

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ
ФЕДЕРАЦИИ

**ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ
ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ
ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«ДОНСКОЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»
(ДГТУ)**

**УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ
КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ**

Конспект лекций

Ростов-на-Дону
2021

ВВЕДЕНИЕ

При поверхностной закалке нагревают и охлаждают только поверхностные слои детали, поэтому изменяется структура только этих слоев. В результате такой термической обработки получаем деталь, у которой поверхностные слои очень твердые, а сердцевина - пластичная и вязкая. Это основное преимущество поверхностной закалки по сравнению с закалкой при сквозном нагреве (вследствие пластичной сердцевины уменьшается хрупкость детали). При этом поверхность детали почти не окисляется, так как процесс осуществляется быстро и деформация детали уменьшается в связи с нагревом и охлаждением только наружных слоев.

При поверхностной закалке сокращается время обработки деталей, что увеличивает производительность оборудования. Появляется возможность включения операций закалки и отпуска в общий поток обработки на металлорежущих станках и полной или частичной механизации и автоматизации производственных процессов. Повышение долговечности при поверхностном упрочнении объясняется следующим: 1) в поверхностных упрочненных слоях создаются остаточные напряжения сжатия; 2) прочность металла различна по глубине (максимальная прочность на поверхности) и соответствует условиям работы деталей при изгибе и кручении; 3) поверхностные слои закаленных деталей, имея высокие твердость, прочность и износостойкость, обеспечивают достаточную прочность всей детали.

В современном машиностроении методы поверхностного термического упрочнения сочетаются с методом холодной пластической деформации (обкатка роликами, наклеп дробью), что приводит к увеличению напряжений сжатия в поверхностных слоях и увеличивает срок службы деталей. Нагрев при поверхностной закалке может производиться разными способами: токами высокой и промышленной частоты, плазменной струей, лазерным излучением и т.д.

Тема 1. ИНДУКЦИОННАЯ ЗАКАЛКА

Индукционный нагрев для термической обработки, предложенный и разработанный проф. В. П. Вологдиным, является производительным и прогрессивным способом нагрева. При применении его для поверхностной закалки можно получить разный по глубине закаленный слой и закалывать детали разнообразной конфигурации; можно также полностью автоматизировать процесс закалки.

При поверхностной закалке (поверхностном нагреве) глубина нагрева до температур закалки примерно равна глубине закаленного слоя. Структура сердцевины при этом остается без изменения, поэтому ее упрочняют предварительной термической обработкой (нормализацией или улучшением). Для поверхностного нагрева детали необходимо сконцентрировать большое количество электрической энергии в неболь-

шом объеме металла (удельная мощность 0,5-1,5 кВт/см²) и проводить нагрев с большими скоростями (30-300°С/с). Время нагрева при этом составляет 1,5 - 20 с.

Основное отличие индукционного нагрева от нагрева в печах и других нагревательных устройствах заключается в том, что тепло не подводится к детали от внешних источников (конвекцией или лучеиспусканием), а выделяется непосредственно в самой детали.

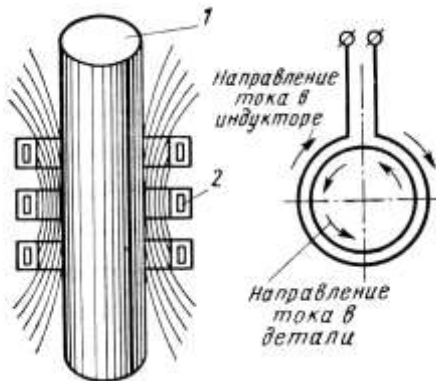


Рис. 1. Схема индукционного нагрева: 1 - деталь; 2 - индуктор

Рассмотрим принципиальную схему нагрева (рис. 1). Переменный электрический ток подводится к индуктору 2. Закаливаемую деталь 1 помещают в индуктор. Внутри индуктора возникает переменное магнитное поле, индуцирующее в поверхности детали электродвижущую силу, под действием которой в металле возникают электрические вихревые токи (токи Фуко), вызывающие нагрев детали до высокой температуры. Тепло выделяется на тех участках детали, которые подвергаются воз-

действию переменного магнитного поля и электрического тока. Это обеспечивает высокую скорость нагрева и позволяет производить местный нагрев. После нагрева на разогретую поверхность из спрейера выбрызгивается закалочная жидкость (спрейером может служить сам индуктор в виде полрой трубки с отверстиями).

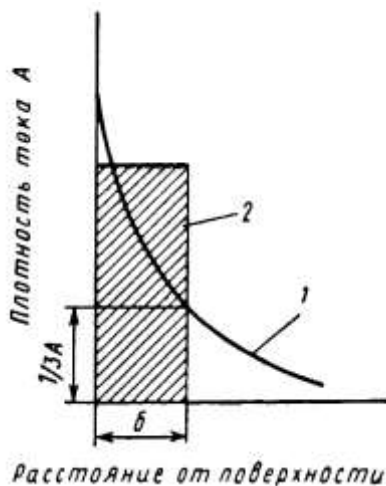


Рис. 2. Распределение плотности переменного тока по проводнику: 1 - действительное распределение; 2 - условное распределение

Характерным является распределение токов по сечению проводника (детали). Плотность протекающего переменного тока значительно больше у поверхности, чем во внутренних слоях проводника (рис. 2). Такое неравномерное распределение переменного тока в проводнике называется поверхностным эффектом. Благодаря этому эффекту деталь нагревается на определенную глубину, а сердцевина - незначительно за счет теплопроводности или совсем не нагревается. Плотностью тока в глубоко расположенных слоях детали пренебрегают; считают, что эта часть проводника как бы свободна от тока. Это допущение относится к тем слоям проводника, в которых

плотность тока снижается приблизительно в 3 раза по сравнению с плотностью тока на

поверхности проводника. Условно считается, что переменный ток идет не с неравномерной, а с одинаковой плотностью по слою проводника определенной глубины. Этот слой называется глубиной проникновения тока. Такое условное распределение плотности тока целесообразно в связи с тем, что на условной глубине проникновения тока выделяется около 87% всего тепла, выделяемого вихревыми токами. Таким образом, распределение тока по кривой заменяется условным распределением по заштрихованному участку. Глубина проникновения тока при температуре 20°C, мм

$$\delta_{20} = 20/\sqrt{f} \quad (1)$$

где f - частота тока, Гц. Ее часто называют «холодной» глубиной проникновения тока $\delta_{\text{хол}}$. Глубина проникновения зависит от частоты тока: чем выше частота тока, тем меньше его проникновение в глубину детали. Большая разница в глубине проникновения тока наблюдается при нагреве до температуры, когда магнитные свойства стальной детали понижаются. Магнитные свойства стали резко понижаются при температуре, близкой к температуре в точке A_1 , когда перлит превращается в аустенит. Выше температуры точки A_1 эвтектоидная и заэвтектоидная стали немагнитны. Доэвтектоидная сталь частично теряет свои магнитные свойства при температуре в точке A_1 (перлит, превратившийся в аустенит), а частично при температуре в точке A_2 (768°C) (свободный феррит). Глубина проникновения тока при 850°C во много раз больше глубины проникновения тока при 20°C (табл. 1). Глубину проникновения тока при нагреве до температур выше критических (в горячий металл) часто называют «горячей» глубиной проникновения тока $\delta_{\text{гор}}$.

Таблица 1.

Глубина проникновения тока в деталь из стали 45

Частота тока, Гц	Глубина проникновения тока, мм	
	при 20°C и $\mu=50$	при 850°C и $\mu=1$
50	4,5	80
2500	0,64	11
8000	0,35	6,2
70000	0,12	2,1
1000000	0,032	0,55

Приблизленно такая глубина проникновения тока, мм

$$\delta_{\text{гор}} = 600/\sqrt{f} \quad (2)$$

Учитывая изменение глубины проникновения тока при разной температуре, процесс индукционного нагрева можно представить в такой последовательности. Сначала быстро нагревается слой определенной глубины, равный глубине проникновения тока в холодный металл. После потери этим слоем магнитных свойств глубина проник-

новения тока увеличивается и начинает быстро нагреваться следующий слой, расположенный глубже, а повышение температуры в уже нагретом слое замедляется. После потери магнитных свойств вторым слоем начинает быстро нагреваться третий слой и т. д.

Такая последовательность нагрева указывает на то, что при индукционном нагреве тепло быстро распространяется в связи с изменением магнитных свойств (рис.3). Нагрев в пределах глубины проникновения тока в горячий металл протекает активно и осуществляется за счет преобразования электрической энергии в тепловую. Такой нагрев называется активным нагревом с помощью тока. Нагрев металла в пределах глубины проникновения тока в горячий металл происходит быстро (за секунды).

За пределы этой глубины проникновения тока (в глубоколежащие слои) тепло может распространяться лишь в результате теплопроводности.

Распределение температуры по сечению детали при активном нагреве с помощью тока или в результате теплопроводности различное (рис.4).

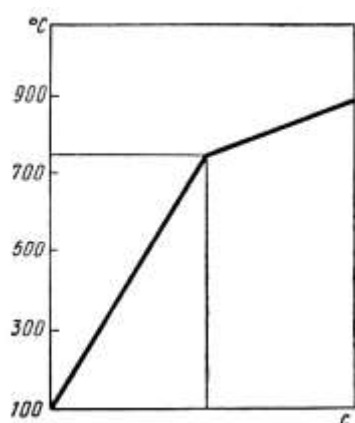


Рис. 3. График индукционного нагрева

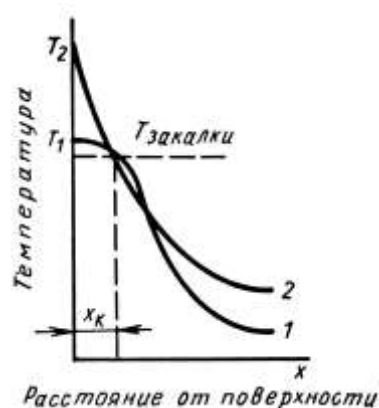


Рис. 4. Распределение температуры по сечению детали:

1 - активный нагрев с помощью тока; 2 - нагрев вследствие теплопроводности; x_k - толщина закаленного слоя

Нагрев с помощью активного тока характеризуется малым перепадом температуры в пределах нагретого слоя и крутым спадом во внутреннем слое, еще не потерявшем магнитных свойств (кривая 1). При нагреве вследствие теплопроводности перепад температуры большой (перегрев поверхностных слоев детали, кривая 2). Повышение температуры поверхности детали при нагреве вследствие теплопроводности необходимо для ускорения процесса теплопередачи, так как распространение тепла в результате теплопроводности совершается медленно. Чтобы при нагреве вследствие теплопроводности получить заданную глубину закаленного слоя, приходится производить нагрев длительное время, что приводит к переносу значительного количества тепла в сердцевину детали (большие тепловые потери), в связи с чем расход энергии

увеличивается. Поэтому если необходимо нагреть поверхность детали на определенную глубину, то нужно применять нагрев заданного слоя с помощью активного тока. Это достигается правильным выбором определенных значений скорости нагрева и частоты тока. Сквозной нагрев детали обеспечивается большим диапазоном параметров нагрева, но и в этом случае необходимо осуществлять быстрый нагрев, чтобы уменьшить тепловые потери излучением с поверхности детали и увеличить производительность нагревательных устройств.

1.1. Индукторы. Качество деталей, закаленных при нагреве с помощью т. в. ч., в большой степени зависит от конструкции индуктора, его установки и расстояния между индуктором и нагреваемой деталью. Индукторы изготовляют из медных трубок, по которым для охлаждения пропускают воду. Изготавливают также индукторы, в которых нагревающая часть комбинируется с охлаждающим душевым устройством, через которое на нагретую деталь поступает охлаждающая жидкость. Для равномерного нагрева необходимо, чтобы расстояние от индуктора до детали было во всех точках одинаково. Обычно зазор между индуктором и нагреваемой деталью составляет 1,5-3 мм. Цилиндрические детали равномерно нагреваются благодаря вращению в индукторе. Для деталей каждого типа изготовляют отдельный индуктор, конфигурация которого соответствует форме закаливаемой детали.

Различают индукторы для нагрева: 1) внешней поверхности цилиндрических деталей; 2) внутренней поверхности цилиндрических деталей; 3) плоской и сложной поверхностей деталей. В одном и том же индукторе нельзя нагревать различные по форме и размеру детали.

Наиболее распространены конструкции одно- и многовитковых индукторов (рис. 5). Обычные индукторы имеют низкий к. п. д. (60-70%) вследствие рассеяния электромагнитного поля. Уменьшение потока рассеяния и концентрация электромагнитного поля в нужном направлении достигается применением индукторов с магнитопроводом.

При наличии магнитопровода, с трех сторон охватывающего активную часть индуктора, происходит концентрация магнитного поля между индуктором и нагреваемой поверхностью. При этом резко возрастает к. п. д. индуктора. Магнитопроводы в виде пакета, набранного из тонких (0,2 мм), изолированных друг от друга листов трансформаторной стали, пригодны для индукторов, работающих при частотах до 10000 Гц.

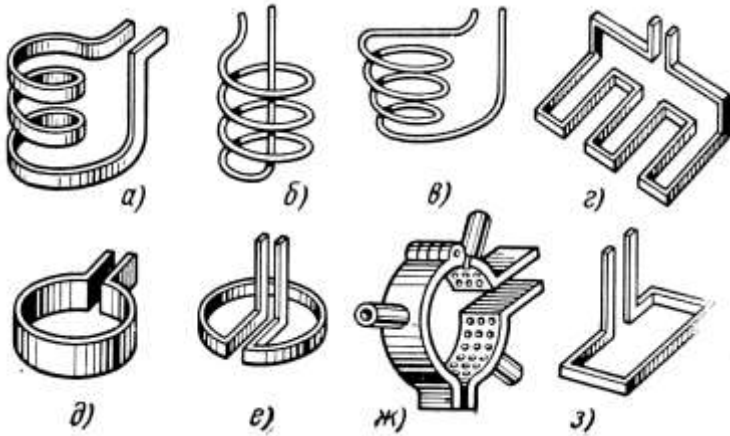


Рис. 5. Индукторы для нагрева: а, д - наружных поверхностей цилиндрических деталей; б, е - внутренних поверхностей цилиндрических деталей; в - наружных поверхностей конических деталей; г, з - плоских поверхностей деталей методом перемещения; ж - с душевым охлаждением

При работе на больших частотах такой магнитопровод не пригоден, так как быстро нагревается. Чтобы в процессе нагрева на больших частотах магнитопровод мало нагревался, его изготавливают из материалов, имеющих при таких частотах малые потери на гистерезис и вихревые токи. Такими материалами являются магнитоэлектрики и новые материалы-оксиферы (ферриты). Магнитоэлектрики представляют собой порошок магнитомягкого материала,

смешанный и спрессованный с изолирующим веществом (диэлектриком), например, бакелитом, нитролаками, полистиролом и др. В качестве материала для магнитоэлектриков применяют карбонильное железо невосстановленное; карбонильное железо восстановленное, например, отожженное в атмосфере водорода; оксиферы - железо-кремний-алюминиевые сплавы; оксиферы (ферриты) (оксифер - оксидный ферромагнетик; феррит - название соединений типа $M \cdot Fe_2O_3$, где M - ион двухвалентного металла (Fe, Ni, Mn, Cu, Zn и др.). - порошок оксидов металлов, смешанный, спрессованный и спеченный при 1100-1400°C. В производственных условиях наилучшие результаты получают при использовании магнитопроводов, изготовленных из карбонильного железа (восстановленного) и из оксиферов.

1.2. Способы индукционной закалки. Индукционную закалку проводят различными способами в зависимости от размера и формы деталей и предъявляемых к ней требований. При закалке небольших деталей применяется нагрев и вслед за этим охлаждение всей поверхности. Деталь помещают в индуктор и сразу нагревают, а затем всю поверхность, подлежащую обработке, охлаждают. Наиболее часто применяют душевое охлаждение. На внутренней поверхности индуктора имеются многочисленные отверстия, через которые после нагрева на поверхность поступает вода или другая закалочная среда. Закалку деталей значительной длины проводят непрерывно-последовательным способом. Деталь устанавливают в центрах и для равномерности

нагрева непрерывно вращают с определенной скоростью. Закалка происходит при перемещении индуктора снизу вверх (со скоростью от 0,3 до 3 см/с). При таком перемещении в магнитное поле индуктора последовательно попадают один участок детали за другим. Под индуктором расположено охлаждающее устройство, представляющее собой согнутую кольцом трубу с многочисленными отверстиями на внутренней поверхности, через которые на нагретые участки детали поступает вода из душевого устройства. Таким образом, непрерывно-последовательно нагревается и охлаждается вся поверхность детали.

Если необходимо закалить отдельные части детали, то целесообразно применять способ последовательной закалки, при котором обрабатываемая поверхность нагревается и охлаждается по частям, например, последовательная закалка каждой шейки коленчатого вала, каждого кулачка распределительного валика, каждого зуба крупномодульного зубчатого колеса и т. п. Для точной установки детали в индукторе и обеспечения определенного и одинакового нагрева и охлаждения каждой нагреваемой детали, от чего зависит качество индукционной закалки, применяют специальные приспособления, установки, автоматы и полуавтоматы различных конструкций.

Режим индукционного нагрева определяется частотой тока, удельной мощностью и временем нагрева. Частота тока определяет экономическую эффективность индукционного нагрева. Наиболее высокий к. п. д. индуктора (0,7-0,8) получается в том случае, когда наименьшая желательная частота тока, необходимая для осуществления индукционного нагрева,

$$f_2 = \frac{20000}{D^2} \text{ Гц}$$

где D - диаметр нагреваемой детали, см.

При понижении частоты тока увеличивается удельный расход электроэнергии и значительно уменьшается к. п. д. индуктора. Наименьшая возможная частота тока (при к. п. д. индуктора 0,3-0,54)

$$f_1 = \frac{5000}{D^2} \text{ Гц}$$

При частоте тока меньше, чем f_1 невозможно осуществить нагрев для закалки, так как к. п. д. индуктора при этом настолько мал, что энергии, передаваемой в деталь, недостаточно для компенсации тепловых потерь и нагрева детали до температур закалки. Поэтому для обеспечения высокого к. п. д. индуктора и экономии электроэнергии при индукционном нагреве следует применять частоты более высокие, чем частота f_2 . При выборе частоты тока необходимо учитывать также и толщину закаленного слоя.

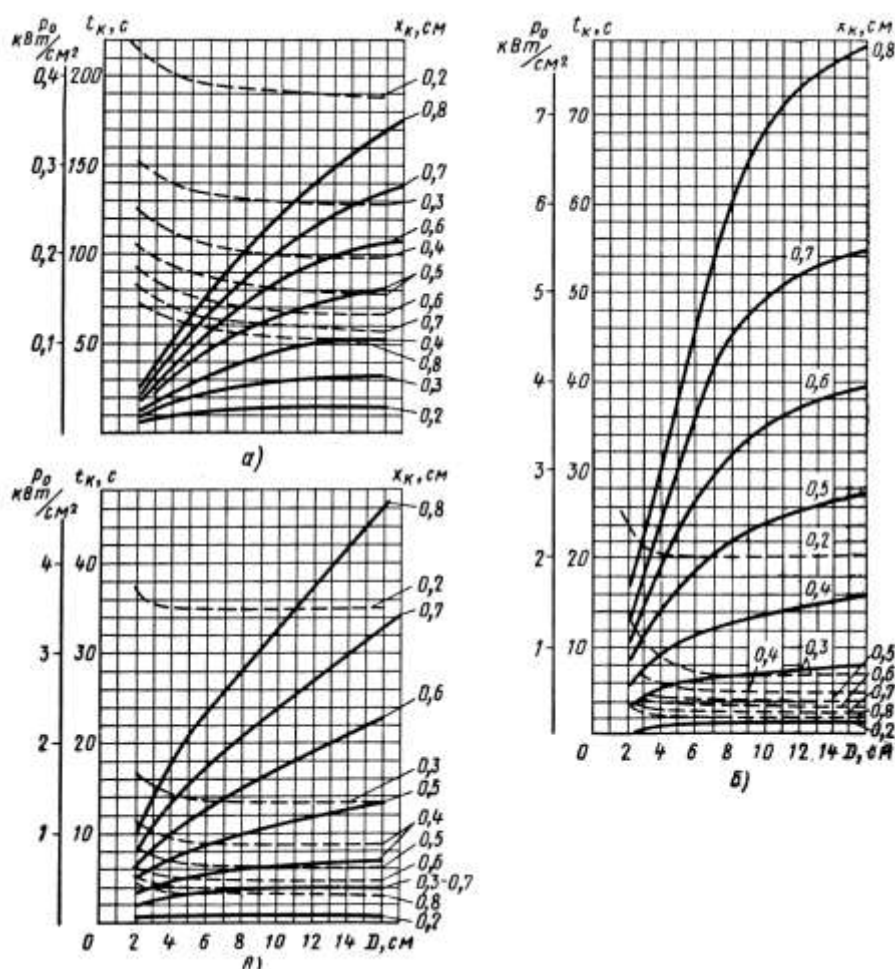


Рис. 6. Зависимости времени нагрева t_k (сплошные линии) и сообщаемой детали удельной мощности p_0 (штриховые линии) от диаметра D нагреваемой цилиндрической детали для различных толщин закаленного слоя x_k при различных частотах: а - 250000 Гц; б = 8000 Гц; в = 2500 Гц

Для определения режимов нагрева при поверхностной закалке можно пользоваться рис. 6. Предположим, необходимо закалить вал диаметром 60 мм на глубину 4 мм. Определяем, что закалку на глубину 4 мм следует проводить при нагреве с помощью тока частотой 2500 Гц. Следовательно, нужно пользоваться рис. 6, в. Для получения закаленного слоя 0,4 см на валу диаметром 6 см, необходим нагрев в течение 5,5-6 с при удельной мощности p_0 - 0,9 кВт/см².

Получаемые данные только ориентировочные: по ним проводится закалка нескольких опытных деталей, после анализа которых режим нагрева может быть установлен более определенно. Индукционную закалку проводят на специальных установках, ток к которым подается от машинных или ламповых генераторов. Машинные генераторы имеют частоты от 1000 до 10000 Гц при мощности 60-1000 кВт, а ламповые генераторы - частоту до 100000 Гц и мощность от 5 до 220 кВт.

1.3. Свойства стали после индукционной закалки. Результаты индукционной

закалки зависят от выбора марки стали, режимов предварительной термической обработки, режимов индукционного нагрева, охлаждения и низкого отпуска. По сравнению с обычной закалкой индукционная закалка придает стали более высокую твердость (на HRC 1-2) и прочность при относительно меньшем понижении вязкости, а также более высокий предел выносливости. Эти преимущества обусловлены измельчением зерен аустенита. С увеличением скорости нагрева (с повышением степени перенагрева) резко возрастает число центров перлитно-аустенитного превращения. Поэтому образуется очень мелкое начальное зерно аустенита (из-за отсутствия выдержки при температуре закалки роста зерна не происходит). Измельчение зерна аустенита приводит к уменьшению размеров кристаллов мартенсита. При индукционном нагреве можно получить зерно аустенита 12-15-го балла (при нагреве в печах - 7-10-й балл). Для получения мелкого зерна аустенита при индукционной закалке необходимо применять: стали, мало склонные к росту зерна аустенита, а также подвергать закалке детали с мелкодисперсной исходной структурой.

Повышение предела выносливости стали после индукционной закалки связано с распределением остаточных напряжений (рис. 7). В закаленном слое имеются остаточные напряжения сжатия, а за пределами закаленного слоя - напряжения растяжения. Причиной усталостных разрушений являются только растягивающие напряжения.

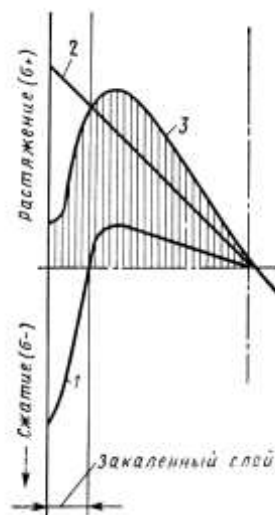


Рис. 7. Влияние остаточных напряжений в поверхностно-закаленной детали на распределение рабочих напряжений по сечению детали: 1 - распределение остаточных напряжений после поверхностной закалки; 2 - распределение напряжений, вызванных изгибающим моментом; 3 - результирующая эпюра напряжений

При работе напряжения сжатия будут ослаблять растягивающие (разрушающие) напряжения, возникающие в результате действия внешних сил. Поэтому после

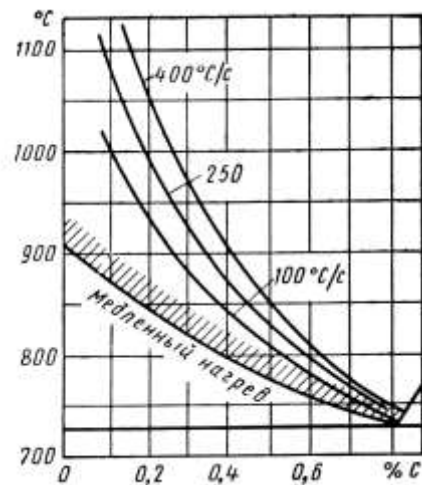


Рис. 8. Температуры полной закалки доэвтектоидной углеродистой стали при различных скоростях нагрева (при исходной нормализованной структуре)

индукционной закалики предел выносливости повышается. Рассмотрим основные факторы, определяющие высокий комплекс свойств при индукционной закалике.

Скорость нагрева при индукционной закалике велика, а время нагрева мало (несколько секунд). Поэтому для завершения превращений стальную деталь нужно нагревать до более высоких температур, чем нормальная температура закалики при нагреве в печах (рис. 8). Чем больше в стали углерода, т. е. чем меньше избыточного феррита, тем меньше влияние скорости нагрева на температуру закалики. Температура индукционной закалики зависит не только от химического состава стали, но и от исходной структуры и скорости нагрева. Исходная структура стали может быть различной: она зависит от того, какой предварительной термической обработке подвергалась сталь: отжигу, нормализации или улучшению. На рис. 9 приведены интервалы оптимальных температур индукционной закалики стали 50 в зависимости от скорости нагрева и исходной структуры.

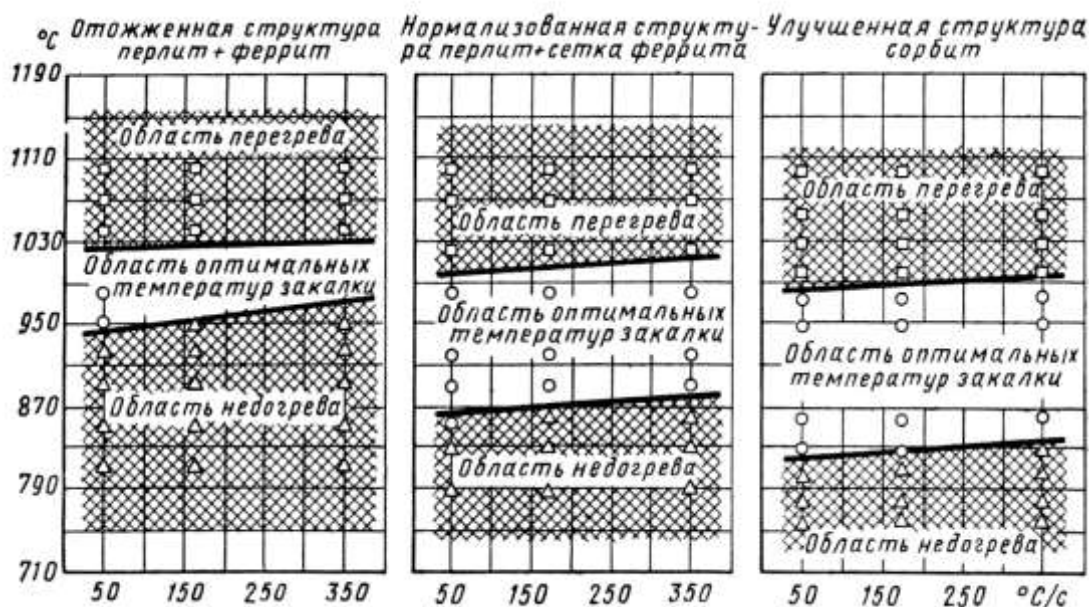


Рис. 9. Зависимость интервала оптимальных температур закалики стали 50 от скорости нагрева и исходной структуры

Наиболее узкий интервал оптимальных температур индукционной закалики - для отожженной стали; наиболее широкий - для улучшенной. Этот интервал расширяется главным образом в результате понижения его нижней границы. Это объясняется тем, что исходные структуры отличаются степенью дисперсности фаз. Чем дисперснее исходная структура, тем быстрее протекает превращение при нагреве (превращение перлита в аустенит протекает медленнее, чем сорбита). Таким образом, дисперсность исходной структуры определяет режим нагрева и, следовательно, размер зерна аустенита. При нормализованной структуре доэвтектоидной стали можно получить зерно аустенита 11 - 12-го балла; при закалике улучшенных структур получают сверхмелкое

зерно аустенита 14-15-го балла. Скорость нагрева в области фазовых превращений определяется глубиной нагрева.

При индукционной закалке необходимо охлаждать быстро, без подстуживания нагретой поверхности и распространения тепла в глубь детали. Можно применять различные способы охлаждения: закалку быстродвижущейся водой или маслом, погружение в воду или масло.

Широко применяют охлаждение душем или потоком воды (быстродвижущейся водой). Этот способ обеспечивает большую интенсивность охлаждения, фиксирует в мартенсите наибольшее количество углерода (если скорость охлаждения в интервале температур мартенситного превращения меньше $600^{\circ}\text{C}/\text{с}$, происходит отпуск мартенсита), что позволяет получить наиболее высокую твердость.

Для получения высокой твердости и предотвращения появления закалочных трещин скорость движения воды относительно детали должна быть в пределах 5-30 м/с. Применение самоотпуска ($120-150^{\circ}\text{C}$) при интенсивном охлаждении быстродвижущейся водой практически не снижает твердость (возможно снижение на HRC 1-2) и гарантирует от появления трещин. При индукционной закалке кроме охлаждения водой применяют также закалочную среду «аква-пласт».

1.4. Отпуск и самоотпуск. После индукционной закалки детали подвергают низкотемпературному отпуску с нагревом в печи при температуре $150-250^{\circ}\text{C}$. Такой отпуск, незначительно снижая твердость, повышает прочность при изгибе (в 2 раза), снижает внутренние напряжения (на 25-30%) как на поверхности, так и в сердцевине,

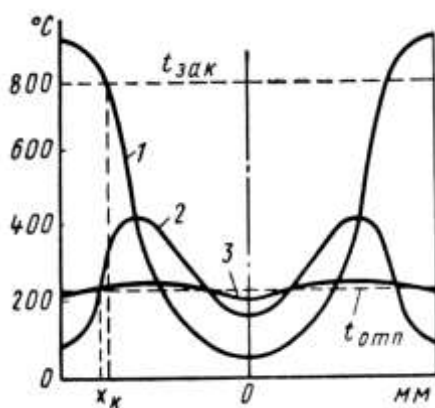


Рис. 10. Схема изменения температуры по сечению детали при закалке с самоотпуском:

1 - перед началом охлаждения; 2 - после прекращения подачи охлаждающей жидкости; 3 - после выравнивания (самоотпуск); $t_{\text{зак}}$ - температура закалки; $t_{\text{отп}}$ - температура самоотпуска

Процесс закалки с самоотпуском приведен на рис. 10. Кривая 1 характеризует распре-

задерживает самопроизвольный распад мартенсита, приводящий к короблению и изменению размеров. Тонкостенные детали (толщина соизмерима с глубиной проникновения тока) могут подвергаться отпуску с индукционным сквозным нагревом. При индукционной закалке широко применяют самоотпуск.

При закалке с самоотпуском охлаждение после нагрева производится не полностью, а прерывается с таким расчетом, чтобы за счет сохранившегося тепла произошел отпуск закаленной детали, аналогичный отпуску в печи.

деление температуры в нагретой детали. После ускоренного охлаждения в закаленном слое образуется структура мартенсита и температура падает до 100°C и ниже.

В этот период распределение температуры характеризуется кривой 2. При прекращении охлаждения температура поверхностного слоя повышается (кривая 3) за счет сохранения высокой температуры непосредственно за закаленным слоем, что и приводит к отпуску мартенсита закаленного слоя. Изменяя время охлаждения, регулируют температуру самоотпуска. Для равномерного охлаждения закаливаемой поверхности время охлаждения при закалке должна быть не менее 1-1,5 с. Основными параметрами режима самоотпуска являются температура и время выдержки. На результаты самоотпуска в основном влияет температура. Поэтому при снижении температуры необходимо увеличить время выдержки. Для получения равной твердости при самоотпуске (по сравнению с отпуском в печи) применяют более высокие температуры, например, для деталей из стали 45 на 75-85°C при температуре отпуска до 300°C и на 100-125°C при более высоких температурах.

Для обеспечения стабильных результатов самоотпуска процессы индукционного нагрева и охлаждения должны быть автоматизированы. Вода для закалки должна иметь температуру в пределах 15-35°C, ее подачу регулируют с помощью реле времени. Применение самоотпуска сокращает длительность обработки (отпуск в печи 1 -1,5 ч), предохраняет от появления закалочных трещин, позволяет автоматизировать процесс термической обработки.

1.5. Поверхностная закалка стали (при поверхностном нагреве).

Скорость высокочастотного индукционного нагрева может достигать до 300-500 К/с, что на 2-4 порядка больше скорости обычного печного нагрева. Высокая скорость индукционного нагрева обуславливает важные особенности фазовых превращений и получающейся структуры.

На рис. 11 видно, что с повышением скорости нагрева фазовые превращения смещаются в область более высоких температур. К этому следует добавить, что в доэвтектоидных сталях повышение температуры при индукционном нагреве как бы обгоняет диффузию углерода, в результате чего избыточный феррит превращается в малоуглеродистый аустенит.

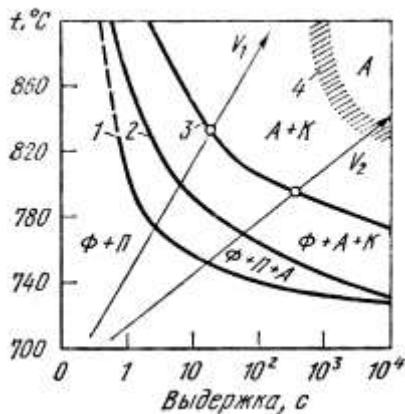


Рис. 11. Диаграмма изотермического образования аустенита в доэвтектоидной стали с 0,45% С при исходной феррито-перлитной структуре

Следовательно, температура высокочастотной закалки должна быть выше температуры закалки при обычном печном нагреве, и тем выше, чем больше скорость нагрева и грубее выделения избыточного феррита. Например, сталь 40 при печном нагреве закалывают с температур 840- 860°С, при индукционном нагреве со скоростью 250 К/с - с 880-920°С, а при скорости нагрева 400 К/с - с 930- 980°С.

Высокочастотной закалке желательно подвергать сталь с измельченной исходной структурой, для чего можно использовать нормализацию, а в отдельных случаях и улучшение, т. е. обычную сквозную закалку с высоким отпусканием на сорбит.

С увеличением степени перегрева скорость зарождения

центров аустенита растет быстрее линейной скорости их роста. Поэтому в условиях высокочастотного нагрева, отличающихся сильным перегревом выше точек A_1 и A_3 и отсутствием выдержки при максимальной температуре, образуется очень мелкое аустенитное зерно. Его размер может находиться в интервале 2-7 мкм (до № 14 по ГОСТу), в то время как при печном нагреве под закалку обычно образуются аустенитные зерна размером более 10 мкм (№ 7- 10).

Из-за большой скорости нагрева и отсутствия выдержки при максимальной температуре цикла диффузионные процессы оказываются незавершенными, и углерод распределен неоднородно в микрообъемах аустенита. Например, в стали 40 могут образоваться микроучастки аустенита, содержащие 1,7% С.

Очень мелкое зерно, т. е. большая протяженность межзеренных границ, и неоднородность в распределении углерода делают аустенит менее устойчивым при перлитном превращении. Поэтому после индукционного нагрева требуется интенсивное закалочное охлаждение.

В микрообъемах аустенита с разной концентрацией углерода образуются кристаллы мартенсита, также различающиеся по составу. В участках аустенита с низкой концентрацией углерода точка M_n высокая (см. рис. 12) и могут выделяться дисперсные карбиды при охлаждении мартенситных кристаллов в интервале от

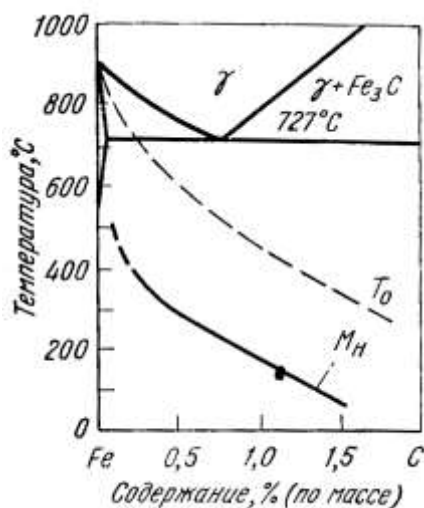


Рис. 12. Зависимость температуры равенства энергии Гиббса аустенита и мартенсита одинакового состава (T_0) и температуры M_n от содержания углерода в системе Fe-C

M_n до комнатной температуры. Аустенит с очень мелким зерном превращается в очень мелкие кристаллы мартенсита.

Указанные выше особенности строения мартенсита в стали после индукционного нагрева обуславливают повышенное сопротивление хрупкому разрушению и даже несколько большую твердость (на 4-6 ед. HRC выше, чем при закалке с печным нагревом).

Закалку с высокочастотным индукционным нагревом, отличающуюся большой производительностью, широко применяют для повышения твердости поверхности изделий, увеличения сопротивления изнашиванию и усталости. Повышению предела выносливости способствуют остаточные сжимающие напряжения в поверхностных слоях.

Так как глубина проникновения тока обычно не превышает глубины прокаливаемости углеродистых сталей, то не требуется использовать легированные стали с повышенной прокаливаемостью. Высокочастотную закалку широко применяют к деталям из дешевых углеродистых сталей, содержащих 0,4% C и более.

Для каждой конфигурации детали необходимо изготовить свой индуктор и подобрать свой режим обработки. Поэтому поверхностная закалка с индукционным нагревом рентабельна при серийном производстве однотипных деталей, как, например, в автомобильной промышленности.

При поверхностной закалке мартенситную структуру имеют только поверхностные слои, нагретые до температуры закалки. Большинство деталей, подвергающихся поверхностной индукционной закалке, изготавливают из среднеуглеродистых сталей (марок 40, 45) с суженными пределами по углероду. В автомобилестроении, тракторостроении, сельскохозяйственном машиностроении применяют легированные среднеуглеродистые стали (марок 40X, 50Г и др.) Для изготовления режущего и измерительного инструмента, проходящего индукционную закалку, используют стали У7, У8, У10, У12, 9Х и др. Поверхностной индукционной закалке подвергают также детали из серых и ковких чугунов (преимущественно с перлитной и перлитно-ферритной металлической основой). Толщина закаленного слоя составляет 0,5-8 мм.

Микроструктура доэвтектоидной стали характеризуется следующим распределением структурных составляющих (от периферии к центру): мартенсит (зона 1); мар-

тенсит, феррит и троостит (зона II); феррит и перлит (зона III) (рис. 13). Наличие в переходном слое феррита указывает на более низкую температуру в этой зоне, при которой часть избыточного феррита не превратилась в аустенит.

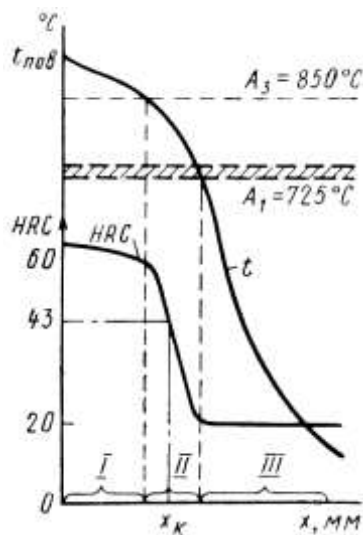


Рис. 13. Зависимость структуры и твердости закаленной детали, изготовленной из стали 45, от распределения температур по толщине нагретого слоя:

t - распределение температуры; HRC - распределение твердости; зона I нагревается выше температуры в точке A_{C3} ; зона II - выше температуры в точке A_{C1} ; зона III - ниже температуры в точке A_{C1} .

Характеру распределения структур по сечению закаленной детали соответствует распределение твердости. Твердость поверхностного слоя с мартенситной структурой составляет HRC 60-65. Обеспечение высоких твердости, прочности и пластичности детали зависит от глубины закаленного и переходного слоев.

Рекомендуемая толщина закаленного слоя $x_k = (0,1n-0,15) D$, где D - диаметр детали, мм.

Переходный слой должен составлять 25-30% толщины закаленного слоя; чем крупнее деталь, тем больше должна быть толщина закаленного слоя.

Тема 2. ПЛАЗМЕННОЕ ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ (ППУ)

Плазменное поверхностное упрочнение как один из методов упрочнения источниками нагрева с высокой плотностью мощности в настоящее время находит широкое и эффективное применение как в условиях мелкосерийного и единичного (в том числе ремонтного), так и крупносерийного и массового производства. Сущность его заключается в термических фазовых и структурных превращениях, происходящих при быстром концентрированном нагреве рабочей поверхности детали плазменной струей (дугой) и теплоотводе в материал детали.

2.1. Особенности установки для ППУ.

С точки зрения практического использования плазменный нагрев является технологичным, поскольку он не требует вакуумирования изделия, как в случае применения электроннолучевого нагрева или сложной оптико-механической системы транспортировки лазерного луча, а также специальных методов подготовки поверхности для обеспечения максимального использования лучистой энергии.

Более высоким коэффициентом полезного действия обладают плазменные установки, работающие на принципе дуги прямого действия, когда плазменный шнур возникает между плазмотроном и обрабатываемым изделием. Плазмообразующая среда должна обеспечивать наибольшую удельную тепловую мощность при заданном расходе газа и затраченной электрической энергии, а также позволять сконцентрировать полученную энергию в тонкий плазменный шнур и сосредоточить ее на определенном участке поверхности обрабатываемого металла.

В качестве плазмообразующего газа используют аргон или аргон в смеси с азо-

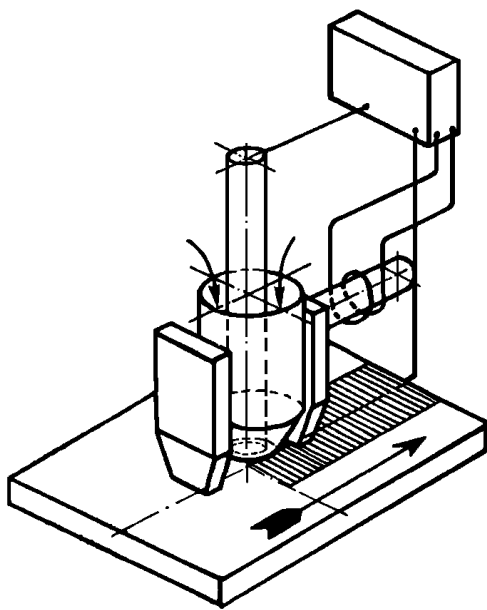


Рис.14. Принципиальная схема установки для ППУ

том и, кроме того, в большинстве случаев применяют защитный газ, чаще всего аргон. Очевидно, что использование инертных газов значительно снижает экономические показатели процесса. Весьма заманчивым в этом плане представляется использование воздушного плазмотрона, работающего на сжатом воздухе, и, нашедшего широкое применение на практике в качестве воздушно-плазменной резки. Для ее реализации создан ряд промышленных установок, например, "Киев-4", "Киев-6", АПР-404 и другие.

Воздух является наиболее подходящим газом для стабилизации плазменной дуги. Он при температуре примерно 12000K почти

полностью диссоциирует. При температурах 10000K воздушная плазма имеет тепло-содержание в 5 раз большее, чем аргонная. Разумеется, применение воздушной плазмы, которую относят к низкотемпературной, не лишено и недостатка - сильного окислительного воздействия воздушно-плазменной дуги на поверхность изделия. Однако, учитывая, что большинство процессов термообработки требуют оригинальных операций по очистке и обработке упрочненной поверхности, а также высокую экономичность воздушно-плазменного нагрева, этот метод наиболее предпочтительный.

Принципиальная схема установки для плазменного поверхностного упрочнения представлена на рис.14.

Установка включает в себя следующие элементы:

1. Оригинальной конструкции плазмотрон с укрепленным на нем электромагнитным сканером.

Следует отметить, что конструкция серийно выпускаемых плазмотронов воздушно-плазменной резки практически непригодна для нагрева поверхности под закалку и прежде всего из-за высокой плотности плазменной дуги благодаря завихрителю и малому диаметру сопла. Это приводит к малому пятну контактора плазменной дуги на упрочняемой поверхности, высокой плотности энергии, что в конечном итоге требует очень высоких скоростей взаимного перемещения плазмотрона относительно поверхности изделия, чтобы избежать ее оплавления.

Из эмпирической формулы:

$$Z = \frac{P}{d \cdot V} \quad (3)$$

где Z - глубина закалки или оплавления;

P - мощность источника нагрева;

d - диаметр теплового источника;

V - относительная скорость перемещения;

очевидно, что при практической ограниченности скорости перемещения, ограниченной оказывается и мощность теплового источника, а, следовательно, и производительность процесса упрочнения. Преодолеть это затруднение позволила идея сканирования плазменной дуги в поперечном направлении, перпендикулярно основному ее движению относительно упрочняемой поверхности. Сканирование снижает на порядок удельную мощность нагрева, увеличивает глубину упрочнения, уменьшает вероятность оплавления и, в конечном итоге, дает возможность распределить большую энергию на большей площади или, другими словами, повысить производительность процесса. Создавать чисто электромеханическое колебательное устройство для массивного плазмотрона, соединенного к тому же множеством шлангов подачи и отвода охлаждающей воды и плазмообразующего воздуха, кабелей электропитания и поджига дуги не представлялось целесообразным.

Для реализации управления плазменной дугой использовали электромагнит, создающий переменный магнитный поток в зазоре между соплом плазмотрона и обрабатываемой поверхностью изделия. Взаимодействие этого магнитного потока с постоянным магнитным полем плазменной дуги согласно известного из физики правила приводит к гармоническому смещению дуги вдоль рабочего зазора электромагнита относительно вертикали, причем сила этого взаимодействия, а следовательно и амплитуда отклонения, зависит от тока дуги и напряженности поля.

В плазмотроне применена вихревая система стабилизации и обжатия столба дуги. При этом плазмообразующий газ поступал в дуговую камеру по каналам винтообразной формы. Вследствие этого газ в камере двигался по спирали, охватывая

столб дуги вихревым потоком. Катодное пятно и столб дуги автоматически и точно фиксировались в точке пересечения оси канала сопла с поверхностью катода, что позволило применять электроды с плоской рабочей поверхностью. При этом возрастает и стойкость сопла.

В качестве материала для катодов, работающих в кислородсодержащих средах, применяются элементы 4 А группы периодической системы Д.И.Менделеева (например, гафний, цирконий), так как их соединения обладают высокими эмиссионными свойствами (малой работой выхода электронов, легко решается задача стабилизации дуги и охлаждения катода), являются термически устойчивыми. В связи с этим катод плазмотрона изготовлен из циркония.

Описанная конструкция плазмотрон-сканер позволяет получить за один проход на поверхности образца закаленный слой шириной до 40 мм, глубиной до 2,5 мм, при этом потребляемая источником питания мощность - до 40 кВт.

Несложный расчет показывает, что при промышленной частоте тока, питающего сканер и ширине упрочненной зоны равной 40 мм средняя линейная скорость плазменной дуги при сканировании достигает 400 см/с. Сканирование с такой скоростью даже при скорости перемещения плазмотрона относительно поверхности изделия 5 см/с позволяет плазменной дуге десятикратно пройти по поверхности упрочняемой зоны прежде, чем она начнет охлаждаться. Безусловно это создает предпочтительные условия для более мягкого, а следовательно, и более глубокого прогрева упрочняемой зоны. И это действительно подтверждается экспериментально. Если при однократном проходе плазменным дуговым разрядом диаметром 5 мм по поверхности образца из стали 9ХФ максимальная глубина упрочненного слоя составила не более 0,3 мм, то сканирование воздушной плазменной дугой такого же диаметра при той же скорости перемещения поверхности относительно плазмотрона позволяет получить глубину закалки 1,5 мм. Не следует при этом забывать и о производительности - ширина упрочненной зоны во втором случае в 8 раз больше, чем в первом.

2. Силовой блок питания плазмотрона и высоковольтный блок поджига дуги прямого действия, как отмечалось, от установки для воздушно-плазменной резки "Киев-4".

Силовой блок питания позволяет задавать ступенчато режимы работы установки с выходом в случае необходимости на режим стабилизации тока дуги. Высоковольтный блок поджига дуги кроме своей основной функции позволяет контролировать режим работы установки по току и напряжению.

3. Транспортное устройство. Предназначено для перемещения плазмотрона относительно неподвижной обрабатываемой детали. В нем имеется регулируемый элек-

тропривод постоянного тока, от которого получает движение консоль, перемещающаяся по сменному контуру. Таким образом, возможна обработка изделий различной конфигурации. Транспортным устройством такого типа обычно комплектуются серийные установки для воздушно-плазменной резки.

4. Специальный рабочий стол-ванна. Предназначен для крепления обрабатываемых изделий и позволяет располагать их в строго определенном положении относительно сопла плазмотрона, что обеспечивает постоянство длины плазменной дуги, а также также служит для подключения изделия к положительному полюсу источника питания.

Для исследования процессов химико-термической обработки при нагреве воздушной плазмой и для обработки тонкостенных изделий под слоем жидкости на стол может устанавливаться ванна. В зависимости от целей плазменной обработки в нее заливается вода, либо водорастворимые химические реактивы, содержащие необходимый легирующий элемент или их сочетание.

5. Блок балластных реостатов. Состоит из двух сварочных балластных реостатов типа РБ-302У2 с параллельным подключением и служит для регулировки рабочего тока плазменной дуги.

6. Воздушный компрессор. Используется для подачи сжатого воздуха как плазмообразующего газа в сопло плазмотрона. Для стабилизации процесса плазменного поверхностного упрочнения по расходу плазмообразующего газа компрессор дополнен ротаметром типа РС-5 с облегченным поплавком и соответствующей перетарировкой.

Водяное охлаждение плазмотрона в процессе эксплуатации производится от внешней гидросистемы с контролем расхода хладагента также по стандартному ротаметру того же типа.

Для генерирования плазменного источника нагрева широко используются кроме плазмотронов с открытой дугой или прямого действия (положительный заряд подается на упрочняемую деталь) плазмотроны с закрытой дугой — струей или косвенного действия (отрицательный и положительный заряды подаются на детали плазмотрона — соответственно катод и анод).

2.2. Влияние параметров режима обработки на структуру и характеристики упрочненной зоны

Основной физической характеристикой поверхностного упрочнения высококонцентрированными источниками нагрева является температурное поле. Эта характеристика позволяет определить температуру материала в любой точке зоны термического воздействия (ЗТВ) в различные моменты времени, скорость нагрева и охлаждения, длительность пребывания разогретого металла ЗТВ в заданном интервале температур

в зависимости от параметров режима обработки и теплофизических характеристик обрабатываемого материала.

Основной отличительной особенностью методов поверхностного упрочнения высококонцентрированными источниками нагрева является возможность получения скоростей нагрева и охлаждения материалов, на несколько порядков превышающих значения, характерные для традиционных методов упрочнения (печной закалки, закалки ТВЧ, газоплазменной закалки и др.), что способствует получению упрочненных слоев с недостижимым ранее уровнем эксплуатационных свойств.

В процессе многочисленных исследований установлено, что скорость охлаждения поверхностного слоя металла, структура и свойства упрочненной зоны определяются в первую очередь степенью локализации ввода тепла в обрабатываемое изделие (в пятно нагрева). От этого зависят и такие важные для практики факторы, как величина остаточных напряжений и деформаций, необходимость применения дополнительных охлаждающих сред, производительность обработки, технико-экономические показатели. В общем случае порядок величины скорости охлаждения ($^{\circ}\text{C}/\text{с}$) практически соответствует порядку величины концентрации тепловой мощности ($\text{Вт}/\text{см}^2$) источника. Основные характеристики локальных источников нагрева для поверхностного упрочнения приведены в табл. 1.

Таблица 1. Основные технико-экономические характеристики источников нагрева

Источник нагрева	Мощность, Вт		Плотность мощности, $\text{Вт}/\text{см}^2$		Эффективный КПД нагрева
	min	max	min	max	
Газовое пламя	10^2	10^4	$2 \cdot 10^2$	$6 \cdot 10^2$	0,55
Электрическая дуга	50	$2 \cdot 10^5$	$5 \cdot 10^2$	$4 \cdot 10^4$	0,75
Плазменная струя	10^3	10^5	$5 \cdot 10^2$	10^5	0,80
Луч: ионный	10	10^3	10^2	10^5	0,85
электронный	10	10^5	$5 \cdot 10^2$	10^7	0,85
лазерный	10	$2,5 \cdot 10^4$	10^2	10^{10}	0,05
Солнечные нагреватели	10^2	10^5	10^2	$2 \cdot 10^3$	0,75

Уравнение процесса распространения тепла в массивном полубесконечном теле от мощного быстро движущегося нормально распределенного источника нагрева, каким является плазменная струя, имеет вид:

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

где T — температура нагрева $^{\circ}\text{C}$; y, z — ширина и глубина пятна нагрева, мм; t — вре-

мя, с; T_0 — начальная температура тела, °C; q — эффективная мощность плазменной струи, кал/с; λ — коэффициент теплопроводности, кал/см·с·°C; v — скорость перемещения источника (скорость обработки), м/ч; a — коэффициент температуропроводности, см²/с

Мгновенная скорость охлаждения

$W = \partial T / \partial t$	(5)
-------------------------------	-----

Для практического определения температуры T и скорости W в зависимости от параметров режима нагрева и конструкции плазмотрона необходимо решить систему уравнений (4) и (5). Регулирование характеристик термического цикла возможно в достаточно широких пределах. Так, температура нагрева регулируется в интервале от начальной температуры до температуры плавления, скорость охлаждения — от 10^4 до 10^6 °C/с, что соответствует условиям обработки высококонцентрированными источниками нагрева.

Опыт использования плазменного упрочнения показывает, что термический цикл нагрева и охлаждения материалов наиболее удобно варьировать изменением таких параметров режима, как ток дуги I_d и скорость перемещения плазмотрона v_n при постоянном оптимальном уровне других параметров (расход плазмообразующего газа Q_g и охлаждающей воды Q_v , расстояние от среза сопла до обрабатываемой поверхности).

В процессе исследования характера влияния скорости перемещения плазмотрона на твердость упрочненной зоны ряда сталей установлено, что при снижении скорости v_n ниже наименьшего (порогового) значения для каждого материала обрабатываемая поверхность оплавляется. Для различных сталей пороговые значения неодинаковы.

С повышением содержания углерода эти значения возрастают. При этом увеличиваются и максимальные значения твердости упрочненной зоны.

Важное практическое значение имеет характер зависимости размеров упрочненной зоны от параметров режима плазменной обработки. Для различных сталей он устанавливается применительно к конкретной конструкции плазмотрона и соответствующим условиям обработки.

Теплофизическими особенностями плазменного воздействия на материалы (очень большие скорости нагрева и охлаждения, высокая температура нагрева, малая длительность пребывания нагреваемого материала в интервале температур, превышающих критические) обуславливаются отличительные признаки фазовых и структурных превращений, и, следовательно, характер сформировавшихся структур при плазменном упрочнении в сравнении с традиционными способами общей (печной) и по-

верхностной термической обработки (закалка ТВЧ, газопламенная закалка и др.). Важнейшей отличительной особенностью структур, сформировавшихся при плазменном упрочнении, как и при других способах обработки высококонцентрированными источниками нагрева, является высокая степень дисперсности мартенсита, которая и определяет комплекс эксплуатационных характеристик.

Металлографический анализ упрочненных сталей с использованием оптической и электронной микроскопии показал, что зона термического воздействия плазменной струи имеет форму сегмента и по своему строению аналогична ЗТВ электронного и лазерного лучей. При обработке без оплавления она состоит из закаленной зоны, в которой произошли мартенситные превращения, и пограничной (переходной к исходному материалу). При обработке с оплавлением возникает дополнительная поверхностная зона оплавления (закалка из жидкого состояния).

Независимо от состава стали, микроструктура закаленной зоны представляет собой весьма однородный высокодисперсный мартенсит + остаточный аустенит + карбиды. Формирование такой структуры обусловлено малыми размерами аустенитных зерен, образовавшихся при высокоскоростном плазменном нагреве. Малый размер аустенитного зерна можно объяснить следующим образом. Несмотря на очень высокие температуры нагрева при оптимальных режимах обработки, близкие к температуре плавления, рост зерна аустенита, а также его гомогенизация не происходят из-за чрезвычайно малой длительности пребывания металла при данной температуре и последующего резкого охлаждения. По этим же причинам задерживается и растворение карбидов. Здесь также сказывается и повышение температуры начала $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращений при плазменном нагреве на 100—150°C, обусловленное высокой скоростью нагрева (более 10⁴°C/с).

Повышение степени дисперсности закаленной структуры при лазерном и плазменном упрочнении обусловлено достижением высокой степени тетрагональности мартенсита, плотности дислокаций, а также измельчением реек и пластин мартенсита. Наряду с этим важное значение имеет и повышенное содержание остаточного аустенита в структуре закаленной зоны, особенно в подповерхностных слоях. Например, на стали ШХ15СГ оно достигает 75%. Наличие такого большого количества остаточного аустенита можно объяснить повышенным содержанием углерода в твердом растворе поверхностных слоев закаленной зоны по сравнению с сердцевиной. По мере продвижения в глубь ЗТВ содержание остаточного аустенита снижается.

Микроструктура пограничной зоны зависит от исходной структуры упрочняемого материала. Для доэвтектоидных сталей с исходной ферритно-перлитной структурой и заэвтектоидных сталей с перлитно-цементитной структурой в пограничной зоне

наблюдаются участки избыточных фаз, представляющих собой для указанных сталей соответственно феррит и цементит. Наличие избыточных фаз объясняется реализацией в пограничной зоне превращений из межкритического интервала температур. Дисперсность этих фаз в направлении от закаленной зоны к исходной структуре снижается. В эвтектоидных сталях с исходной перлитной структурой протяженность пограничной зоны очень мала, избыточные фазы здесь практически отсутствуют, дисперсность мартенсита на границе с исходной структурой несколько ниже, чем в центре закаленной зоны.

Высокая микротвердость в закаленной зоне обусловлена также наличием значительных остаточных термических и структурных напряжений. При плазменном упрочнении сталей ШХ15СГ, 8ХФ и 45 было установлено, что остаточные напряжения распределяются по глубине и ширине ЗТВ так, как показано на рис. 15.

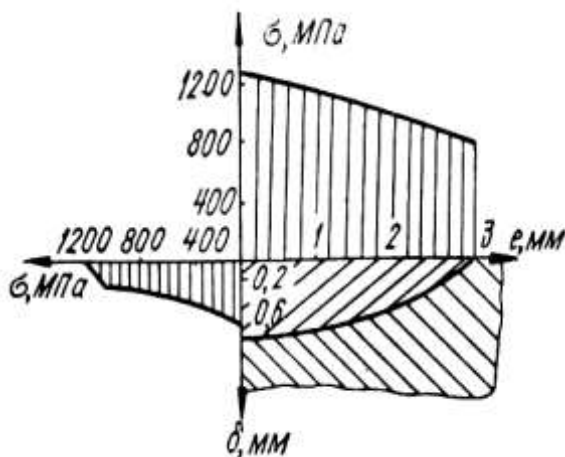


Рис. 15. Эпюры остаточных напряжений в поперечном сечении ЗТВ стали ШХ15СГ (δ , ϵ — расстояния соответственно от поверхности и середины зоны)

За пределами закаленной зоны напряжения сжатия на поверхности переходят в напряжения растяжения. На расстоянии 1 мм от края зоны они составляют 115 МПа. При упрочнении с перекрытием ЗТВ в зоне перекрытия на поверхности также возникают напряжения растяжения, равные 30—80 МПа. Наличие больших напряжений сжатия является важным фактором, указывающим на возможность повышения работоспособности деталей после упрочнения, в первую очередь, деталей, эксплуатируемых при контактных и знакопеременных нагрузках.

Плазменная обработка может эффективно применяться для упрочнения не только деталей из стали, но и из чугуна. В этом случае широко используются в основном способы плазменного упрочнения с оплавлением рабочей поверхности, обеспечивающие создание на ней отбеленного слоя с дисперсной дендритной структурой. При

Напряжения определялись рентгеновским методом с использованием дифрактометров типа ДРОН-1 и RIGACH STRAINFLEX. На поверхности ЗТВ наблюдались значительные напряжения сжатия, достигающие вблизи осевой линии закаленной зоны 1320 МПа, что намного выше, чем при использовании большинства традиционных методов поверхностного упрочнения (490—980 МПа после наклепа дробью, 590 МПа после закалки ТВЧ, 880—1270 МПа после азотирования).

этом скорость охлаждения расплава составляет примерно 10^4 °C/с, что и обуславливает высокую степень дисперсности закристаллизовавшейся структуры. Расстояние между вторичными дендритами в зависимости от параметров режима обработки изменяется в пределах: 2—5 мкм. Глубина расплавления и микротвердость также зависят от параметров режима обработки.

2.3. Эксплуатационные характеристики материалов после плазменного упрочнения

Структура упрочненного слоя, характеризующаяся большой твердостью и высокой дисперсностью, оказывает определяющее влияние на изменение (улучшение или ухудшение) эксплуатационных характеристик упрочненных материалов — износостойкость, механические свойства (прочность, пластичность, трещиностойкость, выносливость), тепло- и коррозионностойкость.

Характер изменения эксплуатационных характеристик при плазменном упрочнении наряду с фазовыми и структурными превращениями обусловлен также реализацией определенных механизмов упрочнения при их взаимосвязи. Известно, что в результате закалки происходит комплексное упрочнение материала, определяемое влиянием дефектов тонкой кристаллической структуры (дислокаций, вакансий и их комплексов), мартенситными превращениями и включениями дисперсной фазы. Рассмотрим влияние различных механизмов структурного и субструктурного упрочнения металлов на их эксплуатационные характеристики.

Поскольку в большинстве случаев плазменное упрочнение используется для повышения износостойкости деталей, оценим ее в зависимости от режимов и технологии обработки. При этом методика испытаний на износостойкость назначается в соответствии с условиями эксплуатации упрочняемых деталей.

Так, испытания на износостойкость после плазменного упрочнения сталей 30ХГСА, 9ХФ и 150ХНМ, используемых для изготовления деталей металлургического оборудования, проводили на машине трения МИ-1М по схеме «вращающееся кольцо — неподвижная колодка» (рис. 16) в масляно-абразивной среде. Имитировались условия трения «металл по металлу с абразивной прослойкой», характерные для эксплуатации многих деталей прокатного, агломерационного, доменного и сталеплавильного оборудования, штампов горячей штамповки.

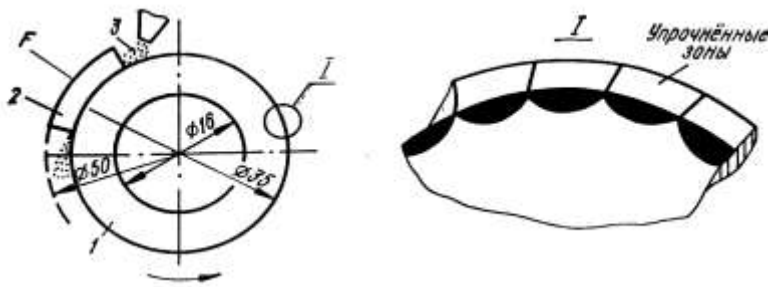


Рис. 16. Схема испытаний на износостойкость:
1 — образец; 2 — контртело; 3 — масляно-абразивная среда.

Износостойкость после объемной закалки (по стандартным для данных материалов режимам), плазменного упрочнения без перекрытия ЗТВ ($d_0 = 6$ мм), плазменного упрочнения с перекрытием ЗТВ на 30 % (по аналогичным режимам) оценивали по коэффициенту K_i , определяемому как отношение потери массы идентич-

ных образцов в исходном неупрочненном состоянии к потере массы образцов после упрочнения. На рис. 17 показано изменение коэффициента износостойкости в зависимости от микротвердости поверхности упрочненных образцов.

Влияние микротвердости на износостойкость в упрочненном состоянии для каждой марки стали однозначно: с увеличением микротвердости износостойкость повышается (зависимость K_i от H имеет линейный вид). В то же время при практически одинаковой микротвердости (7500—8000 МПа) степень повышения износостойкости исследованных сталей неодинакова (рис. 17) в связи с их разной износостойкостью в исходном состоянии и морфологическими особенностями закаленной структуры.

Снижение износостойкости при плазменном упрочнении с перекрытием ЗТВ по сравнению с упрочнением без перекрытий связано с некоторым уменьшением микротвердости в результате повторного нагрева (рис. 16). Кроме того, в этом случае на обработанной поверхности появляются зоны отпуска шириной 1—3 мм.

При выполнении каждого последующего прохода на том участке предыдущей зоны, где температура нагрева превышала A_{C1} происходит полная фазовая перекристаллизация, а затем повторная закалка, в результате чего структура этого участка зоны не отличается от структуры новой зоны. На том участке предыдущей зоны, где температура нагрева была ниже A_{C1} , происходит скоростной отпуск ранее возникшей закаленной структуры.

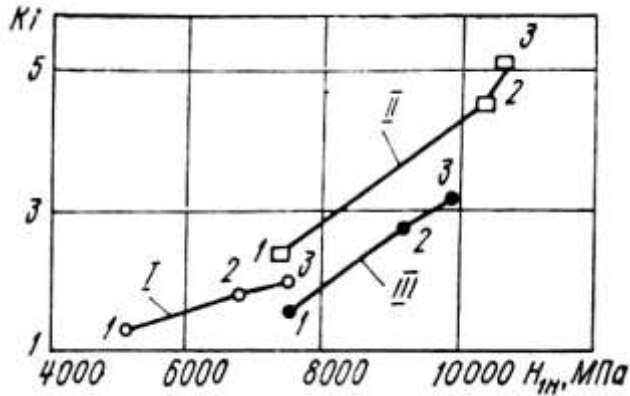


Рис. 17. Изменение коэффициента износостойкости в зависимости от микротвердости после упрочнения: 1 — наплавленный металл 3ОХГСА; II — сталь 9ХФ; III — сталь 150ХНМ; 1 — объемная закалка; 2 — плазменное упрочнение с перекрытием ЗТВ на 30%; 3 — плазменное упрочнение без перекрытий

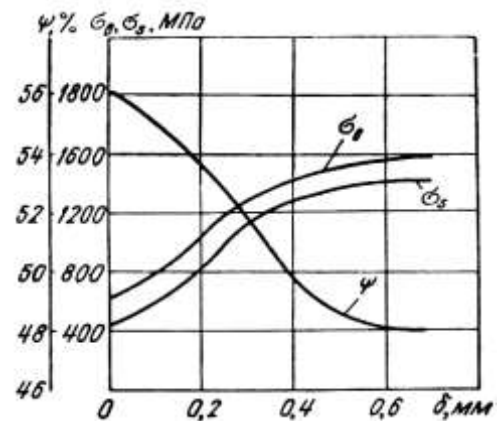


Рис. 18. Изменение механических характеристик по глубине упрочненного слоя:

1 — σ_b ; 2 — σ_s ; 3 — ψ

Снижение микротвердости в зоне отпуска на участке перекрытия дорожек не превышает 20%. Более интенсивное избирательное изнашивание на границах ЗТВ и в зонах отпуска отсутствует, поскольку процесс определяется прежде всего изнашиванием закаленных дорожек. Зоны отпуска занимают значительно меньшую площадь поверхности и при их износе проявляется «теневой» эффект. Практическое применение плазменного упрочнения с перекрытием ЗТВ может быть обусловлено в ряде случаев требованием обеспечения большей стабильности глубины упрочненного слоя. В целом, оба рассмотренных технологических варианта плазменного упрочнения обеспечивают высокую износостойкость и по этому показателю значительно эффективней объемной закалки.

Повышение износостойкости при плазменном упрочнении сталей установлено и в процессе испытаний на стенде, в условиях, имитирующих условия работы направляющих металлорежущих станков (трение скольжения при возвратно-поступательном движении с подачей смазки и абразивных частиц в место контакта), а также на машине трения СМЦ-2.

Исследовалось влияние плазменного упрочнения на механические свойства стали 45 при исходной микротвердости $H = 2400$ МПа. Режимы обработки плазмотроном прямого действия варьировались в следующих пределах: $I_d = 80$ — 112 А, $v_n = 60$ — 168 м/ч, $d_c = 6$ мм, Q_g — 1 л/с, $l = 10$ мм. Обработка осуществлялась без оплавления поверхности. Механические характеристики (предел прочности σ_b , предел текучести σ_s , относительное сужение ψ) определялись по методу вдавливания индентора (шарика

диаметром 5 мм из закаленной стал» ШХ15 с HRC62—66). Установленный характер изменения механических характеристик (рис. 18) связывают с послойным расположением зон разной микроструктуры с различной микротвердостью. На поверхности упрочненной зоны установлено снижение прочностных и повышение пластических характеристик, что способствует четырех-шестикратному увеличению износостойкости по сравнению с исходным состоянием.

Наряду с оценкой механических свойств важное практическое значение имеет оценка трещиностойкости материалов. Этот вопрос особенно важен при разработке технологии плазменного упрочнения таких изделий, как прокатные валки, ролики и штампы, металлообрабатывающий инструмент.

Циклические воздействия термомеханических напряжений, возникающих в поверхностных микрообъемах за счет периодического контакта валка (ролика, штампа и т. п.) с горячим металлом, и принудительного охлаждения способствуют образованию на рабочей поверхности сетки трещин термомеханической усталости («сетки разгара»), первоначально ориентированных произвольным образом. В процессе дальнейшей эксплуатации наблюдается предпочтительный рост трещин в направлении приложения внешних нагрузок (для валков и роликов — кольцевые трещины). Эти трещины при определенных условиях могут стать магистральными, что приведет к полному разрушению изделия. Такие условия могут возникнуть для рассмотренного круга изделий в результате воздействия больших динамических нагрузок (например, при входе заготовки в контакт с валками). В связи с этим специфика эксплуатации и повреждаемости указанных изделий выдвигает при выборе оптимальных технологических процессов их упрочнения одним из главных критериев, наряду с повышением износостойкости, обеспечение достаточно высокой стойкости к зарождению и распространению трещин. Наиболее полную оценку трещиностойкости можно получить с использованием критериев механики разрушения, являющихся фундаментальными характеристиками материалов в их конкретных структурных состояниях.

Для оценки трещиностойкости материалов после плазменного упрочнения были проведены испытания на ударный изгиб с осциллографированием процесса разрушения в координатах «усилие — время». Конструкция образцов для испытаний показана на рис. 19.

На осциллограммах разрушения по известным методикам определялись критерии динамической трещиностойкости: ударная вязкость K_C , работа зарождения трещины K_{C3} , работа распространения трещины K_{Cp} , максимальное усилие разрушения P_{max} , расчетное разрушающее усилие P_c , критический коэффициент интенсивности напряжений K_{1c} , скорость распространения трещины $v_{тр}$. В результате испытаний установле-

но, что после плазменного упрочнения рассмотренных материалов

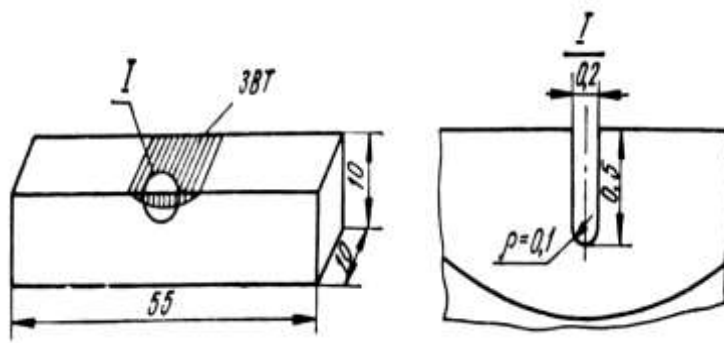


Рис. 19. Схема изготовления образцов для испытаний материалов на трещиностойкость после плазменного упрочнения.

источниками нагрева по сравнению с традиционными способами поверхностного упрочнения обеспечивает возможность получения структур с более высокой твердостью. Объясняется это наличием больших структурных микронапряжений. По мнению исследователей, неоднородные структурные микронапряжения (второго рода и локальные) и обуславливают высокую склонность к хрупкому разрушению сталей со структурой мартенсита закалки. Разрушающее усилие и коэффициент интенсивности напряжений после упрочнения также снижаются, однако в значительно меньшей степени, что свидетельствует о более низкой чувствительности силовых критериев трещиностойкости к поверхностному охрупчиванию по сравнению с энергетическими.

Качественный анализ наиболее характерных осциллограмм разрушения некоторых из испытанных сталей до и после упрочнения показал, что характер разрушения упрочненных сталей принципиально отличается от характера разрушения неупрочненных сталей. При испытании сталей, которое в исходном состоянии не имеют упрочненного поверхностного слоя, когда структура и механические свойства однородны по всему сечению разрушения, процесс разрушения проходит в две стадии — зарождение трещины и ее распространение до полного разрушения образца.

При испытании упрочненных образцов, когда структура стали в сечении разрушения состоит из двух слоев — закаленного и исходного металла, процесс разрушения проходит в несколько стадий — субмикроскопическая трещина зарождается и растет в упрочненном слое. На границе с исходным (более мягким) металлом она останавливается. Для дальнейшего ее распространения необходимы существенно большие усилия, чем усилия зарождения в упрочненном слое. Такой сложный механизм разрушения упрочненных материалов известен в механике композиционных материалов как «множественное разрушение».

Микрофрактографический анализ изломов показал, что применение плазменного упрочнения позволяет изменить микромеханизм разрушения сталей. Упрочненная

ударная вязкость снижается в 1,5—3 раза.

Это объясняется высокой хрупкостью поверхностного закаленного слоя и, следовательно, резким снижением работы зарождения трещины в этом слое. Упрочнение высококонцентрированными

зона имеет более дисперсный по сравнению с исходной структурой микрорельеф излома и представляет собой квазискол, характеризующийся плохо различимыми фасетками скола, соединенными между собой гребнями отрыва и неглубокими ямками. С увеличением содержания углерода в стали и соответственно, степени дисперсности мартенсита упрочненной зоны дисперсность фасеток квазискола также возрастает.

Резкое различие микромеханизмов разрушения в упрочненной зоне и в исходной структуре позволяет считать стали, упрочненные плазменной струей, слоистым композиционными материалами с твердым и хрупким поверхностным слоем и относительно мягким и пластичным внутренним слоем. На изломах упрочненных образцов на участках перехода от закаленной к исходной структуре, наблюдаются специфические ступени, свидетельствующие о торможении трещины по механизму искривления её траектории. Это можно объяснить, с одной стороны, более высокой пластичностью исходной структуры этих сталей, а с другой,— переходом на границе упрочненной зоны остаточных напряжений от сжимающих к растягивающим, которые стремятся изменить направление распространения трещины. Такой же микромеханизм торможения трещины установлен и для других способов поверхностного упрочнения (азотирования, виброударного, борирования), характеризующихся, как и плазменное, наличием достаточно резкой границы между зонами с различными свойствами.

Вместе с тем выявленное торможение трещины на упрочненных сталях с содержанием углерода до 0,9 % не способствует повышению их трещиностойкости из-за сильного снижения работы зарождения трещины в хрупком поверхностном слое и недостаточно высокой вязкости разрушения этих сталей в исходном состоянии. Для повышения трещиностойкости деталей, упрочненных плазменной струей и эксплуатируемых в условиях интенсивных динамических нагрузок, необходимо принимать дополнительные технологические меры.

2.4. Технологические процессы комплексного упрочнения деталей с использованием плазменного нагрева

Из методов комплексного упрочнения деталей, основанных на совместном использовании плазменного и других методов упрочнения, в настоящее время известны и применяются на практике только три: плазменная химико-термическая обработка, объемно-поверхностное упрочнение (объемная термообработка + плазменная обработка), комплексное поверхностное упрочнение (закалка ТВЧ + плазменная обработка). Технически возможными являются и другие варианты и сочетания, однако данные об этом в отечественной и зарубежной литературе отсутствуют.

Возможность реализации химико-термической обработки при плазменном нагреве деталей определяется родом газа, используемого в качестве плазмообразую-

щего. Наибольшее практическое применение для этих целей получили аргон (плазмотроны прямого и косвенного действия) и сжатый воздух (плазмотроны прямого действия). Использование инертного газа аргона позволяет обеспечить получение качественных упрочненных слоев без дефектов и окисления. При этом не происходит насыщение упрочненной поверхности какими-либо элементами и благодаря структурным изменениям осуществляется только термическое упрочнение. Возможность реализации химико-термической обработки в случае использования сжатого воздуха также в литературе не рассматривается. Из числа активных газов, применяемых в качестве плазмообразующих при поверхностном упрочнении, известно использование углекислого газа и азота (в том числе в смеси с аргоном).

Возможно диффузионное насыщение поверхности жидкого металла углеродом из высокотемпературной углекислотной плазменной дуги. Обработка с оплавлением поверхности образцов из сталей 65Г, 45 и Ст3 осуществлялась плазмотроном прямого действия в CO_2 . В результате упрочнения достигнут достаточно высокий уровень твердости упрочненной зоны: на стали 45 — HV650—720, 65 Г — HV720 — 800, Ст3 — HV200—220, что значительно выше, чем при аналогичной воздушно-плазменной обработке (на сжатом воздухе).

Возможно азотирование (насыщение азотом) упрочненных слоев при плазменной обработке. Здесь в качестве плазмообразующего газа применяется смесь аргона с азотом. Охлаждение деталей при упрочнении в этом случае осуществляется как естественным путем, так и с применением внешнего принудительного охлаждения. В результате такого комплексного упрочнения стали 40 образуется азотированный слой толщиной около 0,4 мм с микротвердостью 9500—9800 МПа.

Исследованы особенности тонкой кристаллической структуры широкого ряда сталей (20, 45, У8А, У10, 40Х, 30ХГСА) при воздействии азотной плазменной струи. Установлено, что в результате упрочнения достигнутое повышение твердости связано с дроблением блоков мозаики и значительным увеличением плотности дефектов кристаллической решетки, превышающим эти величины для случаев традиционной закалки этих сталей.

Независимо от режимов плазменной химико-термической обработки установлена линейная прямо пропорциональная зависимость между плотностью дислокаций и твердостью (рис. 20) и обратная зависимость между размерами блоков и твердостью. Технология плазменной химико-термической обработки используется для упрочнения валков резиносмесителей.

Исследования возможности плазменного азотирования показали, что твердость стали повышается до HV950 в азотированном слое против HV200 в исходном состоя-

нии. Рентгеноструктурным анализом выявлено образование в подповерхностном слое азотного соединения Fe_3N . Это объясняется растворением атомарного азота плазменной дуги в исходном материале при нагреве.

Между растворенным атомарным азотом и атомами исходного материала происходит химическая реакция, которая и приводит к образованию нитридов. Скорость реакции диффузии атомов в стали) в различных точках ЗТВ прямо пропорциональна достигаемой там величине температуры нагрева. В центре ЗТВ скорость азотирования оказывается гораздо выше, чем в периферийных участках.

К числу несомненных преимуществ технологических процессов плазменной химико-термической обработки, то есть упрочнения с одновременным насыщением элементами (азотированием, науглероживанием и т. д.) по сравнению с традиционными методами можно отнести высокую производительность и экономичность.

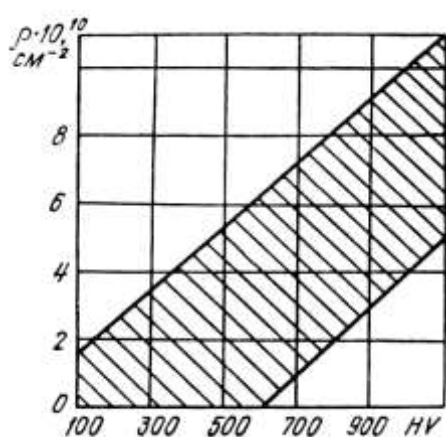


Рис. 20. Взаимосвязь плотности дефектов кристаллической решетки и твердости сталей 20, 45, 40Х, 30ХГСА, У8А, У10 при различных режимах упрочнения

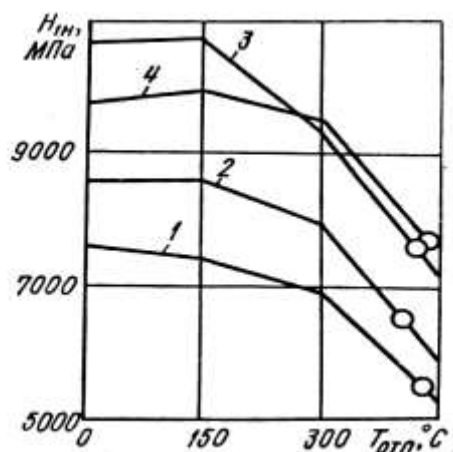


Рис. 21. Зависимость микротвердости закаленной зоны от температуры последующего отпуска: 1 — сталь 30ХГСА; 2 — сталь 45; 3 — сталь 9ХФ, 4 — сталь 150ХНМ; о — микротвердость после объемной закалки

Наиболее широкие возможности регулирования эксплуатационных свойств реализуются в случае применения технологии комплексного упрочнения, включающей предварительную или последующую объемную термическую обработку и плазменное упрочнение.

Режимы объемной закалки выбирались в соответствии с общепринятыми рекомендациями для данных сталей: 30ХГСА, 45, и 9ХФ — нагрев в печи до 850°C , выдержка 1 ч, охлаждение в воде, 150ХНМ — нагрев в печи до 800°C , выдержка 1 ч, охлаждение в воде. При выборе температуры отпуска после плазменного упрочнения предварительно оценивалось изменение микротвердости закаленной зоны в интервале $0\text{—}450^\circ\text{C}$ (рис. 21). Исходя из предпосылки получения значений твердости на до-

стигнутом, более высоком, чем при объемной закалке, уровне, температура отпуска выбрана равной 300 °С.

Отпуск после плазменного упрочнения приводит к снижению микротвердости закаленной зоны и повышению трещиностойкости для всех испытанных сталей. Положительное влияние последующего отпуска обусловлено переходом мартенситной структуры упрочненной зоны в более стабильное состояние, что связано с релаксацией внутренних структурных микронапряжений. Релаксация в этом случае может осуществляться за счет диффузионного перераспределения атомов углерода в кристаллической решетке, путем взаимодействия атомов внедрения с другими дефектами (дислокациями) либо за счет протекания микросдвигов. Указанные процессы не вызывают существенных изменений микроструктуры — мартенсит отпуска в ЗТВ по визуальным признакам аналогичен свежееобразованному мартенситу закалки. Однако на микрофрактограммах изломов наблюдается более развитый рельеф квазискола с большим перепадом уровней по сравнению с неотпущенным состоянием, что свидетельствует о большей энергоемкости разрушения. Образцы этого типа разрушаются по «множественному» механизму с торможением трещины на границе закаленного и исходного слоев.

Плазменное упрочнение после объемной закалки позволяет существенно повысить трещиностойкость всех испытанных сталей по сравнению с объемной закалкой без упрочнения. Мартенситная структура упрочненного слоя при такой сложной обработке по сравнению с мартенситной структурой объемно-закаленной основы характеризуется более высокой степенью дисперсности, а также более высокой микротвердостью. При этом микроструктура закаленной зоны при упрочнении после объемной закалки аналогична микроструктуре этой зоны при обработке сталей в исходном состоянии, практически одинакова и микротвердость. Это свидетельствует об отсутствии влияния исходной (перед упрочнением) структуры на структуру и твердость закаленной зоны. Разрушение закаленной зоны в обоих случаях обработки происходит для каждой исследуемой стали по одинаковым микромеханизмам квазискола.

Увеличение степени дисперсности мартенсита и является одной из главных причин повышения трещиностойкости. Уменьшение размеров мартенситных кристаллов при плазменной обработке обусловлено уменьшением размеров исходного аустенитного зерна в связи с очень высокими значениями скорости нагрева и охлаждения, а также малой длительностью пребывания металла в разогретом состоянии. Это полностью согласуется с выводами о положительном влиянии повышения скорости нагрева и уменьшения продолжительности аустенитизации на увеличение прочности и сопротивляемости хрупкому разрушению. Повышение трещиностойкости с увеличением

степени дисперсности мартенсита может быть объяснено также с позиций физической теории разрушения металлов, согласно которой критическое напряжение хрупкого разрушения обратно пропорционально размеру зерна (кристалла, пакета) d :

$$\sigma_{кр} = Kd^{-1/2}$$

Качественный переход от крупноигльчатой мартенситной структуры при объемной закалке к высокодисперсной при плазменном упрочнении вызывает и качественное изменение микромеханизма разрушения — переход от межзеренного (интеркристаллитного) разрушения к внутризеренному квазискольному. Анализ микростроения изломов при больших увеличениях позволил сделать следующие выводы. Разрушение объемно-закаленного мартенсита происходит преимущественно по механизму расщепления на границах исходного аустенитного зерна. Этому способствует сегрегация на указанных границах охрупчивающих включений (карбидов, сульфидов и др.). Границы зерен с сегрегированными на них примесями представляют собой энергетически более выгодный путь движения трещины. Межзеренный скол обуславливает получение в изломе рельефа, соответствующего огранке зерен. На поверхности граней зерна четко видны сегрегированные включения. Измельчение аустенитного зерна (и соответственно мартенситных кристаллов) при быстром и концентрированном плазменном нагреве увеличивает энергию разрушения путем увеличения «пластичных разрывов», необходимых для соединения отдельных трещин скола. Кроме того, благодаря крайне малой длительности пребывания металла в разогретом состоянии сегрегация элементов примесей на границах зерна не успевает произойти, зернограничная энергия остается достаточно высокой и разрушение происходит по внутризеренному квазискольному механизму. При увеличении степени дисперсности мартенсита (с повышением содержания углерода в исследованных сталях) увеличивается и степень дисперсности рельефа квазискола.

Наряду с получением более благоприятной мартенситной структуры, другой важной причиной повышения трещиностойкости при плазменном упрочнении после объемной закалки является наличие между закаленной зоной ЗТВ и объемно-закаленной основой мягкой зоны отпуска с высокодисперсной троститно-сорбитной структурой. Граница между закаленной и отпущенной зонами, как и в случае обработки в исходном состоянии, достаточно резкая. Протяженность ее также определяется величиной температурного интервала $\alpha \rightarrow \gamma$ — превращения. Микромеханизм разрушения в зоне отпуска — микровязкий ямочный, что и вызывает резкое повышение ее трещиностойкости.

Разрушение образцов после двойной (объемной и плазменной) закалки также происходит по «множественному» механизму с торможением трещины на границе с

зоной отпуска посредством искривления траектории. Причинами торможения являются, во-первых, переход остаточных напряжений в этом месте от сжимающих к растягивающим, и, во-вторых, высокая пластичность материала зоны отпуска по сравнению с упрочненной зоной.

Таким образом, результаты испытаний свидетельствуют, что плазменное упрочнение может весьма эффективно использоваться для деталей, эксплуатируемых в объемно-закаленном состоянии. При этом достигается одновременное повышение как твердости рабочей поверхности, так и трещиностойкости, что практически неосуществимо при применении традиционных методов объемного и поверхностного упрочнения. Еще большему повышению трещиностойкости способствует применение последующего отпуска после описанной выше двойной закалки.

В настоящее время имеется практический опыт применения плазменного упрочнения деталей в совокупности с объемной термической обработкой. Эффективно применение плазменного упрочнения для прокатных валков из стали 9Х2МФ, имеющих предварительную (серийную) объемную термообработку — закалку или нормализацию с последующим высоким отпуском. Износостойкость при плазменном упрочнении (испытания на машине МИ-1М) на 20% выше, чем после объемной термообработки. Глубина упрочненного слоя здесь составила 1,5 мм с микротвердостью на поверхности 8500МПа.

Плазменное упрочнение целесообразно для деталей технологического оборудования, изготовленных из сталей 34ХН1М, 40Х, 5ХНМ, 65Г, которые перед упрочнением детали подвергаются предварительному улучшению (объемная закалка с высоким отпуском). Получаемая упрочненная зона шириной 10 мм и глубиной до 1,5 мм имеет твердость на 6—8 единиц HRC выше, чем после объемной закалки. Отмечается повышение стойкости упрочненных деталей в 2—3 раза.

В случае упрочнения с перекрытием ЗТВ пуансонов из высокохромистой стали Х12М (1,50 % С, 12,10 % Сг, 0,50 % Мо) с предварительной объемной термической обработкой — закалкой при 1020°С в масло + отпуск при 320°С установлено дополнительное повышение твердости за счет вторичного твердения. После многоциклового эксплуатации штампового инструмента в зоне интенсивного трения наблюдается также дополнительное упрочнение наклепом и заметное снижение скорости износа. Для регулирования эксплуатационных свойств деталей (прежде всего твердости и трещиностойкости) возможно использование плазменной обработки в комплексе с предварительной закалкой токами высокой частоты. Комплексная обработка с предварительной закалкой ТВЧ известна и для случая лазерного упрочнения. Упрочненные таким способом детали имеют композиционный рабочий слой с высокой износостойкостью и тре-

щиностойкостью и относительно мягкую и пластичную сердцевину (рис. 22). При этом имеется возможность практически неограниченно регулировать глубину упрочненного слоя за счет обработки ТВЧ (до $0,4D$, где D — диаметр детали).

Природа образования внутреннего отпущенного слоя и его роль в повышении работоспособности детали аналогичны рассмотренному выше случаю плазменного упрочнения предварительно закаленных сталей. Однако слой, закаленный от ТВЧ и имеющий при обработке средне- и высокоуглеродистых сталей структуру крупноиглового мартенсита, будет обладать высокой хрупкостью и низкой трещиностойкостью из-за наличия неоднородных структурных микронапряжений. Поэтому для деталей, эксплуатируемых при значительных динамических нагрузках, можно рекомендовать комплексное упрочнение, включающее закалку ТВЧ + плазменную обработку с промежуточным объемным отпуском. Отпуск закаленной стали после закалки ТВЧ приводит к получению равновесной структуры благодаря выделению углерода из мартенсита закалки и остаточного аустенита, снижению внутренних структурных микронапряжений, и, в результате этого, повышению пластичности и

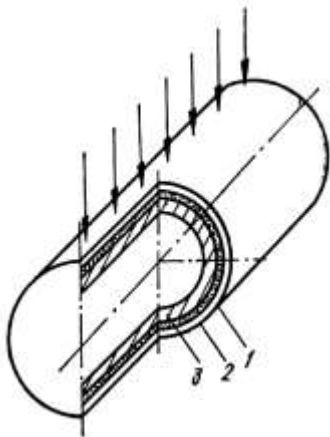


Рис. 22. Схема расположения упрочненных слоев детали при плазменном упрочнении после закалки ТВЧ: 1 — слой плазменного воздействия; 2 — отпущенный слой; 3 — слой закалки ТВЧ.

отпуск (после закалки ТВЧ перед плазменной обработкой), несмотря на усложнение технологии, позволяет регулировать эксплуатационные характеристики в нужном направлении в достаточно широких пределах.

Наиболее благоприятное соотношение параметров прочности, пластичности, трещиностойкости достигается при температуре отпуска, равной 300°C . В этом случае по сравнению с комплексным упрочнением без промежуточного отпуска установлено повышение прочностных характеристик — в $1,2$ — $1,3$, пластических характеристик — в

трещиностойкости. В зависимости от требуемого достигаемого уровня служебных свойств, температуру промежуточного отпуска назначают в интервале 200 — 400°C . Для анализа структурных превращений, замеров микротвердости, оценки износо- и трещиностойкости, а также характера разрушения выполнялось комплексное упрочнение цилиндрических образцов диаметром 35 мм и длиной 200 мм из сталей У8 и 75Х2МФ.

Установлено, что при плазменном упрочнении после закалки ТВЧ достигаются достаточно высокие значения эксплуатационных характеристик, что может способствовать значительному повышению работоспособности деталей. Дополнительный промежуточный

1,4—2,0, ударной вязкости — в 1,3—1,4, трещиностойкости — в 1,3— 1,5 раза при сохранении твердости поверхности и износостойкости на достигнутом высоком уровне. Получение такого сочетания эксплуатационных свойств объясняется реализацией всего многообразия процессов превращений структуры при сложном многократном нагреве.

При температуре промежуточного объемного отпуска, равной 300°C, в слое закали ТВЧ происходят I и II превращения при отпуске с получением фазового состава стали —отпущенный малоуглеродистый мартенсит (с содержанием углерода ~0,1%) с кубической решеткой + пластинчатый цементит. Такая структура стали наиболее благоприятна с точки зрения повышения пластичности и трещиностойкости при сохранении высокой прочности и твердости. При этом во внутреннем отпущенном слое, возникающем при последующей плазменной обработке (рис. 21), происходят III и IV превращения при отпуске с образованием структуры сорбита с наиболее высокой пластичностью.

Наличие зоны отпуска с повышенной пластичностью обеспечивает повышение трещиностойкости комплексно-упрочненного материала, а также торможение эксплуатационных трещин, распространяющихся от поверхности детали из твердого и хрупкого слоя плазменной закалки при переходе в более мягкий и пластичный отпущенный слой.

Таким образом, комплексную обработку, включающую закалку ТВЧ, объемную термообработку и в качестве финишной операции плазменное упрочнение, можно считать одной из наиболее перспективных для дальнейшего развития и широкого практического применения для тяжелонагруженных изнашиваемых деталей оборудования, металлообрабатывающего инструмента и других изделий.

Обобщая накопленный опыт плазменного поверхностного упрочнения, можно сделать вывод, что данная технология по сравнению как с традиционными способами поверхностного упрочнения (закалкой токами высокой частоты, химико-термической обработкой и др.), так и с новыми способами, в том числе лазерным и электронно-лучевым упрочнением отличается рядом преимуществ: относительной простотой и низкой стоимостью технологического оборудования; отсутствием необходимости в дополнительном применении охлаждающих сред, вакуума, специальных покрытий для повышения поглощательной способности упрочняемых поверхностей; возможностью автоматизации и роботизации технологического процесса; отсутствием ионизирующих излучений, опасных для обслуживающего персонала.

В то же время плазменное упрочнение имеет и ряд недостатков, над устранением которых необходимо работать при совершенствовании этого технологического

процесса. К ним относятся невозможность упрочнения труднодоступных мест на деталях сложной формы, что объясняется необходимостью обеспечения малого (порядка 5—10 мм) зазора между плазмотроном и деталью; отсутствие серийно-выпускаемого типового специализированного оборудования — плазмотронов и т. п.

Наиболее перспективно и экономически эффективно применять его для сменного технологического инструмента, эксплуатирующегося в условиях интенсивного трения металл по металлу в масляной и масляно-абразивной среде — валки, штампы, матрицы из углеродистых и легированных сталей, металлорежущего инструмента из быстрорежущих сталей и твердых сплавов, а также инструмента для обработки неметаллических материалов — продуктов пищевой, кормоперерабатывающей, деревоотделочной промышленности.

Тема 3. ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ЛАЗЕРНОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Особенностью лазерного воздействия является подвод высококонцентрированной энергии к поверхности обрабатываемого материала и изменение структуры и свойств в тонком поверхностном слое этого материала. В этой связи лазерный луч, как источник нагрева при термической обработке материалов, имеет специфические особенности и преимущества:

- 1) высокая концентрация подводимой энергии и локальность обрабатываемого участка, вследствие чего процесс отличается минимальным тепловым воздействием на весь материал и минимальными остаточными деформациями в обрабатываемой модели;
- 2) отсутствие механических усилий на обрабатываемый материал, что дает возможность обрабатывать хрупкие и ажурные конструкции;
- 3) высокая технологичность лазерного луча при обработке: большая скорость обработки, легкость автоматизации процессов, отсутствие вредных отходов при обработке и т.д.;
- 4) возможность подвода излучения с помощью специальных оптических систем в труднодоступные места, что позволяет производить обработку в тех случаях, когда другие методы применить невозможно;
- 5) возможность изменения структуры и свойств обрабатываемой поверхности в очень широких пределах.

Последняя из перечисленных особенностей подразумевает обработку с нагревом до различных температур (включая обработку с оплавлением и без оплавления поверхности), изменение химического состава поверхностных слоев путем наплавки и

легирования, а также возможность получения заданных свойств поверхности: твердости, шероховатости, коррозионной стойкости и т.д.

Изучение закономерностей формирования структуры и свойств различных материалов, в первую очередь металлов и сплавов, при воздействии на них лазерного излучения, а также определение наилучших условий, при которых можно получать оптимальные заданные свойства поверхности, являются целью настоящего раздела.

3.1. Механизм действия лазерного излучения на металлические материалы

В зонах лазерного воздействия имеют место явления, свойственные чисто тепловым процессам: нагрев материала в микрообъемах до различных температур, оплавление или испарение этих микрообъемов. Световое давление лазерного луча (или, иначе, пондеромоторное действие) имеет небольшое значение. Сложилась следующая схема взаимодействия лазерного излучения с поверхностью металлов и сплавов. Лазерное излучение, попадая на поверхность металла (сплава), проникает на небольшую глубину порядка 10^{-5} - 10^{-6} см. Поскольку масса электронов в металлах на несколько порядков меньше массы атомов, энергия излучения передается прежде всего "электронному газу" и вследствие этого резко повышается его кинетическая энергия и температура. Затем энергия передается атомам кристаллической решетки и ее температура повышается, что может быть описано уравнением

$dt_i / dt = (t_e - t_i) / \tau_p$	(6)
------------------------------------	-----

где t_e , t_i - температуры решетки в начальный момент и в момент i ; τ_p - время релаксации, т.е. время изменения температуры решетки до t_i ; оно характеризует скорость передачи энергии излучения кристаллической решетке металла.

Время релаксации - примерно 10^{-11} с. В режиме свободной генерации длительность импульса составляет 10^{-3} с.

Импульс состоит из ряда пиков длительностью $\sim 10^{-6}$ с. Длительность одного пика на 5 порядков больше времени релаксации, за это время успевает произойти передача энергии "электронному газу" и затем ионам кристаллической решетки. Таким образом, весь металл нагревается в микрообъеме как сплошная среда, и лазерное излучение следует сравнивать с обычным тепловым источником нагрева, отличающимся высокой концентрацией энергии. При облучении поверхности лазером в процессе нагрева и охлаждения в микрообъемах происходят фазовые превращения, и если при этом имеет место упрочнение, то оно классифицируется как упрочнение при фазовых переходах. В частности, для осуществления лазерного упрочнения сталей и чугунов локальный участок поверхности нагревают до температур выше критических (AC_1 , AC_3), а после прекращения действия излучения этот участок охлаждается вследствие теплопроводности во внутренние слои металла. Высокая скорость приводит к образо-

ванию мартенситных структур в сплавах железа и к высокой твердости поверхности. Процесс получил название лазерной термообработки (ЛТО).

По характеру воздействия ЛТО подобна индукционной закалке, хотя имеет отличия. При индукционной закалке охлаждение ведется водяным душем и скорости нагрева и охлаждения при этом ниже, чем при лазерном нагреве. При лазерной закалке процесс нечувствителен к магнитным свойствам материала; здесь большое значение имеет отражение излучения поверхностью. Имеются и другие отличия.

При воздействии излучением с плотностью мощности $q=10^8$ Вт/см² и при времени воздействия менее $\sim 10^{-8}$ с продолжительность лазерного воздействия приближается к времени релаксации и распространения энергии в глубь металла за счет теплопроводности не происходит. Гигантская концентрация энергии в микрообъеме приводит к переходу вещества в плазменное состояние, возникновению больших давлений ($\sim 10^4$ МПа) и образованию ударной волны. Испарение материала с поверхности приводит к формированию механического импульса, действующего на облучаемый материал. Действие ударной волны и механического импульса способны пластически деформировать металл в зоне облучения, что приводит к упрочнению. В этом случае упрочнение классифицируется как ударное (рис. 23).

На рис. 23 в координатах $q - \tau$ отложены примерные интервалы режимов лазерной сварки с кинжальным проплавлением, пробивки отверстий и лазерной обработки поверхности - упрочнения при фазовых переходах, глазурирования, ударного упрочнения. Наклонными линиями показаны уровни удельной энергии, равной произведению $q\tau$.

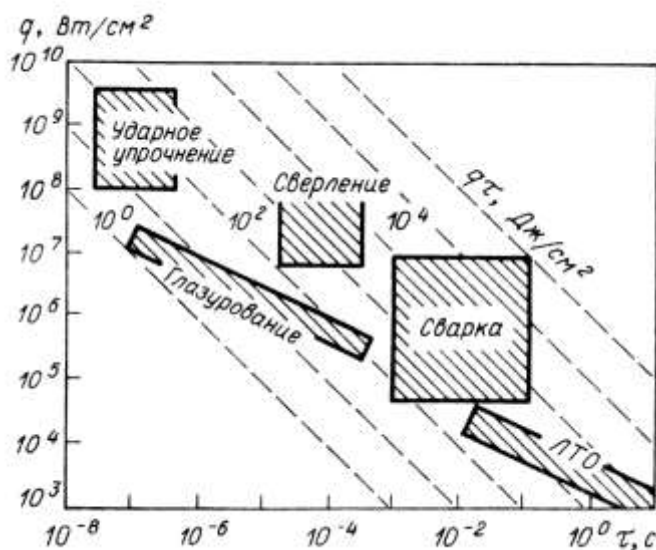


Рис. 23. Классификационная диаграмма различных видов лазерной технологии по энергетическим параметрам: q - плотность мощности; τ - длительность воздействия

Как следует из диаграммы, процессы лазерной обработки поверхности отличаются меньшим уровнем удельных энергий ($1-10^4$ Дж/см²) по сравнению со сваркой и пробивкой отверстий (10^2-10^6 Дж/см²). Ударное упрочнение в технологии обработки пока не получило распространения из-за присущих этому методу недостатков: наличия кратеров и ухудшения качества поверхности, малых размеров упрочненных зон, низкой.

производительности обработки и др. Мало исследован и другой процесс обработки поверхности - глазурирование. Он заключается в оплавлении тонкого приповерхностного слоя (10-20 мкм) металла при большой скорости перемещения лазерного луча. В результате в этом слое формируются мелкокристаллические или аморфные структуры с особыми свойствами, которые интенсивно исследуются.

3.2. Анализ тепловых процессов при воздействии лазерного излучения на сплавы

Основной особенностью воздействия лазерного излучения на материалы является локальный характер теплового источника, обеспечивающий формирование жесткого термического цикла при поверхностной обработке с высокими скоростями перемещения источника нагрева и высокими скоростями нагрева и охлаждения металла. Требуемые свойства поверхности при ЛТО получают созданием соответствующего термического цикла с заданными оптимальными параметрами (максимальной температурой нагрева, скоростью нагрева, скоростью охлаждения, временем пребывания металла выше характерной температуры и др.). Информация о тепловом состоянии металла в процессе обработки является исходной для анализа геометрии зоны термического влияния, характера и степени фазовых превращений, конечной структуры металла, напряженно-деформированного состояния, износостойкости и т.д.

В зависимости от плотности мощности лазерного излучения ЛТО осуществляется как с расплавлением металла, так и без него. Плотность мощности излучения при ЛТО не превышает значения $(0,5-5,0) \cdot 10^5 \text{ Вт/см}^2$, которое соответствует началу развитого испарения облучаемой поверхности. Тепловая эффективность процесса лазерной обработки определяется эффективной мощностью $P_{\text{эфф}}$, т.е. мощностью излучения, поглощенной металлом, которая, в свою очередь, определяется мощностью лазерного луча P и эффективным КПД $\eta_{\text{и}}$: $P_{\text{эфф}} = P \eta_{\text{и}}$. Коэффициент $\eta_{\text{и}}$ определяется, как правило, экспериментально калориметрированием и характеризует потери, происходящие в основном из-за отражения излучения холодной металлической поверхностью. Для уменьшения этих потерь при ЛТО применяют специальные поглощающие покрытия. Заметим, что при расплавлении поверхности металла отражение уменьшается.

Кроме отражения, потери могут происходить из-за экранирования излучения плазменным облаком, возникающим вследствие ионизации атмосферы, паров металла и разложившихся продуктов поглощающего покрытия. Потери в плазме зависят от плотности мощности излучения, рода металла, состава газовой атмосферы над поверхностью и др.

На эффективность поглощения лазерного излучения поверхностью металла существенное влияние оказывают длина волны излучения, расходимость излучения,

распределение плотности мощности в пятне нагрева, условия фокусировки и др. Это означает, что оптико-энергетические свойства лазерного излучения следует рассматривать в качестве параметров режима лазерной термообработки.

Для конкретного источника генерации, системы транспортирования и фокусировки лазерного излучения нужно задать эффективную тепловую мощность $P_{\text{эфф}}$ и характер ее распределения на обрабатываемой поверхности, т.е. однозначно задать источник нагрева.

Решения дифференциальных уравнений теплопроводности в линейной постановке приводят к аналитическим зависимостям, простым и удобным для инженерных расчетов. При этом принимается, что теплофизические свойства материала, такие как коэффициент теплопроводности λ_t и объемная теплоемкость c_v , а также коэффициент теплоотдачи с поверхностями α_t не зависят от температуры. Ряд решений в теории тепловых процессов при сварке, разработанной Н. Н. Рыкалиным, можно непосредственно использовать для анализа тепловых процессов при лазерной поверхностной обработке.

При расчете температур в зоне обработки по зависимостям, представленным ниже, следует использовать средние значения коэффициента теплопроводности λ_t теплоемкости c_v и температуропроводности α (табл. 2), обеспечивающие достаточную точность для инженерных расчетов. Указанные в таблице значения коэффициентов, взятых при $T_{\text{ср}}$, установлены на основании сопоставления опытных и расчетных данных.

При лазерной обработке поверхности сфокусированным излучением в виде отдельного импульса или непрерывного воздействия в течение короткого промежутка времени можно воспользоваться формулой для мгновенного сосредоточенного источника.

Таблица 2

Обрабатываемый материал	Средняя температура $T_{\text{ср.}}$, °C	Коэффициент теплопроводности λ_t , Дж/(см ³ ·K)	Объемная теплоемкость c_v , Дж/(см ³ ·K)	Коэффициент температуропроводности a , см ² /с
Низкоуглеродистые и низколегированные стали	500-600	0,38-0,42	4,9-5,2	0,075-0,09
Нержавеющие аустенитные стали	600	0,25-0,33	4,7-4,8	0,053-0,07
Медь	400	3,7-3,8	3,85-4,0	0,95-0,96
Латунь	350-400	1,17	3,45	0,34
Технический титан	700	0,17	2,8	0,06

Процесс распространения теплоты мгновенного сосредоточенного источника Q ,

выделившейся на поверхности полубесконечного тела в начальный момент времени $t=0$ в точке 0 (мгновенный точечный источник) выражается уравнением:

$$T(R,t) = \frac{2Q}{c\gamma(4\pi at)^{3/2}} e^{-\frac{R^2}{4at}} + T_0 \quad (7)$$

где T — температура в рассматриваемой точке с координатами x, y, z ; t — время, отсчитываемое с момента введения теплоты; $R^2 = x^2 + y^2 + z^2$ — квадрат расстояния от источника теплоты Q до рассматриваемой точки тела с координатами x, y, z ; $a = \lambda_T/c\gamma$ — коэффициент температуропроводности; T_0 — температура окружающей среды, т. е. начальная температура материала перед лазерной обработкой (в последующих формулах условно принимается $T_0 = 0$).

Теплоотдача с поверхности xOy не учитывается, так как ее влияние на тепловые процессы в полубесконечном теле несравненно меньше по сравнению с распространением теплоты в теле путем теплопроводности.

Из формулы (7) следует, что температура точек тела в любой момент времени t прямо пропорциональна количеству введенной теплоты (рис. 24, а).

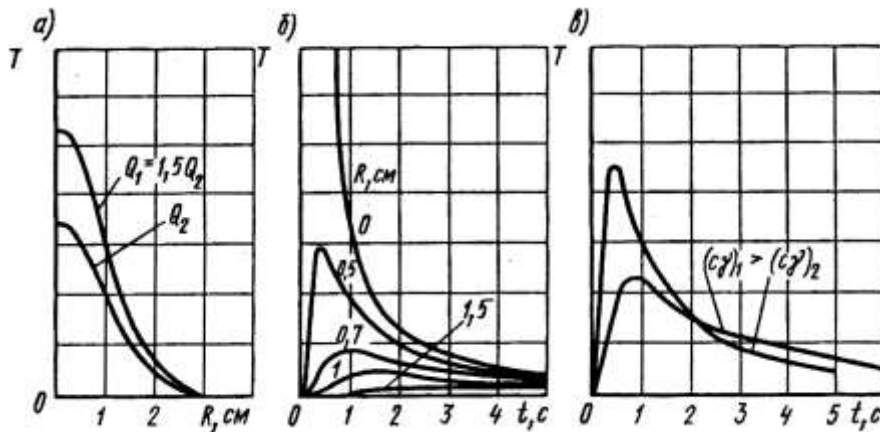


Рис. 24. Распределение температур в полубесконечном теле при действии мгновенного точечного источника: а — различное количество введенной теплоты Q ; б — различное расстояние R до точки 0; в — различная теплоемкость материала $c\gamma$

Характер изменения температуры в точках на различных расстояниях R от точки 0 одинаковый: повышение температуры на начальной стадии, достижение максимальных значений и последующее уменьшение (рис. 24, б). При этом в более удаленных точках максимальная температура имеет меньшее значение и достигается позднее. В точке 0, где приложен мгновенный источник теплоты, в начальный момент времени $t = 0$ расчетная температура стремится к бесконечности. Температуры всех точек полубесконечного тела с течением времени стремятся к нулю.

В материале, имеющем большее значение коэффициента теплопроводности λ_T при постоянной теплоемкости c_γ , распределение теплоты происходит интенсивнее. При этом максимальные значения температур в различных точках остаются одинаковыми, но в материале с большей теплопроводностью максимальные температуры достигаются быстрее.

Изменение теплоемкости c_γ при постоянной теплопроводности λ_T неоднозначно влияет на процесс распространения теплоты. Температура в различных точках тела уменьшается при одновременном замедлении процесса распространения теплоты. Это наглядно видно из сопоставления изменения температуры во времени в одной и той же точке тела при различных значениях теплоемкости c_γ (рис. 24, в).

При длительном действии точечного источника в течение произвольного времени t можно использовать принцип наложения температур, заключающийся в соответствующем интегрировании выражения (7) по времени t . Для этого представляют время действия непрерывного источника в виде совокупности бесконечно малых элементов dt' . Тогда в точке O за элемент времени dt' через t' с после начала действия выделится элементарное количество теплоты

$$dQ = q(t') dt \quad (8)$$

где $q(t')$ — функция изменения интенсивности источника во времени.

Элементарное; количество теплоты dQ (8), распространяясь в теле в течение времени $t - t'$, приводит к повышению температуры к моменту времени t , вычисляемому в соответствии с формулой (8)

$$dT(R, t-t') = \frac{2dQ}{c_\gamma[4\pi a(t-t')]^{3/2}} e^{-\frac{R^2}{4a(t-t')}} \quad (9)$$

Для определения температуры $T(R, t)$ в момент t при действии непрерывного точечного источника на поверхности тела необходимо проинтегрировать выражение (9) по времени t :

$$T(R; T) = \int_0^t dT(R; t-t') \quad (10)$$

Подставим (8) и (9) в интеграл (10). Тогда

$$T(R; t) = \int_0^t \frac{2q(t')dt}{c_\gamma[4\pi a(t-t')]^{3/2}} e^{-\frac{R^2}{4a(t-t')}} \quad (11)$$

Если на поверхности тела действует непрерывный точечный источник постоян-

ной интенсивности $q = \text{const}$, то выражение (11) можно проинтегрировать в аналитическом виде:

$$T(R; t) = \frac{q}{2\pi\lambda_{\delta}R} \left[1 - \hat{O}\left(\frac{R}{\sqrt{4at}}\right) \right] \quad (12)$$

где Φ — функция интеграла вероятности, представленная в справочниках. При достаточно длительном воздействии источника ($t \rightarrow \infty$) температуры всех точек тела устремляются к предельным значениям:

$$T_{\text{пр}} = T(R, \infty) = \frac{q}{2\pi\lambda_{\delta}R} \quad (13)$$

Предельные значения температуры обратно пропорциональны расстоянию R от источника теплоты. Температура на заданном расстоянии R прямо пропорциональна интенсивности источника теплоты q и обратно пропорциональна коэффициенту теплопроводности $\lambda_{\text{т}}$. Следует отметить, что температурное поле предельного состояния не зависит от теплоемкости материала c_{γ} .

Для расчета температур при импульсно-периодическом воздействии следует подставить в интеграл (11) функцию изменения интенсивности источника во времени с последующим численным интегрированием выражения.

Подобный принцип используется для вывода уравнений процесса распространения теплоты при движущемся непрерывнодействующем источнике. Соответствующие преобразования для произвольного времени действия подвижных источников сводятся к вычислению интеграла в численном виде. Однако для установившегося (квазистационарного) состояния, которое наступает как предельное при длительном действии подвижного источника, можно получить аналитические выражения.

Уравнение квазистационарного состояния процесса распространения теплоты точечного источника постоянной интенсивности q , движущегося с постоянной скоростью v по поверхности тела, имеет следующий вид:

$$T(R, l) = \frac{q}{2\pi\lambda_{\delta}R} e^{-\frac{vx}{2a} - \frac{vR}{2a}} \quad (14)$$

где R — пространственный радиус-вектор в подвижной системе координат, т. е. расстояние рассматриваемой точки A от начала O подвижной системы координат, связанной с движущимся источником нагрева (рис. 25, д); x — абсцисса точки A в подвижной системе координат.

Рассчитанное по формуле (14) температурное поле предельного состояния симметрично относительно оси Ox (рис. 25, а, б). Представленные на рис. 25, а изотер-

мы на поверхности xOy имеют вид овальных кривых. Перед источником теплоты изотермы стянуты, а за источником — раздвинуты.

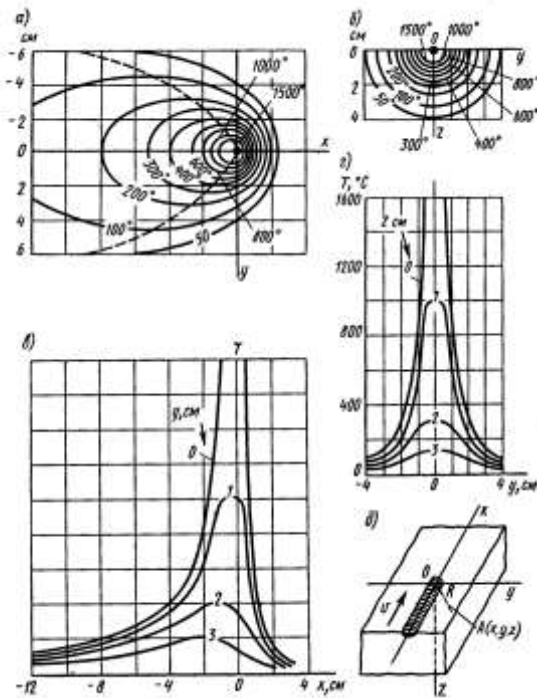


Рис. 25. Температурное поле предельного состояния при движении точечного источника по поверхности полубесконечного тела: $q = 4000 \text{ Вт}$, $v = 0,1 \text{ см/с}$, $a = 0,1 \text{ см}^2/\text{с}$, $\lambda_T = 0,4 \text{ Дж/см} \cdot \text{с} \cdot \text{град}$: а — изотермы на поверхности xOy ; б — изотермы в поперечной плоскости yOz , проходящей через центр источника теплоты; в — распределение температуры по прямым, параллельным оси Ox и расположенным на поверхности массивного тела; г — распределение температуры по прямым, параллельным оси Oy и лежащим в поперечной плоскости xOz ; д — схема расположения координатных осей

На стадии нагрева температуры возрастают быстрее, чем убывают на стадии охлаждения (рис. 25, в). На рис. 25, а пунктирная кривая проведена через точки с максимальными температурами. Эта кривая максимальных температур разделяет поверхность тела на область нагрева и область остывания.

В большинстве случаев технологические процессы лазерной обработки поверхности осуществляются с высокими скоростями, что является основанием для введения понятия так называемых мощных быстро движущихся источников. При этом расчетные формулы упрощаются: Считается, что тепловые потоки в направлении, параллельном оси Ox , незначительны по сравнению с тепловыми потоками в направлениях Oy и Oz .

В ряде случаев лазерная поверхностная обработка осуществляется не сфокусированным, а распределенным по поверхности излучением. Тогда вышеприведенные формулы для сосредоточенных источников дают погрешности при расчете температур, в особенности для точек вблизи источника нагрева. Наиболее распространенным законом изменения плотности мощности в сечении лазерного излучения в большинстве технологических лазеров является нормальное (гауссово) распределение. Соответственно этому тепловой источник нагрева на поверхности тела при воздействии подобного излучения также характеризуется нормальным распределением плотности потока (рис. 26)

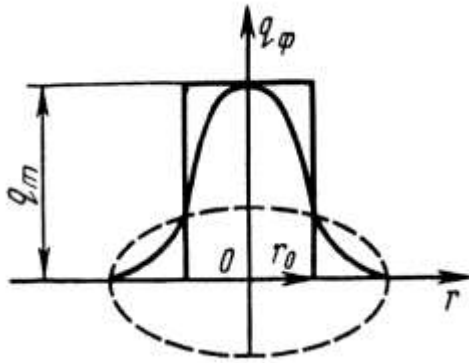


Рис. 26. Нормальное распределение плотности потока в радиальном направлении

лазерного излучения (см. рис. 24, б). Для импульсного режима, характеризуемого малым временем действия импульса $t \rightarrow \tau$, уравнение имеет следующий вид:

$$T(0, \tau) = 2q_\phi / (\lambda_\tau \sqrt{a\tau / \pi}) \quad (16)$$

3.3. Термическое воздействие на материал при лазерной поверхностной обработке

Рассмотренные ранее уравнения описывают температурные поля при действии на поверхности тела сосредоточенного или распределенного теплового потока, создаваемого падающим на поверхность лазерным излучением.

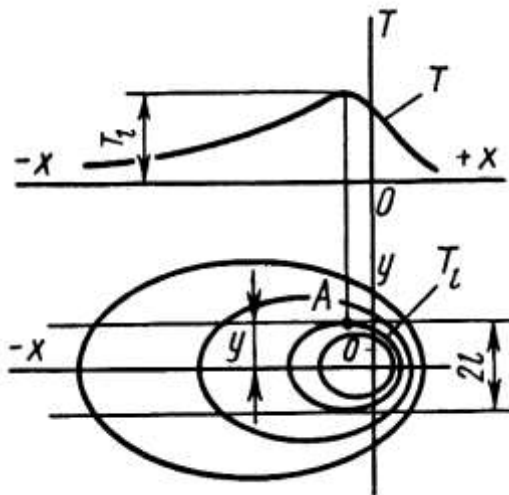


Рис. 27. Ширина зоны $2L$, нагревающейся выше температуры T_i

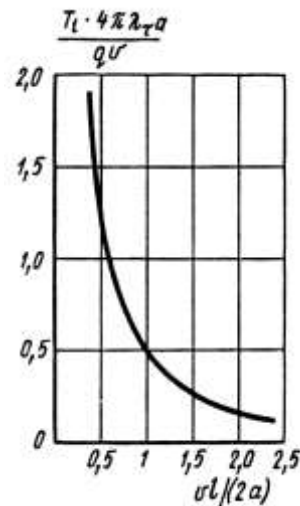


Рис. 28. Номограмма для определения ширины зоны нагрева при движущемся по поверхности полубесконечного тела точечном источнике теплоты

Практический интерес представляют расчетные оценки основных параметров лазерного нагрева, которые могут быть получены из представленных уравнений. Для

оценки термического влияния на обрабатываемый материал в ряде случаев необходимо определять размеры зоны 2, нагревавшейся выше заданной температуры T_1 в процессе лазерной поверхностной обработки (рис. 27), т. е. максимальную ширину изотермы T_1 . Координата точки А, определяющая полуширину изотермы, находится из условий, что точка А располагается на изотерме T_1 и в ней достигается максимальная температура на расстоянии $y = l$, т. е. $\partial T / \partial x = 0$. Решение уравнений для процесса распространения теплоты точечного источника постоянной интенсивности q , движущегося с постоянной скоростью v по поверхности массивного тела, представлено на рис. 28 в виде номограммы для определения ширины зоны термического влияния. По значениям параметров режима обработки q , v и свойств обрабатываемого материала, вычисляется значение $T_1 \cdot 4\pi\lambda \cdot a / (qv)$, а затем по номограмме определяется значение $vl / (2a)$ и таким образом находится ширина зоны нагрева $2l$ до заданной температуры T_1 .

Аналогично определяется ширина зоны термического влияния в случае мощного быстродвижущегося точечного источника теплоты на поверхности полубесконечного тела:

$$2l = \sqrt{\frac{8q}{\pi \epsilon \nu \sigma \gamma T_1}} \quad (17)$$

Для определения структуры и свойств металла при лазерной обработке необходимо знать изменение температуры в процессе нагрева и охлаждения в различных участках обрабатываемого тела, характеризующее термическими циклами.

При поверхностной лазерной обработке термические циклы точек, расположенных на более удаленных расстояниях от оси движения источника теплоты, характеризуются меньшими скоростями нагрева, значениям» максимальных температур и скоростями охлаждения.

Представляет интерес возможность их количественного определения.

Максимальная температура определяется из условия равенства нулю первой производной температуры по времени или по расстоянию. Для мощного быстродвижущегося точечного источника на поверхности массивного тела (16) получено аналитическое выражение максимальной температуры:

$$T_{\max} = \frac{2q}{\pi \epsilon \nu \sigma \gamma (y_0^2 + z_0^2)} \quad (18)$$

Мгновенные скорости нагрева и охлаждения представляют собой первые производные температуры по времени: $\omega = \partial T / \partial t$. В общем случае, если имеются аналитические выражения температурного поля, достаточно вычислить изменение температуры в интересующей точке в различные моменты времени и определить скорость изме-

нения температуры численным дифференцированием.

Для точек, расположенных на оси перемещения мощного быстродвижущегося источника по поверхности массивного тела, получено аналитическое выражение для вычисления скорости охлаждения

$$\omega = -2\pi\lambda_{\tau}T^2/q \quad (19)$$

Знак «минус» означает, что рассматривается охлаждение материала.

Для последующего определения температурного поля, возникающего в процессе лазерной обработки, используют уравнения теплопроводности твердого тела. Широко известность приобрели аналитические выражения, являющиеся прямыми решениями уравнения теплопроводности для простых случаев, когда принимают теплофизические свойства материала не зависящими от температуры и вводят некоторые другие упрощения. При этом нелинейное уравнение теплопроводности приводится к линейному виду, что позволяет получать аналитические решения, широко применяющиеся для прикидочных расчетов. Сопоставление результатов аналитических решений с экспериментальными данными показывает, что удовлетворительное их совпадение имеет место при нагреве до невысоких температур, например, в сталях до $t \leq 400-600^\circ\text{C}$. Поэтому при высоких температурах следует переходить к решению нелинейных дифференциальных уравнений теплопроводности. Важное значение при этом приобретают приближенные методы решения задач нелинейной теплопроводности, среди которых широкими возможностями и универсальностью обладают численные методы в сочетании с ЭВМ.

3.4. Лазерные технологические установки для поверхностной обработки.

Из разнообразных типов оптических квантовых генераторов, часто называемых просто лазерами, для обработки материалов в основном используются твердотельные и газовые лазеры. В твердотельных лазерах генерация излучения осуществляется в твердом активном элементе, в качестве которого используются стержни из кристалла искусственного рубина, стекла с примесью редкоземельного элемента неодима (Ст-Nd) или иттрий-алюминиевого граната с добавкой неодима (ИАГ-Nd). В газовых лазерах в качестве активной среды используются различные газы и смеси газов. Наиболее распространены газовые лазеры на диоксиде углерода CO_2 .

Указанные типы лазеров обладают большой выходной мощностью, относительно высоким КПД, стабильностью параметров излучения и в связи с этим находят все большее применение в промышленности. Различают технологические лазеры импульсно-периодического и непрерывного режима генерации излучения.

Твердотельные лазеры с активным элементом в виде рубинового стержня обычно работают в импульсно-периодическом режиме излучения с длительностью им-

пульсов $\tau \sim 10^{-3} - 10^{-9}$ с на длине волны $\lambda = 0,69$ мкм. Энергия излучения в импульсе составляет $E = 10^{-2} - 10^3$ Дж при максимальной частоте повторения импульсов $F = 10$ Гц.

В лазерах Ст-Nd и ИАГ-Nd активный элемент представляет собой кристаллическое (иттрий-алюминиевый гранат) или аморфное (стекло) вещество, в которое путем легирования введены примесные ионы Nd^{3+} , генерирующие лазерное излучение.

Твердотельные лазеры с использованием неодима генерируют излучение на длине волны $\lambda = 1,06$ мкм, но отличаются высокими (до 10^7 Вт) значениями мощности излучения в импульсе при импульсно-периодическом режиме генерации. Частотный режим работы современных твердотельных неодимовых лазеров изменяется в пределах $(0,05 - 50,0) \cdot 10^3$ Гц, сохраняя среднюю мощность 20 - 50 Вт при весьма высоком для твердотельных лазеров электрооптическом КПД, равном 4 - 7%. При низких частотах (0,1 - 1,0 Гц) эти лазеры способны генерировать энергию в десятки джоулей в импульсе при длительности импульса порядка 100 мкс.

Отличительной особенностью твердотельных лазеров на иттрий-алюминиевом гранате является возможность генерации излучения не только в импульсно-периодическом, но и в непрерывном режиме.

Однако средняя мощность излучения даже лучших твердотельных лазеров ограничена малыми линейными размерами синтетических кристаллов и низкой теплопроводностью, затрудняющей охлаждение активных элементов.

В лазерной обработке материалов наступил новый перспективный этап в связи с созданием газовых лазеров, способных развивать в настоящее время большую среднюю мощность в непрерывном и импульсно-периодическом режимах генерации.

В газовых лазерах активной средой является чистый газ, смесь нескольких газов или смесь газа с парами металла, возбуждаемые электрическим разрядом, при протекании химических реакций, либо в процессе адиабатного истечения нагретого газа через сверхзвуковое сопло. В соответствии с этим различают газовые лазеры электроразрядные, химические и газодинамические.

Химические лазеры на уровне современных представлений сложны в эксплуатации и пока не находят широкого технологического применения. Аналогичным образом не применяются для обработки материалов в настоящее время и газодинамические лазеры, имеющие низкий КПД (0,1 – 1%).

3.5. Фазовые и структурные превращения в сплавах при лазерной термообработке

3.5.1. Особенности фазовых переходов железоуглеродистых сплавов

Изучение закономерностей формирования структуры при лазерной термообра-

ботке является важным вопросом, поскольку разные сплавы и стали после одинаковых термических циклов обработки могут иметь противоположные свойства, а именно: упрочняться и разупрочняться, иметь разную величину и знак остаточных напряжений и деформаций и т. д.

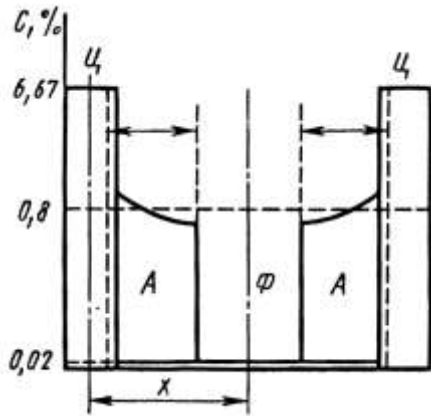


Рис. 29. Схема образования аустенита в перлитной стали

При лазерной закалке без оплавления очень важной является фаза нагрева, так как в процессе последующего скоростного охлаждения фиксируются стадии превращений при нагреве. При нагреве сплавов железа в точке A_{C1} начинается превращение перлита в аустенит. Наиболее вероятным местом зарождения аустенита в перлитной стали является граница между ферритом и цементитом. После образования зародыша аустенита идет превращение феррита в аустенит, которое происходит в условиях медленного нагрева путем диффузионной

перестройки кристаллической решетки ОЦК в решетку ГЦК, т. е. идет полиморфное превращение и граница «аустенит — феррит» смещается к центру ферритной фазы (рис. 29). Одновременно с этим идет растворение цементита и граница «аустенит — цементит» смещается к центру цементной фазы.

Процесс перестройки решеток сопровождается концентрационным перераспределением углерода за счет диффузии его в аустените от границы с цементитом к границе с ферритом. После соприкосновения кристаллов аустенита друг с другом, растущих навстречу от двух цементитных пластин, рост прекращается и далее происходит выравнивание концентрации углерода в аустените, т. е. гомогенизация. При медленном нагреве превращение перлита в аустенит идет при постоянной температуре, поскольку требуется энергия на перестройку кристаллической решетки, и на кривой нагрева точка A_{C1} выражена в виде горизонтальной площадки. Кинетика формирования аустенита в этом случае может быть описана уравнением А. Н. Колмогорова

$$V(t) = V_0 \left\{ 1 - \exp \left[- \int_0^t G(\tau) \varphi(\tau) d\tau \right] \right\} \quad (20)$$

где $V(t)$ — объем аустенита в момент времени t ; V_0 — исходный объем аустенита; $G(\tau)$ — скорость роста зародышей аустенита; $\varphi(\tau)$ — объем, занятый зародышем аустенита в момент τ .

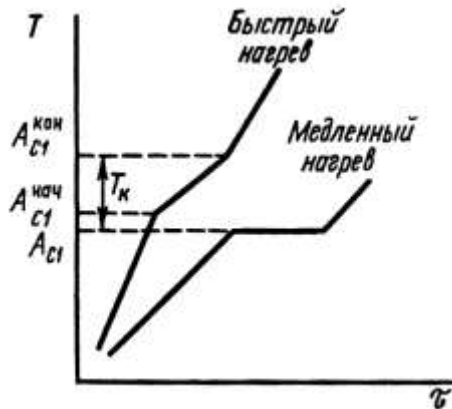


Рис. 30. Схема сдвига критической точки A_{C1} при высоких скоростях нагрева

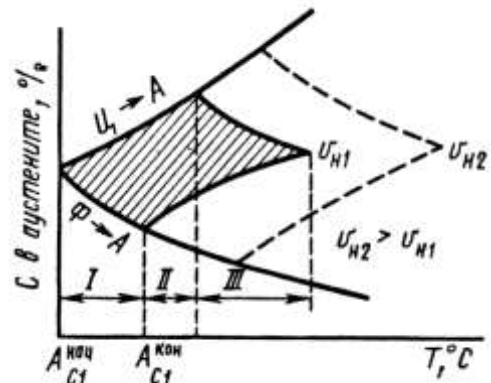


Рис. 31. Изменение концентрации углерода в аустените на разных стадиях аустенизации перлитной стали при различных скоростях нагрева

При высокоскоростном лазерном нагреве процесс образования аустенита изменяется. Подводимая тепловая энергия превосходит энергию, необходимую для перестройки кристаллической решетки, а сама перестройка идет с некоторой конечной скоростью. Это приводит к тому, что превращение протекает не изотермически, а в некотором интервале температур от $A_{C1}^{\text{нач}}$ до $A_{C1}^{\text{кон}}$ (см. рис. 30). Тогда говорят о сдвиге критической точки A_{C1} в область высоких температур, подразумевая при этом смещение конца аустенитного превращения на величину T_K . Аналитическая зависимость для расчета этого сдвига получена Ю. Я. Мешковым с использованием уравнения А. Н. Колмогорова (20):

$$T_K = \left(\frac{3K^2 x^2}{4D} \right)^{1/3} v_H^{1/3} \quad (21)$$

где D — коэффициент диффузии углерода в аустените; v_H — скорость нагрева; x — структурный фактор, т. е. половина расстояния между соседними центрами кристаллизации аустенита (рис. 29), K — параметр диаграммы состояния (для сталей $K=110$).

Сдвиг критических точек в зависимости от скорости нагрева, исходной структуры и химического состава стали находится обычно в интервале 50-200°C. На величину T_K кроме факторов, фигурирующих в формуле (19), оказывает влияние состояние исходной структуры и форма цементита в перлите. Так, в стали с зернистым перлитом сдвиг точки A_{C1} , больше, чем в стали с пластинчатым перлитом. Поэтому расчет по формуле (19) является весьма приближенным.

Отметим, что в условиях скоростного нагрева превращение $\Phi \rightarrow A$ (феррит \rightarrow аустенит) заканчивается при более низкой температуре, чем превращение $\psi \rightarrow A$ (цементит \rightarrow аустенит) (рис. 31). При этом можно выделить три стадии аустенизации: Φ

$\rightarrow A(I)$, $C \rightarrow A(II)$ и гомогенизацию (III), т. е. диффузионное выравнивание концентрации углерода в аустените. С увеличением скорости нагрева завершение этих стадий смещается в область высоких температур, а перепад концентрации углерода между бывшими цементитными и ферритными участками увеличивается.

Если за точку A_{C1} принять окончание процесса превращения $\Phi \rightarrow A$, тогда очевидно в эвтектоидной стали процесс растворения цементита заканчивается при еще большей температуре (см. рис. 31).

Рассмотрим процесс образования аустенита в доэвтектоидной стали. При медленном нагреве при температуре точки A_{C1} протекает изотермическое превращение перлита в аустенит. После окончания превращения $P \rightarrow A$ (перлит \rightarrow аустенит) при дальнейшем повышении температуры от точки A_{C1} до A_{C3} идет превращение избыточного феррита в аустенит. При этом зародыши аустенита образуются на границе бывшего зерна перлита с избыточным ферритом. Далее идет рост аустенита к центру зерна феррита путем диффузионной перестройки решетки ОЦК в решетку ГЦК с диффузионным перемещением углерода в аустените от границы с бывшим перлитом к границе с ферритом. Равновесные концентрации углерода на границах изменяются по линиям GS и GP диаграммы железо — углерод. Заканчивается перестройка кристаллической решетки в точке A_{C3} .

При лазерном нагреве сталей из-за высокой скорости нагрева превращение $P \rightarrow A$ идет в интервале температур $A_{C1}^{\text{н}} - A_{C1}^{\text{н}}$. Следовательно, превращение избыточного феррита в аустенит и превращение перлита в аустенит могут идти одновременно и автономно. При высоких скоростях нагрева образование зародышей аустенита может происходить не только на границах зерен феррита, но и в самих ферритных зернах по границам блоков. Это становится возможным потому, что с увеличением скорости нагрева увеличивается перегрев, снижается критический размер зародыша, который может стать меньше ширины границ блоков. Ввиду того, что во всех случаях размер зерен избыточного феррита больше размера феррита в перлите, превращение перлитного феррита заканчивается раньше, чем избыточного. Растворение же цементита в перлите идет медленнее $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, цементит может сохраняться нерастворенным даже после превращения избыточного феррита. Тогда при скоростном нагреве возможно изменение последовательности превращения структурных составляющих: сначала заканчивается превращение $\Phi \rightarrow A$, а затем $P \rightarrow A$.

Высокая скорость нагрева приводит к тому, что диффузионные процессы перестройки решетки ОЦК избыточного феррита в ГЦК-решетку аустенита, могут не успевать заканчиваться на линии GS диаграммы железо — углерод и тогда имеет место

сдвиг точки A_{C3} в область высоких температур.

Формально величина сдвига точки A_{C3} может быть определена с учетом того, что для полного роста аустенитного зерна фронт аустенита должен продвинуться на расстояние, равное половине размера зерна избыточного феррита. Отсюда следует, что с увеличением скорости нагрева температура T_k увеличивается. Однако нужно учесть, что с ростом скорости нагрева и со смещением в высокотемпературную область могут изменяться механизмы $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения.

Прежде всего перестройка кристаллической решетки может осуществляться без концентрационного перераспределения углерода, т. е. возможно чисто полиморфное превращение. Кроме того, при высокой скорости нагрева не исключена возможность протекания $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения по мартенситному механизму. Эти соображения ведут к заключению, что в действительности величина сдвига точки A_{C3} существенно меньше, чем определенная по формуле (19).

После завершения $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения следует выравнивание концентрации углерода за счет его диффузии из бывших перлитных зерен в бывшие ферритные. Этот процесс завершается при еще большей температуре, чем температура точки A_{C3} , и завершение его также определяется скоростью нагрева. В дальнейшем будет показано, что выравнивание концентрации, т. е. гомогенизация, оказывает решающее влияние на процесс получения структуры полной закалки после охлаждения в доэвтектоидной стали.

В заэвтектоидной стали при медленном нагреве в точке A_{C1} протекает изотермическое превращение $P \rightarrow A$, а в интервале температур $A_{C1}-A_{Cm}$ идет растворение вторичного цементита, которое сопровождается диффузией углерода от вторичного цементита к центру аустенитного зерна, образовавшегося на месте бывшего перлита.

При быстром нагреве превращение $P \rightarrow A$ также идет в интервале температур $A_{C1}^{\hat{a}} -$

$A_{n1}^{\hat{a}}$ и одновременно с этим протекает растворение вторичного цементита. Поскольку превращение перлитного феррита идет быстрее, чем растворение цементита, в том числе и вторичного, то в этой стали трудно ожидать изменения последовательности превращения структурных составляющих, как в доэвтектоидной стали. Растворение вторичного цементита и гомогенизация аустенита может не успевать происходить до конца при нагреве до высоких температур. Тогда в силу того, что цементит находится в контакте с аустенитом, при нагреве до температуры линии EF диаграммы железо — углерод (1147°C) возможно протекание обратной эвтектической реакции. Это может приводить к микрооплавлению поверхности при лазерной обработке.

Таким образом, в условиях скоростного лазерного нагрева железоуглеродистых сплавов могут иметь место такие эффекты, как протекание превращения $\Pi \rightarrow A$ не изотермически, а в интервале температур (область 1, рис. 32), сдвиг критической точки A_{C3} в область высоких температур (область 2), смещение точки A_{Cm} и обусловленное этим микроплавление границы цементита с аустенитом (область 3). Во всех случаях процесс диффузионного перераспределения углерода в аустените, т. е. гомогенизация аустенита, смещается в область еще более высоких температур.

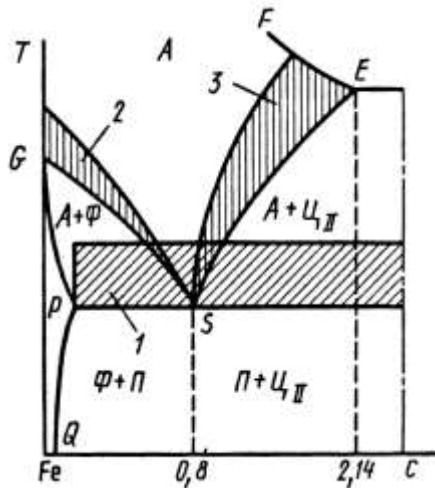


Рис. 32. Участок диаграммы железо — углерод с особенностями структурных превращений при высокоскоростном нагреве

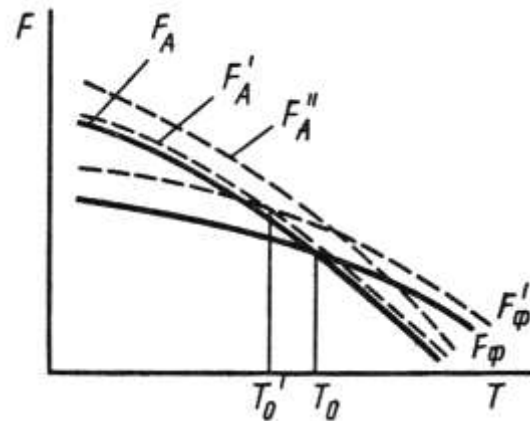


Рис. 33. Температурные зависимости свободной энергии недеформированных феррита и аустенита (F_ϕ , F_A) и деформированных феррита и аустенита (F'_ϕ , F'_A , F''_A)

Кроме сдвига критических точек высокая скорость нагрева вызывает смещение температуры рекристаллизации деформированного сплава. Так, для железа, деформированного на 60% при увеличении скорости нагрева от нескольких сотен градусов в минуту до 500-650 град/с, температура рекристаллизации повышается от 500°C до 700-900°C. При этом имеет место изменение последовательности стадий рекристаллизации: при ускорении нагрева не успевает происходить полигонизация и процесс начинается сразу с первичной рекристаллизации. С увеличением скорости нагрева температура рекристаллизации смещается в область высоких температур более интенсивно, чем температура точки A_{C1} .

Можно предположить, что существует некоторая критическая скорость нагрева, ниже которой рекристаллизация протекает до завершения превращения $\Pi \rightarrow A$, а выше этой скорости рекристаллизация протекает после завершения превращения $\Pi \rightarrow A$. При сверхвысоких скоростях нагрева рекристаллизация может не происходить вплоть до температуры плавления.

Известно, что в деформированной стали может иметь место понижение температуры фазового превращения (T) от T_0 до T'_0 при нагреве, что следует из рассмотре-

ния температурных зависимостей свободных энергий деформированных и недеформированных фаз (рис. 33). Снижение температуры фазового перехода в деформированной стали будет в том случае, если аустенит наследует только часть дефектов феррита, т. е. при невысокой скорости нагрева. Тогда рекристаллизация протекает до завершения фазового перехода и температурная зависимость свободной энергии аустенита определяется кривой F'_A . При сверхвысоких скоростях нагрева, когда рекристаллизация в феррите происходить не успевает, аустенит наследует все дефекты феррита и температурная зависимость свободной энергии аустенита определяется кривой F''_A , снижения температуры фазового превращения в деформированной стали не происходит.

При лазерном нагреве закаленной или низкоотпущенной стали формирование аустенита существенно изменяется. Мартенсит сначала распадается на высокодисперсную феррито-карбидную смесь, которая затем превращается в аустенит. Возможен также такой случай, когда при значительном увеличении скорости нагрева распад мартенсита на феррито-цементитную смесь не происходит и аустенитные зерна зарождаются в мартенситной структуре в местах наибольшего скопления дислокаций. Рост зерен аустенита в этих случаях идет без концентрационного перераспределения углерода. Сдвиг точки A_{C1} можно определить по формуле (26) с учетом того, что параметр x равен половине расстояния между соседними скоплениями дислокаций, где зарождается аустенит. Тогда $x \sim \sqrt{10/(pd)}$, где pd — плотность дислокаций, см^{-2} . Очевидно, что величина сдвига T_k значительно меньше, чем в перлитной стали. Поскольку в этом случае нет крупных зерен избыточных фаз, то точки A_{C3} и A_{Cm} по существу отсутствуют, а процесс гомогенизации аустенита завершается очень быстро после $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения.

3.5.2. Особенности образования структур в сталях при лазерном нагреве

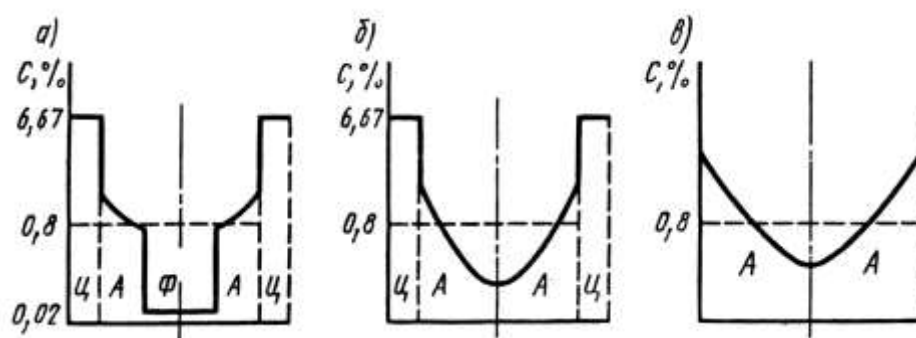


Рис. 34. Неоднородности структуры в эвтектоидной стали

В результате лазерного нагрева в сталях формируется структура, особенности

которой обусловлены степенью завершенности процесса аустенитизации при нагреве. Завершенность процесса аустенитизации определяется скоростью и температурой нагрева, временем воздействия, исходной структурой.

Прежде всего при достаточно высокой температуре или при относительно большом времени воздействия возможно формирование однородного аустенита. При уменьшении температуры нагрева и времени воздействия в результате повышения критических точек и замедления процесса гомогенизации аустенит в стали отличается большой неоднородностью, особенно по углероду. Неоднородность структуры усиливается тем, что кроме аустенита при высокой температуре в стали возможно существование нерастворившихся карбидов.

Рассмотрим некоторые виды неоднородностей, которые могут быть в той или иной части зоны лазерного воздействия сталей.

В эвтектоидной стали в зависимости от завершенности трех стадий аустенитизации (рис. 34) возможны неоднородности, обусловленные: 1) неполным превращением $\Phi \rightarrow A$; 2) неполным растворением цементита; 3) неполным выравниванием концентрации углерода в аустените. В первом случае в нагретом состоянии в стали имеются три фазы: цементит, аустенит и феррит. Наблюдается большой перепад по концентрации углерода между этими фазами (рис. 34, а). Во втором случае имеются цементит и аустенит с достаточно большой неоднородностью по углероду (рис. 34, б). В третьем случае имеется одна фаза — аустенит с неодинаковым содержанием углерода на разных участках (рис. 34, в).

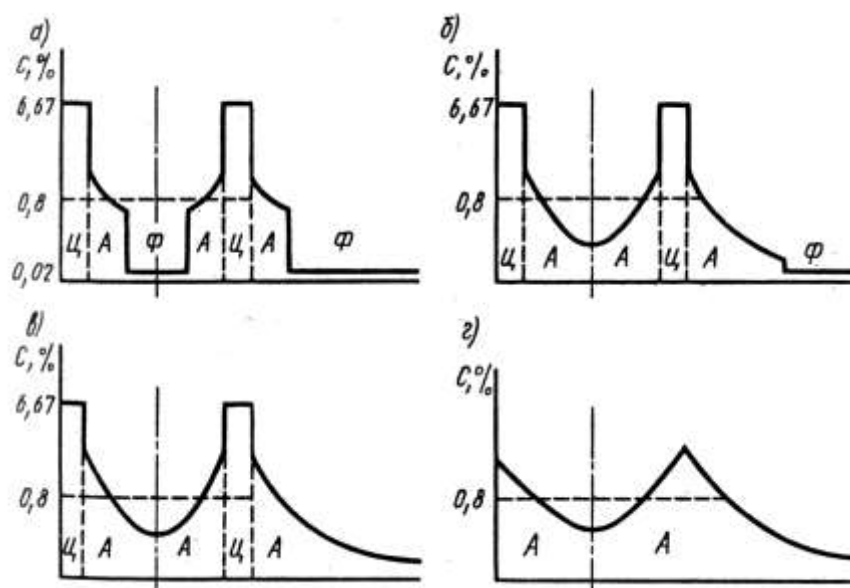


Рис. 35. Неоднородности структуры в доэвтектоидной стали

Заметим, что речь идет о субмикронеоднородности, поскольку межпластиночное расстояние в перлитной стали составляет 0,25-0,6 мкм, и третий случай неоднородности

родности зафиксировать сложно ввиду большой скорости выравнивания концентрации на таком расстоянии. В доэвтектоидной стали неоднородность имеется не только внутри бывшего зерна перлита, но и между бывшими перлитными и ферритными участками. Эти случаи показаны на рис. 35, а-г. При неполном превращении $\Phi \rightarrow A$ в перлите и избыточном феррите имеется наибольшая неоднородность по фазовому составу и концентрации углерода. В нагретом состоянии в стали существуют цементит, аустенит и феррит (рис. 35, а). Возможен случай, когда превращение $\Phi \rightarrow A$ завершено в пределах бывшего зерна перлита, а превращение избыточного феррита не завершено (рис. 35, б). При завершении превращения $\Phi \rightarrow A$ и нерастворении цементита (случай изменения последовательности структурных превращений) в сталях имеются две фазы — цементит и аустенит (рис. 35, в). После полного растворения цементита имеется неравномерность по углероду между бывшими ферритными и перлитными участками (рис. 35, г).

В заэвтектоидной стали при незавершении превращения $\Phi \rightarrow A$ имеется наибольшая неоднородность и присутствуют фазы: цементит, аустенит и феррит. До растворения перлитного цементита перепад по концентрации углерода имеется лишь в пределах бывшего перлитного зерна, а после его растворения имеет место перепад по концентрации углерода между бывшим перлитным зерном и избыточным цементитом.

Как уже отмечалось, в условиях сверхвысоких скоростей нагрева возможно изменение механизмов превращения $\Phi \rightarrow A$, т. е. возможно полиморфное превращение без концентрационного перераспределения углерода или превращение по мартенситному механизму. Тогда превращение $\Phi \rightarrow A$ может завершаться во всех случаях и на рис. 34, 35 на месте феррита можно обозначить аустенит, но схема распределения содержания углерода по участкам принципиально не изменяется.

Кроме скорости нагрева, степень неоднородности зависит от дисперсности исходной структуры: чем мельче структура, тем меньше неоднородность аустенита. Ввиду этого в закаленной или низкоотпущенной стали может иметь место лишь концентрационная неоднородность аустенита, да и то в чрезвычайно ограниченной области, которую экспериментально зафиксировать сложно.

Достаточно сложным является вопрос о размере зерна аустенита после лазерного нагрева. Известно, что увеличение скорости нагрева способствует получению в стали более мелкого зерна. Так, если после печного нагрева аустенитное зерно имеет 7-10-й балл (площади зерна 250-1000 мкм²), то после индукционного нагрева в интервале скоростей 100-1000 К/с зерно измельчается в 15-30 раз до 11-14-го балла (8-60 мкм²). В результате обычно увеличивается прочность и пластичность стали, снижается

чувствительность к концентраторам напряжений. Из мелкозернистого аустенита после закалки образуется мелкодисперсный мартенсит, и в ряде случаев можно применять в эксплуатации неотпущенные стали с повышенной твердостью поверхности 61-65 HRC.

Получению мелкого начального зерна аустенита при лазерном нагреве способствует увеличение числа зародышей аустенитных зерен. Это обусловлено тем, что с увеличением степени перегрева резко уменьшается критический размер зародышей и зерна аустенита начинают образовываться не только на границах зерен феррита, но и на границах блоков и дефектов кристаллической решетки, а количество дефектов больше вследствие замедления процессов рекристаллизации.

Однако процесс формирования аустенита осложняется эффектами восстановления формы и размеров зерна. Известно, что ферритные зерна при комнатной температуре имеют общую кристаллографическую ориентировку в пределах бывшего аустенитного зерна, которая условно обозначена на рис. 36 стрелками. При медленном нагреве (100K/мин) процессы рекристаллизации и полигонизации приводят к нарушению общности ориентировки зерен феррита, вследствие чего после превращения $\Phi \rightarrow A$ в пределах бывшего аустенита образуются несколько зерен аустенита, по-разному ориентированных друг к другу и имеющих четкие границы раздела (рис. 36, а).

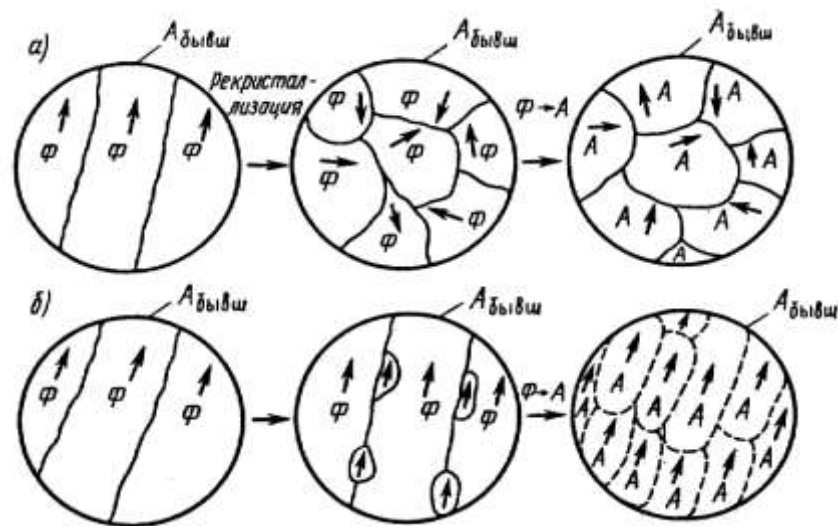


Рис.36. Схема формирования аустенита из ферритных зерен, одинаково ориентированных в бывшем аустените при медленном (а) и быстром (б) нагреве

В этом случае зерно не восстанавливается, а происходит лишь структурная перекристаллизация. При увеличении скорости нагрева до начала превращения $\Phi \rightarrow A$ процессы рекристаллизации и полигонизации происходить не успевают, а ферритные зерна сохраняют общую ориентировку. В результате образующиеся мелкие зерна аустенита также имеют общую ориентировку в пределах бывшего зерна аустенита (рис. 36, б). Граница между одинаково ориентированными зернами аустенита проявляется слабо, а четко фиксируется только граница бывшего аустенита. В этом случае го-

ворят о восстановлении зерна, т. е. об отсутствии его измельчения по сравнению с предыдущим нагревом в аустенитную область. Таким образом, увеличение скорости нагрева может не приводить к измельчению зерна аустенита.

После завершения фазовых превращений в процессе дальнейшего нагрева и даже охлаждения идет рост аустенитного зерна. Росту зерна активно препятствуют карбидные частицы, которые при лазерном нагреве сохраняются до высоких температур. Размер действительного зерна аустенита, т. е. такого, которое образуется в результате всего термического цикла, зависит от соотношения таких факторов, как температура и время выдержки при этой температуре.

Лазерная обработка отличается малым временем воздействия, вследствие чего не успевает происходить движение границ на большое расстояние и укрупнение зерна, как при обычном нагреве. Однако процесс лазерной обработки с целью получения достаточной глубины слоя ведут с нагревом до максимально возможной температуры, вплоть до температуры плавления. Поэтому получить сверхмелкое зерно аустенита при этом не удастся.

Кроме вышесказанного, следует отметить, что аустенит, полученный при лазерном нагреве, отличается повышенным количеством дефектов, что приводит к его упрочнению. Повышение количества дефектов может быть обусловлено как наследованием их из α -фазы, так и образованием вследствие усиления эффекта фазового наклепа при превращении в условиях высокой скорости нагрева.

3.5.3. Влияние высоких скоростей охлаждения на формирование структуры в сплавах

Рассмотрим закономерности формирования структуры при высоких скоростях охлаждения, т. е. при лазерной закалке, так как этот процесс получил наибольшее распространение.

Для получения мартенсита в сплавах железа в интервале минимальной устойчивости аустенита (400-600°C) должна быть обеспечена скорость охлаждения больше критической, которая для большинства сплавов железа находится в интервале 50-200 К/с. Многократное увеличение скорости охлаждения не приводит к формированию новых фаз и структур — при лазерном термоупрочнении в стали имеются те же фазы и структуры, что и при обычной закалке: мартенсит, цементит (карбиды), остаточный аустенит. Однако высокая скорость охлаждения приводит к тому, что после охлаждения имеется большая неоднородность структуры, что связано с неомогенностью аустенита. Неоднородность в перлите (см. рис. 34, а) может привести после охлаждения к снижению твердости стали. В случае неоднородности (см. рис. 34, б) рядом с мартенситом сохраняются цементитные пластины. Повышенная концентрация углеро-

да около цементитных пластин приводит к образованию в этих местах остаточного аустенита.

В целом мартенсит наследует полосчатость структуры. Неоднородности, показанные на рис. 35, а, б приводят, кроме того, к сохранению в стали после охлаждения избыточных фаз исходной структуры: феррита в доэвтектоидной стали и цементита (карбидов) в заэвтектоидной.

Как известно, для устранения образования феррита в доэвтектоидной стали при скоростной закалке температуру нагрева повышают значительно выше линии GS на диаграмме железо — углерод и это повышение тем больше, чем больше скорость нагрева. Зная температуру получения однородного мартенсита для одной скорости нагрева v , температуру закалки T_1 для другой скорости нагрева v_1 можно рассчитать по формуле, выведенной из теории подобия:

$$T_1^2 e^{-1/(kT_1)} = T_2^2 n_v e^{-1/(kT)} \quad (22)$$

где $n_v = v_1/v$; k — постоянная Больцмана. При большой неомогенности аустенита в доэвтектоидной стали устойчивости аустенитных участков с разным содержанием углерода при охлаждении неодинакова. Минимальной устойчивостью обладает аустенит с малым содержанием углерода. Это можно представить в виде смещения С-кривых на диаграммах распада аустенита для разных участков (рис. 37). На участке с малым содержанием углерода возможно образование ферритно-цементитной структуры. В то же время при такой же скорости охлаждения на участке с повышенным содержанием углерода при охлаждении образуется мартенситная структура.

Неоднородность, показанная на рис. 35, в, может привести к формированию локальных включений остаточного аустенита.

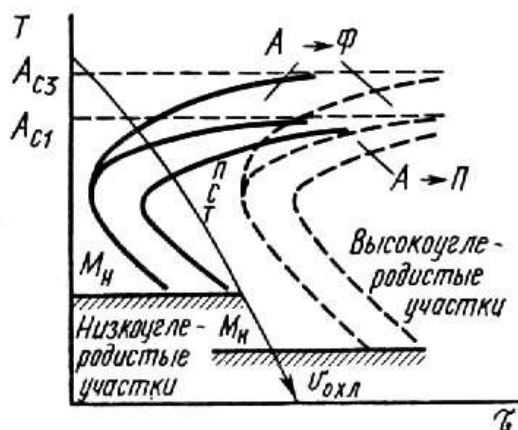


Рис. 37. Диаграммы распада неомогенного аустенита в доэвтектоидной стали

В общем случае, большая скорость охлаждения приводит к повышенной дефектности структур, так как усиливается фазовый наклеп, замедляются процессы

отдыха и рекристаллизации и более полно наследуются дефекты γ -фазы. При этом происходит измельчение блоков, увеличение плотности дислокаций и рост напряжений в кристаллической решетке (табл. 2). Нужно отметить, что

эти изменения в кристаллической решетке могут происходить не только в сплавах же-

леза с мартенситным превращением, но и в цветных сплавах и в чистых металлах вследствие больших градиентов температуры. Образующийся при этом мартенсит более дисперсный, чем при обычной закалке. Например в стали У8 после обычной закалки длина игл мартенсита составляет 7-10 мкм, а после лазерной — всего 2-3 мкм.

Все эти особенности приводят к тому, что микротвердость сплавов после лазерной закалки выше, чем после обычных видов закалки (для сталей на 1000-2000 МПа). Однако многое зависит от режимов обработки, так как при небольшой скорости лазерной обработки сталь может иметь такую же твердость, как и после обычной закалки,

3.5.4. Изменение структуры и свойств при закалке с плавлением поверхности

При лазерной термообработке с оплавлением поверхности конечная структура формируется на стадии охлаждения расплавленного металла. При этом наибольший интерес представляет возможность достижения высоких и сверхвысоких скоростей охлаждения для расплавленного металла, так как в этом случае имеет место закалка из жидкой фазы.

Размер и форма зерен. Скорость охлаждения оказывает большое влияние на строение, структуру и свойства затвердевшего сплава.

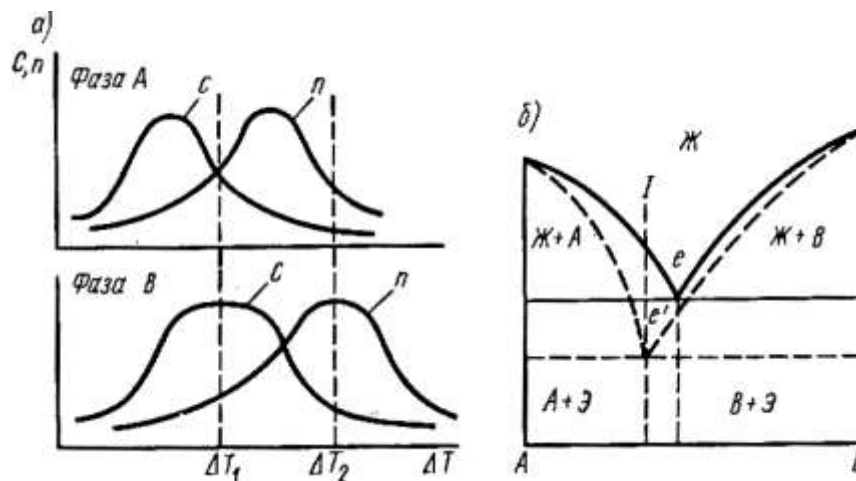


Рис. 38. Схема образования квазиэвтектики при большой переохлаждаемости фазы А по сравнению с фазой В: а — изменение параметров кристаллизации фаз; б — видоизменение диаграммы состояния

Прежде всего, при большой скорости охлаждения размер зерен уменьшается, хотя однозначную связь здесь установить трудно. Это обусловлено тем, что оба основных параметра кристаллизации — скорость роста кристаллов C и число образовавшихся зародышей n имеют сложную зависимость от переохлаждения ΔT , т. е. от разности между температурой равновесного ликвидуса и действительной температурой кристаллизации (рис. 38, а). Известно, что переохлаждение значительно увеличи-

вается при увеличении скорости охлаждения. Так, например, в сплавах алюминия увеличение скорости охлаждения от 10^4 до 10^6 К/с приводит к увеличению переохлаждения ΔT от 100 до 300-350 К. При таких значениях ΔT_1 , как правило, зависимость C от ΔT имеет максимум или уменьшается, тогда как зависимость n от ΔT при тех же значениях ΔT начинает расти. В результате увеличение скорости охлаждения до вышеуказанного интервала может приводить к увеличению размера зерна, а в указанном интервале — к уменьшению размера зерна вследствие интенсивного увеличения числа зародышей. В целом размер зерна связан с параметрами кристаллизации следующим образом:

$$d = 1,1 \left(\frac{C}{n} \right)^{3/4}$$

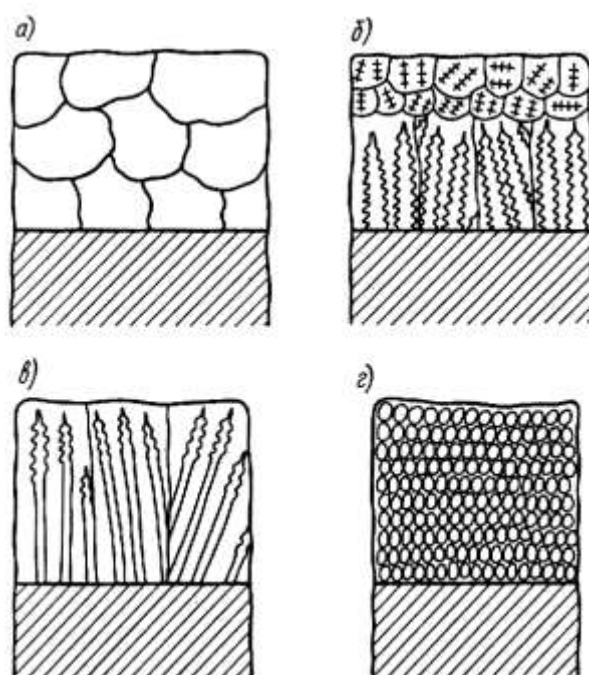


Рис.39. Схемы кристаллизации расплавленного поверхностного слоя при различных скоростях охлаждения

Различным характером зависимости параметров кристаллизации от переохлаждения и объясняется трудности установления надежных закономерностей между размером зерна и скоростью охлаждения. К тому же границы зерен выявить в большинстве случаев трудно, легче выявляется внутреннее строение зерен.

Форма зерна и его внутреннее строение может изменяться в зависимости от скорости охлаждения. При медленном охлаждении число зародышей и скорость роста кристаллов имеют небольшие значения, зародыши образуются по всему объему расплава, их направление роста неориентировано, и образуются крупные зерна с плоскими границами и ячеистые зерна (рис. 39, а). В большинстве случаев зерна состоят из одного или нескольких дендритов, хотя возможен и недендритный рост.

Увеличение скорости охлаждения приводит к тому, что наибольшее переохлаждение достигается на границе с подложкой, а у поверхности расплава переохлаждение меньше. Поэтому ячеистые равноосные зерна имеются лишь у поверхности, а возле границы с подложкой, где параметры S и n имеют наибольшие значения, столбчатые зерна растут от подложки к поверхности расплава, причем зерна состоят из нескольких одинаково ориентированных дендритов (рис. 39, б).

Между размерами дендритов и условиями кристаллизации имеется определенная зависимость. Для ряда сплавов установлена зависимость между скоростью охлаждения и расстоянием между осями второго порядка дендрита, называемым дендритным параметром. Эта зависимость для сталей выражена формулой:

$$d = A v^{-n}$$

где d — дендритный параметр, мкм; v — скорость охлаждения, К/с; A и n — постоянные.

Дальнейшее увеличение скорости охлаждения приводит к исчезновению ячеистых зерен у поверхностей расплава, а в столбчатых зернах разветвленность дендритов еще больше уменьшается и на границе с подложкой могут исчезать вторичные оси (рис. 39, в). При скорости охлаждения 10^5 - 10^6 К/с вторичные оси дендритов исчезают. При скорости охлаждения больше 10^6 К/с, когда переохлаждение достигает нескольких сотен градусов, рост кристаллов может соответствовать ниспадающему участку зависимости $S = f(\Delta T)$. В этом случае скорость роста у подложки меньше, чем на фронте кристаллизации. Это препятствует дендритному росту кристаллов, дендритность вырождается и формируется плоский фронт зерен (рис. 39, г).

Измельчение зерен благоприятно сказывается на свойствах сплава, и, прежде всего, возможно достижение наиболее оптимального сочетания прочности и пластичности. Особенно сильное влияние измельчение зерен оказывает на повышение сопротивлению ползучести, поскольку границы зерен эффективно препятствуют пластическому течению металла при повышенных температурах.

Кроме изменения размера, формы и внутреннего строения зерен скорость охлаждения оказывает заметное влияние на однородность химического состава кристаллизующего объема сплава. Сначала, когда скорость охлаждения невелика, различные участки зерен имеют одинаковый состав, который соответствует исходному составу сплава, поскольку в интервале кристаллизации успевает протекать диффузионное перераспределение элементов как в жидкой, так и в твердой фазе.

При увеличении скорости охлаждения диффузионное перераспределение элементов в твердой фазе происходить не успевает. В результате участки зерен, затвердевшие в начале кристаллизации (центральные оси дендритов), обогащены тугоплавкими элементами, а участки зерен, затвердевшие в конце кристаллизации, обогащены

легкоплавкими элементами. Возникает так называемая дендритная ликвация, или микроликвация. Вначале с увеличением скорости охлаждения дендритная ликвация увеличивается, а затем по мере уменьшения разветвленности дендритов она в значительном интервале скоростей охлаждения (ориентировочно 10^3 - 10^6 К/с) остается практически постоянной. При скоростях охлаждения более 10^6 К/с, когда имеет место формирование плоского фронта кристаллизации, перераспределение элементов не успевает происходить и в жидкой фазе. Тогда дендритная ликвация резко уменьшается.

Отметим, что в интервале скоростей охлаждения 10^3 - 10^6 К/с имеет место непрерывное уменьшение размеров дендритов и их осей. Поэтому, несмотря на постоянство дендритной ликвации в этом интервале зерно по химическому составу становится все же более однородным, а это может привести к улучшению многих свойств сплава.

Формирование эвтектик. Скорость охлаждения оказывает существенное влияние на процесс образования фаз и структурных составляющих при кристаллизации и, прежде всего, на формирование эвтектики. Известно, что эвтектические колонии растут из одного общего для обеих фаз зародыша и внутри колонии имеется определенная регулярность в расположении фаз. Такая эвтектика называется нормальной. С увеличением скорости охлаждения прежде всего увеличивается регулярность в расположении фаз, а размеры фаз уменьшаются. Для пластинчатой эвтектики установлена зависимость между скоростью роста R и межпластиночным расстоянием Δ :

$$R=A/\Delta^2$$

где A — параметр, зависящий от типа сплава, например, для системы $Al-CuAl_2$ значение $A = 10^{-10}$ м³/с.

Далее, с изменением скорости охлаждения возможно изменение внешней формы и внутреннего строения эвтектики. Эвтектические колонии могут иметь вид полиэдрических, сферических или столбчатых зерен. В свою очередь, внутри зерен эвтектика может быть пластинчатого, стерженькового, зернистого, дендритного, розеточного и других видов для одного и того же вида сплава. При скорости охлаждения более 10^6 К/с ввиду резкого увеличения числа зародышей и уменьшения скорости роста становится возможным одновременное и независимое формирование кристаллов обеих фаз эвтектики. Обе фазы очень малых размеров растут до столкновения, причем регулярного их расположения нет. Отсутствуют и границы эвтектических колоний, а существуют границы между фазами. Такая структура называется тонким конгломератом фаз.

В сплавах, состав которых близок к эвтектическому, при медленном охлаждении кристаллизация начинается с выделения избыточных кристаллов, а затем идет формирование эвтектики. При увеличении скорости охлаждения число избыточных зародышей кристаллов увеличивается, а расстояние между ними уменьшается и затверде-

вание первой фазы эвтектики будет происходить на избыточных кристаллах, а вторая фаза будет кристаллизироваться автономно. Такая эвтектика называется расслоенной. Обычно при этом в сплавах ухудшается пластичность и вязкость.

В сплавах, состав которых близок к эвтектическому, переохлаждаемость фаз, т. е. зависимость параметров C и n от ΔT , разная. В частности, как показано на рис. 38, а, переохлаждаемость фазы А больше, чем фазы В. Тогда при большей скорости охлаждения, когда имеет место переохлаждение ΔT_1 при кристаллизации доэвтектического сплава 1, рост избыточных кристаллов А будет задерживаться из-за малого значения C . В то же время скорость роста фазы В, входящей в эвтектику, велика — она может быть ведущей фазой и ускорять рост всей эвтектики. В результате избыточные первичные кристаллы не успевают вырасти, а вся жидкость расходуется на образование эвтектики. Состав фаз в такой эвтектике будет отличаться от состава равновесной эвтектики. Такая эвтектика называется квазиэвтектикой. Диаграмма состояния изменяется — эвтектическая точка смещается в сторону фазы А (рис. 38,б). При этом сплав равновесного эвтектического состава уже не будет иметь эвтектической структуры.

Отметим, что при достижении переохлаждения ΔT_2 (см. рис. 38, а), когда скорости роста обеих фаз стабилизируются, решающее значение приобретает различие в зависимости $n = f(\Delta T)$. В этом случае число зародышей избыточной фазы А мало, а число зародышей В велико. Тогда вследствие быстрого появления зародышей фазы В рядом с зародышами фазы А образуется очень мелкая структура, размер фаз которой не превосходит размера фаз в эвтектике. В этом случае также образуется квазиэвтектика, однако в большинстве случаев она имеет характер тонкого конгломерата фаз, поскольку регулярного строения в ней не наблюдается.

Образование квазиэвтектики и структур тонкого конгломерата фаз приводит к сильному измельчению структуры и открывает перспективу для значительного улучшения свойств сплавов.

Особенности твердых растворов. В большинстве случаев при увеличении скорости охлаждения концентрация растворенного элемента в твердом растворе увеличивается по сравнению с равновесной концентрацией. Такие твердые растворы называются метастабильными или пересыщенными. Образование пересыщенных твердых растворов может быть обусловлено подавлением кристаллизации стабильных фаз при увеличении переохлаждения. В этом случае кристаллизация идет по метастабильной диаграмме состояния (рис. 40, а).

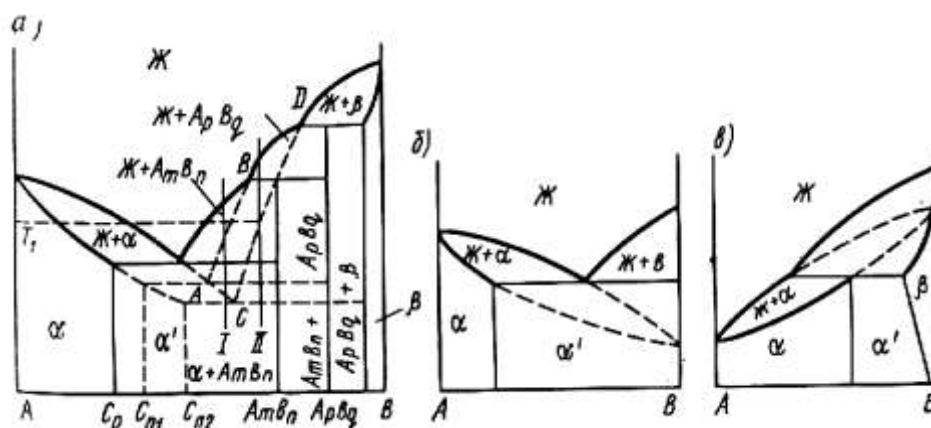


Рис.40. Образование метастабильных твердых растворов α' в сплавах:

а — с неустойчивыми промежуточными фазами; б — образующих эвтектику; в — образующих перитектику (сплошные линии — равновесная диаграмма, пунктирные линии — метастабильная диаграмма)

В приведенной системе в заэвтектическом сплаве I при переохлаждении ниже температуры T_1 возможно подавление кристаллизации промежуточной фазы $AmBn$ вследствие уменьшения скорости роста ее кристаллов при таком переохлаждении или из-за понижения скорости образования зародышей. Тогда в сплаве I ниже пунктирной линии AB , показывающей термодинамическую вероятность образования фазы $ApBq$, в жидкости образуются кристаллы $ApBq$. Температура эвтектики понижается до точки пересечения линии AB с линией ликвидуса твердого раствора α , а концентрация компонента B в твердом растворе повышается до C_{n1} .

В сплаве II при переохлаждении ниже температуры T_1 возможно подавление кристаллизации фазы $ApBq$. Тогда в сплаве II ниже пунктирной линии CD , показывающей термодинамическую вероятность образования фазы β , в жидкости образуются кристаллы β . Температура эвтектики понижается до точки пересечения линии CD с линией ликвидуса твердого раствора α , а концентрация компонента B в твердом растворе повышается до C_{n2} . В данном случае пересыщенные твердые раствор образуются при сохранении равновесного перераспределения концентрации элементов на фронте кристаллизации. Это имеет место при небольшой скорости охлаждения, обычно меньше 10^6 К/с.

При скорости охлаждения больше 10^6 К/с диффузионное перераспределение концентрации элементов на фронте кристаллизации резко замедляется. Кристаллизация может идти без перераспределения элементов и тогда образуются однородные твердые растворы состава исходной жидкости, в том числе и пересыщенные. При этом не исключена вероятность изменения типа твердого раствора: вместо твердого раствора внедрения образуется твердый раствор замещения или смешанного типа.

Имеются три группы сплавов, образующие пересыщенные твердые растворы.

К первой группе относятся сплавы, в которых концентрация увеличивается до некоторого предела $C_{n \max}$, после которого идет образование второй фазы. Это сплавы алюминия с железом, кремнием, никелем, медью, железа с медью и др. Образование пересыщенных твердых растворов показано на рис. 40, а. В некоторых сплавах имеется зависимость между степенью пересыщения, т. е. отношением предельной концентрации $C_{n \max}$ к равновесной C_p :

$$C_{n \max}/C_p = 1/T_{пл}$$

где $T_{пл}$ — температура плавления промежуточной фазы.

Обычно $C_{n \max}$ не превосходит эвтектической концентрации, хотя и бывают исключения (например, в системе Al — Fe). Как правило, концентрация $C_{n \max}$ в несколько раз превосходит равновесную концентрацию C_p . Например, в алюминии $C_{n \max}$ может достигать 11% (ат) при $C_p = 1,58\%$.

Ко второй группе относятся сплавы, в которых возможно получение непрерывного ряда твердых растворов при ограниченной растворимости в обычных условиях. Для выполнения этого условия необходимо подобие физико-химических свойств компонентов, а также достижение определенной критической скорости охлаждения. Примером этой системы являются сплавы Ag — Cu. Образование неограниченной растворимости возможно в системах с эвтектикой или перитектикой. Тогда диаграммы состояния изменяются так, как это показано на рис. 40, в.

К третьей группе относятся сплавы, в которых не удастся повысить растворимость в твердом растворе одного из компонентов выше равновесной концентрации во всем интервале скоростей охлаждения. Обычно это сплавы с большим различием в физико-химических свойствах компонентов, например, сплавы Al — Zn.

Свойства сплавов при повышении растворимости могут изменяться по-разному, например, в системах Al — Cu, Al — Si растёт прочность и твердость. При увеличении концентрации меди в твердом растворе α на 1% твердость раствора увеличивается на 500 МПа. В сплавах системы Al — Mn увеличивается пластичность и они допускают обжатие до 90% без выделения вторичных фаз.

Образование метастабильных промежуточных фаз.

Метастабильные промежуточные фазы бывают ограниченной метастабильности, т. е. метастабильны в данной температурной или концентрационной области, и неограниченной, т. е. они в данной системе при обычных условиях не образуются. Образование метастабильных промежуточных фаз ограниченной растворимости можно проследить на рис. 40, а. При переохлаждении расплава ниже линии АВ вместо стабильной фазы $AmBn$ кристаллизуется метастабильная в этом интервале фаза $ArBq$, а при переохлаждении ниже линии CD вместо стабильной фазы $ArBq$ из жидкости кри-

сталлизуется метастабильная в этом интервале фаза β . Как правило, при большой скорости охлаждения перитектические реакции не протекают и рост метастабильных фаз продолжается до протекания эвтектической реакции. Метастабильные промежуточные фазы ограниченной метастабильности зафиксированы при закалке из расплава сплавов Al-Cr, Al — Mn, Al — Co, Al — V, Al — W и др.

В настоящее время известно свыше 200 промежуточных фаз неограниченной метастабильности, среди которых карбиды никеля и кобальта, гексагональное ε -железо и др. Для получения промежуточных фаз неограниченной метастабильности необходимы сверхвысокие скорости охлаждения, хотя относящийся к такой системе карбид железа Fe₃C образуется сравнительно легко при невысокой скорости охлаждения. Промежуточные фазы неограниченной метастабильности вызывают у исследователей особый интерес, поскольку в этом случае имеется возможность получения совершенно оригинальных свойств данной системы: например, образующиеся метастабильные фазы в сплавах Au — Ge отличаются сверхпроводимостью.

Таким образом, при закалке с плавлением поверхности на стадии затвердевания происходят такие фазовые и структурные изменения, которые вообще невозможны при нагреве без расплавления. Вместе с тем во время быстрого охлаждения полностью затвердевшего поверхностного слоя протекают процессы, характерные для закалок на мартенсит и без полиморфного превращения. Благодаря сверхвысоким скоростям охлаждения при закалке с плавлением поверхности структура по своей морфологии и фазовому составу качественно отличается от того, что получается, если ту же деталь производить методами литья. Таким образом, в результате закалки с плавлением поверхности возникает структура, которую невозможно получить ни при закалке с нагревом в твердом состоянии, ни при литье деталей.

Номенклатура сплавов и деталей, подвергаемых закалке с плавлением поверхности, а также области применения этого нового вида термической обработки непрерывно расширяются. В настоящее время закалку с плавлением поверхности используют в основном для увеличения сопротивления разным видам износа, повышения твердости и стойкости против коррозии.

Закалка чугунов. Множество деталей из серого чугуна с пластинчатым графитом, высокопрочного чугуна с шаровидным графитом и ковкого чугуна выходит из строя в результате изнашивания рабочих поверхностей. Учитывая, что в машино- и станкостроении чугун — самый дешевый литейный материал в массовом производстве, очень большой интерес представляет повышение износостойкости чугунных деталей с помощью закалки с плавлением поверхности.

При лазерном нагреве графит полностью или частично растворяется в образу-

ющемся на поверхности жидком слое, который при последующем быстром охлаждении затвердевает в виде белого чугуна. Возможны два случая формирования структуры при кристаллизации.

Первый случай - вначале образуются дендриты первичного аустенита, а затем кристаллизуется ледебурит. Эвтектика может вырождаться: ее аустенит нарастает на дендриты первичного аустенита, между которыми располагается почти непрерывная сетка из эвтектического цементита.

Второй случай - расплав при определенном режиме нагрева сильно перегревается, вследствие чего и больше переохлаждается. В результате подавляется образование первичного аустенита и весь объем расплавленного слоя затвердевает в виде аустенито-карбидной эвтектики перистого (тонкопластинчатого) строения.

В первом случае твердость поверхностного слоя HV 600-800, во втором она доходит до HV 1200. Реализовать в производстве второй случай обычно трудно из-за образования трещин.

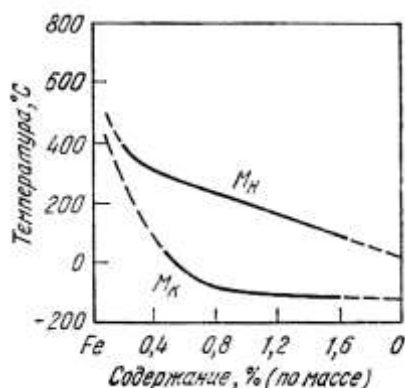


Рис. 41. Зависимость температур начала (M_n) и конца (M_k) мартенситного превращения от содержания углерода в системе Fe-C

Концентрация углерода в аустените эвтектического происхождения, а также в периферийных слоях первичных кристаллов аустенита должна быть близкой к точке предельной растворимости в системе Fe-C-Si для случая равновесия с участием карбида (~1,6% C). При такой концентрации углерода в аустените двойных сплавов Fe-C мартенситная точка M_n близка к комнатной температуре (см. рис.

41). В чугунах высокоуглеродистый аустенит содержит марганец, хотя и другие элементы, понижающие точку M_n до температур ниже комнатной.

В результате в зоне полного расплавления после охлаждения до комнатной температуры содержится очень много аустенита (более половины объема всего слоя). Участки первичного аустенита, образовавшиеся при более высоких температурах, должны содержать меньше углерода и соответственно иметь более высокую точку M_n

В этих участках происходит мартенситное превращение. Скорость охлаждения с понижением температуры сильно уменьшается, и возможен самоотпуск свежесформованного мартенсита с появлением феррита и дисперсных частиц карбида. Таким образом, поверхностный слой после закалки состоит из аустенита, карбида эвтектического происхождения и образовавшейся при самоотпуске α -фазы, которая может представлять собой малоуглеродистый мартенсит или феррит. Аустенит в этом слое метаста-

билен и так как его точка M_n находится вблизи комнатной температуры, то при механическом воздействии он может превратиться в мартенсит напряжения или мартенсит деформации.

Повышение твердости в 3-5 раз и резкое измельчение структуры поверхностного слоя серого, ковкого и высокопрочного чугунов обуславливают значительное увеличение сопротивления изнашиванию рабочей поверхности в трущихся парах. Отсутствие частиц графита, являющихся центрами эрозии в потоке со взвесью абразивных частиц, обуславливает повышение стойкости против этого вида износа.

При закалке чугунов с плавлением поверхности обычно образуются три зоны: 1) рассмотренная выше зона полного расплавления; 2) переходная зона частичного оплавления с большим количеством графита и 3) зона нагрева до температур выше $A_{с3}$ без оплавления, где при охлаждении прошла закалка на мартенсит. В третьей зоне вблизи границы со второй очень много остаточного аустенита, так как концентрация углерода в нем должна быть близка к предельной при эвтектической температуре.

Чугун - это первый объект широкого промышленного использования закалки с плавлением поверхности.

Закалка сталей. Преимущества закалки сталей с плавлением поверхности по сравнению с поверхностной закалкой на мартенсит (без оплавления) менее очевидны, чем в случае чугунов. Одно из возможных направлений ее использования - измельчение первичных карбидов в легированных сталях для повышения вязкости (грубые частицы карбидов служат очагами разрушения). При обычной закалке трудно добиться существенного повышения вязкости без снижения твердости. В быстрорежущей стали Р6М5 можно наблюдать довольно крупные частицы первичных карбидов, снижающие вязкость. Если эту сталь подвергнуть лазерному нагреву до полного расплавления поверхностного слоя, то при последующем быстром затвердевании расплава ($v_{охл} = 5 \cdot 10^4$ К/с) кристаллизация карбидов из него практически полностью подавляется, и поверхностный слой затвердевает в виде дендритов аустенита, которые при дальнейшем охлаждении превращаются в мартенсит. Содержание углерода и легирующих элементов в этом мартенсите практически такое же, как и среднее содержание их в стали. После отжига при 770°C в течение 4 ч из мартенсита выделяются очень дисперсные, размером менее 1 мкм, карбиды, равномерно распределенные по всему объему слоя. Отожженную заготовку можно подвергать механической обработке для получения необходимой формы режу-

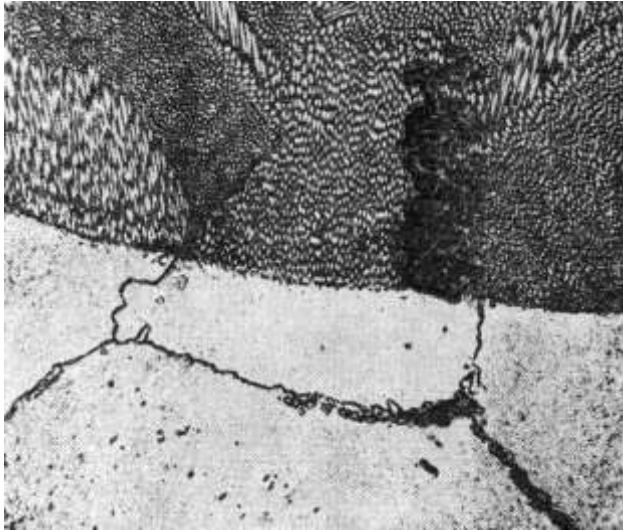


Рис. 42. Прорастание зерна аустенита из подложки в расплавленный поверхностный слой, образовавшийся при лазерном нагреве стали 37ХНЗМФ. X250 (В. Д. Садовский, Т. И. Табатчикова, В. М. Умнова, А. А. Осинцева)

щей кромки, после чего провести обычную закалку и отпуск. В результате без снижения твердости достигается повышенная вязкость.

При лазерном нагреве до оплавления поверхности сталей в определенных условиях можно наблюдать эффект кристаллизации на подкладке: формирующееся из расплава зерно аустенита является продолжением зерна из пограничной нерасплавленной зоны (рис. 42).

Закалка сплавов цветных металлов. Закалку с плавлением поверхности можно использовать для увеличения сопротивления изнашиванию деталей из силуминов. При быстром затвердевании расплавленного слоя резко измельчается микроструктура: становятся мельче кристаллы α -раствора на базе алюминия, кремния и других фаз, в том числе железосодержащих, снижающих пластичность. Кроме того, пересыщенность α -раствора оказывается увеличенной по сравнению с обычной закалкой; это - результат расширения области α -раствора при быстром затвердевании с одновременным уменьшением объемной доли избыточных фаз кристаллизационного происхождения (Si, CuAl_2 , Mg_2Si и др.). Более высокая пересыщенность твердого раствора обуславливает больший прирост твердости при старении. Все эти факторы и определяют увеличение износостойкости силумина. Твердость некоторых силуминов после такой обработки возрастает в 1,5 раза.

При закалке с плавлением поверхности многокомпонентных алюминиевых бронз можно получить гомогенную однофазную структуру. Так, например, бронза марки БрАЖ9-4 в обычном состоянии состоит из α -раствора на базе меди, эвтектоида $\alpha+\gamma_2$ и железосодержащей фазы. Эта фаза при закалке с плавлением поверхности не успевает образоваться из расплава ($v_{\text{охл}} = 10^6 \text{ K/c}$), который кристаллизуется в виде одной фазы (вероятно β), не претерпевающий в твердом состоянии распада с образованием α - и γ_2 -фаз. Однофазный слой имеет повышенную стойкость против коррозии и кавитационного воздействия.

Закалка с плавлением поверхности еще слабо изучена. По мере углубления

наших знаний о ней, а также с увеличением доступности технологических лазерных и электронно-лучевых установок для ее проведения в промышленности применение этого нового вида термообработки, несомненно, будет расширяться. Поиск областей использования этой обработки в первую очередь следует вести применительно к сплавам, в которых при быстром затвердевании образуются новые метастабильные фазы (включая аморфные), существенно расширяется область твердого раствора, а также подавляется кристаллизация вредных фаз.

3.6. Свойства сплавов после лазерной закалки

3.6.1. Износостойкость сплавов, упрочненных лазером.

Основная цель лазерной закалки — повышение износостойкости деталей, работающих в условиях трения. Уменьшение износа деталей после лазерной закалки обусловлено рядом факторов: высокой твердостью поверхности, высокой дисперсностью структуры; увеличением несущих свойств поверхности, уменьшением коэффициента трения и др. Например, в условиях трения скольжения по твердому сплаву стали 45 коэффициент трения после лазерной закалки непрерывным лазером уменьшается на 10% по сравнению с нормализованным или улучшенным состоянием. При этом после лазерной закалки отмечено резкое уменьшение времени приработки.

Заметно увеличивается и износостойкость чугунов в условиях трения со скольжением после обработки непрерывным лазером. Повышение износостойкости чугунов после лазерной обработки обусловлено кроме вышеупомянутых факторов улучшением условий трения из-за сохранившегося в ЗЛВ графита. Повышается также и износостойкость сталей и некоторых других сплавов при трении в щелочной и кислотной средах.

3.6.2. Напряженное состояние поверхностных слоев после лазерной закалки.

Формирование напряжений при охлаждении поверхности можно представить таким образом. После прекращения лазерного воздействия наиболее быстро охладится внутренний слой металла, лежащий возле непрогретого исходного слоя. Приповерхностный слой охлаждается и сжимается в последнюю очередь. С одной стороны, в процессе сжатия он воздействует на внутренний слой, формируя в нем сжимающие напряжения, в то время как на поверхности формируются растягивающие. С другой стороны, в поверхностном слое сталей мартенситное превращение идет в последнюю очередь. Поскольку мартенсит имеет большой удельный объем, то в приповерхностном слое в это время идет расширение и возникновение сжимающих напряжений за счет фазовых превращений. В результате величина и знак остаточных напряжений $\sigma_{ост}$ зависят от соотношения термических $\sigma_{терм}$ и фазовых $\sigma_{фаз}$ напряжений с учетом воз-

можных пластических эффектов. При $\sigma_{\text{терм}} > \sigma_{\text{фаз}}$ на поверхности формируются растягивающие напряжения, а при $\sigma_{\text{терм}} < \sigma_{\text{фаз}}$ — сжимающие. Для исследования распределения остаточных напряжений в поверхностных слоях после лазерной закалки применяют два метода: метод стравливания, или метод Давиденкова, и рентгеновский метод. Экспериментальное определение остаточных напряжений в поверхностном слое по методу Давиденкова основано на регистрации изменения свободного конца плоского образца после стравливания исследуемого поверхностного слоя. Тогда остаточные напряжения можно определить по формуле:

$\sigma = \frac{Ed^2}{3l^2(1-\mu)} \frac{\Delta f_k}{\Delta h}$	(23)
---	------

где E — модуль упругости; μ — коэффициент Пуассона; d — толщина образца; l — длина образца; Δf_k — стрела прогиба; Δh — толщина снятого слоя.

При лазерной обработке имеются значительная неравномерность распределения температуры по глубине и ширине зоны лазерного воздействия и значительная структурная неоднородность. Это приводит к большой неравномерности в распределении остаточных напряжений. В таком случае метод Давиденкова для исследования распределения остаточных напряжений по поверхности зон лазерного воздействия непригоден.

Рентгеновский метод определения остаточных напряжений основан на точном измерении периодов решетки. В плосконапряженном состоянии изменение периода кристаллической решетки в нескольких зернах в некотором произвольном направлении пропорционально деформации в этом направлении. Тогда между остаточным напряжением, действующим по поверхности образца, и изменением периода кристаллической решетки имеется аналитическая связь:

$$\varepsilon_{\psi, \varphi} = \frac{\Delta d}{d_1} = \frac{1+\mu}{E} \sigma_{\varphi} \sin^2 \psi \quad (24)$$

Исследование проводится без разрушения поверхности, напряжения определяются в тонком приповерхностном слое глубиной до 30-50 мкм. Ширина рентгеновского пучка на поверхности может составлять 0,5 мм, поэтому метод применяется для исследования распределения напряжений по упрочненной лазером поверхности.

Как показали исследования, на поверхности стальных образцов, обработанных непрерывным или импульсным лазером, формируется весьма неоднородное распределение остаточных напряжений. Область с измененными напряжениями значительно больше размеров зон лазерного воздействия, причем имеется определенная симмет-

ричность относительно центра полосы или пятна. На рис. 43 приведены кривые поперечного распределения остаточных напряжений на расстоянии b от центра полосы, действующих поперек полосы на поверхности стали У8 после упрочнения непрерывным CO_2 -лазером. После упрочнения без оплавления или с небольшим оплавлением в центре полосы или пятна формируются сжимающие напряжения. На границе с необлученным металлом по обе стороны от ЗЛВ образуются растягивающие напряжения. При обработке с большой скоростью без упрочнения, т. е. когда ЗЛВ нагревалась до температур ниже критических, на поверхности полосы формируются растягивающие напряжения. Это подтверждает предположение о том, что на стадии охлаждения сжимающегося объема металла в ЗЛВ возникают растягивающие напряжения, а взаимодействие расширяющегося объема мартенсита с исходной структурой приводит к формированию сжимающих напряжений. Тогда увеличение объема за счет мартенситного превращения будет приводить к увеличению сжимающих напряжений.

Из рис. 44, где приведены зависимости остаточных напряжений в центре полосы от мощности излучения непрерывного лазера, видно, что в сталях 45 и 40Х сжимающие напряжения изменяются в интервале -100 – -285 МПа, тогда как в техническом железе с меньшим объемным эффектом при мартенситном

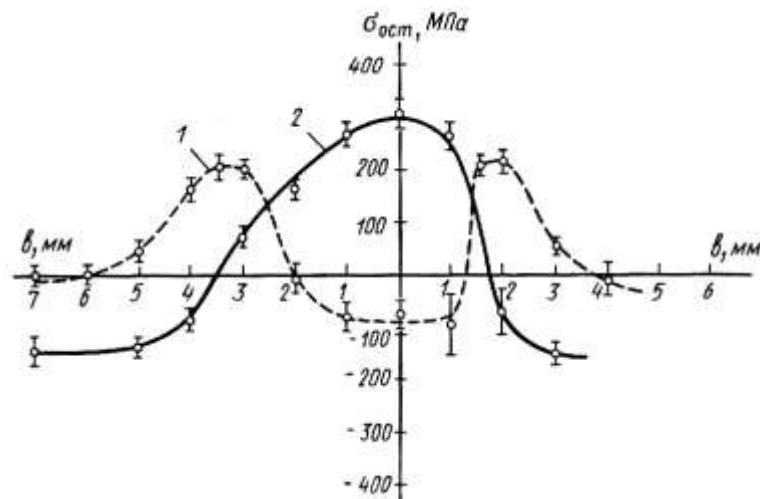


Рис. 43. Распределение поперечных остаточных напряжений на поверхности стали У8 по ширине полосы на различном расстоянии от центра полосы после обработки непрерывным CO_2 -лазером по режимам: 1 — $P = 1$ кВт, $v = 41,8$ мм/с; 2 — $P = 0,5$ кВт, $v = 33,3$ мм/с

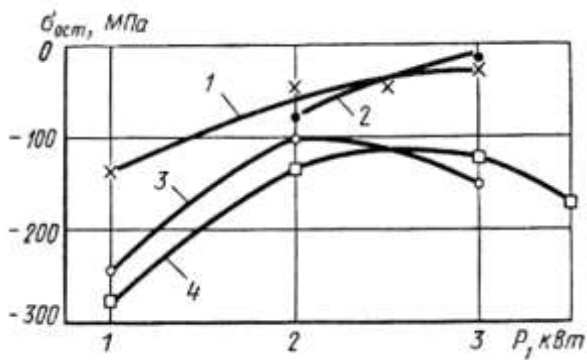


Рис. 44. Изменение остаточных напряжений в центре полосы в зависимости от мощности излучения для различных сплавов железа: 1 — сталь У8; 2 — железо; 3 — сталь 40X; 4 — сталь 45

превращения — в интервале —10- —135 МПа. В стали У8 объемный эффект при мартенситном превращении на поверхности ЗЛВ уменьшается по сравнению со сталями 45 и 40X из-за понижения температуры начала мартенситного превращения и увеличения количества остаточного аустенита, способного пластически релаксировать напряжения. По этой причине сжимающие остаточные напряжения на поверхности ЗЛВ стали У8 меньше, чем на поверхности ЗЛВ среднеуглеродистых сталей.

Как уже отмечалось, при лазерной закалке высоколегированных сталей в структуре поверхностного слоя основной фазовой составляющей является аустенит, а мартенсит образуется в малом количестве особенно при обработке с большим оплавлением. Это приводит к тому, что на поверхности быстрорежущей стали в основном формируются растягивающие напряжения +100-400 МПа. Величина, знак и характер распределения остаточных напряжений значительно изменяются при обработке с перекрытием пятен или полос. На рис. 45 показано распределение напряжений на поверхности прутка из стали 40X поперек упрочненных полос, нанесенных на поверхность по спирали с перекрытием витков при упрочнении непрерывным CO_2 -лазером. Видно, что на поверхности первых шести полос имеются растягивающие напряжения, а на поверхности двух последних — сжимающие. Это свидетельствует о том, что на величину и знак остаточных напряжений решающее значение оказывает взаимодействие объемных изменений в металле облучаемой полосы с металлом предыдущей полосы. В результате этого взаимодействия неизбежным является последовательное формирование растягивающих напряжений при перекрытии полос и пятен.

Величина и интервал изменения растягивающих напряжений при обработке с перекрытием зависит от режимов обработки, и прежде всего от степени перекрытия и мощности излучения. При увеличении степени перекрытия интервал изменения растягивающих напряжений по поверхности уменьшается.



Рис. 45. Распределение остаточных напряжений поперек полос упрочнения на поверхности прутка из стали 40X после обработки непрерывным CO_2 -лазером

3.6.3. Деформации и поводки после лазерной закалки.

Величина и знак деформации после лазерной закалки зависит от соотношения растягивающих и сжимающих напряжений во всем объеме ЗЛВ и в областях, прилегающих к ЗЛВ.

На деформацию сталей после лазерной закалки оказывают влияние достаточно много факторов. В зависимости от соотношения толщины и длины обрабатываемого материала, а также глубины ЗЛВ изменяется величина и знак деформации. Например, при импульсной закалке увеличение глубины ЗЛВ от 90 до 140 мкм в образцах толщиной 3 мм из стали 45 прогиб свободного конца образца Δf_k увеличивается от 1,1 до 1,6 мм. Причем в этом случае может иметь место прогиб стальных образцов выпуклостью навстречу лазерному лучу при толщине образцов до нескольких сотен микрометров а также вогнутостью навстречу лазерному лучу при большей толщине образцов.

Особенно большие поводки наблюдаются при лазерной закалке непрерывными СО₂-лазерами длинномерных деталей для получения упрочненного слоя глубиной 1 мм и больше. Например, при наложении на широкую сторону бруса из чугуна (поперечным сечением 50X120 мм и длиной 1800-2250 мм) восьми продольных полос (шириной 16 мм и глубиной 1 мм) прогиб центральной части бруса относительно краев составлял 2-3 мм. Причем брус деформировался вогнутостью навстречу лазерному лучу, что свидетельствует о преобладании пластических остаточных деформаций укорочения в поверхностных слоях. Еще большие остаточные деформации имеются при таких же режимах обработки брусьев из среднеуглеродистых сталей.

С увеличением твердости сплавов в исходном состоянии увеличивается и деформация после лазерной закалки. Так, после упрочнения длинномерных брусьев из серого чугуна по вышеуказанным режимам увеличение твердости исходного материала от HB165-178 до HB195-225 приводило к увеличению прогиба центральной части бруса в 2-8 раз.

Остаточные деформации, как правило, увеличиваются при увеличении степени перекрытия пятен или полос упрочнения. Кроме того, размер деформации зависит от коэффициента перекрытия и координатной последовательности обработки. Оптимальные режимы с этой точки зрения — равномерное и симметричное заполнение поверхности пятнами или полосами упрочнения. После лазерной закалки по оптимальным режимам при достаточных размерах обрабатываемых деталей и небольших размерах ЗЛВ поводки минимальны, и этим процесс выгодно отличается от термообработки с помощью неконцентрированных источников нагрева.

3.6.4. Сопротивление усталости. На сопротивление усталости сплавов после лазерной закалки большое влияние оказывают такие факторы как величина и знак

остаточных напряжений, микрогеометрия поверхности и наличие дефектов, а также особенности микроструктуры (размер зерна и форма структурных составляющих). В связи с неодинаковым влиянием режимов лазерной закалки на эти факторы однозначную зависимость сопротивления усталости от режимов установить невозможно, поэтому этот вопрос решают в большинстве случаев экспериментально. Усталостные многоцикловые испытания на гладких цилиндрических образцах в условиях консольного изгиба показывают, что после импульсной лазерной закалки предел выносливости понижается примерно на 40% по сравнению с исходным состоянием. В то же время предел выносливости таких сталей, как 09Г2, 35, 45, 40Х, 75Г повышается от 200-300 МПа в исходном состоянии до 280-520 МПа после лазерной закалки без оплавления поверхности. После лазерной закалки с оплавлением поверхности сопротивление усталости сплавов в большинстве случаев ухудшается.

3.6.5. Теплостойкость сплавов. Теплостойкость закаленной структуры в сплавах зависит от степени метастабильности структуры и диффузионной подвижности атомов. Большая искаженность кристаллической решетки, увеличение плотности дислокаций и вакансий в сплавах железа с углеродом, упрочненных лазером, по сравнению с традиционными видами закалки приводят к более интенсивному процессу распада мартенсита закалки на феррито-цементитную смесь. Тогда после лазерной закалки сталей интенсивность снижения микротвердости в процессе отпуска выше, чем после обычной закалки. При нагреве до 200-300 °С чугунов, высокоуглеродистых и легированных сталей возможно превращение остаточного аустенита в мартенсит, и в связи с этим характер изменения твердости в процессе нагрева может быть сложным.

Измерения микротвердости по Виккерсу в процессе нагрева стали ШХ15 после обработки непрерывным CO₂-лазером без оплавления поверхности и после обычной закалки показали, что нагрев при температуре 200 °С приводит к большему снижению микротвердости в стали после обычной закалки, чем после лазерной. Это обусловлено большим количеством остаточного аустенита в зоне лазерного воздействия; к тому же он отличается большой дефектностью, которая приводит к более интенсивному переходу аустенита в мартенсит отпуска, и твердость понижается меньше. Большое количество остаточного аустенита приводит к тому, что в процессе нагрева при температуре 300 °С стадии распада закаленной структуры ЗЛВ выражены более четко, чем после обычной закалки. В этом случае в процессе выдержки до четырех часов имеется быстрое понижение микротвердости, затем при восьми часах наблюдается подъем на HV120, что обусловлено интенсивным превращением остаточного аустенита в мартенсит отпуска. При увеличении выдержки до 24 ч происходит постепенное снижение микротвердости по Виккерсу. Во всех случаях микротвердость стали в зонах лазерного

воздействия после нагрева до температур 200 и 300°C на HV100-200 выше, чем после обычной закалки.

Нагрев в течение 1-2 ч до различной температуры чугунов, упрочненных лазером, показывает, что в зоне оплавления микротвердость возрастает с увеличением температуры до 300-350°C, а затем резко снижается. Уменьшение количества остаточного аустенита и увеличение количества мартенсита в зоне закалки из твердой фазы чугунов приводит к тому, что в этом слое микротвердость непрерывно понижается при увеличении температуры нагрева.

Большая пересыщенность твердых растворов после лазерной закалки особенно в зоне оплавления может привести к выделению в процессе последующего нагрева большого количества метастабильных сегрегации и промежуточных фаз, что приводит к увеличению твердости. При нагреве образцов из сплава АЛ25, упрочненных CO₂-лазером, в течение 17 ч изменение микротвердости идентично типичным кинетическим кривым старения: в процессе нагрева при 150°C микротвердость увеличивается; при 200 и 250°C имеется небольшой максимум при выдержке 1 ч и последующее снижение; при 275°C имеется непрерывное снижение микротвердости. Во всех случаях микротвердость в ЗЛВ выше микротвердости исходного состояния сплава АЛ25, закаленного и подвергнутого старению по оптимальным режимам. Это свидетельствует о большей пересыщенности твердого раствора после лазерной закалки, чем после обычной закалки.

3.6.6. Коррозионная стойкость после лазерной обработки.

Общим принципом повышения коррозионной стойкости сплавов является повышение однородности фазового состава. В этом случае лазерная обработка с оплавлением некоторых сплавов, в частности чугунов, алюминиевых и медных сплавов, аморфизация поверхности приводит к повышению коррозионной стойкости зон обработки. Так, после оплавления поверхности серого чугуна СЧ-25 непрерывным лазером замедляются катодные и анодные процессы, примерно в 5-10 раз уменьшается критический ток и ток пассивации в растворе H₂SO₄. Заметно уменьшается ток коррозии в растворах H₂SO₄, NaCl, KOH после лазерной обработки с оплавлением силуминов.

При лазерной обработке нержавеющей стали возможно растворение карбидов хрома и более равномерное распределение хрома в твердом растворе, что в результате приводит к увеличению стойкости против межкристаллитной коррозии.

Вместе с тем, повышенная концентрационная неоднородность при лазерной обработке углеродистых сталей, сохранение элементов исходной структуры (феррита или карбидов), наличие остаточного аустенита является предпосылкой ухудшения коррозионной стойкости после закалки лазером. В связи с этим коррозионная стой-

кость зависит от класса обрабатываемых материалов, режимов и технологических схем лазерной обработки.

3.7. Основные параметры импульсной лазерной закалки и характеристики упрочненной поверхности

К основным параметрам импульсной лазерной закалки относятся W — энергия в импульсе, Дж; d_n — диаметр лазерного пятна, мм; τ_i — длительность импульса, мс. Иногда в качестве энергетических характеристик лазеров используются такие величины, как мощность в импульсе $P_i = W_i \tau_i$, Вт и средняя мощность лазера $P_{cp} = P_i \tau_i f_i = W_i f_i$, Вт, где f_i — частота следования импульсов, Гц. При условии, что энергия по пятну распределена равномерно, параметры можно объединить:

$$E = \frac{W_i}{S_i \tau_i} = \frac{P_i}{S_i} \quad (25)$$

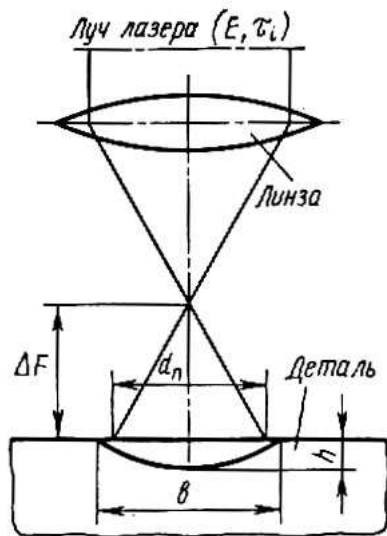


Рис. 46. Схема импульсной лазерной закалки

где S_n — площадь лазерного пятна, см^2 ; E — плотность мощности, Вт/см^2 .

При импульсной закалке оперируют плотностью мощности падающего излучения. Для определения поглощенной плотности мощности q необходимо учитывать коэффициент поглощения A и тогда $q = A E$. Обработка, как правило, производится, в расходящемся пучке, так как это обеспечивает лучшие показатели качества термоупрочнения (рис. 46). При этом необходимый диаметр пятна подбирают изменением расфокусировки ΔF . Для увеличения равномерности распределения энергии по пятну необходимо работать с максимальной энергией накачки, которая регулируется напряжением накачки установки.

Плотность мощности излучения изменяют за счет изменения d_n и W , причем следует учитывать, что при изменении W может изменяться и длительность импульса τ_i , а регулировать это сложно.

Упрочненная от действия одного импульса зона лазерного воздействия в поперечном сечении имеет вид сегмента глубиной h и шириной b . Обычно ширина зоны не равна диаметру пятна d_n .

К характеристикам упрочненной поверхности относятся: геометрические размеры ЗЛВ, микротвердость и шероховатость поверхности. При наложении единичного

пятна геометрические размеры ЗЛВ выражаются ее глубиной h и шириной b . Характер процесса лазерной закалки определяют две величины: пороговая и критическая плотность мощности. При обработке поверхности плотностью мощности выше пороговой интенсивное развитие получают процессы испарения, идет разрушение поверхности и образование кратера. Ширина зоны упрочнения при этом уменьшается, так как часть энергии расходуется на испарение.

Все виды импульсной термообработки ведут при плотности мощности ниже пороговой, которая для различных сталей имеет значение $E_p = (22-24) \cdot 10^4 \text{ Вт/см}^2$. Критическая плотность мощности — это значение плотности, выше которого происходит оплавление поверхности. Для различных сталей значение $E_{кр}$ находится в интервале $(2-6) \cdot 10^4 \text{ Вт/см}^2$. Процесс лазерной закалки без оплавления стремятся провести таким образом, чтобы нагреть поверхность металла до наивысшей температуры для получения максимальной глубины ЗЛВ, в то же время не допустив оплавления. Для этого необходимо работать при режимах, близких к $E_{кр}$. Такие режимы принято называть оптимальными. Глубина упрочненной зоны на сталях при этом, как правило, не превышает 0,1-0,15 мм.

При обработке в интервале от $E_{кр}$ до E_p глубина упрочнения для различных сталей обычно составляет 0,15-1,0 мм. Энергия в импульсе современных лазерных установок обычно изменяется от нескольких джоулей до нескольких сот джоулей, длительность импульса от 0,1 до 10 мс, а диаметр пятна — от 2 до 10 мм. Изменение характеристик упрочненной поверхности принято рассматривать при изменении только одного из основных параметров лазерной закалки и при неизменных остальных. Увеличение энергии и длительности импульса ведет к увеличению глубины и ширины ЗЛВ. Увеличение диаметра пятна d_n при постоянных значениях $W_{и}$ и τ_i приводит к уменьшению глубины и увеличению ширины до некоторого предела.

Шероховатость поверхности после лазерной закалки может изменяться из-за гидродинамических эффектов в расплаве, изменения объема при фазовых переходах, частичного испарения материала. При закалке без оплавления, т. е. при $E < E_{кр}$ эти эффекты незначительны или вообще отсутствуют и шероховатость поверхности практически не изменяется по сравнению с исходной. При закалке с оплавлением, т. е. при $E > E_{кр}$, шероховатость поверхности изменяется по сравнению с исходной. Наибольшее влияние оказывает плотность мощности излучения, при увеличении которой шероховатость увеличивается. Микротвердость в зонах лазерного воздействия различных материалов также может зависеть от соотношения E и $E_{кр}$, причем внутри интервала $E_{кр}—E_p$ или при $E < E_{кр}$ влияние параметров $W_{и}$, d_n и τ_i , — может быть значительным в зависимости от типа сплава и его исходной структуры.

Таким образом, критическая плотность мощности $E_{кр}$ является важным параметром импульсной лазерной закалки. На ее значение оказывает влияние целый ряд факторов, некоторые из них рассмотрены ниже. Прежде всего с увеличением легированности сталей критическая плотность мощности снижается, что приводит к уменьшению глубины ЗЛВ при закалке без оплавления. Это обусловлено тем, что с увеличением содержания легирующих элементов понижается температура солидуса, уменьшается теплопроводность, что приводит к более быстрому оплавлению и снижению $E_{кр}$.

На величину $E_{кр}$ существенное влияние оказывает исходное состояние поверхности: шероховатость, наличие оксидных пленок и поверхностных покрытий. С увеличением высоты микронеровностей R_z от 0,025 до 20 мкм $E_{кр}$ уменьшается для сталей 5ХНМ и ШХ15 от $(5,5-6,0) \cdot 10^4$ Вт/см² до $(3,7-4,0) \cdot 10^4$ Вт/см², т. е. в 1,3-16 раза, а для сталей Р6М5 и Х12М от $(3,9-4,1) \cdot 10^4$ Вт/см² до $(3,4-3,6) \cdot 10^4$ Вт/см², т. е. в 1,1-1,2 раза. Это объясняется тем, что с ростом шероховатости уменьшается отражение излучения поверхностью и увеличивается доля поглощенной плотности мощности, что является более приемлемым при лазерной закалке.

Из-за снижения отражения излучения снижается $E_{кр}$ и при нанесении поглощающих покрытий. В качестве таких покрытий при импульсной обработке используются гуаши, тушь, сажа. Применяется также химическое травление, окисление.

Значение $E_{кр}$ также увеличивается и при обработке в защитных средах: аргоне, азоте, гелии, вакууме по сравнению с обработкой на воздухе. Например, для стали Х12М на воздухе $E_{кр} \sim 2,5 \cdot 10^4$ Вт/см², а в азоте $E_{кр} \sim 3,2 \cdot 10^4$ Вт/см². Причем повторное воздействие импульса в одно и то же место в среде азота или аргона не приводит к изменению $E_{кр}$, а при обработке на воздухе $E_{кр}$ снижается до величины $\sim 2,1 \cdot 10^4$ Вт/см² и в дальнейшем не меняется. Это объясняется тем, что при обработке в защитных средах отсутствует окисление поверхности, а на воздухе оксидная пленка увеличивает поглощение излучения.

Различные схемы импульсного лазерного упрочнения поверхности сплавов. Если обрабатываемая поверхность вписывается в размеры лазерного пятна, то желаемой конфигурации упрочнения добиваются наложением на поверхность трафарета или методом масок (фотошаблонов). Недостатком таких методов являются большие потери излучения, а также низкая стойкость трафаретов и масок против их разрушения. Возможно формирование упрочненной зоны нанесением поглощающих покрытий требуемой конфигурации, но это требует точного подбора режимов обработки и не всегда обеспечивает отсутствие теплового влияния на непокрытую поверхность.

Имеется также принципиальная возможность комбинированного упрочнения,

которое заключается в перемещении детали по заданной траектории во время действия импульса со скоростью, соизмеримой со скоростью структурных превращений в сплаве. Но возможности этого метода ограничены малой длительностью импульса и мощностью лазерных установок, а также сложностью синхронизации процессов. Лазерное пятно на поверхности детали с помощью различных оптических систем можно получить в форме круга, кольца, прямоугольника и т. д.

При упрочнении большой площади требуемой конфигурации наиболее распространено последовательное наложение единичных пятен в форме круга, т. е. обход по заданному контуру с шагом S . Важным параметром при этом является коэффициент перекрытия, определяемый по формуле $K_n = S/d_n$. Тогда скорость относительного линейного перемещения луча по детали $v = K_n d_n f$.

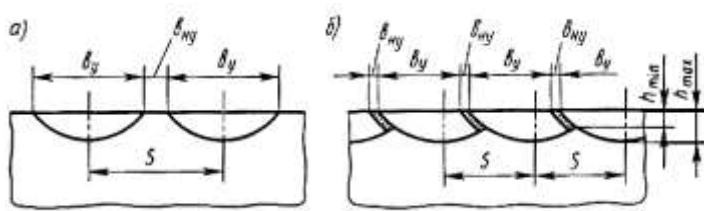


Рис. 47. Схемы наложения нескольких пятен при $K_n > 1$ (а) и $K_n < 1$ (б)

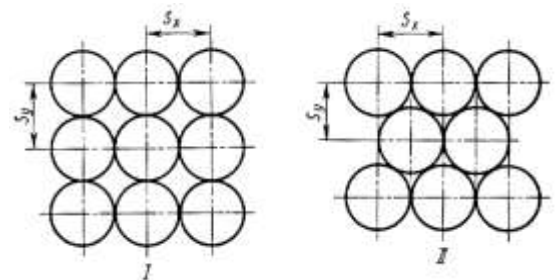


Рис. 48. Схемы наложения нескольких пятен с обходом по контуру при $K_n = 1$

Как показано на рис. 47, при $K_n < 1$ пятна накладываются с перекрытием, а при $K_n > 1$ пятна накладываются на некотором расстоянии друг от друга, т. е. между пятнами имеются неупрочненные участки. В таком случае к характеристикам упрочненной поверхности добавляются равномерность глубины, определяемая отношением минимального и максимального значения (h_{min}/h_{max}), а также доля неупрочненной части поверхности b_{ny}/b_y . В том случае, если обработка по контуру ведется по двум координатам: по оси Ox с шагом S_x и по оси Oy с шагом S_y (рис. 48), то процесс могут характеризовать также коэффициент заполнения K_3 и коэффициент использования импульсов $K_{и}$:

$$K_3 = F_{упр} / F_{конт}; \quad K_{и} = F_{упр} / \sum_{i=1}^n F_i \quad (26)$$

где $F_{упр}$ — упрочненная площадь в контуре; $F_{конт}$ — площадь контура, подлежащего упрочнению; F_i — площадь единичного пятна.

Производительность процесса упрочнения при импульсной обработке с частотой следования импульсов f_i определяется так:

$$N = \frac{F_{\text{ср}}}{t} = \hat{E}_e \frac{\sum_{i=1}^n F_i}{t} = \frac{\pi d^2 \hat{E}_e f_i}{4} \quad (27)$$

При использовании цилиндрических линз зона лазерного воздействия, полученная в результате облучения единичным импульсом, на поверхности заготовки имеет вытянутую форму (рис. 49). Как и в случае сферических линз, обработку по контуру ведут с перекрытием пятен. Коэффициент перекрытия в этом случае по координате x определяется соотношением $K_I^x = S_x / l$; а по координате y соотношением $K_I^y = S_y / b_c$. Скорость относительного линейного перемещения при использовании цилиндрической оптики заметно выше, чем при использовании сферической, и определяется по формуле:

$$v = S_{\text{ц}} f = (l + b K_n) f$$

В связи с этим увеличивается и производительность обработки, но практика показывает, что обход по контуру с цилиндрической оптикой для получения устойчивой глубины ЗЛВ целесообразно проводить при энергии не менее 30 Дж.

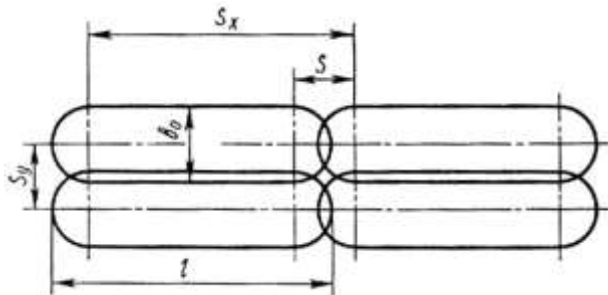


Рис. 49. Схема наложения пятен при использовании цилиндрической оптики

Она применяется при использовании сферической и цилиндрической оптики. В схеме II имеет место смещение пятен в рядах на половину шага, причем шаг по координате y меньше, чем шаг по координате x . Схема II более сложна в технологическом исполнении. Она применяется только при использованной сферической оптики, но качество упрочнения в ней выше, так как доля неупрочненной части поверхности $b_{\text{н}}/b_y$ здесь меньше. Эти две схемы могут иметь разновидности при $K_n > 1$ и $K_n < 1$, что приводит к изменению K_3 и $K_{\text{и}}$, а также к изменению ряда характеристик упрочненного слоя. Например, в схеме 1 при $S_x = S_y$ и $K_n = 0,7$ имеется максимальное заполнение поверхности с $K_3 = 0,96$, но коэффициент использования импульсов невысок: $K_{\text{и}} = 0,46$, что приводит к непроизводительному расходованию энергии излучения. В схеме II при $S_x = S_y = 0,8 d_n$ непроизводительные расходы энергии заметно уменьшаются и $K_{\text{и}} = 0,72$; K_3

Принципиально возможны две схемы обхода по контуру, показанные на рис. 48. В схеме 1 пятна во всех рядах расположены друг под другом, а шаг по координате x равен шагу по координате y . Схема 1 более проста для технологического использования и приводит к упрочнению большего контура.

$= 0,94$. С этой точки зрения наилучшие результаты дает эта схема упрочнения при $S_x = 0,86 d_n$, $S_y = 0,74 d_n$, и тогда $K_3 = 0,95$; $K_{и} = 0,74$.

Рассмотрим влияние коэффициента перекрытия на характеристики упрочненной поверхности.

При обработке с перекрытием пятен ($K_n < 1$) в упрочняемом металле имеются зоны двух-, трех- и четырехкратного нагрева (рис. 50). Ввиду этого на периферийных участках пятна, где сталь и чугун нагреваются ниже критической температуры A_{C1} , образуются зоны отпуска и микротвердость в них понижается до 3000-6000 МПа. Это обстоятельство приводит к тому, что при импульсной закалке железоуглеродистых сплавов получить $b_{ny} = 0$ принципиально невозможно. Соотношение размеров упрочненных зон и зон отпуска во многом зависит от

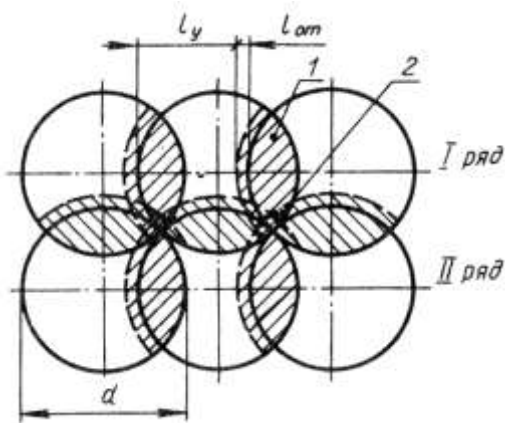


Рис. 50. Образование зон двух- (1), трех- и четырехкратного (2) нагрева при упрочнении с перекрытием

коэффициента перекрытия K_n . С увеличением коэффициента перекрытия размер упрочненного участка b_y увеличивается и при шаге $S = b_y + b_{ny}$ становится максимальным. При этом $K_n \sim 1$. При дальнейшем увеличении шага S и коэффициента перекрытия K_n доля неупрочненной части поверхности b_{ny}/b_y возрастает (см. рис. 47). Изменение коэффициента перекрытия сказывается и на шероховатости поверхности. При лазерной закалке с оплавлением с увеличением K_n шероховатость, в общем случае, увеличивается

и в зависимости от плотности мощности может составлять 8-100 мкм. Коэффициент перекрытия оказывает также существенное влияние на равномерность глубины упрочненного слоя: с его увеличением h_{min}/h_{max} возрастает, особенно существенно при $K_n > 0,6$. Поэтому с точки зрения наибольшей эффективности и качества упрочненного слоя процесс импульсной закалки ведут при $K_n \sim 0,5$.

3.8. Основные параметры лазерной закалки непрерывными лазерами и характеристики упрочненной поверхности

Лазерная закалка непрерывными лазерами имеет ряд особенностей по сравнению с импульсной. Во-первых, нет ограничений по длительности лазерного воздействия. Это позволяет увеличить производительность процесса и геометрические размеры упрочненных зон, а также в более широком интервале изменять структуру и свойства ЗЛВ, в частности, полнее осуществлять процесс гомогенизации аустенита

при нагреве стали. Во-вторых, по длине упрочненных полос нет зон многократного нагрева, а следовательно, имеется возможность увеличения равномерности свойств по поверхности.

Основные параметры лазерной закалки непрерывными лазерами—это мощность излучения P и диаметр пятна d_n , которые, как и при импульсной обработке, определяют плотность мощности. Кроме того, добавляется еще и скорость перемещения детали v относительно луча, которая определяет длительность лазерного воздействия.

Зона упрочнения на поверхности детали имеет форму полосы, а сечение, перпендикулярное движению, — такую же форму сегмента, как и при импульсной обработке. Характеристики упрочненной поверхности те же, что и при импульсной закалке.

Решение тепловых задач показало, что глубина ЗЛВ зависит от скорости обработки следующим образом $h \sim 1/\sqrt{v}$. Как и при импульсной закалке, увеличение диаметра пятна d_n при постоянных значениях P и v приводит к уменьшению глубины ЗЛВ и к увеличению ее ширины до некоторого предела, после которого ширина ЗЛВ может уменьшаться.

В настоящее время имеется достаточно много аналитических и экспериментальных зависимостей, связывающих глубину упрочнения с отдельными параметрами и со всеми сразу: например, $h \sim P/\sqrt{d_n} v$ и др. Для ряда случаев построены операционные карты, позволяющие выбирать необходимые интервалы режимов. Одна из таких карт (для стали с 0,36% углерода) приведена на рис. 51. По такой карте можно легко выбрать скорость и мощность для получения заданной глубины ЗЛВ при постоянном диаметре пятна.

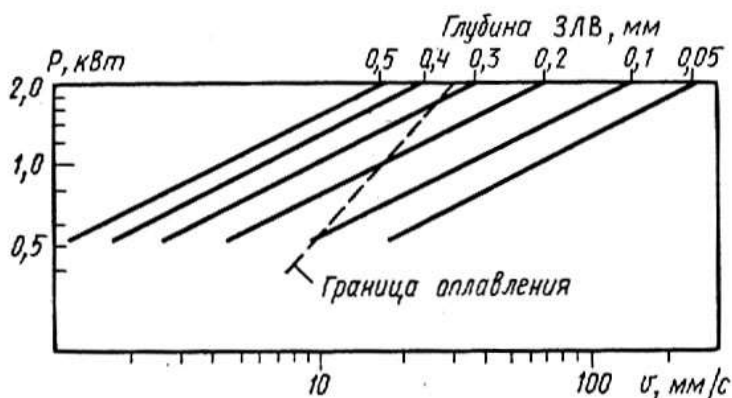


Рис. 51. Операционная карта выбора режимов лазерной обработки стали с содержанием углерода 0,36% при $d_n = 5,8$ мм (по Стину)

Согласно экспериментальным данным и теоретическим расчетам максимальная глубина упрочненного без оплавления слоя на сталях не превышает 2,5-3 мм, а на чугунах 2-2,5 мм. При обработке с оплавлением эти значения могут быть увеличены. Микротвердость поверхностного слоя зависит от режимов обработки и от химического состава сплава.

При обработке с оплавлением среднеуглеродистой стали и ряда сплавов микротвердость увеличивается с увеличением скорости обработки. Увеличение микротвердости при этом связано с увеличением скорости охлаждения.

С увеличением содержания углерода или легирующих элементов в стали микротвердость при увеличении скорости обработки увеличивается не так заметно, поскольку при этом может возрастать количество остаточного аустенита. При обработке без оплавления микротвердость может уменьшаться из-за незавершенности процессов гомогенизации. Эти процессы были ранее детально рассмотрены.

Параметры шероховатости поверхности при обработке с оплавлением имеют сложную зависимость от режимов. При большом объеме расплавленного металла (обработка с большой мощностью) с уменьшением скорости обработки высота микронеровностей и максимальная высота наплывов уменьшается за счет увеличения растекаемости расплава и смачиваемости поверхности. При малом объеме расплавленного металла (обработка с малой мощностью) с увеличением скорости обработки высота наплывов увеличивается. При переходе на режим лазерной закалки без оплавления параметры шероховатости поверхности практически соответствуют исходным.

Перспективным направлением для уменьшения шероховатости при лазерной закалке с оплавлением может быть разработка процесса с использованием добавок, уменьшающих поверхностное натяжение расплава и увеличивающих смачиваемость поверхности.

3.9. Технологические схемы закалки непрерывными лазерами

При обработке больших поверхностей непрерывными лазерами наиболее широко встречаются два случая последовательного наложения упрочненных полос: обработка плоских поверхностей и обработка цилиндрических поверхностей. Как и при импульсной закалке, в данном случае важной характеристикой является коэффициент перекрытия K_n , определяемый по отношению $K_n = S/d_n$. Полосы могут быть наложены с перекрытием (при $K_n < 1$) и без перекрытия (при $K_n \geq 1$). Тогда к характеристикам упрочнения добавляется равномерность глубины h_{min}/h_{max} и доля неупрочненной части поверхности b_{ny}/b_y .

Следует отметить, что в отличие от импульсной закалки с перекрытием, где в подавляющем большинстве случаев имеет место обработка с $K_n = 0,5$, при непрерывной закалке значение K_n лишь немного меньше единицы из-за значительного теплового влияния при наложении полосы на предыдущую полосу. Во многих случаях расположение упрочненных полос на некотором расстоянии друг от друга, так, что обработанная лазером площадь составляла бы 20-50% от общей площади, приводит к наибольшей износостойкости.

Как показано на рис. 52, обработку плоских поверхностей ведут по двум схемам наложения полос: линейной (а) и клеточной (б). После наложения каждой полосы деталь или луч периодически смещаются в поперечном направлении на расстояние, равное шагу S . Наиболее просто при клеточной схеме полосы накладывать под прямым углом друг к другу и с одинаковым шагом по обеим координатам, хотя больших сложностей для наложения полос не под прямым углом и для упрочнения с $S_x \neq S_y$, нет.

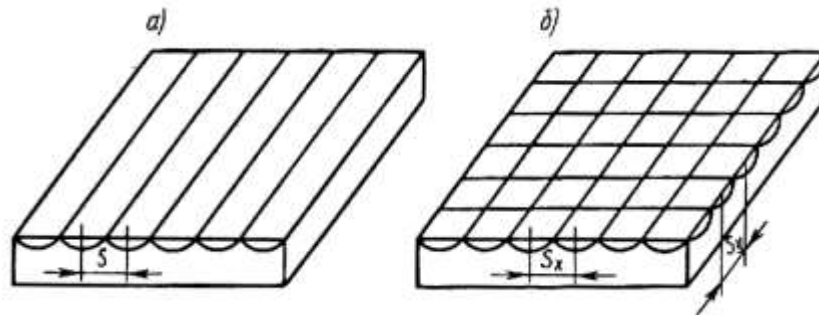


Рис. 52. Схемы наложения полос на плоской поверхности

Как показано на рис. 53, обработку цилиндрических поверхностей ведут по трем схемам: наложение односпиральных полос (а), наложение двухспиральных полос навстречу друг другу (б) с постоянной осевой подачей S а также наложение полос вдоль оси по образующей с периодическим вращением детали для смещения на шаг S (в). По этим же схемам ведут упрочнение внутренних цилиндрических поверхностей. Упрочнение внутренних поверхностей втулок и других деталей осуществляется с помощью отклоняющего зеркала, вводимого внутрь детали (рис. 54). В этом случае возникает необходимость охлаждения и защиты зеркала от испарений и копоти. Для получения спиральных полос втулка вращается непрерывно с частотой n для получения заданной линейной скорости обработки v и одновременно перемещается в продольном направлении с подачей S . Возможно также продольное перемещение оптической головки с подачей S при вращающейся втулке.

При упрочнении с продольным наложением полос перемещается цилиндр или оптическая головка с линейной скоростью v , а втулка периодически вращается для получения шага S . Упрочнение с вращающейся головкой распространения не получило из-за сложности конструктивного исполнения. В ряде случаев внутренние поверхности упрочняют, направляя лазерный луч под углом к поверхности (рис. 55), без ввода отклоняющего зеркала внутрь втулки. Втулка при этом вращается в продольном направлении.

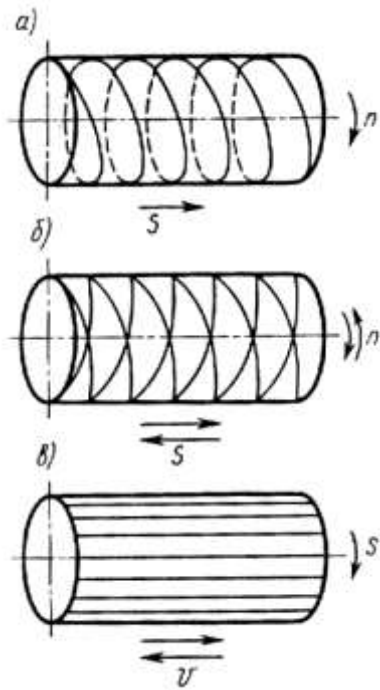


Рис. 53. Схемы упрочнения цилиндрических деталей

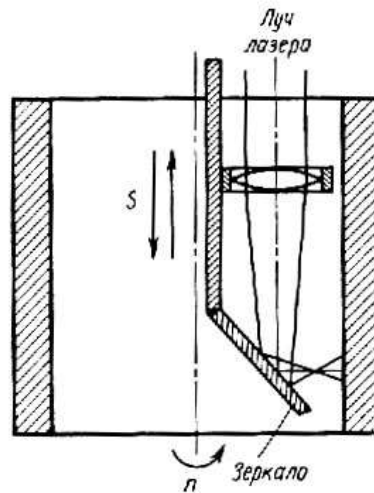


Рис. 54. Схема упрочнения внутренней цилиндрической поверхности

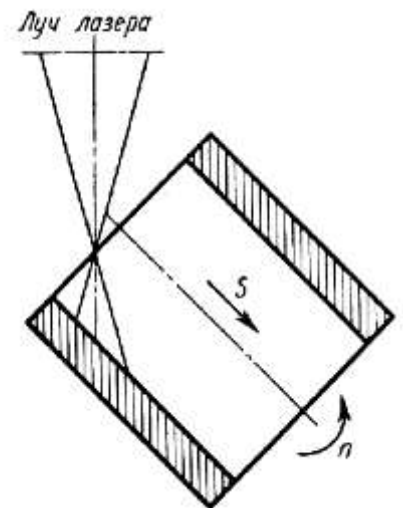


Рис. 55. Схема упрочнения внутренней поверхности цилиндра лучом, направленным под углом к оси втулки

Ширина упрочненных участков ограничена, поскольку при угле между осью втулки и осью лазерного луча меньше 30° происходит ухудшение качества упрочнения из-за увеличения доли отражения.

Обработка непрерывным излучением позволяет повысить однородность микроструктуры и твердости вдоль полос упрочнения, однако поперек полос неоднородность все же имеет место. Так же, как и при импульсной обработке, при $K_n < 1$ имеются зоны повторного нагрева и зоны отпуска в ранее упрочненном объеме шириной до 400 мкм. Для уменьшения их размеров имеется ряд рекомендаций. Во-первых, предпочтительнее обработка на более высоких скоростях с высокими градиентами температуры. Во-вторых, рекомендуется отсекал периферийную часть лазерного пятна с невысокой плотностью мощности. С этой точки зрения наиболее подходящим для термоупрочнения является равномерное распределение плотности мощности по пятну или плотности мощности в центре пятна на 20-30% меньше по сравнению с периферийными участками.

Имеется метод упрочнения цилиндрических деталей без образования зон отпуска, который заключается во вращении и перемещении детали или оптической головки в продольном направлении (см. рис. 53, а), причем скорость вращения достаточно велика, для того, чтобы температура на поверхности детали за один оборот не опускалась ниже температуры точки A_{C1} диаграммы железо — углерод. Например, при

обработке прутков диаметром 7-10 мм необходимая частота вращения составляет 2800-3000 об/мин. В связи с этим диаметр детали имеет ограниченные размеры, а деталь приходится охлаждать водой для увеличения скорости охлаждения.

Сканирование излучения при лазерной обработке

В основе принципа сканирования лежит многократный пробег лазерного пятна поперек движения образца (рис. 56).

При этом имеет место колебание температуры поверхности в интервале температур закали и плавления и поэтому весь участок поперек полосы нагревается и закаливается одновременно (рис. 57).

Для поддержания температуры поверхности в интервале закалочных температур необходимо сканирование с высокой частотой - 200-300 Гц. Наибольшее распространение получили механические и магнитоэлектрические сканаторы.

Работа механических сканаторов основана на принципе механического колебания оптических элементов, чаще всего - отклоняющих зеркал. Их недостаток - высокая инерционность и большие вибрации. Принцип действия магнитоэлектрических сканаторов основан на колебаниях катушки или рамки с отклоняющим зеркалом в переменном электромагнитном поле. Этот тип сканаторов наиболее распространен.

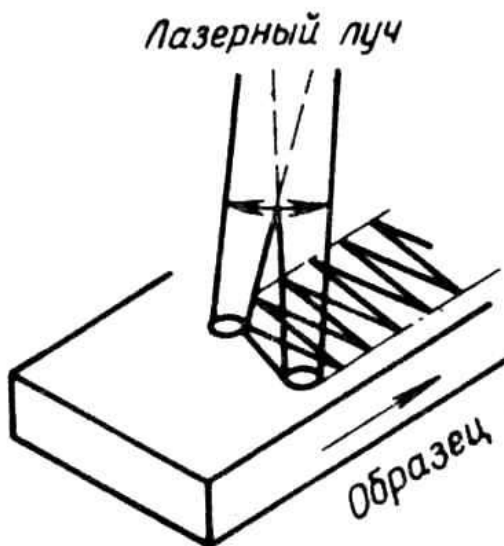


Рис. 56. Схема упрочнения поверхности со сканированием излучения

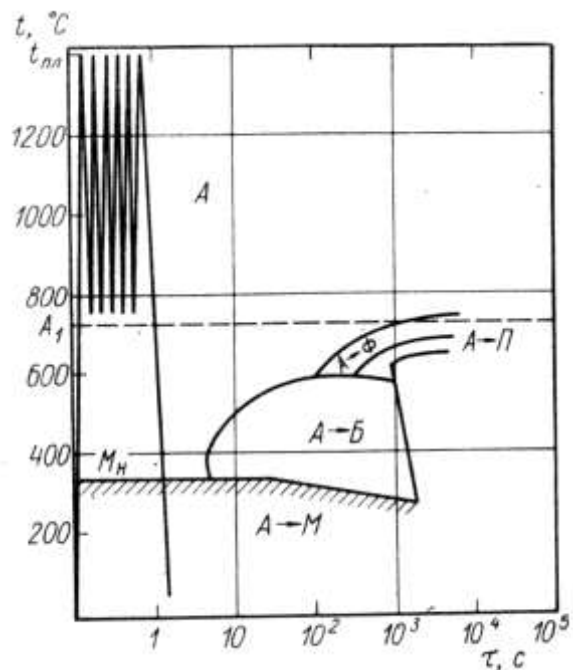


Рис. 57. Схема изменения температуры поверхности при упрочнении со сканированием

При использовании сканирования для выбора режимов удобны операционные карты, по которым в зависимости от требуемой глубины упрочненного слоя можно вы-

брать скорость термообработки. В этом случае скорость термообработки определяют умножением ширины сканирования на скорость перемещения обрабатываемого образца. В других операционных картах при заданной глубине заковки можно выбрать мощность излучения при различных скоростях термообработки. Такие операционные карты строят экспериментально для каждого класса материалов.

Тема 4. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ЛАЗЕРНОЙ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

4.1. Физические процессы

При лазерной обработке происходит поглощение поверхностным слоем материала энергии светового луча. В результате сложных теплофизических и термодинамических процессов, сопутствующих поглощению световой энергии, в материале протекают фазовые и структурные превращения, изменения состава поверхностного слоя, обеспечивающие изменение его состояния.

На рис. 58 приведена схема физических процессов, развивающихся при воздействии высокоэнергетического лазерного пучка на поверхность металла.

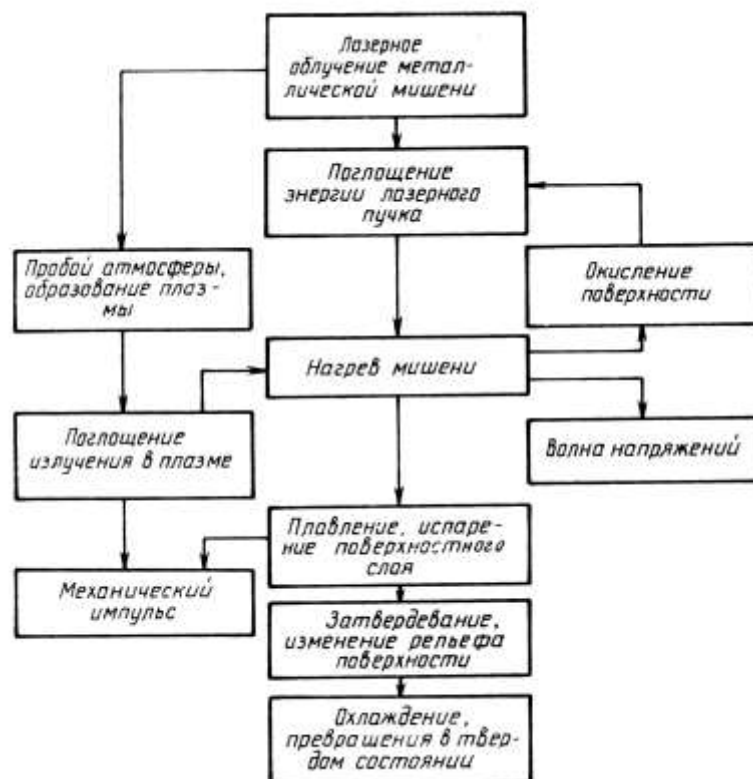


Рис. 58. Схема физических процессов, развивающихся при воздействии лазерного излучения на металлические мишени

Поглощение энергии поверхностью приводит к ее нагреву. При лазерном легировании металла в атмосфере энергия луча частично поглощается слоем обмазки или легирующего компонента, предварительно нанесенным на обрабатываемую поверх-

ность. При определенных условиях облучения у поверхности металла или так называемой мишени возможен пробой атмосферы с образованием плазменного факела. Эта плазма может поглотить до 100% энергии излучения, полностью экранируя мишень. В этом случае мишень нагревается от плазмы, а не от поглощения лазерного излучения.

При лазерной химико-термической обработке (ЛХТО) с использованием обмазок в состояние активной плазмы может перейти часть вещества обмазки.

Нагрев поверхности металла и нанесенных на его поверхность легирующих компонентов до температур, значительно превышающих температуры плавления, сопровождается их интенсивным испарением. При этом скорость испарения может быть настолько высокой (10^5 см/с), что возникает так называемый механический импульс отдачи. Экспериментально установлено, что при нанесении на поверхность сплавов железа легко испаряющихся покрытий (кварца, свинца) механический импульс отдачи от реактивного действия истекающего пара может составить ~ 1 МПа.

Нагрев металлов при воздействии лазерного излучения определяется его энергетическими характеристиками, теплофизическими свойствами обрабатываемого материала и наносимых легирующих компонентов и химическим взаимодействием основного металла мишени, а также легирующих компонентов с атмосферой и между собой. Предполагается, что лазерное легирование осуществляется в результате диффузии в твердой фазе из плазмы, а также из жидкой фазы путем конвективного перемешивания расплава.

В условиях образования перегретой жидкости при действии светового потока ОКГ основная часть легирующего компонента распространяется в зоне плавления направленными потоками под действием механических сил, а в результате диффузионного переноса от движущихся потоков легирующих элементов происходит их перераспределение по всему объему ванны расплава.

Для оценки геометрических параметров зоны легирования, фазовых и структурных превращений при ЛХТО необходимы достоверные сведения о скоростях нагрева и охлаждения, времени достижения температуры плавления и распределения температур по сечению зоны лазерного воздействия.

Температурное поле при нагреве излучением лазера определяется уравнением теплопроводности для полубесконечного тела в линейной (теплофизические константы материала не зависят от температуры) или нелинейной (теплофизические константы материала зависят от температуры) постановках, а в условиях ЛХТО - с учетом поглощения энергии обмазкой легирующего компонента.

Для импульсных лазеров плотность мощности излучения, необходимая для расплавления таких металлов, как Fe, Ni, Ti, W, Mo, Al, Cu составляет 10^3 - 10^4 Вт/см².

При плотности потока $2 \cdot 10^7$ Вт/см² в центре пятна фокусировки луча скорость нагрева на поверхности металлической мишени составляет 10^{10} °C/с при градиенте температур 10^6 °C/см.

Скорость охлаждения металла в зоне действия луча после прекращения его действия достигает 10^9 °C/с и резко уменьшается с увеличением расстояния от поверхности. Такие скорости охлаждения превышают критические скорости закалки металлов из жидкого состояния (10^5 - 10^6 °C/с) для образования аморфных и метастабильных структур.

Для прогнозирования процессов ЛХТО необходимо знать распределение температуры в зоне воздействия луча в зависимости от энергетических параметров излучения и распределение скоростей охлаждения после окончания действия импульса.

Температурное поле при ЛХТО определяется поглощением энергии поверхностью металла, которое, в отличие от ЛТО, в большой степени зависит от толщины слоя, теплофизических свойств и химического состава обмазок или легирующих элементов, наносимых на поверхность насыщения. Если химико-термическая обработка проводится в режиме расплавления, то для оценки геометрических параметров упрочненной зоны необходимо знать глубину распространения изотермы плавления. Эти данные могут быть получены исходя из эпюры распределения температур с учетом рассеяния энергии легирующими компонентами.

4.2. Энергетические условия передачи лазерного излучения при поверхностном легировании

Одной из важнейших характеристик, определяющих термодинамические и кинетические процессы при ЛТО и ЛХТО, является количество энергии, поглощенное металлом при использовании излучения оптического квантового генератора (ОКГ).

При ЛХТО (рис. 59) энергия излучения ОКГ расходуется на поглощение поверхностью E_p , на потери энергии в результате отражения, определяемые оптическими свойствами обмазки ($E_{п.о.}$), и на энергию, поглощенную обмазкой и «не дошедшую» до обрабатываемого материала $E_{обм}$:

$$E = E_p + E_{п.о.} + E_{обм} \quad (28)$$

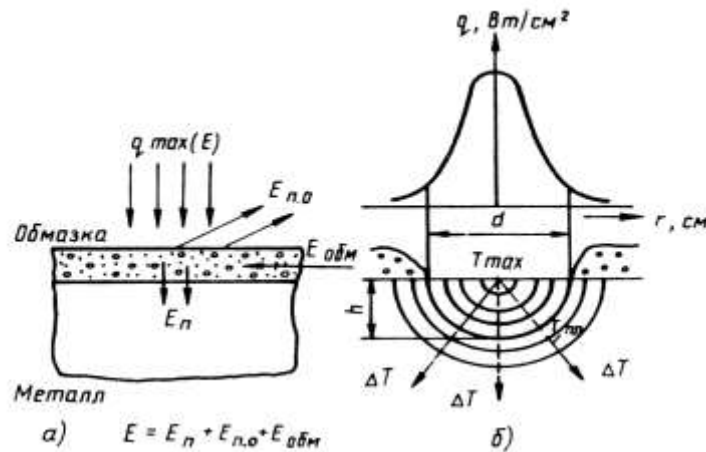


Рис. 59. Поглощение энергии при лазерной химико-термической обработке (а) и температурное поле в зоне воздействия лазерного излучения (б); E - энергия излучения ОКГ, $E_{п.о.}$ - энергия, отраженная поверхностью; $E_{обм}$ - энергия, поглощенная обмазкой; E_n - полезная энергия, обеспечивающая оплавление поверхности; $T_{пл}$ - изотерма плавления; T_{max} - максимальная температура поверхности

Инициатором процессов, протекающих при ЛХТО, является поглощенная энергия E_n . Количественно поглощенную энергию можно определять из соотношения

$$E_n = A_o E$$

Коэффициент поглощения A_o зависит от оптических свойств обрабатываемого материала, состояния поверхности и характеристики излучения ОКГ.

Таким образом, количество поглощенной энергии определяет долю полезной для обработки энергии излучения ОКГ и распределение температуры в зоне лазерного воздействия.

Мощность импульса, поглощенная поверхностью металла,

$$P_n(\tau) = q(\tau)/q_{max}; P_n = P_i - P_p,$$

где P_i - полная мощность импульса; P_p - мощность импульса, поглощенная обмазкой, содержащей легирующий компонент.

Так как лазерное легирование осуществляется в режиме плавления, то, рассчитав глубину распространения изотермы плавления $T_{пл}$, можно определить геометрические параметры зоны легирования, глубину h и диаметр d (см. рис. 59, б).

При расчете глубины зоны плавления определяют исходя из заданной плотности мощности и длительности лазерного импульса (для импульсных лазеров), предварительно приняв, что температура на поверхности в центре луча равна температуре испарения основного металла:

$$T(x, z, \tau) = T(0, 0, \tau) = T_{исп}.$$

Таким образом, для прогнозирования геометрических параметров зоны лазерного легирования необходимо знать мощность импульса, поглощенную слоем обмазки

P_n (или использованную при формировании зоны упрочнения), и мощность импульса P_i .

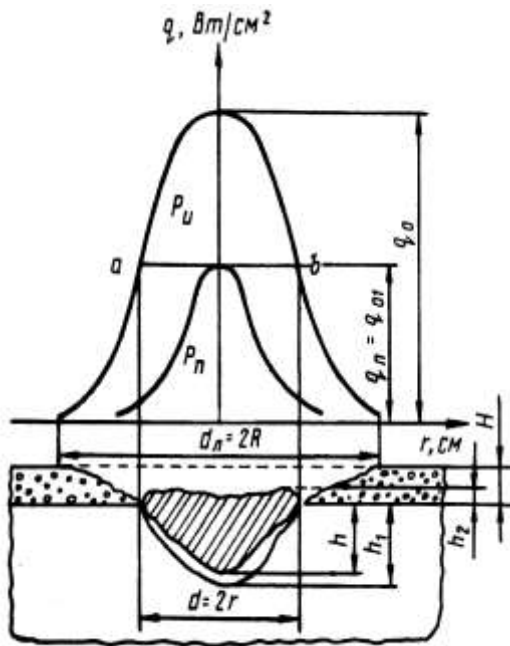


Рис. 60. Принципиальная схема воздействия лазерного излучения с поверхностью металла, покрытой слоем обмазки:

P_i - полная мощность импульса; P_n - полная мощность импульса, поглощенная обмазкой; q_0 - максимальная плотность мощности; q_n - плотность мощности, поглощенная обмазкой; d_n - диаметр фокального пятна; d - диаметр зоны легирования; h - глубина зоны легирования; h_1 - глубина зоны плавления; h_2 - толщину наплавленного слоя; H - толщина слоя обмазки

При взаимодействии нормально-кругового лазерного излучения с полной мощностью импульса P_i , максимальной плотностью мощности в центре пучка q_0 и диаметром фокального пятна d_n с поверхностью металла, покрытой шликерным слоем обмазки, содержащей легирующий элемент толщиной H , на обрабатываемой поверхности образуется зона легирования со следующими геометрическими характеристиками: диаметр d , глубина зоны легирования h , глубина ванны плавления h_1 (рис. 60). Диаметр зоны легирования всегда меньше, чем диаметр лазерного луча, что объясняется неравномерностью распределения плотности мощности излучения по сечению светового потока, имеющего максимальное значение в центре пучка (q_0), и уменьшающегося по мере удаления от центра по закону Гаусса. Если в центре луча полная мощность импульса P_i и плотность мощности q_0 , а P_n -

мощность импульса (q_n - плотность мощности), поглощенная обмазкой, так называемая пороговая мощность импульса пробоя обмазки, то соответствующие значениям P_i и P_n гауссовские распределения энергии имеют вид, показанный на рис. 60.

Разности $(P_i - P_n)$ и $(q_0 - q_n)$ определяют полезную энергию, использованную при легировании. Касательная ab к гауссовскому распределению поглощенной мощности P_n по точкам пересечения a и b с гауссовским распределением полной мощности импульса дает диаметр зоны легирования.

Таким образом, найдя пороговую мощность импульса пробоя обмазки P_n можно прогнозировать геометрические параметры зоны легирования. Эта энергия (мощность импульса) является функцией термодинамических и оптических характеристик материала обмазки, а также толщины слоя обмазки H .

Определение пороговой плотности мощности для шликерного слоя обмазки заданной толщины легко решается экспериментальным путем. Для этого достаточно найти мощность импульса, при которой происходит пробой шликерного слоя, но еще отсутствует воздействие лазерного излучения на поверхность металла.

4.3. Формирование упрочненной зоны при лазерном легировании

Формирование упрочненной зоны в результате лазерного легирования происходит путем диффузии и массопереноса легирующих элементов в твердой фазе из жидкой фазы и из плазмы.

Структурные свойства зоны легирования зависят от концентрации легирующих элементов и получения фаз различной степени стабильности и дисперсности, которые образуются в процессе кристаллизации и охлаждения.

Наряду с концентрацией легирующих компонентов в обмазке строение и состав зоны термического воздействия определяются технологическими параметрами лазерного облучения - плотностью мощности излучения, временем его действия, числом импульсов, а также количеством и химическим составом обмазки.

В зависимости от энергии излучения и количества обмазки можно изменять состав и строение поверхностного слоя. Например, при энергии $E = 10$ Дж на импульсном лазере при небольшом количестве обмазки образуется обычная зона термического воздействия. С увеличением количества обмазки зона легирования в конечном счете выступает над поверхностью, создавая наплавленный слой. При дефокусировке луча можно приплавить к поверхности отдельные частицы обмазки.

При увеличении мощности импульса выше порогового значения для слоя обмазки данной толщины на поверхности подложки начинает формироваться легированный (модифицированный) слой. При отношении $P_{и}/P_{п}$ несколько больше единицы размеры зоны легирования, получаемой в результате одного импульса, как в диаметре, так и по толщине незначительны.

С увеличением этого отношения размеры легированной или модифицированной зоны увеличиваются. Причем вначале рост толщины выступающей над поверхностью части слоя (см. рис. 60) опережает увеличение толщины диффузионной зоны h и происходит наплавка металла. Дальнейшее увеличение отношения $P_{и}/P_{п}$ приводит к образованию наплавки со все более увеличивающейся заглубленной частью, т.е. простирающейся в глубь подложки из основного металла. При некотором соотношении $P_{и}/P_{п}$ на поверхности образуется легированный слой с равными по величине «заглубленной» и выступающей частями. Последующее увеличение мощности обуславливает снижение значения толщины наплавленного слоя h_2 и возрастание глубины зоны легирования h .

Таким образом, для конкретной толщины слоя обмазки соотношение $P_{и}/P_{п}$ определяет тип легированной или модифицированной зоны: наплавка при $h_2 > h$ и легированный слой при $h > h_2$. Так как четкой границы между наплавкой и лазерным легированием не существует, в дальнейшем условно принимаем за такую границу мощность импульса, при которой образуется слой с параметрами $h=h_2$. С этой точки зрения весь рабочий диапазон мощности излучения $P_{и} > P_{п}$ для различных толщин обмазки можно разбить на две области: I - режима легирования и II - режима наплавки (рис. 61). Нижней границей области режима наплавки является зависимость мощности пробоя от толщины слоя (рис. 62).

На рис. 61 показаны для импульсного лазера возможные области режимов легирования и наплавки при ЛХТО.

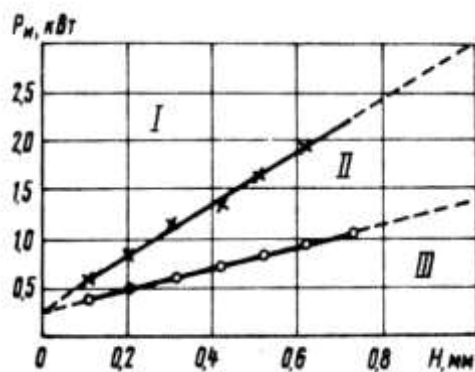


Рис. 61. Области технологических режимов при различной мощности импульса и толщине слоя обмазки:

I - область режима легирования; II - область режима наплавки; III - нерабочая область

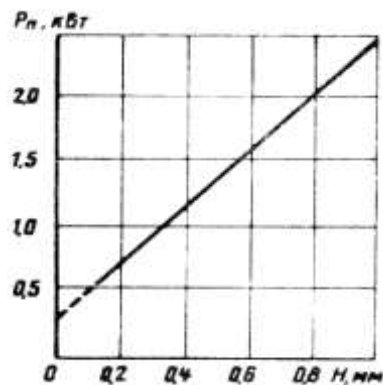


Рис. 62. Зависимость мощности импульса, обеспечивающей эффект приобоя обмазки, от толщины шликерного слоя

Для всех типов насыщенных элементов режим легирования имеет место при соотношении $P_{и} / P_{п} \geq 1,5-2,0$. Меньшее значение отношения соответствует малым толщинам обмазок; при увеличении толщины обмазки требуемое превышение мощности импульса над пороговой приближается к двум.

Структура, фазовый состав и свойства зон упрочнения зависят от энергетических параметров излучения, но в основном определяются типом и количеством насыщающего элемента или толщиной слоя обмазки.

При ЛХТО возможно образование пересыщенных твердых растворов. Например, при легировании железа вольфрамом образуется α -твердый раствор на основе железа с концентрацией вольфрама $\sim 15-18\%$, что значительно превышает максимальную растворимость его в железе по диаграмме состояния. Аналогичные данные получены при легировании железа молибденом при многократном импульсном облу-

чении. При равновесной концентрации ~6,7% молибдена в α -железе при ЛХТО концентрация молибдена повысилась до 28-36%. Высокая концентрация легирующих элементов в расплаве при сверхскоростном охлаждении в условиях ЛХТО приводит к образованию пересыщенных твердых растворов.

Высокая концентрация легирующих компонентов и возможная неравномерность их распределения в зоне плавления определяют увеличение внутренних напряжений, что может привести к образованию трещин и микропор.

Неоднородность состава зоны расплава, в частности при лазерном борировании подтверждена методом радиографии. Вблизи границы зоны плавления с зоной термического влияния снижается концентрация бора, что вызвано понижением температуры металла и меньшей интенсивностью перемешивания расплава в граничной области.

Внедрение атомов бора происходит по границам зерен, что может быть связано с локальным расплавлением границ зерен на границе зоны плавления и зоны термического влияния. При многократном импульсном воздействии концентрация бора выравнивается в объеме расплавленного металла.

Исследование химического состава зон плавления при ЛХТО легированных сталей показывает, что в расплаве не происходит заметного перераспределения легирующих элементов стали.

Выбор насыщающих элементов для лазерного легирования обычно осуществляется эмпирически в серии предварительных экспериментов при разработке технологии ЛХТО упрочняемых сплавов. Например, при легировании сплавов алюминия медью, цинком, кремнием, сурьмой образующиеся структуры практически не ведут к повышению твердости. Попытки введения в расплав карбидов (карбиды бора, вольфрама, титана, хрома), нитридов (нитриды титана, ванадия, циркония), оксидов (оксиды алюминия, кремния, хрома) также не привели к формированию упрочненного слоя. В зоне лазерного воздействия при этом не обнаруживались новые фазы, а микроструктура слоя соответствовала структуре, получаемой при лазерной термообработке сплавов алюминия с оплавлением.

В зависимости от типа легирующего элемента (его совместимости с матрицей), количества легирующей обмазки и режимов обработки количество включений упрочняющих фаз в поперечном сечении ванны плавления может быть различным.

Например, при насыщении сплавов алюминия аморфным бором при больших плотностях излучения ОКГ на глубине до 50-60 мкм наблюдается выделение отдельных включений новой фазы, имеющей очень высокую микротвердость (20000-25000 МПа). Общее количество включений не превышает 2-3% площади поперечного сече-

ния ванны плавления и не приводит к увеличению твердости зоны обработки. Степень заполнения поперечного сечения ванны плавления новой фазой при легировании алюминия ниобием составляет 40-45%, никелем - 75-80%. При легировании металлами IV б группы периодической системы образуется сплошная упрочненная зона с равномерным распределением твердости.

При лазерном упрочнении образуются фазы с различными удельными объемами, отличающимися от исходных, и поэтому в поверхностном слое металла возникают внутренние напряжения. Величина и знак остаточных напряжений, возникающих после импульсной лазерной обработки, зависят от режима упрочнения, коэффициента перекрытия, фазового и химического состава зоны легирования. При ЛТО с оплавлением при единичном импульсе или обработке в линию без наложения зон упрочнения образуются сжимающие напряжения.

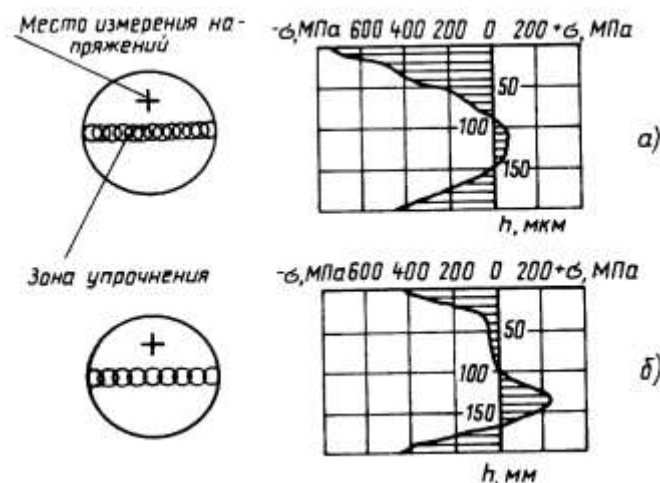


Рис. 63. Распределение остаточных напряжений в поверхностном слое стали 40X, упрочненной лазерным излучением: а - ЛТО с оплавлением, обработка в линию с наложением зон упрочнения, $K_3 = 0,6$; б - ЛХТО, обработка в линию с наложением зон упрочнения, $K_3 = 0,3$ (борирование)

При наложении зон упрочнения с коэффициентом перекрытия 0,3-0,6 сжимающие напряжения на поверхности возрастают. Однако на глубине 40-60 мкм напряжения переходят в растягивающие, а на глубине более 160 мкм они вновь становятся сжимающими (рис. 63).

Лазерное легирование позволяет получить равнопрочную поверхность при сканировании луча с перекрытием зон упрочнения.

При ЛТО стали с перекрытием зон упрочнения в результате высокоскоростного нагрева и охлаждения ранее сформированных упрочняемых зон протекают процессы повторной закалки и отпуска. При нагреве зон перекрытия ниже температур фазовых превращений происходит отпуск, приводящий к снижению твердости.

Легирование позволяет уменьшить падение твердости при обработке с перекрытием, что зависит от фазового состава зон упрочнения. При образовании твердых растворов и гетерофазных смесей твердых растворов и интерметаллидов понижается твердость в зонах перекрытия. При формировании интерметаллидных структур достигается однородная по твердости упрочненная поверхность. В частности, при лазерном борировании при образовании фаз типа Fe_2B и FeB падения твердости в зонах перекрытия не происходит.

Концентрацию легирующего элемента в упрочнённом слое можно приближенно оценить по привесу образца:

$$K_2 = [\Delta P / (P_0 + \Delta P)] 100\%$$

где ΔP - увеличение массы образца после легирования; P_0 - масса расплавленного слоя металла.

Оценка концентрации легирующих элементов может быть приближенно проведена из геометрических параметров зоны упрочнения и толщины слоя обмазки.

Влияние энергетических характеристик лазерного излучения на геометрические размеры зон упрочнения

Диаметр зоны легирования может быть определен радиусом гауссова пучка при известной плотности пороговой мощности излучения импульса мощностью P_p , необходимой для пробоя слоя обмазки толщиной H (см. рис. 60):

$$d = 2 \sqrt{(1/k) \ln(P_p / P_{th})} \quad (29)$$

где P_i - мощность импульса; P_p - мощность пробоя для шликерного слоя данной толщины; k - коэффициент сосредоточенности излучения.

Расчеты по формуле (29) хорошо коррелируют с экспериментальными данными.

Экспериментально полученные данные о зависимости толщины легированного слоя от величины используемой мощности (установка Квант-16) и изменении коэффициента использования импульса с увеличением толщины обмазки позволяют построить номограммы для определения толщины зон легирования в зависимости от мощности лазерного импульса и толщины слоя обмазки. Для обмазок из порошков титана и кобальта эти номограммы представлены на рис. 64. Левая часть номограммы представляет собой зависимость используемой мощности от полной мощности лазерного импульса при различной толщине слоя обмазки. Эта зависимость определяется расчетным путем по формуле:

$$K_{исп} = (P_p / P_i) (\ln P_p / P_i + K r^2) + 1 \quad (30)$$

где $K_{исп} = P_{исп} / P_i$ – коэффициент использования энергии импульса; K – коэффициент

сосредоточенности источника теплоты.

Правая часть номограммы является зависимостью толщины легированного слоя от использованной мощности. Номограмма позволяет легко определять ожидаемую толщину зон легирования при различных режимах работы лазера для интервала толщины слоя обмазки 0,1-0,9 мм и, наоборот, по заданной толщине легированного слоя определять требуемые параметры ЛХТО, а именно, мощность излучения и толщину обмазки. Например (см. рис. 64), при обработке поверхностей лазерным излучением мощностью 2,3 кВт при толщине слоя обмазки 0,3 мм используемая мощность импульсов составит 1,6 кВт и толщина легированной зоны 0,33 мм.

При многократном облучении зон лазерного упрочнения импульсами с постоянной энергией увеличиваются их размеры. Наибольшее увеличение глубины и диаметра зоны термического влияния и зоны плавления происходит в процессе первых трех импульсов, а затем размеры зон стабилизируются.

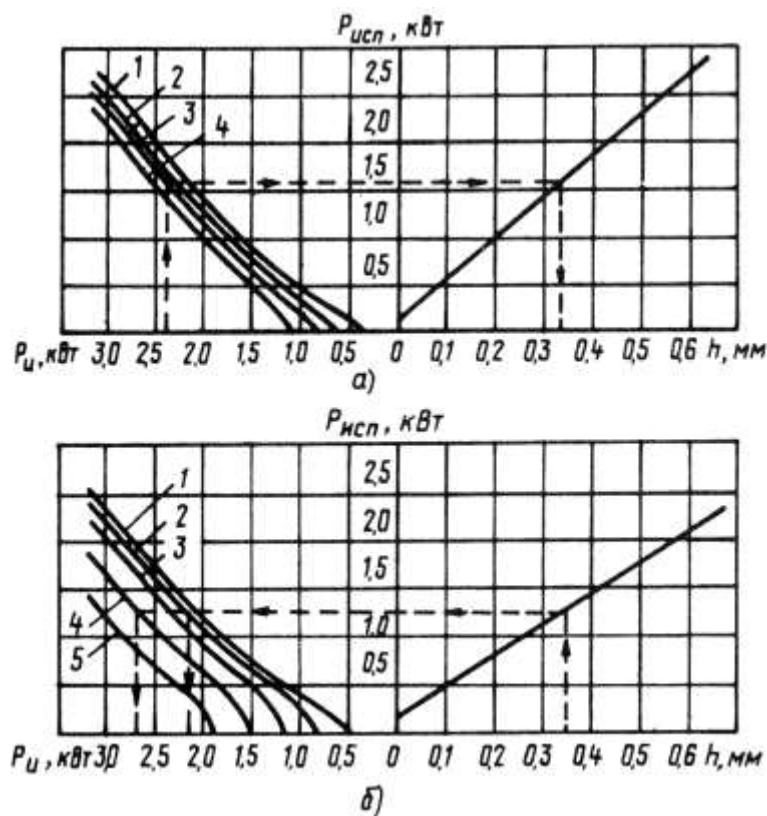


Рис. 64. Номограмма для определения используемой мощности и толщины легированного слоя в зависимости от полной мощности импульса при насыщении титаном (а), кобальтом (б) для различных толщин обмазки:

1-0,1 мм; 2-0,3 мм; 3-0,5 мм; 4-0,7 мм; 5 -0,9 мм

Если зону плавления при ЛХТО составляет несколько различных структур, то многократная обработка излучением ОКГ позволяет получить более однородную

структуру и равномерное распределение микротвердости по объему расплавленного и закристаллизованного материала. При образовании структур с большими удельными объемами при повторном облучении в зонах ЛХТО возможно образование трещин в результате внутренних напряжений.

4.4. Технология лазерной химико-термической обработки (ЛХТО)

4.4.1. Методы введения легирующих элементов при лазерном легировании

При ЛХТО перед обработкой лучом лазера на поверхность изделия предварительно наносят легирующие элементы различными способами: накаткой фольги из легирующего материала, электролитическим или химическим осаждением, вакуумным напылением, электроискровым легированием, нанесением порошков или обмазок, насыщением из жидкости или газовой среды.

Легирование из газовой фазы осуществляется при нормальном и повышенном давлении. Например, при лазерном азотировании стали увеличение твердости в 2-2,5 раза достигается при давлении азота 8,82МПа, при азотировании титана значительное повышение твердости происходит при нормальном давлении и подаче струи азота в зону обработки.

Возможно введение порошкового легирующего компонента при вдувании порошка дисперсностью около 100 мкм в зону лазерного облучения потоком воздуха или другого газа-носителя. При этом способе не требуется предварительной обработки деталей, однако неэкономичен расход материала и получаются легированные слои с малой концентрацией легирующего элемента.

Насыщение из обмазок обеспечивает более экономный расход легирующих элементов и возможность получения в зоне упрочнения большой концентрации насыщающего элемента, которая регулируется в основном толщиной обмазки. Лазерное легирование через шликерный слой порошкообразного легирующего элемента заметно повышает поглощательную способность поверхности.

Технологическая последовательность этого метода заключается в нанесении обмазки (порошка легирующего элемента и связующего вещества) на обрабатываемую поверхность, сушке с целью фиксации нанесенного слоя обмазки и обработке упрочняемой поверхности лазерным излучением. Связующий состав должен удовлетворять следующим требованиям: содержание сухого вещества в нем должно быть минимально возможным во избежание разбрасывания частиц насыщающего компонента обмазки в процессе обработки продуктами сгорания связующего; связующее вещество обмазки должно быстро высыхать или полимеризоваться в случае органического соединения для обеспечения высокой производительности обработки.

При использовании в качестве связующего органических материалов, таких как жиры, синтетические клеящие вещества, эпоксидные смолы и др., образуется большое количество сажи, которая из-за низкой скорости горения связующего выделяется во время действия лазерного импульса и экранирует поверхность. Это препятствует формированию жидкой ванны. Лучшие результаты получены при применении клеев и лаков на основе нитроцеллюлозы. Скорость их горения больше скорости лазерной обработки и поэтому здесь в основном образуются газообразные продукты, прозрачные для лазерного луча. Однако при интенсивном и значительном газовыделении возможно разбрасывание обмазки. Хорошие результаты получены при использовании в качестве связующего цапон-лака в количестве 9-33% массы обмазки. Однако его применение требует использования специальных термических шкафов для полимеризации связующего и процесс сушки длителен. В качестве связующего может быть использован 20%-ный раствор клея БФ-2 в ацетоне. Время сушки при применении данного состава для получения удовлетворительной адгезии слоя обмазки поверхностью алюминия составляет 15-20 мин при 20°C. Кроме того, данный состав имеет низкую вязкость и хорошую смачиваемость поверхностей, что важно при применении обмазок строго определенной толщины.

Применяемые для легирования и наплавки порошки должны иметь среднюю фракцию размеров частиц порошка в пределах 100-250 мкм. При приготовлении обмазки необходимо исключить комкование. В частности, для наплавки обмазка может быть приготовлена по следующей схеме: связующее (оксиэтилцеллюлоза) разводится горячей водой (70-80°C) в пропорции 1:5 по объему. В подготовленный раствор добавляется наплавляемый порошок и размешивается до получения массы равномерной консистенции.

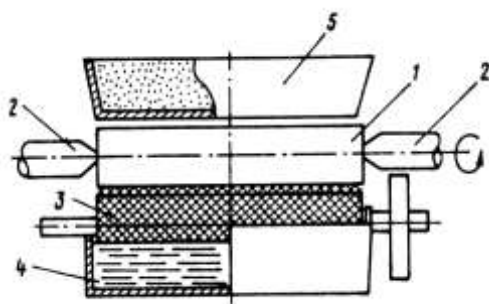


Рис. 65. Схема нанесения обмазки:
1 - обрабатываемая деталь; 2 - центр; 3 - валок; 4 - ванна со смазочным материалом; 5 - бункер с порошком

После этого обмазка наносится на поверхность детали. Для тел вращения хорошие результаты дает нанесение шликерного слоя при обкатывании детали валиком, который полупогружен в ванну с подготовленной обмазкой. Регулирование зазора между валиком и деталью дает возможность наносить покрытия разной толщины. Поверхность валика должна быть рифленой или губчатой (например, слой поролона) для удержания равномерного слоя смеси на поверхности. Вращение валика и детали должно осуществляться в противоположные стороны,.

что легко достигается с помощью паразитного ролика. Для предотвращения расслоения смеси ее необходимо постоянно перемешивать. Возможна другая схема нанесения шликерного легирующего слоя, при которой на обрабатываемую поверхность предварительно наносится клеевой состав, а затем насыпается порошок.

Схема создания шликерного слоя при последовательном нанесении связующего слоя и порошкового наполнителя показана на рис. 65. В этом случае валик для накатывания слоя должен иметь гладкую поверхность с шероховатостью $Ra = 2,5-0,63$ мкм. При соприкосновении поверхностей валика и детали происходит перенос на деталь пленки клеящего состава, толщина которой регулируется вязкостью раствора.

После этой операции ванна с клеем отводится на запасную позицию, а к детали подводится бункер с порошком с таким расчетом, чтобы нанесение порошка происходило не по центру детали, а со смещением на одну четверть диаметра. Под деталь установлен поддон для приема порошка, ссыпавшегося с детали. При этом производительный расход порошка составляет около 2%.

На небольшие поверхности обмазку можно наносить кисточкой и с помощью устройства типа «пистолета», применяемого обычно для газопламенного нанесения покрытий. Однако для уменьшения потерь легирующих добавок давление несущей струи должно быть до 0,01 МПа.

Важно отметить, что предварительной подготовки поверхности деталей для ЛХТО не требуется.

Детали, не имеющие сколько-нибудь существенных загрязнений поверхности, обезжиривают в ванне с раствором соды. Для деталей, имеющих стойкие загрязнения после эксплуатации, рекомендуется очистка в моющих растворах.

4.4.2. Влияние режимов ЛХТО на размеры зон лазерного упрочнения

При обработке поверхности стальных образцов излучением ОКГ в режиме оплавления формируется зона лазерного воздействия, состоящая из зоны расплавленного и быстрозакристаллизованного металла (зона плавления) и зоны, претерпевшей структурные изменения в твердом состоянии (собственно зона термического влияния).

На размеры зон лазерного воздействия при ЛТО и ЛХТО влияют плотность мощности излучения, количество и свойства наносимой обмазки. Технологическими характеристиками, определяющими плотность мощности излучения, являются: энергия импульса лазерного излучения, степень его расфокусированности, наличие телескопической системы в оптической схеме установки.

На рис. 66 показано изменение размеров зоны плавления стали 40Х при бори-

ровании в зависимости от энергии импульса при различном количестве наносимой обмазки бора.

Повышение энергии импульса лазерного излучения приводит к увеличе-

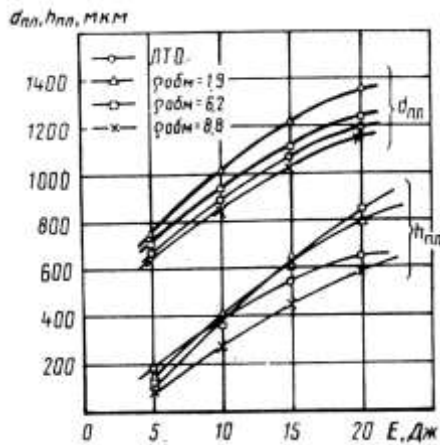


Рис. 66. Влияние энергии импульса на диаметр $d_{пл}$ и толщину $h_{пл}$ зоны плавления при легировании бором стали 40X для различного количества обмазки $\rho_{обм}$ (мг/см²), $\Delta F = 0$

поглощения энергии самой обмазкой, а при достаточно больших значениях энергии импульса глубина и диаметр зоны плавления больше, чем при ЛТО при аналогичной энергии импульса. Расположение поверхности обрабатываемого образца вне фокальной плоскости выходной линзы оптической системы установки соответственно снижает используемую плотность мощности лазерного излучения в результате увеличения диаметра падающего луча. При этом глубины зоны плавления и зоны термического влияния уменьшаются и становятся более равномерными по сечению.

4.4.3. Обработка поверхности после ЛХТО

Лазерное легирование проводят в режиме оплавления, поэтому шероховатость поверхности детали в зоне легирования возрастает. В то же время при ЛТО шероховатость поверхности практически не изменяется. Параметрами, определяющими изменение профиля поверхности в результате импульсной ЛХТО, являются энергия импульса излучения, положение фокальной плоскости выходной линзы оптической системы лазера относительно поверхности образца, а также количество и свойства наносимой обмазки.

нию глубины и диаметра зон плавления и термического влияния. При малых количествах обмазки (плотность нанесения обмазки до 6-7 мг/см²) зона лазерного воздействия при ЛХТО больше чем при ЛТО вследствие повышенной поглощательной способности поверхности металла, а при достаточно большом количестве обмазки размеры зон плавления и термического влияния уменьшаются в результате возросшего поглощения энергии самой обмазкой.

При увеличении количества обмазки в условиях малых энергий импульса размеры зоны расплавленного металла уменьшаются вследствие

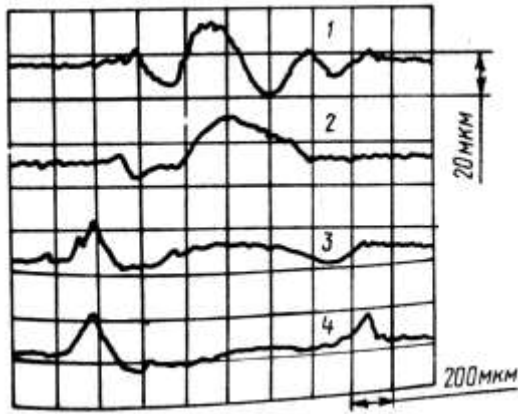


Рис. 67. Изменение профиля поверхности при лазерном борировании с различной энергией импульса, Дж:
1 - 4,6; 2 - 11,9; 3 - 22,1; 4 - 32,5

При оплавлении образуется кольцевая впадина по краям зоны лазерного воздействия и появляется выступ в ее центре. При увеличении энергии импульса излучения вследствие интенсивного испарения металла высота выступа в центре зоны лазерного воздействия уменьшается, а глубина впадины увеличивается.

При больших плотностях мощности излучения ОКГ наблюдается выплеск металла у краев зоны лазерного воздействия.

На рис. 67 показано изменение профиля поверхности при лазерном борировании

с нанесенной обмазкой в количестве 4 мг/см^2 , $\Delta F=0$.

При малых значениях энергии импульса лазерного излучения шероховатость поверхности увеличивается вследствие налипания вещества обмазки на металл. При больших значениях энергии импульса наличие обмазки уменьшает изменение шероховатости поверхности по сравнению с ЛТО, но у краев зоны лазерного воздействия, где плотность энергии излучения минимальна, происходит местное приплавление обмазки к металлу. Перепад высот может достигать 40 мкм. Расфокусировка излучения ОКГ ($\Delta F = \pm 6 \text{ мм}$) при использовании линзы с фокусным расстоянием 70 мм значительно ухудшает качество поверхности. Перепад высот впадин и выступов в зоне лазерного воздействия достигает 140 мкм, что связано, вероятно, с перераспределением энергии падающего луча, приводящей к выплеску металла в центре зоны лазерного воздействия. Дальнейшая расфокусировка приводит к более равномерному распределению энергии по пятну и к уменьшению шероховатости обработанной поверхности.

Анализ профилограмм зон лазерного воздействия позволяет определить наиболее рациональные режимы ЛХТО и рассчитать припуск на последующую механическую обработку упрочненных поверхностей.

Покртия, получаемые на стали при ЛХТО и лазерной наплавке, имеют высокую твердость и плохо обрабатываются режущим инструментом из быстрорежущей стали. При обработке твердосплавным инструментом шероховатость поверхности значительна. Применение шлифовальных кругов из белого электрокорунда на вулканическом связующем или из зеленого карбида кремния на керамическом связующем с последующей доводкой алмазными пастами позволяет получить после ЛХТО поверх-

ность с малой шероховатостью ($Ra = 0,08-0,02$ мкм). Детали с наплавленными покрытиями можно обрабатывать гексанитовым или эльборовым инструментом.

4.5. Лазерное легирование неметаллами

Азотирование. Лазерное азотирование стали возможно из азотсодержащих обмазок на основе карбамида, хлористого аммония и др. Насыщение тугоплавких металлов может быть также реализовано в струе азота.

Структура поверхностного слоя армко-железа после лазерной обработки с предварительным нанесением обмазки, содержащей карбамид CO (NH_2), характеризуется мелким зерном, имеющим реечное строение. Микротвердость слоя в зоне плавления составляет 5030 МПа.

Лазерное легирование азотом сталей 40X и 38X2МЮА не дает повышения микротвердости зон плавления по сравнению с ЛТО.

Микротвердость зоны легирования стали 40X использованием обмазки (50% NH_4Cl + 50% графита), содержащей азот и углерод, составляет 6800 МПа. Для структуры зоны плавления в этом случае характерны игольчатые выделения нитридных (или мартенситных) кристаллов.

Лазерное легирование из азотсодержащей обмазки позволяет повысить микротвердость зон плавления по сравнению с ЛТО. Для сталей 15X11МФ и 11X11Н2В2МФ после закалки она составляла соответственно 6500 и 4730 МПа, а после азотирования - 9500 и 6840 МПа.

При лазерном азотировании этих сталей с использованием обмазки, содержащей карбамид, в режиме оплавления на рентгенограммах образцов фиксируются пики, соответствующие аустениту. Это вызвано тем, что азот является γ -стабилизатором, при этом наблюдается незначительное уменьшение концентрации хрома и молибдена в зоне плавления у границы с основным металлом.

Геометрические параметры упрочненной зоны зависят от толщины обмазки и энергии излучения. Увеличение толщины слоя обмазки вследствие поглощения энергии вызывает уменьшение размеров зон упрочнения при ЛХТО по сравнению с ЛТО.

Наряду с увеличением твердости после лазерного азотирования повышается и эрозионная стойкость стали.

Каплеударные испытания показали, что потеря массы для азотированных образцов в 3 раза меньше, чем после обычной или лазерной термообработки. Это объясняется тем, что зона легирования упрочнена нитридными частицами, увеличивающими сопротивление микроударному разрушению, а повышение количества остаточного аустенита при легировании азотом тормозит распространение микротрещин.

Износостойкость технически чистого титана ВТ 1-0 и сплава АТ6 при легирова-

нии азотом в воздушной атмосфере повышается в 1,5 раза в условиях испытания врезанием диска из твердого сплава в обрабатываемую поверхность. Сопротивление изнашиванию при этом достигается вследствие выделения в α' -твердом растворе частиц нитрида титана (TiN).

Цементация. При цементации железа образуется двухслойная зона, состоящая из белого слаботравящегося слоя микротвердостью 14000 МПа и расположенного под ним термообработанного слоя с микротвердостью 10000 МПа.

Твердость цементированного слоя определяется концентрацией в нем углерода. При невысоком содержании углерода образуется малолегированный аустенит, который распадается при охлаждении с образованием немартенситных продуктов распада. С увеличением концентрации углерода в стали при постоянной энергии импульса и, соответственно, возрастающей концентрации углерода в слое твердость зоны лазерного воздействия возрастает (рис. 68).

Аналогичные данные о повышении твердости получаются при цементации коррозионно-стойких кремнистых сталей с различным содержанием углерода при равных значениях: насыщающей активности источника, толщины обмазки и параметров облучения. Например, после насыщения сталей 12X13,

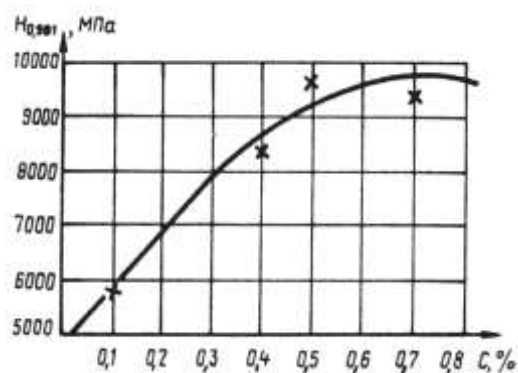


Рис. 68. Зависимость твердости зоны лазерного легирования стали (13% хрома) от содержания углерода (импульсный лазер, $E = 10 \text{ Дж}$)

20X13, 30X13 и 40X13 углеродом микротвердость поверхностного слоя достигает 15000 МПа, что значительно превышает микротвердость указанных сталей после ЛТО. Так, после ЛТО микротвердость стали 12X13 - 5700 МПа, а стали 40X13 - 8240 МПа. Большие значения микротвердости указанных сталей после лазерной цементации обусловлены появлением в структуре упрочненных зон большого количества специальных карбидов.

При цементации стали 40X с обмазкой графита

получена микротвердость 10200 МПа, а у стали 15X11МФ - 6570 МПа. Меньшая микротвердость стали 15X11МФ связана с повышенным количеством остаточного аустенита в упрочненном слое.

Цементация с использованием железографитовых смесей возможна и в твердом состоянии. В частности, при диффузии углерода в γ -Fe при лазерном нагреве последующее скоростное охлаждение фиксирует мартенситную структуру с твердостью, характерной для высокоуглеродистых закаленных сталей.

Лазерное борирование стали. Изменение структуры и твердости при лазерном борировании стали происходит только в зоне плавления.

Основными параметрами, определяющими структуру и микротвердость зон плавления при лазерном легировании бором, являются плотность мощности лазерного излучения и количество наносимой обмазки.

При лазерном борировании стали возможно в режиме плавления регулирование структуры и фазового состава упрочненной зоны. В частности, могут быть сформированы: I - двухфазная структура из α -Fe и метастабильного борида Fe_3B ; при небольшом слое обмазки образуется мелкозернистая структура, а с увеличением толщины слоя обмазки возникает дендритная структура; II - однофазная зона, состоящая из низшего борида Fe_2B , III - двухфазная боридная структура: $\text{Fe}_2\text{B} + \text{FeB}$; IV - однофазная зона высшего борида FeB . Возможно также образование зон плавления, состоящих из нескольких описанных структур.

Увеличение количества обмазки способствует повышению содержания бора в ванне плавления, при этом образуются плотные слаботравящиеся слои. Зоны плавления, состоящие из боридов Fe_2B и FeB , формирующиеся при значительном количестве обмазки, обладают повышенной склонностью к трещинообразованию, особенно в случае использования армко-железа. Кроме того, при обработке по режимам, близким к границам переходных зон, возможно образование сферических пор.

Повышение энергии импульсов лазерного излучения увеличивает глубину проплавления и объемы зоны плавления, что, естественно, уменьшает содержание бора в этих зонах. В стали это вызывает формирование зон плавления, структура оказывается дендритной.

Микротвердость различных типов структур зон плавления при легировании железа бором неодинакова. Формирующиеся при небольших количествах обмазки зоны плавления армко-железа, имеющие структуру твердого раствора бора в Fe_α и Fe_3B обладают соответственно микротвердостью 3760 и 4320 МПа.

Микротвердость зоны плавления армко-железа, имеющей дендритное строение ($\text{Fe}+\text{Fe}_3\text{B}$), зависит от режимов обработки и колеблется в пределах 6000-16000 МПа.

У стали 40X после борирования микротвердость аналогичной структуры изменяется в пределах 10000-16000 МПа. Зоны плавления армко-железа и стали 40X, состоящие из борида Fe_2B , имеют одинаковую микротвердость, составляющую 16000-16800 МПа. Микротвердость структур, состоящих из Fe_2B и FeB , зависит от режимов лазерной обработки и изменяется в пределах 16800-18900 МПа. Структуре, состоящей из борида FeB , соответствует микротвердость ~ 18900 -20100 МПа. При ЛХТО в режиме приплавания достигается чрезвычайно высокая микротвердость, достигающая

35000МПа.

Борированный слой обладает высокой теплостойкостью, которая определяется типом, формируемой структуры. Наиболее высокой теплостойкостью (до 900°C) обладает зона плавления с боридной структурой (Fe_2B и FeB) (кривые 4 и 5, рис. 69).

Высокая твердость борированного слоя обеспечивает повышение износостойкости сталей в различных условиях изнашивания: при абразивном изнашивании о закрепленные частицы абразива, при трении скольжения со смазочным материалом, при врезании диска из твердого сплава и др.

Основными параметрами, определяющими износостойкость стали при абразивном изнашивании, являются относительная площадь поверхности, упрочненной лазерной обработкой, и ее твердость. Увеличение относительной площади упрочненной поверхности повышает износостойкость металла.

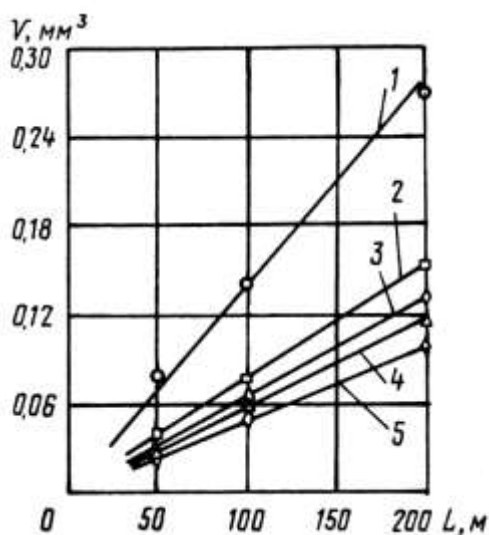


Рис. 69. Изменение объема вытертой лунки в процессе испытаний на машине Шкода-Савина: 1 - без упрочнения; 2 - ЛТО ($H_{0,981}=9500\text{МПа}$); 3 - легирование бором ($H_{0,981}=13600\text{МПа}$); 4 - легирование бором ($H_{0,981}=15600\text{МПа}$); 5 - легирование бором ($H_{0,981}=18900\text{МПа}$)

лазерного легирования бором повышает микротвердость и уменьшает ее падение в местах перекрытия зон упрочнения при импульсном излучении лазера. Максимальная износостойкость достигается при получении двухфазной структуры боридов Fe_2B и FeB с микротвердостью 16800-18900МПа.

Лазерное борирование повышает также износостойкость в условиях трения скольжения. Легирование стали бором позволяет снизить ее коэффициент трения в паре с закаленной сталью в интервале давлений до 10МПа и тем уменьшить интенсивность изнашивания и повысить несущую способность поверхности.

Поэтому для деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания, необходимо стремиться к созданию изнашиваемой поверхности с максимальной площадью упрочнения.

Упрочнение стали в результате лазерного легирования бором повышает микротвердость и уменьшает ее падение в местах перекрытия зон упрочнения при импульсном излучении лазера.

Поэтому для деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания, необходимо стремиться к созданию изнашиваемой поверхности с максимальной площадью упрочнения.

Упрочнение стали в результате

Прирабатываемость является одной из основных триботехнических характеристик пары трения, определяющей достижение рассматриваемым сопряжением заданной эксплуатационной несущей способности и наименьшей скорости установившегося изнашивания при минимальном приработочном износе.

Оценки прирабатываемости по схеме "ролик-колодка" пары трения колодка (сталь 40X после лазерного борирования) - ролик (закаленная сталь ШХ15) показали, что изменение коэффициента трения в период приработки определяется микротвердостью зон лазерного упрочнения в результате борирования и площадью такой упрочненной поверхности.

Максимальной прирабатываемостью обладают зоны лазерного упрочнения при борировании стали, которые имеют микротвердость 15000 МПа с дендритной структурой эвтектического типа, состоящей из Fe_α и борида Fe_3B .

При малых коэффициентах заполнения поверхности упрочненными зонами приработка связана в основном с процессами микросхватывания материала ролика с неупрочненными участками колодки, так как последние обладают большей пластичностью, чем зоны упрочнения ролика. Этот процесс сопровождается образованием большого количества продуктов изнашивания. Наилучшую прирабатываемость при относительной величине упрочненной поверхности $K_z = 0,3-0,6$ показали поверхности борированной стали, имеющие зоны упрочнения с микротвердостью 12900-15100 МПа, структура которых представляла собой мартенсит и частицы избыточной фазы типа Fe_3B . Увеличение относительной площади поверхности, упрочненной борированием, ускоряет стабилизацию силы трения, так как приработка твердых составляющих поверхности происходит быстрее, чем более мягких.

4.6. Лазерное легирование стали металлами и тугоплавкими соединениями

Легирование металлами. Лазерное легирование железа и его сплавов возможно тугоплавкими легирующими элементами N1, Mo, Ti, Ta, Nb, V, Cr, W путем нанесения обмазки или фольги из этих металлов. Насыщение указанными легирующими элементами, за исключением никеля, позволяет повысить микротвердость зон упрочнения до 15000 МПа. С целью повышения микротвердости и износостойкости металла целесообразно также использовать комплексное насыщение углеродистых сталей и армо-железа карбидообразующими элементами совместно с углеродом.

По сравнению с ЛТО ЛХТО с легированием хромом снижает микротвердость поверхностного слоя стали 40X до 8240 МПа, а совместное легирование хромом и углеродом повышает микротвердость до 12900 МПа.

Лазерное легирование титаном повышает микротвердость технического железа

до 4580МПа и в то же время снижает твердость среднеуглеродистых сталей до 4100-4500МПа, поскольку углерод полностью связан с карбидом. При совместном насыщении титаном и углеродом микротвердость упрочненной зоны повышается до 12500МПа.

Насыщение поверхности легирующим элементом при ЛХТО можно регулировать в широких пределах, изменяя параметры режима обработки. При импульсном облучении, изменяя длительность, энергию и форму импульса ОКГ, а также число импульсов, подаваемых в одну зону, можно регулировать концентрацию легирующего элемента и глубину зоны легирования.

Например, при легировании железа ванадием можно изменять микротвердость зоны упрочнения от 4000 до 16000МПа и глубину от 150 до 350 мкм (рис. 95). При действии единичного импульса с энергией 8 Дж достигается максимальная микротвердость ванадированного слоя (16000МПа) при его глубине 120 мкм.

С увеличением числа импульсов растет глубина зоны упрочнения, но уменьшается ее твердость вследствие снижения концентрации ванадия в зоне.

От формы расплавленного пятна зависит однородность состава при лазерном поверхностном легировании. При полукруглой зоне плавления наблюдается наиболее равномерное распределение легирующих элементов, а наименее однородное распределение имеет место при «кинжальном» проплавлении.

При легировании железа тугоплавкими металлами в зоне воздействия лазерного излучения обычно образуются твердые растворы на основе железа.

Положительные результаты достигнуты при лазерном легировании металлами алюминия и его сплавов. В этом случае в зоне обработки образуются упрочняющие фазы, но их количество и микротвердость для разных металлов не одинаковы. Формирование упрочненного слоя при ЛХТО алюминия плохо согласуется с классическими представлениями о поведении легирующих элементов в условиях обычной выплавки алюминиевых сплавов. Например, известно, что разделение жидкой фазы на слои разного состава в связи с неполной взаимной растворимостью компонентов наблюдается лишь в восьми системах: Al-Bi, Al-In, Al-Cd, Al-Nd, Al-Pb, Al-Si, Al-Te, Al-Rb.

Однако при лазерном легировании алюминия танталом были получены слои, микроструктура которых свидетельствует о разделении жидкой и твердой фаз в расплаве. Аналогичные структуры были получены также при легировании алюминия ниобием или ванадием.

При использовании таких элементов, как медь, цинк, сурьма, кремний, наблюдается обратная картина: в зоне легирования образуется однородная структура с повышенной травимостью. Микротвердость при этом возрастает незначительно - на 10-

20%.

Необходимо, однако, отметить, что по мере повышения твердости упрочненного слоя увеличивается и его хрупкость. Этот недостаток необходимо учитывать при доводке поверхности деталей после ЛХТО.

ЛХТО с использованием тугоплавких соединений. При исследовании ЛХТО среднеуглеродистых сталей установлена возможность повышения микротвердости зон упрочнения до 10000-13000 МПа при ЛХТО с использованием их легирования карбидами B_4C , TiC и нитридами ZrN , VN , AlN . Однако с повышением плотности мощности потока излучения легирование из обмазок тугоплавких соединений приводит к образованию пор в зонах упрочнения. В то же время применение нитридов и карбидов при ЛХТО не дает заметного повышения твердости по сравнению с ЛТО среднеуглеродистых сталей.

Введение соединений в зону плавления при ЛХТО возможно различными способами: из обмазок, при предварительном электроискровом легировании и при вдувании порошков из этих соединений в зону переплава струей газа.

При ЛХТО алюминиевых сплавов введение легирующих элементов в виде химических соединений (нитридов, карбидов и оксидов) не дает эффекта упрочнения. В зоне лазерного воздействия в этом случае не образуются новые фазы, а микроструктура слоя соответствует структуре, получаемой при ЛТО этих сплавов с оплавлением.

При легировании в условиях ЛХТО титановых сплавов тугоплавкими соединениями достигается повышение микротвердости при нитридном легировании (ZrN , VN) до 4470-6750 МПа, а при карбидном до 5700-8500 МПа (ZrC) и 10600-22900 МПа (B_4C), что обеспечивает рост износостойкости сплавов титана.

Наибольший эффект повышения износостойкости титановых сплавов установлен при комплексном их насыщении легирующими элементами (в условиях ЛХТО), в частности, при карбоборировании и карбосилицировании вследствие образования в зонах лазерного воздействия структуры пересыщенного α' -твердого раствора, упрочненного интерметаллидными включениями. Плотность нанесения обмазок составляла 10-20 мг/см². Результаты фазового анализа карбоборированного слоя образцов из титана ВТ1-0, сплавов ВТ3 и ВТ6 показали наличие в α' -твердом растворе частиц карбидов TiB и TiB_2 .

ЛХТО в указанных условиях значительно повышает износостойкость титана и его сплавов (рис. 70).

При легировании титановых сплавов алюминием эффект повышения износостойкости в результате карбоборирования незначительно снижается вследствие увеличения объема расплава и уменьшения плотности насыщения зоны легирования бо-

ридами титана в единице объема.

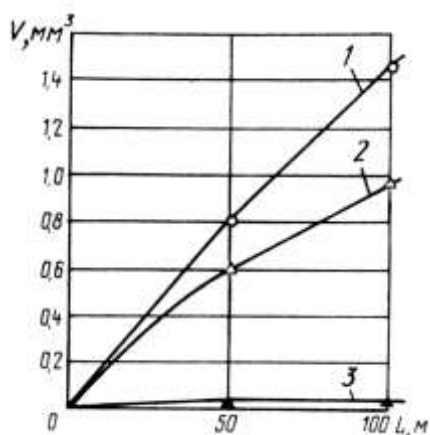


Рис. 70. Влияние лазерного упрочнения сплава ВТ6 на объем вытертой лунки при нагрузке 50Н на пути трения, равном 50 и 100 м: 1 - исходное состояние; 2 - ЛТО; 3 - лазерное карбоборование

Установлено, что при ЛХТО титановых сплавов, содержащих алюминий, коррозионная стойкость сплавов после лазерного карбоборирования и карбосилицирования повышается, а нелегированного титана - уменьшается.

Наибольший эффект повышения коррозионной стойкости в 40%-ном растворе H_2SO_4 наблюдался при лазерном карбосилицировании сплава ВТ22 - скорость коррозии в результате образования сплошного слоя интерметаллидов на поверхности образцов уменьшилась в 6,5 раз. Лазерное карбоборирование и карбосилицирование титановых сплавов сопровождаются снижением их механических свойств при статическом нагружении.

4.7. Лазерная наплавка стали

Наплавочные материалы и покрытия. Наплавка поверхности стали может быть осуществлена на основе порошков вольфрама с соединениями кремния и бора (SiO_2 , B_4C) и самофлюсующихся наплавочных композиций типа ПН73Х16СЗРЗ.

На основе порошка вольфрама на железе были получены наплавленные слои толщиной до 200 мкм с микротвердостью 4000 МПа. При этом микрорентгеноспектральным анализом выявлено равномерное распределение вольфрама по наплавленному слою с содержанием его до 70 ат.%. Основными структурными составляющими в этом слое являются сложный оксид $FeWO_4$ и интерметаллид Fe_7W_6 . Под наплавленным слоем выявлена зона твердого раствора в результате диффузии вольфрама в железе глубиной 15 мкм с содержанием вольфрама до 30 ат.%. Рассчитанный коэффициент диффузии $D \sim 1 \cdot 10^{-7} \text{ см}^2/\text{ч}$, что характерно при диффузии элементов в железо в состоянии, близком к расплавлению. Наплавка по аналогичным режимам вольфрама на сталь У10 приводит дополнительно к образованию в поверхностном слое карбида типа Fe_3W_3C за счет диффузии углерода из основы. Таким образом было нанесено покрытие на основе вольфрама на отрезные резцы из стали У8.

При наплавке стали У10 порошком вольфрама образуется неравномерный слой с большой (до 300 мкм) шероховатостью поверхности. Добавка к порошку вольфрама SiO_2 (объемная доля до 20%) приводит к получению слоя без пор и трещин, находящегося, однако, ниже уровня поверхности подложки. При этом микротвердость слоя по-

вышается до 6000 МПа. Структура такого слоя представляет твердый раствор вольфрама в железе с содержанием вольфрама до 15-25 ат.% и интерметаллидов. При охлаждении зоны расплава в ней выделяются вольфраматы железа Fe_7W_6 , Fe_3W_2 и карбид $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$.

Добавка в состав наплавочной композиции из вольфрама и SiO_2 также и карбида бора (объемная доля до 10%) приводит к образованию слоя, расположенного над поверхностью подложки с высокой микротвердостью ~ 10000 МПа (на поверхности). Увеличение содержания карбида бора в наплавочном составе до объемной доли 40% повышает микротвердость наплавленного слоя до 12000-13000 МПа на поверхности и до 16000-18000 МПа в переходной зоне к подложке. В структуре поверхностного слоя наблюдаются отдельные включения, микротвердость которых находится в пределах 23000-25000 МПа. В отличие от покрытий, наплавляемых составом W-SiO_2 , в которых формируется твердый раствор на основе железа, что свидетельствует о значительном расплавлении подложки и перемешивании с наплавленным материалом при наплавке составом $\text{W-SiO}_2\text{-B}_4\text{C}$, помимо твердого раствора железа в вольфраме (до 20 ат.% Fe), также образуются вольфраматы железа (Fe_7W_6 , Fe_3W_2) и частицы карбида $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$. В слоях, наплавленных составом с содержанием карбида бора объемной долей выше 15%, также образуется карбид бора, что обеспечивает существенное увеличение твердости наплавляемых покрытий.

Результатами исследований показана возможность сохранения карбида бора в расплавленной ванне благодаря кратковременности процесса наплавки, что дает основание вводить в состав наплавочных композиций карбидные соединения для придания требуемых свойств (твердости) наплавляемым покрытиям. Обработка наплавочного состава с содержанием карбида бора (20 ат.%) в более жестком режиме приводит к образованию слоя, не превышающего уровня поверхности образца с твердостью до 10^3 МПа. При этом карбиды бора в слое не образуются.

Хорошие наплавленные слои получаются при использовании самофлюсующегося порошка ПН73Х16СЗРЗ, который характеризуется высокой жидкотекучестью и не дает при кристаллизации пор и раковин.

После плавления порошок кристаллизуется с образованием твердого раствора железа и кремния в никеле и выделений интерметаллидов в виде прямоугольников, трапеций и игл, которые представляют собой карбиды хрома Cr_7C_3 , Cr_{23}C_6 и фазу Cr_3B_4 .

Свойства наплавленного слоя зависят от дисперсности порошка и режима наплавки. Исходный размер частиц порошка оказывает существенное влияние на твердость формируемого слоя. При наплавке покрытия с использованием порошка

100-200 мкм микротвердость получаемого слоя на 4000МПа выше микротвердости слоя с использованием порошка 60-100 мкм. Твердость наплавляемого слоя зависит также от скорости обработки. Наплавка порошка с размером частиц 100-200 мкм с различной скоростью перемещения лазерного пучка приводит к получению слоя с микротвердостью 6500 и 3500МПа при скорости обработки 38 и 13 см/мин соответственно.

Наиболее существенное влияние на микротвердость формируемого покрытия при одном исходном составе порошка и размере частиц оказывает степень разбавления образующейся жидкой ванны материалом подложки. При невысокой скорости наплавки (13 см/мин) глубина зоны разбавления ванны железом (до 50 ат.%) достигает 80 мкм, тогда как глубина ванны разбавления железом при большей скорости наплавки (38 см/мин) не превышает 10 мкм. Слой, наплавленный со скоростью 38 см/мин, состоит из твердого раствора на основе никеля, никелида хрома Cr_2Ni и карбида хрома Cr_{23}C_6 . При наплавке со скоростью 13 см/мин в формируемой структуре выявляются дендриты размером до 20 мкм с развитыми осями первого порядка. При этом слой состоит из насыщенного хромом и железом никеля и соединения Cr_2Ni . Предполагается, что перегрев расплава ведет к диссоциации соединений, входящих в состав порошка, и поэтому при небольшой скорости наплавки карбиды хрома в слое не выделяются. Кроме того, при этом происходит расплавление больших объемов материала наплавляемой поверхности, что приводит к обогащению наплавленного слоя материалом матрицы, в частности железом. Под наплавленным слоем при большей скорости обработки наблюдается структура повышенной микротвердости (до 8000МПа) мартенситного типа.

Отпуск покрытий в интервале температур 200-600°C сначала снижает твердость, а затем ее увеличивает при повышенной температуре.

Наплавленные покрытия имеют высокую износостойкость в условиях трения скольжения. В частности, золотники, болты толкателя имеют в 2,5 раза большую долговечность после наплавки по сравнению с поверхностно закаленными при нагреве ТВЧ. При действии циклических ударных нагрузок применение наплавочной рабочей поверхности позволяет в 4 раза повысить ресурс таких деталей, как толкатель плунжера, корпус форсунки, перепускной клапан. Следует отметить, что износостойкость покрытий на основе порошка ПН73Х16С3РЗ снижается при попадании абразива в смазочный материал. Повышение сопротивления абразивному изнашиванию этих покрытий может быть достигнуто при добавлении в наплавляемый состав карбидных соединений.

Технология наплавки. Перед наплавкой детали промывают в водном растворе соды при температуре 50-60°C и в проточной воде при 20°C. Далее на поверхность наносится наплавочный состав по одной из двух технологий, описанных ранее.

Исследования показали, что наиболее обширная область технологических режимов наплавки ($V = 20-40$ см/мин, диаметр лазерного луча $d = 3$ мм) с получением покрытия хорошего качества наблюдается при работе с обмазкой толщиной 600 мкм.

Качество наплавленного покрытия оценивали по внешнему виду: по целостности слоя и неравномерности по ширине и высоте.

Наплавленный слой, отслаивающийся от подложки по всей длине «дорожки» или ее части, классифицировали баллом «плохо». Наплавленный и неотслаивающийся слой со значительными искажениями по ширине и высоте считали удовлетворительным.

При неравномерности слоя по ширине до 0,2 мм и по высоте до 0,1 мм покрытие получало оценку «хорошо». Очень хорошим считалось покрытие, у которого по всей длине колебание по высоте не превышало 0,05 мм, а по ширине - 0,1 мм.

При толщине слоя обмазки 200 мкм оптимальные режимы наплавки соответствуют скорости перемещения луча 18 см/мин при диаметре светового пятна 2 мм и 14 см/мин при диаметре светового пятна 3 мм. Покрытия хорошего качества получают при плотности мощности лазерного излучения 268 Вт/см^2 . При этом толщина наплавленного покрытия составляет 200 мкм для диаметра светового пятна 2 и 3 мм.

С увеличением толщины слоя обмазки расширяется область оптимальных режимов обработки.

Расчет энергозатрат на процесс наплавки позволил выявить тенденцию снижения плотности мощности лазерного излучения с увеличением толщины обмазки. Соотношение толщины слоя обмазки (мм) и необходимой для наплавки покрытия плотности мощности лазерного излучения (Вт/см^2) имеет следующий вид: 0,2/268; 0,4/99-134; 0,6/66-119; 0,8/66-119. При равенстве энергозатрат на наплавку покрытий с толщиной обмазки 600 и 800 мкм следует отметить, что получаемые слои имеют неравномерность по толщине при работе с обмазкой 800 мкм. Так, неравномерность толщины свидетельствует о предельных энергетических возможностях используемого в работе лазера. Поэтому рекомендовано при наплавке с использованием CO_2 -лазера мощностью излучения менее 1 кВт применять толщину обмазки ~600 мкм.

Для наплавки лазером непрерывного действия деталей цилиндрической формы с покрытием по всей поверхности в один проход получены эмпирические зависимости скорости наплавки (об/мин) от технологических параметров процесса:

$$\omega = (a \cdot d \cdot K \cdot s / h) \cdot T$$

где a - коэффициент перекрытия; $a = 0,6-0,8$; d - эффективный размер лазерного пучка, см; K - коэффициент поглощения, $K = 0,6-0,7$; h - толщина обмазки, см; s - параметр подачи, об/мин; T - общий поправочный коэффициент, учитывающий изменение

теплофизических свойств обмазки и мощность излучения.

Таким образом, основными параметрами при подборе технологических режимов наплавки цилиндрических деталей являются: мощность излучения, величина рабочего лазерного пятна, скорость перемещения поверхности изделия относительно лазерного излучения и поглощательная способность поверхности.

Используя приведенную зависимость, можно подсчитать технологические режимы наплавки покрытий для деталей цилиндрической формы.

После наплавки проводится окончательное шлифование кругами из белого электрокорунда твердостью С2 и зернистостью 16-20. При этом достигается шероховатость поверхности $Ra = 0,08-0,02$ мкм. Твердость покрытия HRC 58-62.

Лазерная наплавка внедрена в производство для восстановления изношенных деталей автомобилей и тракторов с производительностью процесса до 40 тыс. деталей в год. В частности, восстанавливаются детали гидросистем тракторов (золотники и перепускные клапаны).

Тема 5. СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ СВЕРХТВЕРДЫХ ПОКРЫТИЙ

В России разработан и внедрен в промышленность метод КИБ (конденсация и ионная бомбардировка), позволяющий получать на поверхности изделий тонкие (5-10 мкм) покрытия, главным образом, из нитридов переходных металлов. Наибольшее применение получили покрытия из нитрида титана. Их наносят на режущий инструмент (сверла, протяжки, метчики, резцы и др.) из углеродистых и быстрорежущих сталей, а также на неперетачиваемые пластины из спеченных твердых сплавов. Эффективность этих покрытий различна, зависит от типа инструмента и режимов резания. В отдельных случаях достигается трехкратное повышение срока службы инструмента.

Наряду с высокой твердостью (до 25000 МПа) и износостойкостью нитрид титана имеет желтый цвет, близкий по цвету к цвету золота. Это свойство можно использовать, применяя покрытия из нитрида титана в качестве декоративных на корпусах часов и некоторых ювелирных изделиях. В настоящее время многие промышленные предприятия выпускают для нужд медицинской промышленности зубные протезы из нержавеющей стали с покрытием из нитрида титана по технологии КИБ на отечественных промышленных установках типа «Булат», «Пуск» (рис. 71).

Процесс осаждения покрытий проводится в специальной герметизированной камере, где создается пониженное давление до 0,3 ГПа. Внутри камеры помещают изделия и тигель с насыщающим металлом (Ti и др.). Изделия закрепляются в специальном приспособлении, позволяющем вращать детали, для обеспечения равномерности толщины осаждаемого слоя. Для лучшего сцепления покрытия с основой детали могут

нагреваться или токами высокой частоты, или прямым пропусканием тока. Часто нагревают само приспособление и уже от него (за счет теплопроводности) нагреваются детали. Чем выше температура нагрева, тем прочнее, связь покрытия с основой благодаря взаимной диффузии. Инструмент из углеродистой стали можно нагреть лишь до 250°C , а из быстрорежущей до 560°C . При больших температурах произойдет отпуск и снизится твердость инструмента. Изделия из спеченных твердых сплавов можно нагревать до 1500°C , не боясь потери их свойств, однако реализация таких температур технически достаточно сложна.

Насыщающий металл нагревается источниками концентрированной энергии (электронным или лазерным лучом, плазмой) до жидкого состояния и, испаряясь, конденсируется на внутренних поверхностях камеры, в том числе и на изделиях. Для улучшения сцепления покрытия с основой и для большей направленности ионов металла к изделиям между ними и испаряемым металлом

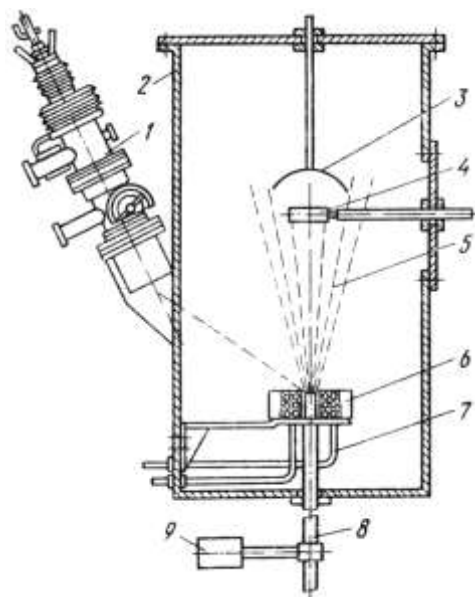


Рис. 71. Установка для осаждения покрытий способом КИБ:

1 - пушка электронная, 2 -- камера вакуумная, 3 - подогреватель. 4 - образец. 5 - пары испаряемого металла. 6 - тигель водоохлаждаемый, 7 трубопроводы, 8-испаряемый материал, 9 механизм подачи материала

наводят ускоряющее напряжение. Это напряжение резко увеличивает скорость и соответственно энергию летящих к изделию частиц, которые на большую глубину проникают в поверхность изделий.

Если в процессе испарения насыщающего металла в рабочую камеру подавать определенное количество химически чистого азота или аммиака, то раскаленные частицы насыщающего металла будут химически взаимодействовать с азотом и на поверхность детали будет осаждаться нитрид этого металла (TiN , ZrN и др.). Если азот заменить на углеродсодержащий газ (метан, пропан и др.), то на поверхности деталей будет осаждаться карбидное покрытие (TiC , ZrC и др.).

Описанный выше способ уже нашел широкое практическое внедрение на многих инструментальных и машиностроительных заводах для целого ряда инструментов различного типа, калибров и некоторых конструкционных деталей, работающих на износ в коррозионной среде.

УЧЕБНО-МЕТОДИЧЕСКОЕ И ИНФОРМАЦИОННОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ ДИСЦИПЛИНЫ (МОДУЛЯ)**1. Рекомендуемая литература****1.1. Основная литература**

Авторы, составите-	Заглавие	Издательство, год	Количество
Белый, А.В., Калининченко, А.С.	Инженерия поверхностей конструкционных материалов с использованием плазменных и пучковых технологий: моно-	Минск: Белорусская наука, 2017	ЭБС
Клебанов, Ю.Д., Григорьев, С.Н.	Физические основы применения концентрированных потоков энергии в технологиях обработки материалов: учеб. для вузов	М.: Янус-К, 2005	15
Григорьев, С.Н., Смоленцев, Е.В.	Технология обработки концентрированными потоками энергии: учеб. пособие	Старый Оскол: ТНТ, 2012	12
Волков, Ю.С.	Электрофизические и электрохимические процессы обработки материалов	Лань, 2016	ЭБС
Мартыненко, Ю.В., Сковорода, А.А.	Плазменная нанотехнология: учебное пособие	Москва: Российский университет дружбы народов, 2010	ЭБС

1.2. Дополнительная литература

Авторы, составите-	Заглавие	Издательство, год	Количество
Коротков, В.А.	Поверхностная плазменная закалка: учебное пособие	Москва: Директ-Медиа, 2014	ЭБС
Берлин, Е.В., Коваль, Н.Н.	Плазменная химико-термическая обработка поверхности стальных деталей: учебное пособие	Москва: Техносфера, 2012	ЭБС
Рыжкин, А.А., Бровер, Г.И.	Лазерное упрочнение металлообрабатывающего инструмента: Учеб. пособие	Ростов н/Д.: , 1998	19
Варавка, В.Н.	Динамика неравновесных субструктурных процессов в металлах: [монография]	Ростов н/Д.: ИЦ ДГТУ, 2007	8
Л2.5 Григорьянц, А.Г., Шиганов, И.Н.	Технологические процессы лазерной обработки: учеб. пособие для вузов	М.: Изд-во МГТУ, 2006	14

МЕТОДИЧЕСКИЕ УКАЗАНИЯ ДЛЯ ОБУЧАЮЩИХСЯ ПО ОСВОЕНИЮ ДИСЦИПЛИНЫ (МОДУЛЯ)

Упрочнение поверхности концентрированными потоками энергии: метод. указания к лабораторному практикуму
 // сост. Бровер Г.И., Бровер А.В., Кудряков О.В., Ростов-н/Д: ДГТУ, 2010. 43с