С. 49-50.

111. Акулов А.И., Боженко В.Л., Шепелев А.Ф. и др. Поверхностное упрочнение при плазменной обработке в CO_2 // Новые процессы сварки, наплавки и газотермических покрытий в машиностроении - Таганрог, 1986. С.42-46.

112. Шепелев Н.С., Селиванов М.В., Чепыжев И.С. и др. Упрочнение рабочих поверхностей чугунных деталей автомобилей методом плазменного оплавления // МИТОМ - 1988, № 12. С.34-36.

113. Скрипкин А.А., Нецветаев В.А. Получение теплостойких слоев на стали 20С использованием плазменного нагрева // Тезисы докл. Всесоюз. НТК Прогрессивные процессы сварки в машиностроении - Красноярск, 1991. С.11-12.

114. Токмаков В.П., Гречнева М.В., Нестеренко Н.А. Поверхностное упрочнение металлов плазменным нагревом // Пламенные процессы в металлургии неорганических материалов, ч.2., Москва - 1988. С.56.

115. Токмаков В.П., Скрипкин А.А., Петухов А.В. Плазменное поверхностное легирование стали углеродом // Там же - М.: 1988. С.18.

116. Токмаков В.П., Скрипкин А.А., Петухов А.В. Получение износостойкости слоев на малоуглеродистых сталях плазменной обработкой поверхности / Технологическая теплофизика. Разд.6 Теплофизика физико-химических методов обработки - Тольятти -1988. С.306-307.

117. Токмаков В.П. Скрипкин А.А., Фетисов С.И. Способ плазменного упрочнения режущего инструмента. А.С. № 22409 от 21.09.88.

118. Скрипкин А.А., Токмаков В.П., Нецветаев В.А. Особенности плазменной цементации низкоуглеродистых сталей / Тезисы докл. реч. НТК. Инструментальное обеспечение автоматизированных систем механообработки - Иркутск, 1990. С.86.

119. Кулагина И.Д., Боржов А.П., Краснов Ю.И. Дуговая цементация рабочих поверхностей стальных деталей // ФХОМ - 1986, №6. С.84-88.

120. Полетина И.М., Борисов М.Д., Гладышев С.А. и др. Легирование малоуглеродистой стали с помощью интенсивного источника // ФХОМ, 1986, №3. С.135-138.

- 121. Токмаков В.П., Петухов А.В., Скрипкин А.А. и др.** Плазмообразующий газ. А.С. № 1601138 от 24.08.89.
- 122. Скрипкин А.А., Нецветаев В.А., Щербаков В.Е., Миненко Н.Ю.** Получение теплостойких слоев на стали 20 с использованием плазменного нагрева // Сварочное производство, 1992, № 11. С.15-17.
- 123. Балановский А.Е.** Плазменное поверхностное легирование металлов / Тез.доклад. ВНТК «Сварка-95» - Пермь, 1995, ч.1. С.90-94.
- 124. Балановский А.Е., Скрипкин А.А., Гречнева М.В.** Плазменное поверхностное легирование металлов / Тез.докл. ВНТК «Сварка, пайка, нанесение покрытий и восстановление деталей» - Тольятти, 1992. с.12-14.
- 125. Лещинский Л.К., Самоутугин С.С., Пирч И.Н. и др.** Влияние поверхностного упрочнения плазменной струей на характер разрушения углеродистых сталей // ФХОМ- 1985, №3. С.100-106.
- 126. Лещинский Л.К. Самоутугин С.С., Пирч И.Н. и др.** Определение характеристик трещиностойкости углеродистых сталей, упрочняемых плазменной струей // Заводская лаб. - 1985, № 7. С 69-71.
- 127. Лещинский Л.К., Самоутугин С.С., Пирч И.Н. и др.** Структура и свойства наплавленного металла и углеродистых сталей, упрочненных плазменной струей // Сварочное пр-во, 1985, № 11. С.20-22.
- 128. Ватеев В., Стаерев Д., Коваров Г.** Плазменное поверхностное упрочнение хромистой стали для холодной штамповки. // 5-th Inter Congres Heat Treatm/ - Budapest/ - 1986, Vol.3, p.1551-1559.
- 129. Лещинский Л.Г., Самоутугин О.С., Швец В.В. и др.** Повышение изностостойкости валковых сталей поверхностной плазменной обработкой // ФХОМ, 1987. С. 106-108.
- 130. Лещинский Л.К. Самоутугин С.С., Пирч И.И. и др.** Трещиностойкость многослойного наплавленного металла упрочненного высококонцентрированным источником нагрева // Сварочное пр-во, 1987, №4. С.25-27.
- 131. Лещинский Л.К., Самоутугин С.С., Пирч И.И. и др.** Комплексное объемно-поверхностное упрочнение материалов с использованием высококонцентрированного источника нагрева // МИТОМ - 1988, № 5. С.3-5.
- 132. Рыкалин Н.Н., Зуев И.В., Углов А.А.** Основы электронно-лучевой обработки материалов. М.: Машиностроение. 1978. 239с.
- 133. Черненко В.В.** Влияние электронно-лучевого нагрева на структуру стали /Автореф. Дис. канд.тех.наук - К.: Киев. Политех.институт. - 1965. 14с.
- 134. Рахманалиев И.** Исследование усталостной прочности коленчатых валов, закаленных с применением поверхностного нагрева // Тр.ВСХЧЗО Вып. XLIX - 1973. С.15-18.
- 135. Ри Ээиу.** Поверхностное упрочнение металлов под действием высокотемпературной плазмы. Гизи. 1977, № 21. С.7-13.
- 136. Roqçen R** Dureissement superficier par plasma des acisers an carbonee et des fortes. Tranctement thermique, 1979, № 136. Р 90-95.
- 137. Синайский В.М., Пищик Е.Л., Григоренко А.П.** Остаточные напряжения в сталях ШХ15, 8ХФ и 45 после плазменной закалки // Физика и технология обработки поверхности металлов - Ленинград, ФТИ, 1984.
- 138. Исхаков Г.А., Рахимянов Х.М.** Исследование микроструктуры и

механических свойств стали 45 после плазменного термоупрочнения // Электронная обработка материалов - 1987, № 5. С.24-27.

139. Польцер Г., Майспер Ф. Основы трения и изнашивания - М.: Наука, 1977. - 136с.

140. Гаркунов Д.Н. Триботехника - М.: Машиностроение, 1979. С 222 с.

141. Костецкий В.И. Трение, смазка и износ в машинах - Киев: Тэхника, 1970. - 396с.

142. Крагельский И.В. Трение и износ - М.: Машиностроение - М.: Наука, 1970. - 252с.

143. Хрущев М.М., Бабичев М.А. Абразивное изнашивание - М.: Наука, 1970, 252с.

144. Гаркунов Д.Н. Триботехника - М.: Машиностроение, 1989. - 328с.

145. Тененбаум М.М. Сопротивление абразивному изнашиванию - М.: Машиностроение, 1976. - 270с.

146. Лившиц Л.С., Хакимов А.Н. Металловедение сварки и термической обработки сварных соединений - М.: Машиностроение, 1989. - 336с.

147. Самотугин С.С. Повышение срока службы деталей металлургического оборудования наплавкой и плазменным поверхностным упрочнением - Автореф.дисс.канд.техн.наук Челябинск - 1986, 20с.

148. Балановский А.Е., Нестеренко Н.А. Плазменная циклическая обработка сварных соединений / Тез. Докл. Всесоюз. НТК. «Прогрессивные процессы сварки в машиностроении», Красноярск, 1991. С.108-109.

149. Балановский А.Е., Нестеренко Н.А., Токмаков В.П. Прогрессивная технология плазменной циклической обработки. / Там же - Красноярск, 1991. С.109-110.

150. Балановский А.Е. Нестеренко Н.А. Плазменное циклическое упрочнение сталей // Сварочное производство, 1992, № 11. С.19-20.

151. Балановский А.Е., Нестеренко Н.А., Изосимов Л.Д. Повышение износостойкости деталей машин плазменным циклическим упрочнением / Тез. докл. Всесоюз. НТК «Сварка, пайка, нанесение покрытий и восстановление изношенных деталей». Тольятти, 1992. С.12.

152. Балановский А.Е. Повышение срока службы деталей машин и инструментов при помощи плазменного циклического поверхностного упрочнения / Автореферат дисс.канд.техн.наук - Москва, 2000, 27с.

153. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали - М.: Наука, 1977. 238с.

154. Попов А.А. Фазовые превращения в металлических сплавах - М.: Металлоиздат, 1963. 312с.

155. Балановский А.Е., Нестеренко Н.А. Наводороживание поверхностного слоя металла при плазменном легировании из твердой фазы / Изв. ВУЗов, Черная металлургия - 1992, №10. С.39-40.

156. Балановский А.Е., Нестеренко Н.А. Проблема водорода при плазменном поверхностном упрочнении // Сварочное производство, 1992, № 11. С.13-15.

157. Неровный В.М., Пермитько В.В. Поверхностное упрочнение титановых деталей плазменно-дуговой обработкой в вакууме / Тезисы докл. «Современные проблемы сварочной науки и техники» - «Сварка - 95». Пермь 1995. ч.1. С.64-67.

- 158. Балановский А.Е., Гречнева М.В.** Исследование термомеханических процессов в металлах при плазменном упрочнении / Там же - Пермь, 1995. ч.1. С.75-76.
- 159. Балановский А.Е., Нестеренко Н.А., Нецветаев В.А.** Анализ причин снижения трещиностойкости и износостойкости деталей, упрочненных плазмой / Там же – Пермь, 1995. ч.1. С.76-78.
- 160. Токмаков В.П.** Плазменное поверхностное упрочнение металлов / В кн. Новые материалы и технологии. Теория и практика упрочнения металлов в экстремальных условиях. - Новосибирск: Наука. - 1992. С.56-64.
- 161. Самотугин С.С., Ковальчук А.В., Новохацкая О.И.** и др. Упрочнение инструмента из быстрорежущих сталей обработанных плазменной струей // МИТОМ, 1994. № 2. С.5-6.
- 162. Скрипкин А.А., Нецветаев В.А., Щербakov В.Е., Миненко Н.Ю.** Получение теплостойких слоев на стали 20 с использованием плазменного нагрева // Сварочное производство, 1992. № 11. С.15

Андрей Евгеньевич Балановский

«ПЛАЗМЕННОЕ ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ МЕТАЛЛОВ»

Научное издание

***Редактор – Баженова М.В.
Компьютерный набор – Баженова М.В.
Компьютерная верстка – Шипицын С.А.***

Подписано в печать 27.02.2006. Формат 60х84/16
Бумага офсетная. Печать офсетная. Усл. печ. л. ____
Уч.-изд.л 12 Тираж 500 экз. Зак.162

ИД № 06506 от 26.12.2001
Иркутский государственный технический университет
664074, г. Иркутск, ул. Лермонтова, 83