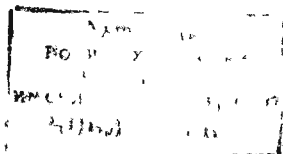


314448



Индукционная наплавка твердых сплавов. Ткачев В Н, Фиштейн Б М, Казинцев Н В, Алдырев Д А «Машиностроение», 1970, стр 183

В книге рассмотрены металлургические и технологические вопросы индукционной наплавки твердых сплавов на рабочей поверхности деталей машин. Изложены основные сведения о физико-химических процессах образования биметаллического соединения при высокочастотном нагреве, рассмотрены важнейшие факторы, определяющие структуру и свойства наплавленного металла. Описаны приемы легирования и основные свойства твердых сплавов для индукционной наплавки. Даны практические рекомендации по выбору твердых сплавов для конкретных условий эксплуатации. Обобщен промышленный опыт заводов, использующих индукционную наплавку, приводятся типовые технологические решения производственных процессов, рассмотрены технико-экономические показатели метода.

Книга рассчитана на широкий круг инженерно-технических работников, занятых в области упрочнения быстроизнашивающихся деталей машин.

Табл. 20, илл. 91, библиограф. указ. 146 назв.

Рецензенты

д-р техн. наук **И. И. ФРУМИН**

и канд. техн. наук **В. К. КАЛЕНСКИЙ**

ПРЕДИСЛОВИЕ

Потери металла вследствие абразивного износа деталей машин, предназначенных для различных видов обработки почвы и грунтов, ежегодно составляют несколько сотен тыс. тонн. Высокая интенсивность разрушения трущихся частей деталей машин обуславливается многократным воздействием на металл абразивных частиц. Специфика разрушения металла при абразивном износе вызывает необходимость создания и применения новых эффективных методов повышения долговечности машин, работающих в абразивной среде.

В Ростовском научно-исследовательском институте технологии машиностроения (НИИТМе) коллективом металлосведов в содружестве с работниками заводов разработан новый метод индукционной наплавки твердых сплавов [99, 100]. Преимущества этого метода, заключающиеся в возможности широкого варьирования свойств наплавленного металла и нанесения его на поверхность тонким равномерным слоем (до 0,3 мм), предопределили широкое распространение индукционной наплавки в различных отраслях машиностроения.

В настоящее время в отрасли тракторного и сельскохозяйственного машиностроения 93% всех наплавочных работ выполняются с помощью индукционной наплавки. Индукционная наплавка внедрена на многих предприятиях страны для упрочнения лемехов, лап культиваторов, подкапывающих лап свеклокомбайнов, ножей силосоуборочных машин, лопаток мельничных вентиляторов, рештаков скребковых конвейеров, рабочих органов буровых машин, режущих деталей кормоприготовительных машин и т. д.

Разработана промышленная технология наплавки рабочих органов машин в условиях ремонтных мастерских Всесоюзного объединения «Сельхозтехника». В Ростовской, Ворошиловградской, Челябинской, Одесской и Волгоградской областях, Ставропольском и Краснодарском краях организованы цехи для централизованной наплавки. При упрочнении сормайтом износостойкость деталей машин повышается в 2,5—3 раза. В ходе

совершенствования метода исследованы особенности образования износостойкого слоя, разработаны и внедрены в производство новые наплавочные материалы, которые по своим свойствам значительно превосходят сормайт № 1 [103, 105].

При разработке метода авторами использован опыт, накопленный в результате исследований, выполняемых ИЭС им. Патона, ЛПИ, ИМАШ АН СССР, МВТУ им. Баумана, Московским институтом стали и сплавов, ВИСХОМом. Большой вклад в науку о природе явлений, происходящих при наплавке, внесли И. И. Фрумин, Г. Л. Петров, в области индукционного нагрева широко известны работы В. П. Вологодина, М. Г. Лозинского, И. Н. Кидина, Г. П. Бабата и др.

Цель настоящего труда — ознакомление инженерно-технических работников предприятий с теоретическими основами и технологией нового метода индукционной наплавки.

* * *

Широкое распространение высокочастотного нагрева в промышленности — одно из выдающихся достижений отечественной науки и техники. После того как в 1935 г. В. П. Вологдин предложил использовать индукционный нагрев для поверхностной закалки деталей, область применения токов высокой частоты в машиностроении далеко перешагнула границы обычной термической обработки. В этой области появились фундаментальные исследования, было создано необходимое специализированное оборудование, успешно осуществлен на практике ряд новых технологических процессов.

В последние 20—25 лет быстрыми темпами начала развиваться и наплавка (в том числе и износостойкая), постепенно выделившаяся в самостоятельную отрасль сварочной техники и занявшая одно из ведущих мест среди других технологических методов повышения долговечности деталей машин. Основными преимуществами наплавки, обусловившими ее повсеместное признание, являются несложное оборудование и оснастка, небольшой расход легирующих элементов, которые в необходимой комбинации сосредотачиваются лишь в наиболее нагруженных объемах деталей, высокие механические свойства биметаллического соединения и, как следствие, значительный экономический эффект.

Долгое время способы наплавки основывались либо на процессе дуговой сварки плавящимся электродом, либо на использовании пламени газовой горелки. Так как в ряде случаев эти способы не давали желаемых результатов, предпринимались настойчивые изыскания новых, более совершенных способов наплавки износостойких материалов.

Одна из первых успешных попыток применения в качестве источника нагрева при наплавке токов высокой частоты относится к началу 40-х годов. Сотрудники Московского института нефтехимической и газовой промышленности им. Губкина Е. М. Кузмак и А. И. Курдин предложили для повышения износостойкости шарошек буровых долот оплавливать токами высо-

кой частоты поверхности зубьев и армировать их литыми карбидами вольфрама — релитом. Позднее появились другие разновидности индукционной наплавки.

Индукционный нагрев токами высокой частоты в настоящее время опробован в следующих основных вариантах наплавки:

1. Армирование расплавленного поверхностного слоя основного металла тугоплавкой и труднорастворимой присадкой.

2. Заливка жидкого присадочного металла на подогретый основной слой.

3. Расплавление монолитного или брикетированного присадочного материала на основном металле.

4. Расплавление непосредственно на основном металле пасты, состоящей из смеси порошкообразных твердых сплавов со связующим веществом.

5. Погружение подогретой детали в форму — тигель с расплавленным сплавом.

6. Центробежная заливка деталей цилиндрической формы.

7. Расплавление специальной порошковой шихты, нанесенной на упрочняемую поверхность (наплавка по методу Ростовского-на-Дону НИИТМа).

Перейдем к более детальному рассмотрению перечисленных вариантов индукционной наплавки.

Армирование расплавленного поверхностного слоя основного металла тугоплавкой и труднорастворимой присадкой. Сущность способа заключается в следующем. Крупка релита или измельченных металлокерамических сплавов (возможно также применение других тугоплавких материалов) и определенная порция флюса (борная кислота) наносятся на участок детали, подлежащий упрочнению. Затем деталь вводится в зону действия специального индуктора, в котором поверхностный слой основного металла разогревается до температуры плавления и оплавляется. Благодаря более высокой температуре плавления и повышенному удельному весу присадочный материал не расплавляется, а погружается в жидкую сталь. Закрепление зерен релита в основном металле происходит за счет их частичного растворения и смачивания расплавом. В результате образуется характерное биметаллическое соединение с четко выраженной границей раздела.

Армированный слой представляет собой литую стальную матрицу, легированную элементами присадочного материала (углеродом и вольфрамом) с вплавленными в нее зернами тугоплавкого компонента. Частицы релита практически не изменяют при наплавке свою исходную структуру и свойства. Микротвердость достигает 2000 кг/мм^2 . Армирование может быть однослойным и многослойным.

Свойства наплавленного слоя в значительной мере зависят от степени растворения релита в основном металле и от размера его зерен. Снижение степени растворения релита может быть осуществлено диффузионным или вакуумным напылением защитных покрытий элементами с ограниченной растворимостью в железе. Так, например, нанесение пленки кадмия толщиной 0,5 мм уменьшает растворение релита в 3 раза. Чем более однородна структура армированного элемента, тем выше сопротивление детали ударным нагрузкам.

Преимуществом рассматриваемого способа является существенное повышение износостойкости деталей при относительной простоте технологической схемы упрочнения. Недостатки способа — необходимость расплавления основного металла на значительную глубину и сравнительно небольшая производительность. Способ нашел широкое применение на заводах, изготавливающих буровой инструмент для нефтяных и газовых скважин.

В качестве примера приведем технологическую схему изготовления шарошек одного из типа долот. Заготовки для шарошек изготавливают из стали 20ХНЗА горячей штамповкой. После предварительной механической обработки следует операция наплавки, которую ведут релитом марки «3» зернистостью 0,5—0,8 мм. Затем производится цементация на глубину 1,6—1,9 мм, высокий отпуск, повторная закалка с низким отпуском, очистка, шлифование беговых дорожек и сборка. Проведение наплавки после цементации способствует увеличению служебных характеристик шарошек. Более подробные данные о технологии армирования и свойствах наплавленных деталей приводятся в работах [38, 41, 42].

Заливка жидкого присадочного металла на подогретый основной металл. Этот метод наплавки в СССР используется для упрочнения толкателей клапанов автомобильных двигателей [62, 63]. Принципиальная схема метода приведена на рис. 1.

Присадочный материал 1 (низколегированный чугун) в виде мерных палочек через специальное загрузочное устройство подается в керамический тигель 2, размещенный в цилиндрическом индукторе 3 с переменным шагом витков. Уменьшение рас-

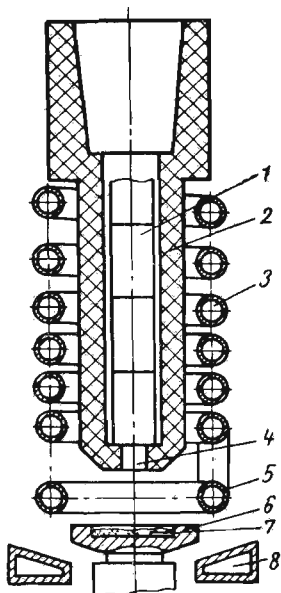


Рис. 1. Принципиальная схема наплавки расплавленным присадочным материалом

стояния между витками в нижней части тигля обеспечивает более высокую температуру в районе выпускного отверстия 4. Благодаря этому расплавление чугуновой палочки происходит постепенно. Расплавленный металл, минуя дополнительный подогревающий виток индуктора 5, попадет в выточку тарелки клапана 6, в которой находится навеска прокаленной буры 7. Последняя предназначена для предохранения металла от окисления в процессе нагрева, разрушения и удаления окисной пленки, т. е. выполняет роль флюса. Расход буры на одну деталь составляет 0,2—0,5 г.

Индуктор 8 служит для предварительного нагрева тарелок толкателей до температуры 1150—1200° С и питается от машинного генератора частотой 2500 *гц*. Плавящий же индуктор 5 получает питание от ламповой установки частотой 70 *кГц*. Расход мощности при производительности 450 толкателей в час составляет 45—50 *квт* на подогрев тарелок толкателей и 32—35 *квт* на расплавление присадочного материала.

Заключительной операцией является охлаждение стержня толкателя и нижней поверхности тарелки водой для обеспечения отбела наплавленного чугуна.

При наплавке толкателей верхнеклапанных двигателей как для предварительного подогрева основного металла, так и для расплавления чугуна используется один генератор — ламповая установка ЛЗ-67 частотой 70 *кГц*, мощностью 60 *квт*. В процессе заливки и формирования наплавленного металла расплав подвергается интенсивному перемешиванию за счет переменного электромагнитного поля индуктора, что способствует удалению неметаллических включений из жидкой ванны.

Новая технология наплавки расплавленным присадочным сплавом разработана ИЭС им. Патона [69]. Необходимые порции заранее расплавленного твердого сплава намораживаются на наплавляемую поверхность, которая предварительно очищается от окисной пленки травлением в жидком флюсе либо нагревом в вакууме. По этой технологии можно наплавлять якоря электромагнитов постоянного тока, выхлопные клапаны дизельных двигателей, зубья ковшей экскаваторов и другие детали. Метод отличается высокой производительностью, например, машинное время наплавки клапана составляет 10—15 *сек*, зуба ковша экскаватора 25—30 *сек*, якоря электромагнита 5—10 *сек*. Наплавленные детали отличаются высокой стойкостью [53].

Наплавка по схеме с заливкой жидкого присадочного металла разрабатывалась также ВНИИТВЧ. Предлагалось, например, заливать расплавленный металл на поверхность детали (рис. 2), подогретой в специальном индукторе — форме [8]. Тщательно очищенная деталь 1 покрывается слоем флюса и помещается в индуктор 2, обмазанный огнеупорным составом 3.

Когда деталь нагревается до нужной температуры, напряжение выключается, и индуктор снизу замыкается медным водоохлаждаемым кольцом 4. В образованную своеобразную форму с помощью опрокидывающегося ковша заливается расплавленный металл 5. Авторы метода рекомендуют его для изготовления специальных биметаллических втулок, шестерен, зубчатых колес с венцами из бронзы и других деталей.

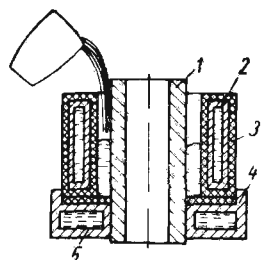


Рис. 2. Наплавка заливкой расплавленного металла по методу ВНИИТ ВЧ им. В. П. Волгдина

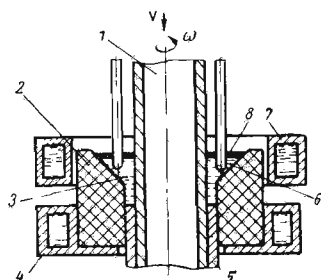


Рис. 3. Схема индукционно-флюсовой наплавки

П. С. Колтунов [37] предложил способ индукционно-флюсовой наплавки наружной поверхности деталей, имеющих в сечении окружность, квадрат, прямоугольник или другую правильную форму (рис. 3).

Наплавляемая деталь 1 располагается в вертикальном положении в термостойкой втулке 2, верхняя часть которой служит своеобразным тиглем для расплавленного металла 3, а водоохлаждаемая через коллектор 4, нижняя — кристаллизатором. В кристаллизаторе наплавляемый материал 5 намораживается на деталь, которая в процессе наплавки непрерывно вращается вокруг своей оси и одновременно перемещается в вертикальном направлении. Толщина слоя определяется величиной зазора между внутренней поверхностью втулки и наружной поверхностью детали.

Присадочный материал 6 в виде покрытых флюсом прутков, проволоки или ленты подается через направляющие гильзы (на схеме не показаны) в зону действия индуктора 7, где поддерживается температура на 30—50°С выше температуры плавления сплава. Поверхность жидкой ванны защищена слоем расплавленного флюса 8.

На Харьковском заводе «Серп и молот» освоена наплавка ножей для бесцентрово-шлифовальных станков путем оплавления пруткового сормайта в магнитном поле индуктора и переноса отдельных капель расплава на наплавляемую кромку до

получения необходимого поперечного сечения слоя [43]. Скорость наплавки при толщине слоя 2—3 мм составляет 2—4 мм/сек, удельная мощность 1,0—1,5 квт/см². Хотя производительность процесса в данном случае не очень высокая, но все же технико-экономические показатели индукционной наплавки значительно лучше, чем при газопламенной.

Расплавление монолитного или брикетированного присадочного материала на основном металле. Английская фирма «Austin Motor Co. Ltd» для упрочнения рабочей поверхности выпускных клапанов автомобиля разработала автоматизированный станок производительностью 85 деталей в час, позволяющий осуществлять наплавку в защитной атмосфере [145]. Способ, заменивший ручную

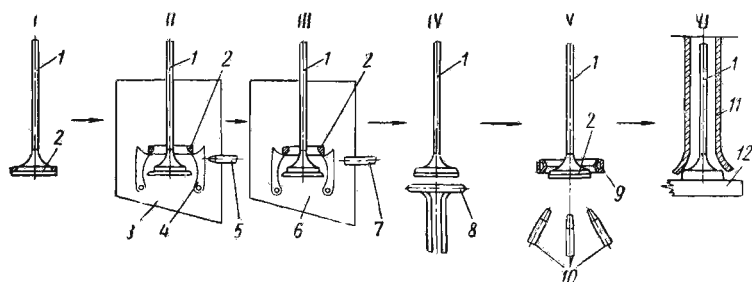


Рис. 4. Схема наплавки клапанов на станке английской фирмы «Austin Motor Co. Ltd»

газопламенную наплавку, в 1952 г. был запатентован в Великобритании, а затем с некоторыми усовершенствованиями в Японии. Присадочным материалом служит литое или прессованное кольцо стеллита; перед наплавкой на опорной поверхности клапана вытачивается специальная канавка. Сущность способа можно пояснить с помощью принципиальной схемы, приведенной на рис. 4.

В процессе упрочнения клапан последовательно проходит шесть позиций, которые на схеме обозначены римскими цифрами I—VI.

В позиции I клапан 1 вручную загружают в магазинное устройство, а на рабочую поверхность укладывают кольцо стеллита 2. Затем клапан закрепляется в зажимном патроне и транспортером передается на позицию II в закрытый кожух 3. Здесь кольцо стеллита поднимается из своего гнезда и удерживается на некотором расстоянии защелками 4, после чего сопрягаемые поверхности кольца и клапана через сопло 5 обрызгиваются струей масла, очищенного от серы. В позиции III кольцо и клапан размещаются в другом кожухе 6. Здесь через сопло 7 промасленные участки опыляются флюсовой пудрой. Масло спо-

способствует прилипанию флюса. Таким образом, когда кольцо стеллита опускается, оно оказывается на флюсовом покрытии. Затем с помощью неподвижного индуктора 8 (позиция IV), питаемого от генератора мощностью 2,5 квт и частотой 450 кгц, производится предварительный нагрев клапана и стеллита. Собственно наплавка осуществляется на позиции V подвижным индуктором 9, питаемым от другого генератора частотой также 450 кгц, но более мощного (10 квт). Кольцо стеллита постепенно расплавляется, расплав стекает на рабочую по верхнюю поверхность клапана, смачивая ее и сплавляясь с основным металлом.

Конструкция индуктора разработана таким образом, что 75% мощности расходуется на нагрев и плавление присадочного материала, а остальное на нагрев рабочей поверхности клапана. Для дополнительной защиты головки клапана от окисления в зону действия индуктора через семь газовых горелок 10 со щелевидной насадкой подается ацетилен. Затем клапан передается в камеру охлаждения 11 (позиция VI) и после некоторой выдержки на вращающейся тарелке 12 выдвигается в ящик готовой продукции. Заключительной операцией является шлифование поверхности наплавленного стеллита до размеров, предусмотренных чертежом.

В ИЭС им. Патона опробована [31] упрощенная схема наплавки клапанов с помощью т. в. ч. (рис. 5). В качестве присадочного металла использовались кольца из спрессованных порошков и кольца, свернутые из проволоки. Нагрев и плавление колец происходили в среде аргона.

Удовлетворительные результаты были достигнуты при наплавке металлокерамических колец из стеллита ВЗК на частоте 450 кгц в течение 15—20 сек. Недостатки, которые выявились в опыте, — трудность обеспечения равномерного прогрева клапана и плавления сплава, затруднения при наплавке сплавов на никелевой основе и др.

Более эффективным методом упрочнения оказалась наплавка сжатой (плазменной) дугой, а также индукционная наплав-

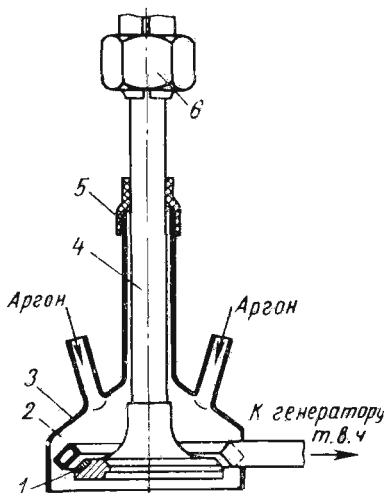


Рис. 5. Схема опыта по наплавке клапанов т. в. ч. в ИЭС им. Патона [31]:

1—присадочное кольцо; 2—индуктор; 3—кварцевый колпак; 4—клапан; 5—уплотнение; 6—зажим вращателя

ка намораживанием из расплава [54], сущность которой состоит в следующем. Присадочным материалом служит литое кольцо из жаростойкого сплава, которое укладывается в специальную выточку на опорной поверхности, после чего в зазор между кольцом и клапаном подается порция флюса. Нагрев и плавление сплава производится в кольцевом индукторе, охватывающем наплавляемый участок. Температура нагрева на 50—100° С превышает температуру плавления сплава. Конструкция индуктора и режим нагрева выбраны с таким расчетом, чтобы поверхность жидкого металла под действием электромагнитного поля устанавливалась под углом 30—45° к вертикали для клапанов диаметром 30—200 мм. Существенной особенностью является то, что в конце процесса при включенном нагреве поверхность клапана обрызгивается распыленной водой, фиксирующей установившуюся конфигурацию жидкой ванночки и обеспечивающей направленную кристаллизацию сплава.

Способ внедрен в производство (завод «Автотрактородеталь», г. Куйбышев). Спроектированный в ИЭС им. Пагона автомат ОБ-1157 для наплавки методом намораживания рассчитан на выпуск 360 деталей в час.

Расплавление непосредственно на основном металле пасты, состоящей из смеси порошкообразных твердых сплавов со связующим веществом. Способ был опробован Г. И. Глушковым и М. Г. Лозинским применительно к наплавке плужных лемехов [12]. Порошкообразный твердый сплав (сталинит) определенных фракций смешивают со связующей жидкостью (патокой мелясой). Полученную пасту наносят на упрочняемый участок (режущее лезвие) и просушивают в течение 3—4 ч вначале на воздухе, а затем в печи при 100° С. При наплавке эта операция обеспечивает плотное прилегание присадочного металла к основному. После этого в изолированном многovitковом индукторе, имеющем форму сплюснутой спирали, нанесенную пасту доводят до полного расплавления. Для более интенсивного нагрева твердого сплава воздушный зазор между верхним слоем пасты и внутренней поверхностью индуктора в несколько раз меньше, чем у противоположной плоскости лемеха. Генератором токов высокой частоты служит ламповая установка ГЗ-46. Минимальное время наплавки одного лемеха составляет 2 мин.

Представляют интерес приводимые данные о распределении мощности, расходуемой ламповым генератором в процессе нагрева и наплавки лемехов.

При общей мощности 55,9 квт (100%), потребляемой из питающей сети, потери на анодах питающих ламп составляют 18,7 квт (33,5%), потери в индукторе при наплавке 4,8 квт (8,6%), на накал генераторных ламп и потери в выпрямителе

расходуется 6,5 кВт (11,6%), потери в катушке колебательного контура и токопроводных шинах 4,8 кВт (8,6%). Непосредственно на наплавку расходуется 21,1 кВт (37,7%).

Наплавленный слой стали имеет твердость $\sim HV 600$ его структура состоит из эвтектики и карбидов игольчатой и ромбической формы. По мнению авторов, основной металл в наплавленный не диффундирует. Образование монолитного и прочного соединения объясняется частичным оплавлением поверхностного слоя основного металла в результате диффузии углерода из твердого сплава в сталь.

Аналогичные опыты по наплавке отвалов плугов, культиваторных лап и лопаток дрометных барабанов проводились в ВИСХОМе И. А. Нилевским [65].

Достоинством упомянутых работ является применение индукционной наплавки путем расплавления более легкоплавкового, чем сталь, твердого сплава непосредственно на упрочняемом участке основного металла. Однако недостаточный объем экспериментов по выбору оптимального состава присадочного материала и изучению металлургического процесса наплавки не позволил этим исследованиям выйти из стадии предварительной лабораторной проверки.

Погружение подогретой детали в форму-тигель с расплавленным металлом [8, 109]. По этому варианту (рис. 6) подогретая в индукторе 1 деталь 2 погружается в керамическую форму 3 с расплавленным металлом 4, которая повторяет контуры упрочняемой поверхности. Для раскисления расплава, предохранения его от угара легирующих элементов и улучшения условий сплавления над поверхностью ванны может находиться жидкий шлак. Расплавление присадочного материала производится самостоятельным индуктором 5. В данном случае не имеет значения соотношение температур плавления основного металла детали и твердого сплава. Несмотря на внешнюю простоту, способ имеет весьма ограниченное применение.

Центробежная заливка деталей цилиндрической формы. Наибольшее распространение этот способ получил при изготовлении биметаллических втулок с антифрикционным слоем [46], хотя известны работы и по заливке износостойких чугунов. Присадочный материал может использоваться в виде отдельных кусочков, стружки, а также в расплавленном состоянии. Принципиальные схемы обоих вариантов

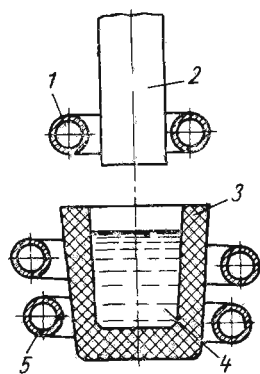


Рис. 6. Схема наплавки погружением

показаны на рис. 7. Особенностью метода является формирование наплавленного металла под действием центробежных сил, которые, с одной стороны, способствуют более равномерному распределению расплава на основном металле и удалению посторонних примесей, а с другой — усугубляют ликвационные явления. Поэтому при заливке сильно ликвирующих сплавов необходимо принимать специальные технологические меры — регламентировать количество заливаемого металла, температуру и продолжительность нагрева, число оборотов центробежной машины, скорость охлаждения, подбирать конструкцию индуктора.

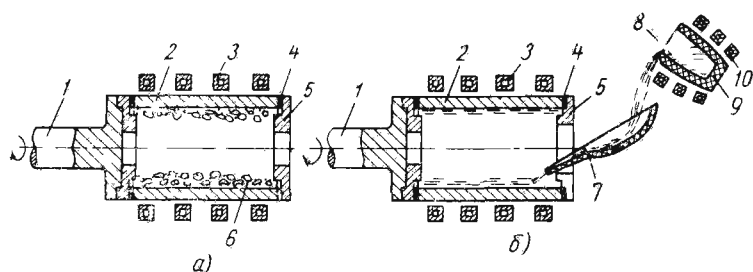


Рис. 7. Принципиальные схемы наплавки центробежной заливкой с использованием твердого (а) и расплавленного (б) присадочного материала:

1—шпиндель центробежной машины, 2—наплавляемая деталь 3—индуктор, 4—прокладка, 5—крышка с отверстием для выхода газов, 6—шихта, 7—керамический лоток, 8—расплавленный металл, 9—тигель, 10—индуктор плавильного агрегата

В Румынской Народной Республике, например, токами высокой частоты наплавляют свинцовистую бронзу на втулки и вкладыши подшипников нескольких типов [87]. Стружка с флюсами (бурой) в пропорции 100:1 засыпается во внутреннюю полость заготовки, размещенной внутри многовиткового цилиндрического индуктора. Центробежная машина, в которой закреплена заготовка, приводится во вращение, после чего на индуктор подается напряжение. Температура нагрева 1120—1150°С, частота тока 8000 гц, продолжительность плавки 28—30 сек при толщине слоя бронзы 3,5—4 мм. Линейная скорость вращения 200—250 м/мин, охлаждение начинается спустя некоторое время после окончания нагрева и происходит с помощью спреiera со скоростью свыше 150°С/сек.

С внедрением центробежной заливки условия труда улучшились, производительность повысилась на 25—30%, а брак снизился на 40—50% (по сравнению со статической заливкой).

Примером центробежной заливки расплавленного твердого сплава является разработанная ВНИИТВЧ и заводом им. Лихачева технология наплавки гильз автомобильных двигателей.

Перед наплавкой внутренняя поверхность гильзы растачивается по 3—5 мм на сторону, обезжиривается, очищается и офлюсовывается. Процесс наплавки может осуществляться двумя способами.

1. Гильза нагревается в цилиндрическом индукторе через внешнюю поверхность до температуры 1000—1050°С. В отдельном тигле расплавляют присадочный материал — износостойкий чугуи и заливают его во вращающуюся гильзу. Температура чугуна при заливке 1450—1480°С. Скорость вращения гильзы 950—1200 об/мин. Продолжительность наплавки 75 сек.

2. Второй способ более производительный, хотя и несколько усложнен. В этом случае предварительный подогрев гильзы ведется внутреннейю поверхностью комбинированным индуктором — трансформатором. Вначале в тигле плавильной печи, питаемой от установки МГЗ-108, расплавляется порция присадочного металла. Затем включается индуктор подогрева гильзы, который выполнен таким образом, что часть витков в процессе нагрева может закорачиваться. Это дает возможность сделать нагрев более равномерным. Когда температура внутреннейю поверхности гильзы достигнет 1000°С, нагрев отключается, индуктор выводится из гильзы. В гильзу сразу же заливается чугун. Вращение гильзы прекращается через 10—15 сек после того, как закристаллизуется наплавленный металл и затвердеет слой шлака.

Наплавка по методу Ростовского-на-Дону НИИТМа. Метод основан на использовании токов высокой частоты для нагрева основного металла и расплавления присадочного материала, в качестве которого используется специальная порошкообразная шихта.

Последняя состоит из гранулированного твердого сплава и флюсов на основе буры, борного ангидрида, силикокальция, фтористого кальция и др. Шихту наносят на наплавляемую поверхность слоем определенной толщины, которая зависит от требуемой толщины наплавленного слоя. Затем деталь с нанесенным слоем шихты вводят в специальный индуктор, питаемый от высокочастотной установки, подобно тому, как это делается при индукционной закалке. Конструкция индуктора и расположение в нем детали зависят от конфигурации упрочняемого участка (рис. 8). Источником питания, как правило, служат ламповые высокочастотные установки типа ЛЗ с частотой 70 кгц.

При прохождении тока высокой частоты через контур индуктора в поверхностных слоях основного металла индуктируются токи, и наружный слой металла быстро разогревается. Слой шихты, расположенный между индуктором и нагреваемой поверхностью, в связи с высоким сопротивлением металлического порошка слабо реагирует на воздействие переменного электромагнитного поля. Шихта нагревается главным образом за

счет теплопередачи от основного металла. В связи с этим температура окончания плавления шихты должна быть ниже температуры начала плавления основного металла, а скорость подвода тепла к нагреваемой поверхности должна быть значительно больше скорости его отвода в глубь изделия и потерь в окружающую среду.

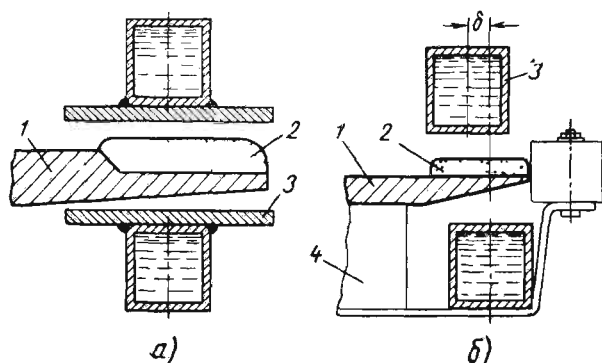


Рис. 8. Схема расположения наплавляемой детали в индукторе (наплавка по методу НИИТМа):

а—при наплавке лемеха, *б*—при наплавке лап культиватора, 1—деталь, 2—слой шихты, 3—индуктор, 4—опорное приспособление

Флюс, входящий в состав шихты, удаляет окисную пленку с основного металла, раскисляет наплавляемый металл и выполняет защитные функции, предотвращая взаимодействие расплавленного металла с кислородом воздуха и задерживая теплоотдачу в окружающую среду. Состав флюсов выбирается с таким расчетом, чтобы раскисление наплавляемого металла протекало в течение нескольких секунд.

При наплавке этим способом никакой специальной подготовки поверхности изделия не требуется. Могут наплавляться поверхности как механически обработанные, так и покрытые слоем металлургической окалины или ржавчины. При наличии такого рода загрязнений требуется лишь некоторое увеличение содержания флюсов в шихте.

Часто применяемый термин «подготовка под наплавку» следует понимать как придание зоне упрочнения детали геометрических форм и размеров в соответствии с конструктивными требованиями.

Последовательность основных технологических операций следующая: подготовка наплавочной шихты (приготовление порошка твердого сплава и флюсов и их смешивание в определенной пропорции); подготовка поверхности под наплавку; нане-

сение шихты, нагрев упрочняемого участка в индукторе до полного расплавления шихты, охлаждение до комнатной температуры на воздухе; удаление шлака; окончательная обработка (придание режущему лезвию или всей детали конечной формы путем гибки, заточки и др.).

В зависимости от конфигурации и габаритных размеров деталей, характеристик высокочастотных установок и других факторов применяют четыре основных технологических способа наплавки (рис. 9).

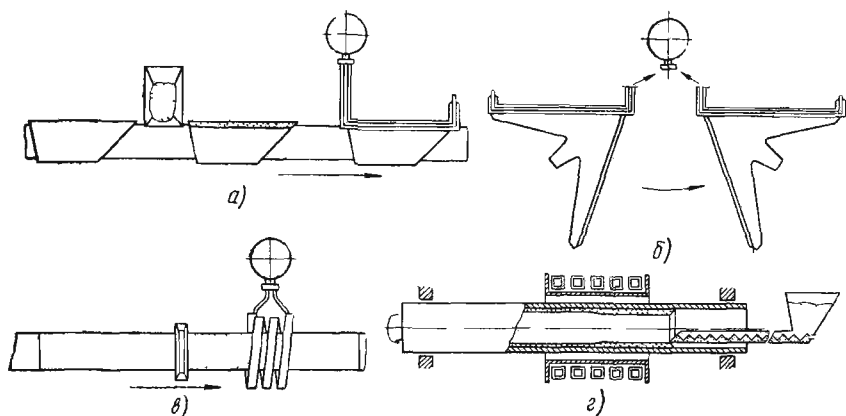


Рис. 9. Схемы основных способов индукционной наплавки

а—одновременная (лемехи предплужника), *б*—последовательная (лапы культиватора).
в—непрерывно последовательная (лопатки мельничных вентиляторов), *г*—центробежная (трубы пульповодов)

1. Одновременная (рис. 9, *а*) — деталь с нанесенной на всю упрочняемую поверхность шихтой вводится в индуктор, где происходит одновременное расплавление шихты.

Одновременной наплавке подвергаются лемехи плугов общего назначения, лемехи предплужников, полочные лапы культиваторов, сошники кукурузных сеялок и др. Английская фирма «Triangle Valve Co., Ltd» таким способом наносит стеллит на опорные поверхности клапанов вентиля [141]. Порошкообразный стеллит смешивается с флюсом в пропорции 16 : 1, насыпается на нужный участок и оплавляется в индукторе, питаемом генератором мощностью 9 квт.

2. Последовательная (рис. 9, *б*) — поверхность детали наплавляется в два или несколько приемов. Этот метод также позволяет при ограниченных мощностях высокочастотных генераторов наплавлять значительные поверхности.

Последовательным методом наплавляют детали, у которых упрочняемые поверхности лежат в разных плоскостях или име-

юг сложную геометрическую форму (стрельчатая лапа культиватора, лемех выкопчного лесного плуга и др.).

3. Непрерывно-последовательная (рис. 9, в) — деталь последовательно перемещается в индукторе; нанесение шихты предшествует поступлению участка детали на наплавку. В этом случае достигается наибольшая равномерность наплавленного слоя. Удастся снизить влияние колебаний толщины лезвия на величину перегрева. Кроме того, при непрерывно-последовательной наплавке можно упрочнять большие поверхности с использованием генераторов незначительной мощности.

Непрерывно-последовательным методом наплавляются детали, имеющие значительную упрочняемую поверхность или небольшую общую жесткость. К таким деталям относятся ножи измельчающего аппарата силосоуборочного комбайна, лопатки мельничных вентиляторов, полевые доски корпусов плугов, дисковые рабочие органы, ножи дорожных машин, лемехи глубокорыхлителей.

4. Центробежная (рис. 9, г) внутренняя поверхность цилиндрических деталей (труб, втулок) наплавляется путем нагрева кольцевым индуктором наружной поверхности и подачи шихты специальным дозатором во внутреннюю полость детали. Для центробежной наплавки обычно используются машинные высокочастотные генераторы с частотой 2500 гц.

Мы рассмотрели сущность основных вариантов использования токов высокой частоты для наплавки. Следует сказать, что в настоящее время наибольший удельный вес приходится на долю индукционной наплавки по методу Ростовского-на-Дону НИИТМа. Технологическая схема отличается относительной простотой, стабильностью в условиях массового производства и приемлемостью к упрочнению деталей самого различного назначения. Можно также утверждать, что возможности метода далеко не исчерпаны как в смысле расширения сферы применения, так и в смысле совершенствования отдельных технологических операций и улучшения качества наплавленного соединения. Исходя из этого в дальнейшем более подробно рассмотрим именно этот метод наплавки.

Физическая сущность индукционного нагрева состоит в том, что в электропроводящих телах, помещаемых в переменное электромагнитное поле, индуцируются электродвижущие силы (э. д. с.), которые вызывают электрические токи. Плотность этих индуцируемых ^{токов} в каждом элементарном объеме нагреваемого материала может меняться по самым разнообразным законам в зависимости от геометрических размеров нагреваемого материала, его удельного сопротивления, магнитной проницаемости и частоты индуцированного тока. В соответствии с этим в любом элементарном объеме нагреваемого материала будет поглощаться мощность, величина которой зависит от тех же величин.

Изменяющееся по определенному закону магнитное поле вызывает появление соответствующего по величине электрического поля. Электрическое и магнитное поля существуют всегда одновременно и неразрывно. Величина индуцированной э. д. с., определенная на основании закона электромагнитной индукции, равна скорости убывания магнитного потока:

$$e = - \frac{d\Phi}{d\tau}, \quad (1)$$

где e — мгновенное значение э. д. с.;

Φ — значение магнитного потока;

τ — время изменения магнитного потока.

Если зависимость изменения потока Φ от времени τ близка синусоидальной, действующее значение э. д. с. можно определить из выражения

$$e = 4,44 f n \Phi, \quad (2)$$

где f — частота индуцированного тока,

n — число витков.

Из этого выражения видно, что э. д. с. e , а следовательно, и энергия, выделяющаяся в том же объекте, при прочих равных условиях пропорциональны частоте.

Выходящая из непроводящей среды, например воздуха, электромагнитная волна внутри металла распространяется перпендикулярно его поверхности и затухает по мере удаления от нее.

Для характеристики затухания волны в проводящих средах обычно пользуются понятием условной глубины проникновения электромагнитной волны или просто глубины проникновения δ_m . По предложению Штейнмеца, δ_m представляет собой расстояние, на котором амплитуды напряженностей электрического и магнитного полей плоских электромагнитных волн уменьшаются в $e=2,718$ раз, а фаза волны изменяется на 1 рад , т. е. на 57° :

$$\delta_m = 5,03 \cdot 10^4 \sqrt{\frac{\rho}{\mu f}}, \quad (3)$$

где ρ — удельное электрическое сопротивление среды;
 μ — относительная магнитная проницаемость.

Для практических расчетов удобно пользоваться эмпирическим выражением, дающим приближенное значение величины глубины проникновения тока в материал тела при температуре $t^\circ \text{C}$:

$$\delta_m = \frac{k}{\sqrt{f}} \text{ мм.} \quad (4)$$

Значения k для некоторых металлов приведены в табл. 1. Весьма существенно, что в пределах условной глубины проникновения тока выделяется 86,5% энергии, подводимой в тело.

Таблица 1

Материал	Температура в $^\circ\text{C}$	k	Материал	Температура в $^\circ\text{C}$	k
Сталь	20	20	Алюминий	20	85
	300	550		500	155
	1300	575			
Медь	20	67	Сплав сормайт	20	50
	100	77		1300	540
	1000	155			

Природа эффекта близости та же, что и поверхностного эффекта. Но в отличие от последнего распределение плотности тока по сечению проводника здесь определяется не только собственным полем, но и суммарным действием полей всех близко расположенных проводников. Название эффекта близости оправдывается тем, что перераспределение плотности тока в проводниках резко проявляется только при их сближении на малые расстояния. Эффект близости выражен тем резче, чем

выше частота. При малых частотах напряженность электрического поля, наводимого переменным магнитным потоком, настолько мала, что она не влияет на распределение тока. Используя эффект близости, можно путем подбора формы индуктора, концентрировать нагрев в определенных участках поверхности обрабатываемой детали.

Явление эффекта близости в ряде случаев может привести и к нежелательным последствиям. Так, при индукционной наплавке с использованием порошковых наплавочных материалов эффект близости может стать причиной локальных перегревов и прожогов деталей в результате уменьшения расстояния между поверхностями индуктора и детали при сплавлении гранул шихты.

Слой порошковой шихты является практически прозрачным для электромагнитного поля. Гранулы металлической части изолированы друг от друга частицами флюса, поэтому электропроводность порошкового слоя и соответственно выделение энергии в нем очень малы. При сплавлении гранул шихты электропроводность образовавшегося при этом сплошного слоя металла возрастает скачком. Одновременно уменьшается расстояние между поверхностями индуктора. Это приводит к резкому возрастанию выделения энергии в участках наплавляемой поверхности. Чтобы ослабить эффект близости, желательно применять низкие частоты и относительно большие зазоры между наплавляемой поверхностью и индуктором.

У проводника, свернутого в кольцо, наибольшая плотность тока наблюдается на внутренней поверхности. При достаточной большой радиальной высоте проводника внешняя сторона его практически не несет тока. Это объясняется тем, что при свертывании проводника в кольцо магнитное поле становится несимметричным. Линии поля сгущаются у внутренней поверхности и частично вытесняются внутрь проводника. Тонкие слои проводника, расположенные у внутренней поверхности, обладают наименьшим реактивным сопротивлением. Линии тока концентрируются преимущественно у поверхности наименьшего диаметра. Поэтому при нагреве внутренних поверхностей эффективная величина зазора между поверхностями индуктора и детали увеличивается на величину радиальной высоты витка индуктора. Кольцевой эффект оказывается полезным при нагреве внешних цилиндрических поверхностей и вредным при нагреве внутренних цилиндрических поверхностей.

Основными электрофизическими свойствами материалов для расчета индукционных нагревательных устройств являются удельное электрическое сопротивление ρ и магнитная проницаемость μ . Эти характеристики в основном определяют глубину проникновения тока и поглощаемую телом мощность. Последняя пропорциональна коэффициенту поглощения мощности $\sqrt{\rho\mu}$,

а глубина проникновения тока пропорциональна $\sqrt{\frac{\rho}{\mu}}$. При нагреве ферромагнитных металлов изменяются удельное электрическое сопротивление и магнитная проницаемость. Удельное сопротивление сталей растет во всем интервале температур нагрева монотонно, а у цветных металлов при расплавлении оно возрастает скачком.

При нагреве железа от 20 до 800°С удельное сопротивление увеличивается примерно в 10 раз. Достигнув при 800—900°С значения 1,2 $\text{ом} \cdot \text{мм}^2/\text{м}$, при дальнейшем повышении температуры оно практически не возрастает.

Электрическое сопротивление металлов и сплавов зависит от их химического состава и внутренней структуры. Легирующие элементы повышают электрическое сопротивление железа. Зависимость удельного электрического сопротивления от содержания различных элементов в сплавах при температуре 20°С показана на рис. 10. Следует заметить, что электрическое сопротивление при высоком начальном значении мало увеличивается с повышением температуры. Сопротивления чистого железа и различных сплавов на железной основе сближаются с повышением температуры. При температуре выше 900°С все сплавы на железной основе имеют сопротивление 1,2—1,3 $\text{ом} \cdot \text{мм}^2/\text{м}$.

Углерод повышает омическое сопротивление сплавов на железной основе только тогда, когда он находится в твердом растворе. Присутствие карбидов незначительно влияет на электросопротивление сталей

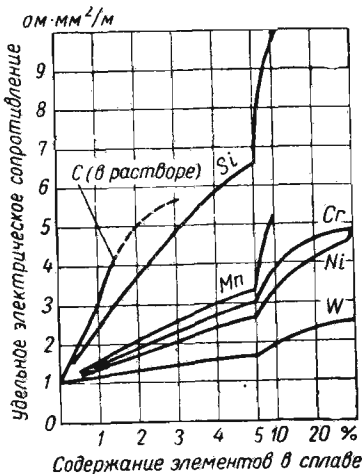


Рис. 10. Зависимость удельного электрического сопротивления от содержания элементов в сплавах на основе железа при температуре 20°С

Таблица 2

Металл	Температура в °С	Удельное электрическое сопротивление ρ в $\text{ом} \cdot \text{мм}^2/\text{м}$
Сталь углеродистая	20	0,18
	1300	1,3
Медь	20	0,017
	100	0,0234
Алюминий	20	0,0266
	100	0,0386
Сормайт № 1	20	1,10
	1300	1,30

В табл. 2 приведены значения удельного сопротивления наиболее часто встречающихся в практике индукционного нагрева материалов.

Магнитная проницаемость ферромагнитных тел в области достаточно сильных магнитных полей и постоянной напряженности остается почти неизменной при нагревании до температур 600—700 С, затем резко уменьшается и становится равной единице при температуре точки Кюри. Зависимость магнитной проницаемости μ от температуры при различных напряженностях магнитного поля представлена на рис. 11.

Электропроводное тело, помещенное в переменное магнитное поле, испытывает давление со стороны этого поля. Силы, действующие на тело, связаны с параметрами тела и поля, подводимой мощностью и частотой. Проанализировав связь между механическими силами, удельной мощностью и частотой тока, можно установить следующие зависимости.

Отталкивающие силы, действующие на каждый квадратный сантиметр поверхности нагреваемого тела (удельное давление), равны [2]:

$$\Delta N = 6 \cdot 10^{-4} \frac{\Delta p}{V \rho \mu f} \text{ кг/см}^2, \quad (5)$$

где ρ — удельное сопротивление;
 μ — магнитная проницаемость;
 f — частота индуктированного тока;
 Δp — удельная мощность.

Для стали и сплавов на железной основе, нагретых выше точки магнитных превращений,

$$\Delta N_{\text{FeV}} = 5,2 \cdot 10^{-2} \frac{\Delta p}{V f} \text{ кг/см}^2.$$

Для меди при $t = 20^\circ \text{C}$

$$\Delta N_{\text{Cu}} = 4,5 \cdot 10^{-1} \frac{\Delta p}{V f} \text{ кг/см}^2.$$

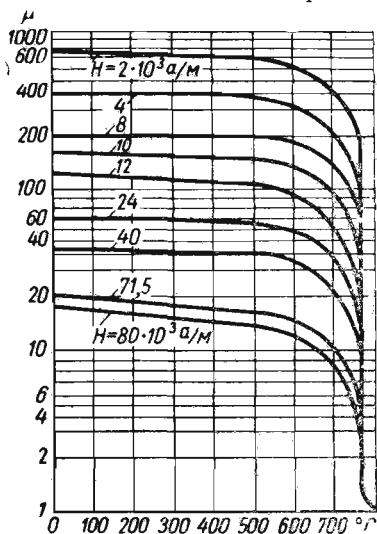


Рис. 11. Зависимость магнитной проницаемости μ от температуры при различных напряженностях магнитного поля H

Механические усилия между индуктором и диамагнитным или парамагнитным телом всегда отталкивающие.

Ферромагнитные тела при температурах ниже точки магнитных превращений притягиваются к индуктору с силой, величина которой приближенно равна [2]:

$$\Delta N = \frac{I^2}{q^2} \varphi_p \cdot 10^{-5} \text{ кг/см}^2, \quad (6)$$

где I — ток в индукторе;

q — ширина активной части индуктора;

φ_p — функция зависимости электросопротивления от отношения d_m/δ_m ;

d_m — толщина плоского или диаметр круглого нагреваемого тела;

δ_m — глубина проникновения тока в металл.

При индукционной наплавке большая часть электродинамических сил оказывается приложенной к жидкому металлу, в результате чего форма его поверхности может искривляться, вызывая нежелательные изменения геометрии наплавляемого слоя. Поэтому предпочтительно использовать для наплавки относительно высокие частоты. Помимо этого необходимо учитывать, что с повышением частоты силы электромагнитного перемешивания уменьшаются пропорционально $\frac{1}{\sqrt{f}}$, в результате чего снижается интенсивность растворения основного металла в жидкой фазе.

При известных параметрах нагреваемого слоя изделия, индуктора и напряжения, приложенного к индуктору, передаваемая в нагреваемое тело мощность может быть определена из выражения

$$P_a = \frac{E_i^2 S_a}{32 \pi^3 a^2 l_i} \sqrt{\frac{\rho \mu}{f^3}}, \quad (7)$$

где a — расстояние между индуктором и деталью;

l_i — длина индуктора;

E_i^2 — напряжение на зажимах индуктора;

S_a — площадь нагреваемой поверхности изделия;

ρ — удельное электросопротивление;

μ — магнитная проницаемость материалов нагреваемого изделия;

f — частота.

В процессе наплавки вследствие проявления термических деформаций и плавления шихты величина воздушного зазора локально изменяется, вызывая изменение передаваемой мощности:

$$\Delta P_a = k a^{-\frac{1}{2}},$$

где k — коэффициент пропорциональности, учитывающий зависимость ΔP от f, ρ, μ, E_i, l_i .

Зависимость величины передаваемой мощности от изменения зазора Δa для различных значений номинального зазора a при одностороннем нагреве плоской плиты показана на рис. 12.

Оптимальную величину зазора a , для которого изменения зазора Δa не вызовут изменения удельной мощности более

$\frac{\Delta P_a}{\Delta P_{(a+\Delta a)}}$, можно определить из выражения

$$a = \frac{\Delta a}{\sqrt{\frac{\Delta P_a}{\Delta P_{(a+\Delta a)}} - 1}} \quad (8)$$

Расплавление гранул металлической части шихты приводит к уменьшению начального зазора a на величину Δa , соответствующую толщине наплавленного слоя.

При наплавке тонкостенных деталей в петлевых индукторах указанное уменьшение зазора вызывает изменение передаваемой мощности (рис. 13).

Коробление изделия, нагреваемого в петлевом индукторе, влечет за собой одновременное уменьшение зазора у одной из поверхностей и соответствующее увеличение зазора у противоположной.

Аналитическая зависимость мощности, передаваемой в изделие при сквозном нагреве в петлевом индукторе, от изменения зазоров в интервале $0 \leq \Delta a \leq a$ выражается уравнением

$$P_{\Delta a} = P_a a^2 \frac{a^2 + \Delta a^2}{(a^2 - \Delta a^2)^2} \quad (9)$$

На рис. 14 представлена зависимость мощности, передаваемой в изделие, от величины коробления при номинальных значениях зазора $a=5; 7; 10; 15$ мм.

Постоянство передаваемой мощности, т. е.

$$\frac{\Delta P_a}{\Delta P_{(a+\Delta a)}} = 1,$$

может быть получено лишь при $a = \infty$. На практике обычно удовлетворяет условие $\frac{\Delta P_a}{\Delta P_{(a+\Delta a)}} = 1,2 \div 1,4$. В этом случае $a = (5 - 10) \Delta a$.

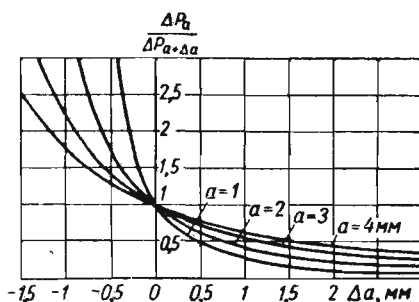


Рис. 12. Зависимость передаваемой мощности от изменения зазора при одностороннем нагреве плоской плиты

Величину поглощаемой элементом объема нагреваемого материала мощности с некоторым приближением можно определить из выражения

$$\Delta P_m = H^2 \sqrt{\pi \rho_m l} \varphi_p, \quad (10)$$

где H — напряженность магнитного поля у поверхности;

φ_p — функция зависимости сопротивления от отношения $\frac{d_m}{\delta_m}$.

Функция φ_p определяет зависимость величины поглощаемой телом мощности от отношения толщины a_m плоского или диаметра d_m круглого тела к глубине проникновения тока в него.

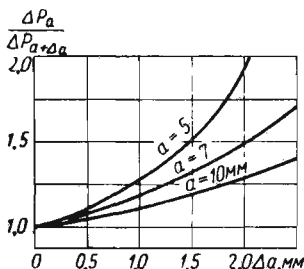


Рис. 13. Зависимость передаваемой мощности от изменения зазора при плавлении шихты

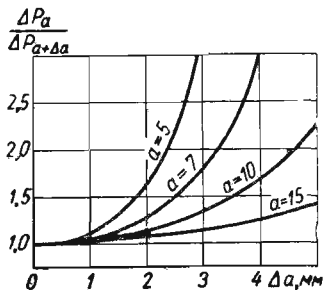


Рис. 14. Зависимость передаваемой мощности от величины коробления при нагреве в петлевом индукторе

Зависимость функции φ_p от $\frac{d_m}{\delta_m}$ для цилиндрических тел приведена на рис. 15; для плоских прямоугольных тел — на рис. 16.

Функциональная зависимость $\frac{d_m}{\delta_m}$ также определяет электрический к. п. д. устройств индукционного нагрева. На рис. 17 показана зависимость электрического к.п.д. η_e от отношения толщины тела прямоугольного сечения a_m или диаметра цилиндрического тела d_m к глубине проникновения тока в материал тела δ_m . Как видно из графиков, нагрев при соотношении $\frac{d_m}{\delta_m} \left(\frac{a_m}{\delta_m} \right)$ менее 4 нежелателен, а при соотношении менее единицы вообще неприемлем.

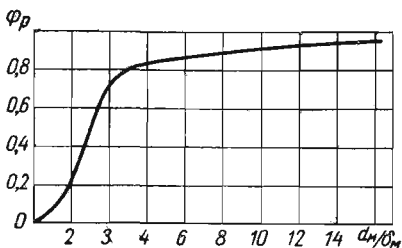


Рис. 15. Зависимость функции φ_p от отношения диаметра цилиндра к глубине проникновения тока в металл

Большое влияние на η_a различных устройств для высокочастотного нагрева оказывают физические свойства материала. Материалы с большим удельным сопротивлением ρ индукционным способом могут нагреваться с большим значением η_a , чем материалы с малым удельным сопротивлением. По этой причине плавку меди, алюминия, латуни и других цветных металлов производят в графитовых или шамотно-графитовых тиглях, которые позволяют значительно увеличить η_a .

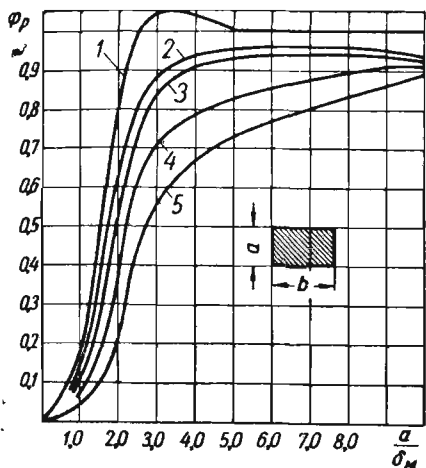


Рис. 16. Зависимость φ_p от отношения толщины плоского тела к глубине проникновения тока:

$$1 - \frac{b}{a} = \infty; \quad 2 - \frac{b}{a} = 10; \quad 3 - \frac{b}{a} = 4; \quad 4 - \frac{b}{a} = 2; \\ 5 - \frac{b}{a} = 1$$

производят в графитовых или шамотно-графитовых тиглях, которые позволяют значительно увеличить η_a .

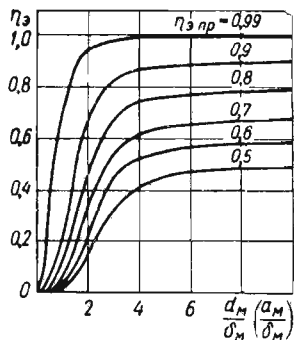


Рис. 17. Зависимость электрического к.п.д. η_a от отношения толщины плоского тела или диаметра цилиндрического тела к глубине проникновения тока

Из рис. 17 следует, что η_a достигает предельного значения $\eta_{a, \text{пр}}$ только при $\frac{d_m}{\delta_m} \rightarrow \infty$, что может быть только при частоте $f \rightarrow \infty$. Однако во многих случаях по конструктивным, технологическим, эксплуатационным или экономическим соображениям желательно понизить частоту тока, но до некоторого предела без значительного снижения η_a . При дальнейшем уменьшении f , а следовательно, и отношения $\frac{d_m}{\delta_m}$ величина η_a начинает заметно уменьшаться и индукционный нагрев становится или нерентабельным, или вообще неосуществимым.

Минимальная допустимая частота, при которой индукционный нагрев будет осуществляться с достаточно высоким к. п. д., может быть определена из формулы [21]

$$f_{\min} = \frac{k\rho \cdot 10^8}{d_m^2 \mu}, \quad \text{где} \quad k = \frac{d_m^2}{(2-4)\delta_m^2}.$$

Значение k следует выбирать в зависимости от предельного значения $\eta_{э.нр}$ и отношения $\frac{\eta_{э}}{\eta_{э.нр}}$, при котором желательно эксплуатировать электромагнитную систему. Путем смещения ветвей индуктора относительно друг друга на величину B отношение $\frac{d_m}{\delta_m}$ можно увеличить до таких значений, при которых $\eta_{э}$ станет достаточно большим (рис. 18). Величина относительного

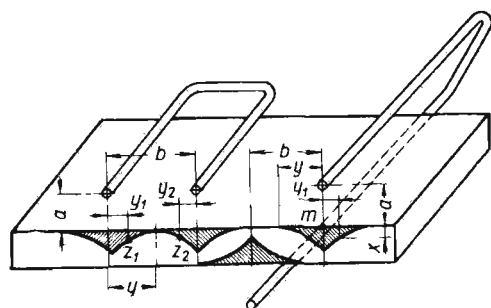


Рис. 18. Схема распределения тока в изделии

смещения ветвей b приблизительно может быть определена из выражения

$$b \geq a \frac{2\delta_m - d_m}{\delta_m} \sqrt{e^2 - 1} = 2,52 a \frac{2\delta_m - d_m}{\delta_m}, \quad (11)$$

где a — величина зазора между поверхностями индуктора и нагреваемого тела;

δ_m — глубина проникновения тока в металл;

d_m — толщина тела в сечении зоны нагрева;

e — основание натуральных логарифмов.

Значение тока, индуктированного весьма тонким проводником, в некоторой точке z плоскости сечения, нормального к линиям тока, определяется из выражения

$$i_z = i_e \frac{a}{\sqrt{a^2 - y^2}} e^{-\frac{x}{\delta}}, \quad (12)$$

где i_e — значение тока, индуктированного на поверхности нагреваемого тела в точке наименьшего удаления от индуктора;

y — координата точки по поверхности тела;

x — координата точки вглубь от поверхности тела.

Если индуктор изготовлен из нескольких тонких параллельных проводников, то результирующее значение тока в точке z будет равно алгебраической сумме токов, наведенных в точке z каждым проводником индуктора.

Координаты x и y эквипотенциальных точек могут быть определены из уравнений

$$y = a \sqrt{e^{2 \frac{\delta-x}{\delta}} - 1}; \quad x = \delta \left(1 - 0,5 \ln \frac{y^2 - 1}{a^2} \right), \quad (13)$$

Энергоемкость процесса наплавки определяется затратами энергии на единицу массы наплавленного металла. Эти затраты представляют сумму количеств энергии, необходимых на осуществление процесса W_n , тепловых потерь W_m и потерь энергии на преобразование и передачу энергии W_ε :

$$W = W_n + W_m + W_\varepsilon.$$

Теоретически затраты энергии на наплавку, не зависящие ни от вида энергоносителей, ни от продолжительности процесса, составляют интегральные затраты энергии на нагрев основного металла W_o , наплавленного сплава W_c и флюсов W_ϕ до температуры плавления сплава, на плавление сплава $W_{n \cdot c}$ и флюса $W_{n \cdot \phi}$, на сопутствующие реакции и фазовые превращения:

$$W_n = W_o + W_c + W_\phi + W_{n \cdot \phi} + W_{n \cdot c} + W_{\kappa p};$$

$$W_{(o,c)} = C_{(o,c)} G_{(o,c)} (T_2 - T_1);$$

$$W_\phi = C_\phi G_\phi (T_3 - T_1),$$

здесь C_o , C_c , C_ϕ — средняя удельная теплоемкость соответственно основного металла, наплавленного сплава и флюса;

G_o , G_c , G_ϕ — масса основного металла, наплавленного сплава и флюса;

T_1 — исходная температура нагрева;

T_2 — температура плавления сплава;

T_3 — температура плавления флюса.

$$W_{n(\phi,c)} = C_{n(\phi,c)} G_{(\phi,c)},$$

где $C_{n \cdot \phi}$ — теплота плавления флюса;

$C_{n \cdot c}$ — теплота плавления сплава.

Потери W_m на теплопередачу в металле приближенно могут быть определены по формуле

$$W_m = \alpha F \tau (T_o - T_s),$$

где α — коэффициент теплопередачи в $вт/м^2 \cdot ^\circ C$;

F — теплоотдающая поверхность в $м^2$;

T_o, T_e — температура соответственно теплоотдающей и тепловоспринимающей среды;

τ — продолжительность протекания процесса в сек.

Средняя энергоемкость некоторых видов производственных процессов следующая:

Виды процессов	Энергоемкость в кВт·ч кг
Газопламенная, ацетиленокислородная наплавка твердых сплавов типа сормайт	12—25
Ручная электродуговая наплавка [78]:	
постоянный ток	1,0
переменный ток однофазный	4,0
переменный ток трехфазный	2,8
Индукционный нагрев стали [51]:	
до 800° С	0,4
до 1100° С	0,5
Индукционный нагрев под наплавку твердыми сплавами до 1300° С	0,6—0,7

* * *

1. ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ

Наиболее важным отличием метода индукционной наплавки с технологической и энергетической точки зрения является способ подвода тепла. Расплавление нанесенной шихты за счет теплопередачи от основного металла обуславливает определенные особенности металлургического процесса наплавки и, в частности, вызывает отставание температуры присадочного материала от температуры основного металла.

Общая схема изменений, которые претерпевает шихта в процессе наплавки, представлена на рис. 19.

В период нагрева до точки Кюри (768°C) индуктируемый ток ввиду поверхностного эффекта распределяется главным образом в наружном слое (около $0,1\text{ мм}$) основного металла (рис. 19, а). Этот период характеризуется опережающим нагревом основного металла и усиливающимся температурным градиентом в зоне наплавки. После перехода через точку Кюри глубина проникновения тока в основной металл увеличивается (в зависимости от частоты) в $10\text{--}20$ раз, благодаря чему распределение температуры в основном металле становится более равномерным. Когда слой шихты прогреется до температуры $600\text{--}750^{\circ}\text{C}$ (в зависимости от состава флюсов), начинается плавление флюсов, оседание частиц сплава, всплывание и удаление газовых пузырей (рис. 19, б). К моменту начала плавления флюсов перепад температуры между основным металлом и шихтой особенно велик и достигает $250\text{--}300^{\circ}\text{C}$. После образования жидкой фазы скорость теплопередачи в присадочном материале значительно возрастает и температурный градиент резко уменьшается. Расплавленный флюс активно смачивает окисленную поверхность стали и крупинки твердого сплава и окутывает их сплошной оболочкой. По мере дальнейшего нагрева поверхностное натяжение на границе флюс—металл снижается, условия смачивания улучшаются, увеличивается химическая активность флюса.

При температуре около 800°C расплавленный флюс вступает во взаимодействие с окисными пленками и тонким поверхност-

ным слоем основного металла, переводя их в жидкий шлак. Образующийся шлак предохраняет взаимодействующие материалы от дальнейшего окисления. Этим самым создаются необходимые предпосылки для образования прочной металлической связи между твердым сплавом и основным металлом.

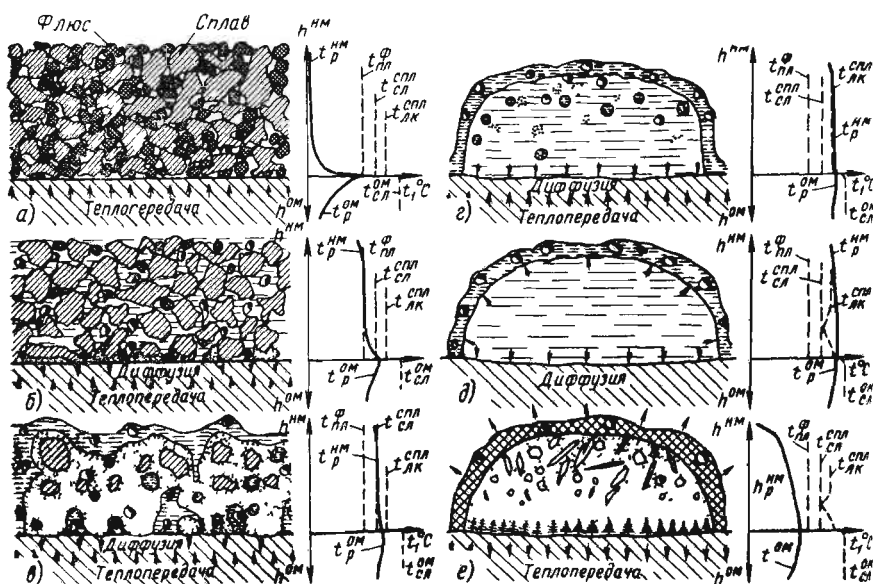


Рис. 19. Общая схема изменений, которые претерпевает шихта в процессе наплавки:

$t_{р}^{OM}$ — распределение температуры в наплавочном материале (шихте), $t_{р}^{OM}$ — то же в основном металле, $t_{пл}^ф$ — температура плавления флюса, $t_{сл}^{спл}$ — температура солидуса сплава, $t_{лк}^{спл}$ — то же основного металла, $t_{лк}^{спл}$ — температура ликвидуса сплава

При достижении температуры солидуса твердого сплава (для сормайтa $\sim 1270^\circ\text{C}$) начинает плавиться металлическая часть шихты, а жидкий шлак, имеющий значительно меньший удельный вес, вытесняется на поверхность ванны (рис 19, в).

Расплавленные капли твердого сплава хорошо смачивают раскисленную поверхность основного металла, растекаются и сливаются друг с другом, уменьшая тем самым свободную энергию системы. Плавление частиц твердого сплава, начинающееся на поверхности детали, по мере дальнейшего нагрева постепенно распространяется на всю толщину слоя шихты. При этом удаление газовых пузырей и всплывание капель шлака продолжается (рис 19, г), а слой шихты резко оседает, уменьшаясь по толщине почти в 2 раза. Одновременно с плавлением идут процессы растворения в расплаве оседающих твердых ча-

стиц. Встречное перемещение компонентов присадочного материала при плавлении и большая удельная поверхность крупнок твердого сплава способствуют ускорению химических реакций на межфазовых поверхностях

Расплавленный металл, являясь жидкостью, не смешивающейся со сплавом, частично растворяет в себе окислы железа и легирующих элементов. В соответствии с законом распределения отношение концентрации окисла в металле к концентрации окисла в шлаке стремится к строго определенной для данной температуры постоянной величине — константе распределения

Появление и увеличение размера сплошного слоя жидкого металла вызывает закономерное перераспределение индуктируемого тока в участках, прилегающих к границе раздела. Доля тепловой энергии, выделяемой непосредственно в присадочном материале, значительно возрастает. После полного расплавления шихты (рис 19, д) нагрев выключается, и жидкая ванна кристаллизуется (рис 19, е). К моменту завершения процесса плавления в зоне наплавки сохраняется определенная неравномерность распределения температуры

В зависимости от величины подводимой к индуктору мощности время, необходимое для полного расплавления сормайти (без учета продолжительности нагрева до температуры плавления), колеблется (для различных деталей) в пределах от 1,5—2 до 10—15 сек, что в пересчете составляет 6—9 сек на 1 мм толщины наплавленного металла

Сравнительно большая длительность металлургического цикла наплавки т в ч в условиях высоких температур и значительное различие в химическом составе взаимодействующих компонентов создает благоприятную почву для развития диффузионных процессов как в исходных материалах, так и на взаимных поверхностях раздела между твердым сплавом, основным металлом и шлаком

Сложный комплекс явлений, происходящих при индукционной наплавке, можно разделить на следующие этапы

— нагрев основного металла до температуры плавления шихты

— расплавление флюсов,

— взаимодействие основного металла, флюсов и твердого сплава между собой и с атмосферой,

— нагрев и расплавление металлической части шихты,

— формирование наплавленного слоя в период кристаллизации,

— охлаждение в верхнем интервале температур, сопровождаемое диффузионными процессами,

— охлаждение в нижнем интервале температур, когда диффузионные процессы практически не происходят

Основные закономерности, характеризующие направление физико-химических процессов в каждой стадии, во многом схожи с аналогичными закономерностями при газопламенной или электродуговой наплавке.

2. ФЛЮСЫ ДЛЯ НАПЛАВКИ

Толщина окисных пленок, которые образуются на поверхности металлов и сплавов, зависит от температуры и продолжительности выдержки, состава окружающей среды, природы материала. После выдержки в течение нескольких дней в сухом воздухе толщина окисной пленки на малоуглеродистой стали составляет 15—25 Å, на нержавеющей аустенитной стали 10—20 Å [52]. При нагревании толщина окисной пленки резко увеличивается, одновременно изменяются ее состав и структура.

Толщина окисной пленки на основном металле зависит также от метода подготовки поверхности, а толщина окисной пленки на частицах твердого сплава — от метода его измельчения и вида последующей термической обработки.

На железе и углеродистой стали при нормальной температуре образуется слой окисла γ - Fe_2O_3 толщиной в 2—4 атомных слоя. При нагреве до температуры около 200°C образуется окисел α — Fe_2O_3 . Нагрев стали до температуры 570°C приводит к образованию смеси окислов, часто расположенных в виде двух слоев: поверхностный слой состоит из α - Fe_2O_3 , внутренний из $\text{FeO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$. При нагреве выше 570°C образуется окисел FeO (вюстит) [18].

У легированных сталей на поверхности образуются соединения, по структуре соответствующие вышеописанным окислам но имеющие другой состав.

При нагреве высокохромистых чугунов, содержащих никель (например, сплав сормайт), образуются окислы $(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{O}_3$ и $(\text{Fe} \cdot \text{Ni})\text{O} \cdot (\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{O}_3$.

В окислах, образующихся на поверхности сплавов, содержащих хром, концентрация последнего увеличивается от наружного слоя к внутреннему. В связи с тем, что в окислах типа MeO хром обычно не содержится, во внутренних слоях окисных пленок окислов этого типа не наблюдается.

Чтобы получить качественный наплавленный слой, окисные пленки с поверхности детали и присадочного материала удаляют с помощью флюсов. При наплавке высоколегированных сплавов, сильно отличающихся от основного металла, состав флюсов должен быть подобран с таким расчетом, чтобы обеспечить удаление разнородных окислов, образующихся на поверхности соединяемых металлов.

Поверхностное натяжение окислов на порядок ниже, чем у чистых металлов, поэтому удаление окисных пленок с поверх-

ности основного металла будет способствовать растеканию твердого сплава. Обычно в состав флюсов входят компоненты, обладающие сильными восстанавливающими свойствами, повышающими поверхностное натяжение твердого металла и тем самым улучшающие смачивание его наплавляемым сплавом [68].

К наплавочным флюсам в основном предъявляют такие же требования, что и к флюсам, применяемым для пайки [47, 48].

Эти требования следующие:

1. При взаимодействии флюса с жидким металлом не должно происходить легирование наплавочного металла элементами, ухудшающими физико-механические свойства сплава.

2. Температура плавления флюса должна быть значительно ниже температуры плавления наплавляемого металла. Жидкий флюс должен до расплавления присадочного металла очистить поверхность частиц сплава и основного металла от пленки окислов и защитить основной металл и частицы сплава от дополнительного окисления при нагреве до температуры наплавки.

3. Флюс при колебаниях температуры процесса наплавки не должен значительно изменять свой состав. Такие изменения могут быть вызваны испарением составляющих флюсов или взаимодействием между ними и наплавляемым металлом.

4. Образующийся при наплавке шлак должен иметь минимальную плотность, что способствует выводу неметаллических включений из расплавленного металла.

5. Шлак должен обладать минимальной вязкостью и высокой газопроницаемостью при температуре кристаллизации наплавляемого металла. При повышении вязкости шлака газовые пузыри, достигая границы раздела металл—шлак, оказывают давление на слой шлака и жидкий металл и при низкой газопроницаемости слоя шлака выдавливают на поверхности жидкого металла углубления (кратеры), которые ухудшают равномерность слоя наплавленного металла и портят внешний вид наплавленной поверхности.

6. Флюс в интервале рабочих температур не должен образовывать и выделять токсичных соединений.

7. Флюс и смесь флюса с гранулированными сплавами не должны разделяться на составляющие фракции при транспортировке, хранении и наплавке.

Среди флюсов, используемых при высокотемпературной пайке, наиболее распространена система $B_2O_3-Na_2B_4O_7$, соотношения компонентов в которой главным образом зависит от температуры процесса: чем выше температура, тем больше рекомендуется вводить борного ангидрида [52]. Борный ангидрид, плавящийся при температуре $570^\circ C$, малолетуч, однако летучесть его значительно возрастает при наличии воды или щелочных окислов. С окислами никеля и железа борный ангидрид образует легкоплавкие бораты, метобораты и другие соединения типа

$B_2O_3 \cdot Me_2O_3 \cdot 4MeO$. Окислы хрома и кремния малорастворимы в борном ангидриде, поэтому последний в чистом виде не пригоден в качестве флюса для наплавки сплавами, легированным этими элементами. Кроме того, расплав борного ангидрида имеет высокую вязкость, что, очевидно, зависит от атомной структуры трехоксида бора, которая достаточно стабильна. Атомы кислорода образуют в плоскости равносторонние треугольники, в центре тяжести которых располагаются атомы бора [139].

Плавная бура $Na_2B_4O_7$ действует более энергично, чем борный ангидрид, она весьма устойчива по отношению к нагреванию. В жидком состоянии бура распадается на натрийметаборат и борный ангидрид: $Na_2B_4O_7 \rightarrow 2 NaBO_2 + B_2O_3$. Бура способна взаимодействовать с окислами металлов, образуя относительно легкоплавкие бораты, которые при нагревании склонны к улетучиванию. При высокой температуре бура не достаточно хорошо защищает жидкий металл от окисления. Низкая вязкость не обеспечивает необходимую толщину слоя шлака, что, в свою очередь, способствует дополнительному окислению жидкого металла. Ввиду изложенного при высоких температурах процесса использовать буру как флюс не рекомендуется.

В качестве флюсов получили распространение смеси буры с борным ангидридом. В жидком состоянии бура с борным ангидридом образует два соединения: $Na_2O \cdot 3B_2O_3$ и $Na_2O \cdot 4B_2O_3$ плавящиеся при температуре выше температуры плавления борного ангидрида — соответственно при 694 и 783°С.

В. Хён [134] исследовал изменение вязкости системы бура борный ангидрид при различных температурах и установил, что вязкость расплава увеличивается по мере увеличения содержания борного ангидрида, однако растекаемость флюса по поверхности в большей степени зависит от его смачивающей способности.

Е. Людер и А. Крелл [140] исследовали изменение растекаемости смеси буры и борного ангидрида в зависимости от соотношения компонентов и выявили максимальную растекаемость у смеси, содержащей 60% борного ангидрида и 40% буры. Минимальное растекание у смеси, состоящей из 60% буры и 40% борного ангидрида. При этом выяснено, что чем больше растекаемостью обладает флюс, тем меньше должно быть время нахождения наплавляемого металла в жидком состоянии.

Добавление борного ангидрида практически не влияет на плотность расплавленной буры и очень незначительно уменьшает ее поверхностное натяжение [124].

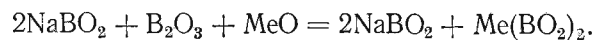
Несмотря на высокую активность боросодержащих флюсов при значительной толщине окисных пленок на наплавляемой поверхности и на частицах сплава получить высокое качество наплавки затруднительно, так как флюс быстро насыщается

большим количеством окислов и его активность уменьшается.

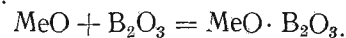
При использовании для индукционной наплавки флюсов, состоящих из буры и борного ангидрида, образуются стекловидные шлаки, прочно связанные с наплавленным металлом. Прочная связь шлака с наплавленным металлом объясняется тем, что на поверхности металла образуются окислы типа вюститита FeO , кристаллическая решетка которого достраивает решетку α -железа. В шлаке, образующемся после наплавки твердых сплавов, неизбежно присутствуют окислы типа шпинелей $MeO \cdot Me_2O_3$, способные достраивать кристаллическую решетку вюститита [75].

Для обеспечения отделимости шлака необходимо, чтобы флюс по составу был нейтральным или его кислые свойства были минимальными. В этом случае окислы типа вюститита на поверхности наплавленного металла отсутствуют и отделение шлака происходит без дополнительных механических воздействий [81]. Следует считать, что чем полнее прошел процесс раскисления жидкого металла, тем менее вероятно появление вюститита на поверхности расплавленного металла.

При наплавке с использованием флюсов, содержащих буру, протекают следующие процессы. При нагревании бура распадается на соль метаборной кислоты $NaBO_2$ и борный ангидрид B_2O_3 , которые, соединяясь с окислами металлов, дают двойные соли натрия и металла метаборной кислоты, обладающие низкой температурой плавления и небольшой плотностью:



При избытке во флюсе борного ангидрида идет процесс образования борно-кислых солей, которые также легко всплывают в жидкой ванне:



Для определения направления процесса флюсования можно пользоваться стандартными тепловыми эффектами реакций окисления металлов, приведенными ниже [81]

Реакции	Тепловой эффект в кал/моль	Реакции	Тепловой эффект в кал/моль
$Ca + 0,5O_2 = CaO$	303 400	$3Mn + 2O_2 = Mn_3O_4$	168 250
$2Al + 1,5O_2 = Al_2O_3$	262 200	$2Mn + 1,5O_2 = Mn_2O_3$	155 200
$2B + 1,5O_2 = B_2O_3$	232 600	$3Fe_{\alpha} + 2O_2 = Fe_3O_4$	133 250
$Ti + O_2 = TiO_2$	220 000	$2Fe_{\alpha} + 1,5O_2 = Fe_2O_3$	130 100
$Si + O_2 = SiO_2$	208 300	$Fe_{\alpha} + 0,5O_2 = FeO$	129 000
$2Na + 0,5O_2 = Na_2O$	198 900	$Mn + O_2 = MnO_2$	123 000
$Mn + 0,5O_2 = MnO$	186 203	$Ni + 0,5O_2 = NiO_2$	116 800
$2Cr + 1,5O_2 = Cr_2O_3$	182 600	$Cr + 1,5O_2 = CrO_3$	92 860

Каждый элемент в приведенном ряду тепловых эффектов может восстанавливать окислы нижестоящего элемента. Чем больше разница в тепловых эффектах, тем более сильным раскислителем является вышестоящий элемент по отношению к нижестоящему.

Чтобы повысить активность раскисления, в состав флюса вводят силикокальций, который состоит из силицида кальция CaSi_2 и примесей алюминия, железа, магния, серы и фосфора. Силициды кальция применяются в металлургической промышленности как активные восстановители окислов металлов, способствующие интенсивному выводу неметаллических включений в шлак. Силикокальций резко уменьшает вязкость шлака в интервале температур от момента завершения процесса наплавки вплоть до полной кристаллизации наплавляемого металла и обеспечивает более полную дегазацию ванны. При наплавке силикокальций предотвращает появление на поверхности сплава пленки окислов типа вюстита и принимает участие в рафинировании сплава за счет удаления неметаллических включений, содержащих до 30% кальция [123].

При использовании флюсов, состоящих из борного ангидрида, буры, силикокальция, удается получить качественный наплавленный слой с хорошим отделением шлака.

Входящий в состав силикокальция кремний почти полностью окисляется в результате реакций, развивающихся в жидкой ванне. При окислении кремния выделяется значительное количество тепла, благодаря чему температура частиц кремнезема в момент их образования может быть выше температуры жидкой ванны. Капли шлака, сливаясь вместе, укрупняются, что облегчает их удаление, поскольку скорость всплывания включений пропорциональна квадрату их радиуса.

Согласно Стоксу [19] скорость всплывания шлаковых частиц может быть оценена по формуле

$$v = \frac{2}{9} \cdot \frac{r^2(\gamma_{\text{Fe}} - \gamma) g}{\eta_0} \text{ см/сек},$$

где r — радиус всплывающей частицы в см;

$\gamma_{\text{Fe}}, \gamma$ — плотность жидкого металла ванны и шлаковой частицы в г/см^3 ;

g — ускорение силы тяжести в см/сек^2 ;

η_0 — вязкость жидкого металла ванны в пуазах.

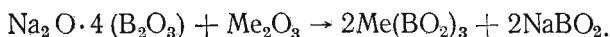
Из этой формулы следует, что при данных условиях наплавки скорость всплывания шлаковых частиц, а следовательно, и их количество в наплавленном металле после затвердевания будут зависеть только от вязкости жидкой ванны. Это дает основание производить оценку вязкости жидкого металла по площади шлаковых включений.

Из всех встречающихся в жидком металле окисных включений кремнезем обладает наименьшим удельным весом. На вязкость жидкого металла, в свою очередь, влияет форма имеющихся неметаллических включений: при прочих равных условиях металл более жидкотекуч, если включения сферические и крупные, а не мелкие и остроугольные [85]. Снижение температуры плавления шлака достигается изменением его состава за счет образования силикатов, например, FeSiO_4 (температура плавления 1205°C). Для всплывания продуктов раскисления большое значение имеет межфазное натяжение жидкого металла и неметаллического включения.

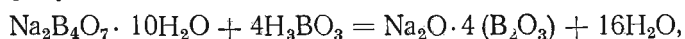
Максимальной величины межфазное натяжение на поверхности раздела жидкий металл—неметаллическое включение достигает у окислов наиболее сильных элементов-раскислителей. Однако с ростом концентрации кремния в металлической фазе межфазное натяжение снижается, отсюда следует, что в составе флюса целесообразно иметь определенную долю более сильных раскислителей, чем кремний, прочно связывающих кремний и кислородные анионы в продуктах раскисления.

Введение во флюс элементов, восстанавливающих окислы на поверхности твердого металла, улучшает растекание сплава за счет улучшения смачивания. Борный ангидрид действует менее энергично, чем бора. Введение его в состав флюса уменьшает сцепление шлака с поверхностью металла.

Растворение окислов, образовавшихся на поверхности частиц сормайта, идет по реакции



Данная схема справедлива для плавленных флюсов, в которых бора и борный ангидрид, прореагировав во время сплавления, образуют соединение



дающее при избытке борного ангидрида твердый раствор с ним.

В присутствии силикокальция при высоких температурах следует ожидать реакций по схеме:

восстановительная



раскисление шпинелей



При повышенных температурах наблюдается переход высших окислов в низшие, а именно: Fe_2O_3 в FeO , следовательно, в процессе наплавки будут протекать реакции как раскисления шпинелей, так и восстановления низших окислов.

Экспериментально установлено, что состав флюса влияет на время, необходимое для удовлетворительного формирования слоя. Зависимость продолжительности наплавки от состава флюса выражена тем сильнее, чем толще слой нанесенной шихты (рис. 20).

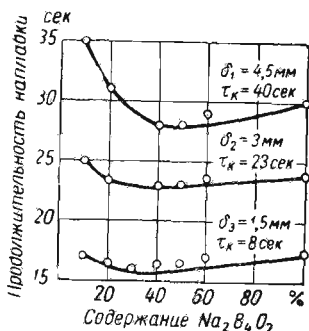


Рис. 20. Зависимость продолжительности наплавки образцов от состава флюса при различной толщине δ шихты

Таблица 3

Толщина слоя шихты в мм	Сормайт № 1 в %	Борный ангидрид в %	Бура в %	Силикокальций в %
1,5	82	10	5	3
3,0	85	7,5	5	2,5
4,5	88	5	5	2

Из данных, которые относятся к сплаву сормайт № 1, полученному методом гидравлического распыления, видно, что в зависимости от толщины слоя шихты оптимальное содержание буры во флюсе колеблется в пределах 25—50%. С увеличением толщины слоя

шихты состав флюса изменяется в сторону больших концентраций буры.

Для наплавки сормайта на механически обработанную по верхнюю поверхность рекомендуются оптимальные составы флюсов, приведенные в табл. 3. Композиции флюсов могут вводиться непосредственно в наплавочную шихту в виде исходных компонентов или же получаться в результате предварительного совместного плавления при 850°C кристаллической буры, борной кислоты и силикокальция. Плавленные флюсы обозначаются индексом П (плавленные) с цифрой, характеризующей весовое отношение борного ангидрида к буре. Например, марка П-1,5 означает, что отношение содержания во флюсе борного ангидрида к буре равно 1,5, у флюса П-2 это отношение равно 2 и т. д.

Флюсы, представляющие собой механическую смесь буры, борного ангидрида и силикокальция, при определенных условиях обеспечивают качественную наплавку. Эти флюсы имеют ряд существенных недостатков:

- 1) борный ангидрид, входящий в состав флюса, гигроскопичен и токсичен;
- 2) в процессе наплавки происходит значительное газовыделение;
- 3) компоненты флюса не подлежат длительному хранению и для хранения требуется герметичная тара;

4) в зимнее время в результате конденсации влаги на чашках шихты резко ухудшается качество наплавки.

Флюсы группы II имеют ряд преимуществ. Токсичные в отдельности компоненты после сплавления образуют инертное при нормальной температуре соединение. Плавленный флюс практически не растворим в воде, что позволяет при необходимости готовить наплавочные пасты с пластификаторами, содержащими воду. Поверхность наплавленного металла при использовании флюсов типа II, особенно при медленном нагреве, значительно лучше, чем при работе с флюсами, представляющими смесь компонентов.

Важным технологическим преимуществом плавленных флюсов является более широкое поле допуска на время наплавки. Если при использовании неплавленных флюсов интервал между максимальным и минимальным временем, обеспечивающим качественную наплавку, довольно узок (рис. 21, кривые 1—2), то при плавленных флюсах поле допуска расширяется почти в 2 раза (рис. 21, кривые 3—4). На приведенном графике ниже кривых 2 и 4 лежат режимы, при которых наплавленный металл не успевает сформироваться, а область выше кривых 1 и 3 соответствует режимам, при которых не происходит удовлетворительного раскисления твердого сплава и сильно ощущается недостаток во флюсе.

Расчетное количество флюса, необходимое только для раскисления жидкой ванны, намного меньше значений, установленных экспериментально, так как флюс должен обеспечить также плотный защитный слой шлака над расплавленным металлом. В противном случае интенсифицируется выгорание легирующих элементов, на поверхности слоя сплава появляются окисные пленки, качество наплавки ухудшается [29].

Для сокращения расхода дорогих и дефицитных боросодержащих компонентов часть их может быть заменена каким-нибудь наполнителем, например, дробленым стеклом, роль которого сводится только к защите поверхности от окисления.

Опытным путем установлено, что без ухудшения качества поверхности наплавленного металла можно заменить во флюсе до 30% боросодержащих компонентов. Введение в состав

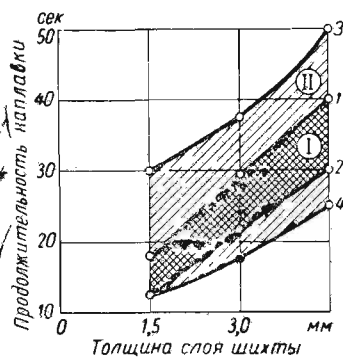


Рис. 21. Интервал допустимой продолжительности наплавки в зависимости от толщины слоя шихты при использовании механической смеси флюсовых компонентов I (кривые 1—2) и плавленных флюсов II (кривые 3—4)

флюса дробленого стекла снижает стоимость флюса, но ухудшает шлакоотделение.

Более полному удалению шлаковой корки способствует добавление к боросодержащим флюсам сварочного флюса АН-348А, который усиливает различие в коэффициентах линейного расширения шлака и сплава. Из графиков, представленных

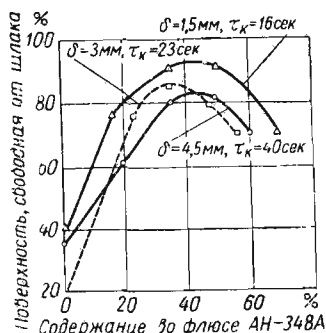


Рис. 22. Зависимость шлакоотделения от содержания сварочного флюса АН-348А при различной толщине слоя шихты

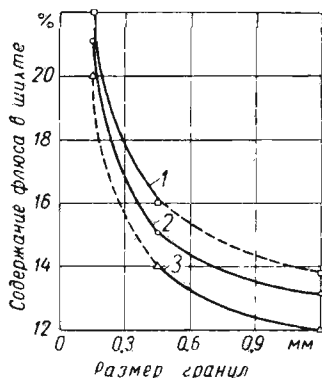


Рис. 23. Кривые для определения содержания флюса в шихте в зависимости от размера гранул сплава. Толщина слоя:

1—1,5 мм, 2—3 мм, 3—4,5 мм

на рис. 22, видно, что при содержании 35—45% АН-348А шлак после наплавки отделяется практически полностью, особенно при большой толщине слоя шихты. Недостатком флюсов, содержащих АН-348А, является увеличение растекаемости сплава и флюса на детали.

При наплавке сормайта толщиной 1,5—2,0 мм вместо дробленого флюса АН-348А можно вводить силикатную глыбу. В этом случае сплав растекается меньше, но шлакоотделение ухудшается.

На общее количество флюсов в шихте помимо толщины слоя оказывает влияние размер гранул порошка твердого сплава. По мере увеличения размера частиц сплава снижается их активная поверхность, а следовательно, уменьшается количество окислов, которые необходимо удалить в процессе наплавки. Однако с увеличением размера частиц затрудняется нанесение слоя равномерной толщины по всей наплавляемой поверхности. Очень мелкую фракцию (менее 0,1 мм) также нельзя применять, так как в этом случае частицы сплава не оседают, а увлекаются на поверхность относительно вязким флюсом. Более мелкие частицы твердого сплава обычно используются для получе-

для тонкого слоя твердого сплава; с увеличением слоя шихты изменяется сплав с более крупными частицами.

Практически в настоящее время рекомендуются следующие значения оптимального размера гранул сплава: при толщине шихты 1,5 мм размер гранул сплава должен быть 0,2—0,4 мм, при толщине 3 мм 0,4—0,8 мм и при толщине 4,5 мм 0,4—1,2 мм. Для определения необходимого количества флюса в шихте в зависимости от размера гранул сплава рекомендуется пользоваться кривыми, приведенными на рис. 23.

3. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО И ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА

Рассмотрим особенности строения и состава металла, наплавленного с помощью т. в. ч., на примере сплава сормайт № 1, который в настоящее время широко используется для повышения долговечности деталей машин.

Сормайт относится к сложным многокомпонентным системам, полная диаграмма состояния которых в настоящее время не построена. Опубликованные материалы об исследовании тройных систем (в первую очередь системы железо—углерод—хром) позволяют высказать некоторые предварительные суждения о важнейших фазах этих сплавов, их взаимодействии и условиях образования.

На рис. 24 показан вертикальный (политермический) разрез диаграммы состояния железо—углерод—хром при 30% Cr [115, 130]. При рассмотрении диаграммы отчетливо обнаруживается ферритообразующая роль хрома в равновесном состоянии: точки эвтектического, эвтектоидного превращений и максимальной концентрации углерода в аустените под влиянием хрома смещены в область более низких температур и в сторону более низких содержаний углерода.

Судя по диаграмме состояния, в данной системе образуются следующие карбидные фазы:

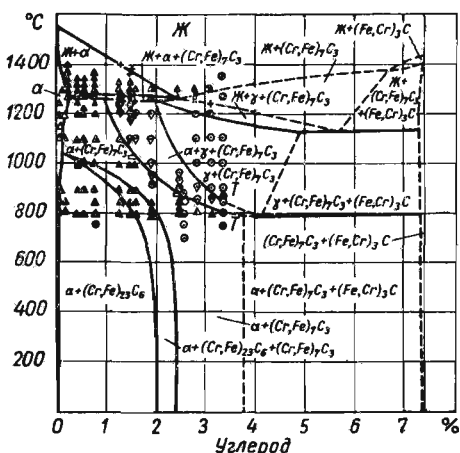


Рис. 24. Политермический разрез диаграммы состояния железо—углерод—хром при концентрации хрома 30%

Cr_{23}C_6 — кубический карбид хрома, имеющий параметр решетки 0,65 Å, в котором может растворяться 10—25% железа (по данным работы [137] — до 35%);

Cr_7C_3 — тригональный карбид хрома, в котором может быть растворено 30—50% железа. При этом, как установили Б. А. Мовчан и Л. А. Позняк [60], с увеличением количества растворенного железа микротвердость тригонального карбида снижается;

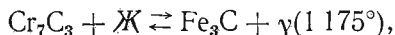
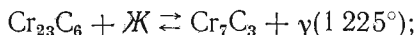
Fe_3C — карбид цементитного типа, в котором растворяется до 20% Cr.

По Э. Гудремону [13], орторомбический карбид хрома в практически применяемых углеродсодержащих железо-хромистых сплавах не обнаружен. Однако В. С. Раковский, Г. В. Самсонов и И. И. Ольхов [80] указывают на возможность образования этого карбида в стеллиподобных сплавах.

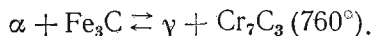
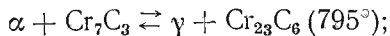
Карбиды, как известно, являются типичными фазами внедрения. Отличительной чертой строения карбидов хрома является то, что атомы углерода в них образуют обособленные структурные элементы — цепи, которые существенно затрудняют деформирование кристаллической решетки.

Важным свойством карбидов хрома является также способность растворять некоторые легирующие элементы, в результате чего свойства их могут в известных пределах изменяться. Условия и пределы растворимости различных элементов в карбидах хрома изучены еще недостаточно. Считается, что кубический карбид может растворять никель, молибден, ванадий и вольфрам [114]. Титан и ниобий в кубическом карбиде не растворяются.

В области затвердевания сплавов происходит три перитектических превращения:



а в твердом состоянии — два перитектоидных превращения:



Некоторые исследователи [5, 20] рекомендуют для приближенной оценки строения хромистых чугунов упрощенные структурные диаграммы, построенные на основании анализа диаграммы трехкомпонентной системы. Однако по крайней мере два обстоятельства в значительной степени ограничивают возможность применения диаграммы состояния железо—углерод—хром для изучения сплавов типа «сормайт».

Во-первых, на положение критических точек и равновесных линий диаграммы большое влияние оказывают остальные легирующие элементы сплава и в первую очередь никель. Никель и марганец, не образующие устойчивых соединений с углеродом, преимущественно находятся в твердом растворе. Под влиянием этих элементов расширяется γ -область и существенно повышается устойчивость аустенита против распада. Эвтектическая точка сплавов системы железо—углерод—хром после добавки никеля сильно смещается влево. Так, например, если в сплаве с 18% Cr эвтектическая точка соответствует примерно 0,5% C, то в результате дополнительного введения 4% Ni она смещается до 0,95%, а при 8% Ni — до 0,7% C [126].

Во-вторых, в реальных условиях могут наблюдаться значительные отклонения от равновесного состояния. Например, хром и кремний, которые, как известно, являются ферритообразующими элементами, часто при быстром охлаждении с высоких температур, задерживая превращение аустенита, косвенно действуют как аустенитообразующие. Поэтому при изучении структуры наплавленного металла необходимо также учитывать особенности распада аустенита в условиях непрерывного охлаждения.

Микроструктура литого пруткового сормайт изучена достаточно хорошо, она состоит из избыточных карбидов хрома типа Cr_7C_3 и Cr_3C_2 , карбидной эвтектики и незначительного количества остаточного аустенита [79, 80].

Порошкообразный сормайт, применяемый для наплавки в. ч., в промышленности производится либо путем гидравлического распыления, либо путем механического дробления литов [30]. Микроструктура порошкового сормайт, полученного методом дробления листа, отличается от микроструктуры литого сормайт по существу только более дисперсным строением структурных составляющих и несколько иным количественным соотношением фаз.

После гидравлического дробления крупинки сормайт приобретают квазиэвтектическую структуру, состоящую из дисперсной смеси карбидов в матрице γ -твердого раствора. Такая аномальная микроструктура обусловлена высокой степенью переохлаждения при кристаллизации жидкого металла, что, как известно, расширяет область существования квазиэвтектических структур.

Важной особенностью сормайт, полученного методом гидравлического распыления, является его низкая магнитная проницаемость, обусловленная замедлением распада аустенита при скоренном охлаждении.

После индукционной наплавки микроструктура исходного твердого сплава претерпевает некоторые изменения [102]. Типичная микроструктура наплавленного сормайт № 1 и пере-

Зона I
заэвтектическая

Зона II
эвтектическая

Зона III
заэвтектическая

Зона IV
граничный слой

Зона V
диффузионный
слой

Зона VI
основной
металл



Рис. 25. Микроструктура сормайта №
плавленного на сталь Ст. 3; ×

ходной зоны представл
на на рис. 25. Как вид
из микрофотографии,
микроструктуре напла
ленной детали выделяе
ся шесть различных з

Зона I — заэвт
ктическая. Состо
первичных карб
имеющих гексагонал
огранку, и карбидной
тектики. К избыт
карбидам прим
участки структуры
бодного аустенита.
нагрузке 100 г мм
твердость карбидов
леблется в преде
1350—1690 кг/мм², а м
ротвердость эвтекти
616—845 кг/мм². Тве
дость достигает H
56—57.

Зона II — эвте
ктическая. Представ
собой карбидную эв
тику ледебуритного
рактера, имеющую м
ротвердость 588—
кг/мм² и твердость H
50—53. Среднее межп
стинчатое расстояние
ставляет 2—3 мк.

Зона III — доэ
втектическая. Хар
теризуется наличием ден
дритов твердого раство
(легированного аустен
та) с осями 1-го и 2-го
порядков и карбидной
эвтектики, кристаллизую
щейся в междендритно
пространстве. В централь
ной части главных осей
дендритов иногда наблю
даются иглы мартенсита.
Микротвердость аустенит

495—645 кг/мм², твердость этой зоны обычно не превышает
Рс 46. Однако в случае значительного развития мартенситно-
превращения твердость может повыситься на 5—6 ед.

Зона IV — граничная. Тонкая (0,02—0,04 мм) полоска
твердого раствора (легированного аустенита), часто с иглами
мартенсита. Микротвердость 535—720 кг/мм².

Зона V — диффузионная. Каемка тонкопластинчатого
перлита, возникающая вследствие диффузии углерода из сор-
тита. От основного металла отличается повышенным содержа-
нием углерода. Существенных количеств хрома и никеля в этой
зоне спектральным анализом не обнаружено. В зависимости от
глубины структуры микротвердость колеблется в пределах
334 кг/мм².

Зона VI — основной металл. Феррит и перлит с при-
знаками перегрева.

Зоны IV и V разделяют наплавленный и основной металл.
Обычно заэвтектическая зона занимает 55—65% общей тол-
щины слоя, эвтектическая — 8—10, доэвтектическая — 25—30.
Однако в реальных условиях в зависимости от ряда факторов
основным от технологического режима наплавки, химического
состава исходной стали, толщины слоя шихты и др.) некото-
рые структурные зоны могут получать преимущественное раз-
витие за счет других.

Было замечено, например, что зона III (доэвтектическая) уве-
личивается при перегреве во время наплавки; перлитная каемка
обычно проявляется только при наплавке сталей с содержанием
углерода до 0,4% и т. д.

Металлической основой первых трех зон являются α и γ -фа-
зы. При этом α -фаза в первых двух зонах преимущественно
входит в состав карбидной эвтектики. При продолжительном
нахождении в дендритах аустенита доэвтектической зоны и гра-
ничной полоске выявляются мартенситные иглы. Химическая
анализ твердости мартенсита при травлении свидетельствует о легиро-
ванности его хромом и никелем. Как правило, мартенсит обна-
руживается только в образцах с развитой доэвтектической
зоной.

Распад аустенита на феррит и карбиды происходит в тон-
ких прослойках, окаймляющих эвтектические карбиды
(рис. 26). Объясняется это тем, что карбидная фаза, иницииру-
ющая, по-видимому, эвтектическую кристаллизацию в данной
зоне, обедняет прилегающие объемы второй фазы хромом.
Из-за низкой скорости диффузии хрома в аустените (на три
порядка меньше, чем у углерода) затрудняет гомогенизацию,
в результате чего менее легированные хромом аустенитные
фрагменты при последующем охлаждении распадаются с образо-
ванием тонких прослоек сорбитообразного перлита.

В доэвтектической зоне γ -фаза является основной составля-

ющей, кристаллизующейся в форме дендритов, и, помимо того, также частично сохраняется в карбидной эвтектике.

Аустенит граничной полоски (зона IV) испытывает мартенситное превращение только в участках, непосредственно при-

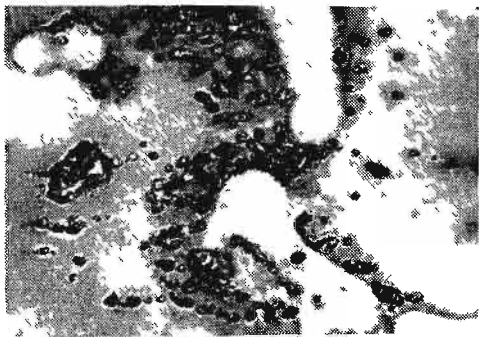


Рис. 26. Структура карбидной эвтектики, выявленная электронно-микроскопическим исследованием; $\times 10\ 000$

мыкающих к диффузионной зоне, причем это превращение, как правило, до конца не происходит. Таким образом, граничную полоску при более точном анализе следует рассматривать как двухслойную — аустенитную и аустенитно-мартенситную. Степень развития мартенситного превращения аустенита доэвтектической зоны и граничной полоски зависит от содержания в нем углерода и хро-

ма и может быть определена по известной диаграмме Шеффлера [143]. Химический состав этих зон, в свою очередь, определяется степенью развития диффузионных процессов при наплавке.

По мере перехода от одной структурной зоны наплавленного металла к другой наблюдается закономерное изменение типа карбидной фазы.

Из анализа рентгенограмм, полученных при съемке карбидного осадка различных зон, следует, что основным карбидом в заэвтектической зоне наплавленного слоя является соединение типа Cr_7C_3 . На рентгенограммах можно обнаружить также слабые рефлексы орторомбического карбида хрома Cr_3C_2 . По мере приближения к границе сплавления орторомбический карбид полностью исчезает, уменьшается количество тригонального карбида и вместо них появляется кубический карбид хрома. Таким образом, в доэвтектической зоне анодный осадок состоит из карбидов типа Cr_7C_3 и $Cr_{23}C_6$.

Следует подчеркнуть, что кубический карбид хрома наблюдается только у образцов со сравнительно большой (более 25–30% от толщины слоя) доэвтектической зоной, а орторомбический карбид проявляется весьма неустойчиво. В ряде случаев особенно у образцов, наплавленных с отклонениями от оптимальных условий наплавки, этот карбид вообще не обнаруживается. Так как часть атомов хрома в кристаллической решетке карбидов замещена железом и другими элементами, более то-

но их состав следует записать $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ и $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}\text{C}_6$ или в общей форме Me_3C_2 , Me_7C_3 , Me_{23}C_6 .

По данным химического анализа, в состав карбидного осадка заэвтектической зоны обычно входит 38—48% Cr; 43—45% Fe и 7—8% C; остальное составляют кремний, никель и примеси. Количество карбидной фазы в заэвтектической зоне составляет 38—42%.

Приведенные данные дают основание считать, что в заэвтектической зоне наплавленного сормайта № 1 в карбиды связано не более 60% общего количества хрома. Это не совпадает с данными работы [79], согласно которой в стеллитоподобных сплавах в карбиды связано значительно большее количество хрома (до 80—85%). Такая разница, очевидно, обусловлена тем, что в упомянутой работе речь идет о литых сплавах, в то время как в данном случае рассматривается металл после наплавки, т. е. значительно более далекий от равновесного состояния.

Постепенный переход структуры наплавленного слоя от заэвтектической к доэвтектической и изменение типа карбидов в сторону образования модификаций с более низким содержанием углерода свидетельствуют об уменьшении концентрации углерода по мере приближения к границе сплавления. Наличие же перлитной каемки связано с диффузией углерода из сормайта в основной металл.

Содержание углерода и хрома по толщине наплавленного слоя монотонно уменьшается, причем за границей сплавления имеется участок с концентрацией углерода, превышающей его среднее содержание в исходном металле. У самой поверхности концентрации углерода и хрома несколько снижаются, что объясняется их окислением и переходом элементов в шлак. Классические приемы спектрального анализа обычно не выявляют существенных количеств хрома и никеля за границей сплавления. Более чувствительный метод — микрорентгеноспектральный анализ с помощью электронного зонда показывает, что эти элементы также диффундируют в основной металл, хотя и в меньшей степени, чем углерод. В обычных условиях наплавки никель и хром проникают в основной металл на несколько микрон. Превалирующее значение диффузии углерода объясняется сравнительно низкими коэффициентами диффузии хрома и никеля в аустените, отличающимися от коэффициента диффузии углерода на несколько порядков.

4. ОБРАЗОВАНИЕ ЗОНЫ СПЛАВЛЕНИЯ

Чтобы получить монолитное соединение двух разнородных металлов, необходимо их после удаления окисных пленок сблизить на расстояние, при котором между поверхностными атома-

ми начнется энергетическое взаимодействие и возникнут металлические связи. Это расстояние соизмеримо с атомными радиусами и составляет величину 10^{-8} — 10^{-7} см.

А. В. Лакедемонский [46] детально изучил физико-химическую природу процессов, происходящих при взаимодействии разнородных материалов в биметаллических отливках. Исследования показали, что непрерывным условием указанного сплавления является смачивание твердой поверхности расплавленным металлом. Интенсивность смачивания определяется соотношениями векторов поверхностного натяжения на межфазовых границах раздела. Образование соединения возможно и без взаимной объемной диффузии взаимодействующих металлов. В зависимости от характера протекающих процессов прочность соединения может быть или больше, или меньше прочности соединяемых металлов.

Получение биметаллических изделий с помощью таких разновидностей наплавки, как электродуговая, электрошлаковая и др., сопровождается более или менее интенсивным оплавлением основного металла и его смешиванием с наплавленным. Механизм сплавления при индукционной наплавке, которая обычно производится при температуре 1270 — 1300°C , т. е. намного ниже температуры солидуса стали, имеет свою специфику.

Процесс сплавления твердого сплава и основного металла обычно изучают на образцах, наплавленных при различных температурах, что достигается изменением продолжительности выдержки образца в индукторе при постоянном электрическом режиме генератора. Общую картину образования зоны сплавления можно проследить и на одном образце, который при наплавке располагается в индукторе таким образом, чтобы часть нанесенного слоя шихты выступала за пределы зоны активного действия индуктора. Это обеспечивает неравномерный нагрев наплаваемого участка и дает возможность на одном образце проследить изменение структуры зоны сплавления во всем интервале температур наплавки. Металлографический анализ таких образцов позволяет выявить ряд последовательных стадий образования зоны сплавления. Многократные опыты показали следующее.

Процесс сплавления начинается с диффузии элементов компонентов шихты в основной металл. Первоначально (стадия I) диффузия протекает по границам зерен, причем в этих участках образуется жидкая фаза, в которой происходит растворение выступающих «островков» основного металла (рис. 27, а).

На стадии II при температурах, близких к точке солидуса сормагта (1260 — 1280°C), характер диффузии элементов изменяется: из межкристаллитной при повышении температуры она становится объемной (фронтальной). Соответственно выравни-

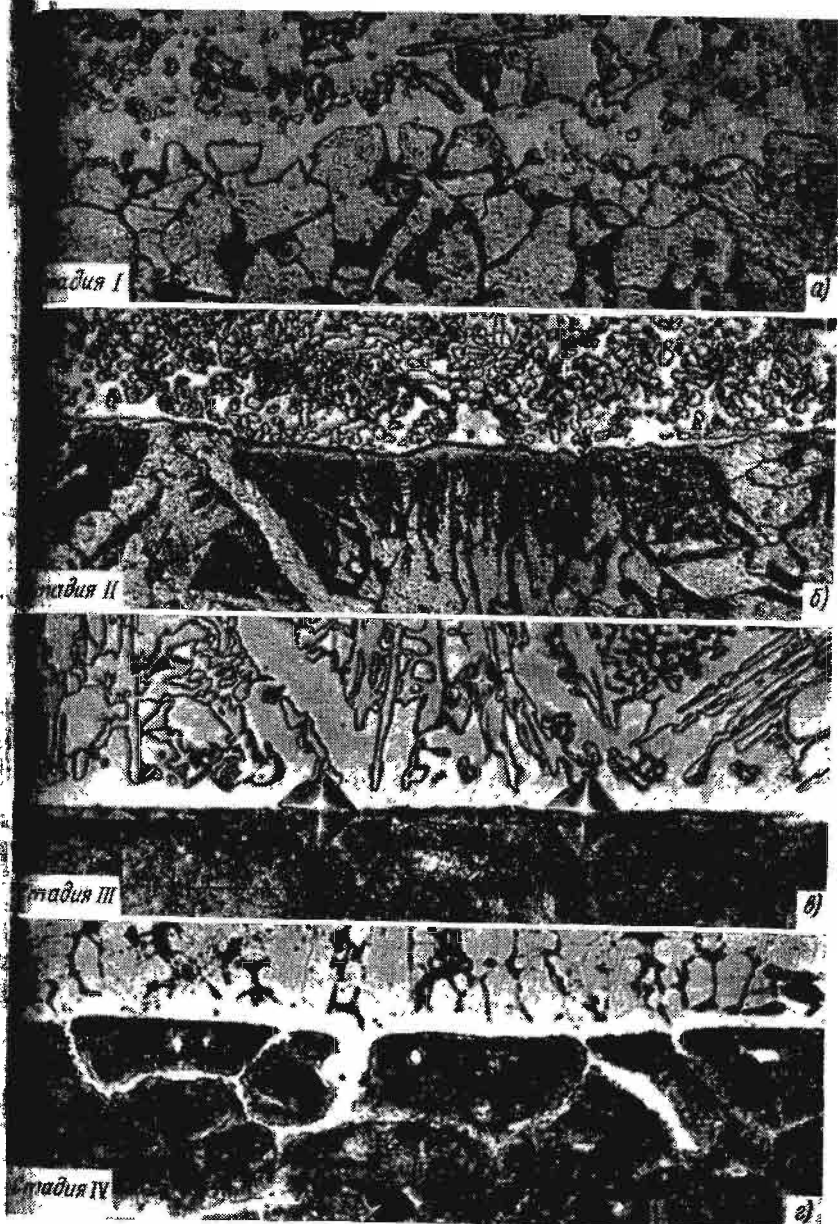


Рис. 27. Четыре стадии сплавления при индукционной наплавке; $\times 400$;
 укрупнение 2

вается поверхность сплавления: извилистость фронта плавления резко уменьшается, преимущественного растворения границ зерен не наблюдается, при наплавке на низкоуглеродистую сталь со стороны основного металла обнаруживается перлитная каемка (рис. 27, б). При этих температурах скорость диффузии углерода в аустените значительно превышает скорость расплавления основного металла, о чем свидетельствует прогрессивное увеличение роста диффузионной зоны.

Следующая стадия (III) соответствует температурам на 10—50°С более высоким, чем температура ликвидуса сплава (примерно 1280—1320°С). Скорость растворения основного металла увеличивается (особенно сильно после завершения плавления шихты) и приближается к скорости диффузии углерода, однако качественно процесс расплавления продолжает оставаться фронтальным. В микроструктуре границы раздела четко выделяется граничная полоска (рис. 27, в).

При нагреве до температур, приближающихся к точке солидуса стали данной марки, наступает стадия IV сплавления (рис. 27, г): по границам зерен аустенита начинается капиллярное проникновение расплава, сопровождающееся переходом по граничным объемам стали в жидкую фазу. В микроструктуре основного металла появляются межкристаллитные прослойки, состоящие из легированного аустенита или аустенитно-карбидной смеси (ледебурита). При последующем охлаждении аустенит частично испытывает мартенситное превращение. Ледебуритная структура межкристаллитных прослоек особенно четко проявляется при наплавке на средне- и высокоуглеродистые стали, например 65Г.

Ранее было показано, что из металлической части шихты в основной металл интенсивно диффундирует углерод. Общеизвестно [5, 24], что анизотропия диффузии углерода в кристалле с высокой степенью симметрии (например аустените) при металлографических исследованиях не улавливается. В этой связи требует объяснения отчетливо проявляющееся на стадии сплавления I предпочтительное проникновение элементов твердого сплава по границам зерен основного металла.

В ряде исследований обращалось внимание на различную скорость диффузии хрома по границам и объему зерен аустенита. В частности, это было замечено А. Н. Минкевичем [20] (жидкостное хромирование) и Г. Н. Дубининым [22] (диффузионное хромирование при нагреве т. в. ч.). Однако растворимость хрома в аустените довольно велика и может достигать примерно 18% при 0,4% С.

При некоторых спектральных, рентгеноструктурных и металлографических исследованиях было обращено внимание на то, что в результате взаимодействия флюса с основным металлом в тонкий поверхностный слой стали, а также в твердый сплав

диффундирует бор, который играет определенную роль в механизме сплавления. Такой вывод подтверждается как теоретически, так и экспериментальными данными.

Если на стальной образец нанести только флюсовую часть шихты (т. е. смесь буры, борного ангидрида и силикокальция) и нагреть его в индукторе высокочастотной установки до температуры 1000—1100°С, на поверхности образца возникает слой новой фазы (рис. 28, а), характер проникновения которой в основной металл аналогичен стадии сплавления I твердого сплава.

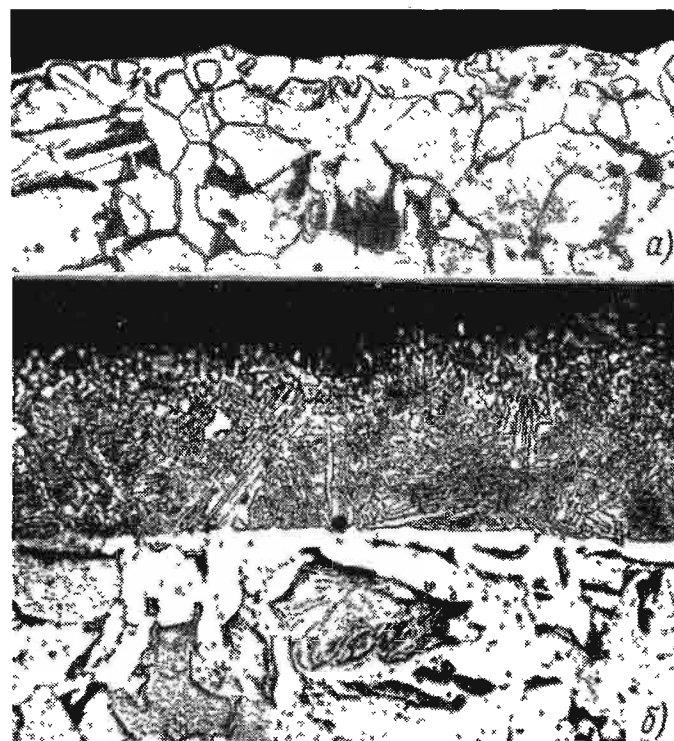


Рис. 28. Микроструктура поверхностного слоя образца, наплавленного смесью буры, борного ангидрида и силикокальция при температуре 1100 [а] и 1200°С [б]; $\times 500$

Хорошо заметна преимущественная диффузия по границам зерен и образование изолированных участков (островков) основного металла. Микротвердость достигает 1600 кг/мм². При более высокой температуре наплавки (~1200°С) слой приобретает эвтектическую структуру (рис. 28, б), микротвердость 500—700 кг/мм².

Рентгенографическое исследование обработанной поверхности образца, выполненное как методом шлифа на установке УРС-50ИМ, так и методом анализа электролитически выделенного порошка (анодного осадка) на установке УРС-60 в камере

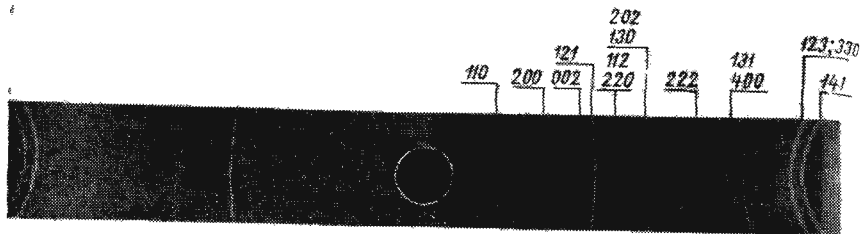


Рис. 29. Рентгенограмма анодного осадка поверхностного слоя образца после высокотемпературного нагрева т.в.ч. в контакте с флюсовой частью шихты [установка УРС-60, излучение — хром, камера РКД]

рах РКД и РКУ-114М, дало совпадающие результаты. Было установлено, что образующийся слой по фазовому составу главным образом состоит из тетрагонального борида железа Fe_2B имеющего параметры решетки $a = 5,109 \text{ \AA}$, $c = 4,249 \text{ \AA}$ и $\frac{c}{a} = 0,389$ (рис. 29).

Анализ зависимостей увеличения веса образцов после выдержки в расплавленном флюсе в течение 10 мин (рис. 30) свидетельствует о том, что активное взаимодействие между флюсом и основным металлом начинается при температуре $\sim 1100^\circ\text{C}$; причем удельное увеличение веса в очень сильной степени зависит от содержания углерода в стали. Ниже 1000°C преобладает растворение (эрозия) поверхностного слоя образцов в жидком флюсе.

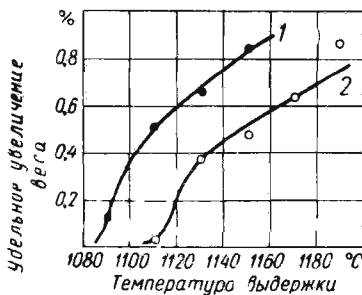


Рис. 30. Изменение веса образцов из сталей 65Г (кривая 1) и Ст. 3 (кривая 2) после выдержки в расплавленном флюсе при различных температурах

При микроскопическом изучении образцов, находившихся в контакте с наплавочной шихтой (сормайт № 1 + флюс) при $1130--1150^\circ\text{C}$, т.е. заведомо ниже температуры плавления твердого сплава, отчетливо наблюдались сваренные, или, точнее, припаянные частицы твердого сплава практически не изменившие своей исходной структуры (рис. 31)

Только со стороны основного металла, как и в опытах с чистым железом, часто наблюдались обезуглероженные прослойки, образование которых будет рассмотрено в гл. 5

Таким образом, не оставляет сомнения, что процесс соединения частиц сормайта и основного металла в точках контакта происходит при температурах, гораздо меньших температуры точки солидуса твердого сплава.

Обратимся к некоторым особенностям взаимодействия железа, углерода и бора в сплавах. Оба элемента — и углерод, и бор образуют с железом диаграмму с эвтектикой [56, 113]. Эвтектика железо—бор имеет температуру плавления 1149°C (по другим данным [58] 1174°C) и содержит 3,8% В. Еще более низкую температуру (1100°C) имеет тройная эвтектика — железо—бор—углерод, содержащая 2,8% В и 1,5% С [56]. Растворимость бора в железе крайне мала, максимальная концентрация достигается в дельта-железе при 1381°C и составляет 0,15%.

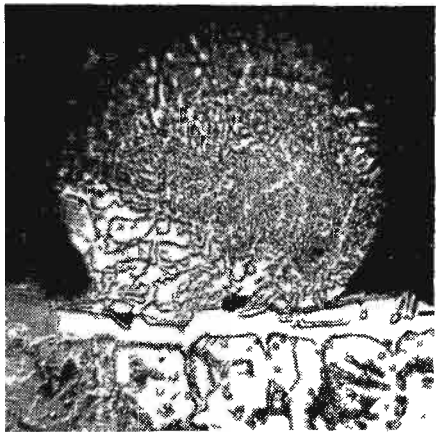


Рис. 31. Зона контакта основного металла и крупинки сормайта в начальный период их взаимодействия; $\times 300$

Коэффициент диффузии бора в аустените значительно меньше, чем коэффициент диффузии углерода

Следовательно, можно ожидать, что при диффузии бора высокие концентрации (близкие к эвтектическим) быстрее достигаются в тонком поверхностном слое

Известно [82], что при контакте двух кристаллов, имеющих диаграмму состояния с минимумом на линии ликвидуса, в зоне соприкосновения появляется жидкая фаза при температурах, значительно меньших, чем температура плавления контактирующих веществ. Это явление получило название контактно-реактивного плавления.

Контактно-реактивное плавление начинается с предварительной диффузии контактирующих компонентов друг в друга. Этот предварительный этап весьма краток и зависит от степени растворимости одного компонента в другом. Так как обязательным условием плавления фазы при температурах, незначительно превышающих эвтектическую, является образование насыщенных твердых растворов, скорость появления жидкой фазы в контакте находится в обратной связи с величиной максимальной

ной растворимости диффундирующих элементов при данной температуре.

Образование жидкой фазы при контактном плавлении происходит с большей скоростью по границам зерен и дефектам кристаллической структуры металлов, что связано с различной величиной коэффициентов граничной и объемной диффузии [3].

Можно дать объяснение закономерностям взаимодействия присадочного материала и основного металла в начальный период сплавления.

Совершенно очевидно, что эвтектические структуры, увеличение веса и увеличение толщины диффузионного слоя на опытных образцах, обработанных при температурах, несколько превышающих 1100°C , вполне соответствуют диаграмме состояния взаимодействующих компонентов. Полностью согласуются с современными представлениями отмеченные особенности интеркристаллитной диффузии на первой стадии процесса наплавки и влияние содержания углерода на ускорение процесса борирования. Аналогичные структуры наблюдали также Н. Бредз и Г. Шварцбарт [128] при металлографическом анализе стальных паяных соединений, выполненных с помощью припоя из эвтектического сплава железа (96,2%) и бора (3,8%). В их исследовании обращалось внимание на сильное проплавление границ зерна основного металла припоем, причем глубина проплавления в армко-железе составляет в среднем 13 мк, в стали с 0,45% С 130 мк и в стали с 0,95—1,1% С 250 мк. Это совпадает с приведенными на рис. 30 данными о влиянии содержания углерода на основном металле на увеличение веса образцов (опыты со сталями Ст. 3 и 65Г).

Выполненные исследования приводят к выводу, что в основе физико-химических процессов на первой стадии сплавления лежит контактно-реактивное плавление. Контактно-реактивная пара образуется в результате совместной диффузии углерода и бора в тонкий поверхностный слой основного металла. Благодаря малой растворимости бора в железе на поверхности быстро возникает борид железа. Локализация диффузии углерода и бора при низких температурах на границах зерен ускоряет достижение предельных концентраций на межфазовых границах и способствует появлению в этих участках легкоплавкой тронной эвтектики железо—бор—углерод.

Недостаточно понятен химизм процессов образования атомарного бора, диффундирующего затем в сталь. Экспериментально установлено, что большую роль здесь играет силикокальций, так как слой, насыщенный бором, при обработке т. в. ч. расплавленными флюсами практически ощутим только в том случае, если к буре, борному ангидриду или их смеси добавляется силикокальций.

Для уточнения влияния силикокальция на переход бора в наплавленный металл были проведены опытные наплавки четырёх композиций шихты, из которых силикокальций содержала только одна. Составы шихты приведены в табл. 4.

Таблица 4

№ шихты	Содержание компонентов в %			
	Сормайт № 1	Бура	Борный ангидрид	Силикокальций
1	82	18	—	—
2	82	—	18	—
3	82	6	12	—
4	79,7	5,8	11,6	2,9

Наплавленные при одинаковом режиме образцы подвергались затем послойному спектральному анализу бора. Ввиду отсутствия стандартных эталонов содержание бора выражалось в условных единицах по относительной интенсивности аналитической пары линий бора (2496 Å) и железа (9596 Å).

Анализ полученных результатов (рис. 32) показывает, что при наплавке шихтой № 1, № 2, № 3 содержание бора в наплавленном металле примерно одинаково и значительно меньше, чем при наплавке шихтой № 4.

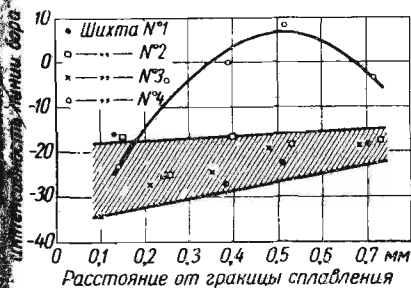


Рис. 32. Влияние состава шихты на переход бора из флюсов в наплавленный металл

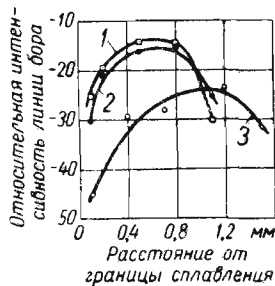
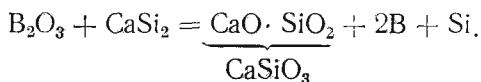


Рис. 33. Характер распределения бора по толщине сормайта, наплавленного при оптимальной температуре [кривые 1 и 2] и с перегревом [кривая 3]

Представляет интерес характер распределения бора по толщине наплавленного металла — наличие максимума на расстоянии примерно $\frac{1}{3}$ толщины слоя от поверхности. Аналогичный характер распределения бора был получен также (рис. 33)

при анализе образцов, наплавленных сормайтом с флюсами П-1,5 при оптимальных режимах (кривые 1 и 2) и с перегревом (кривая 3).

Восстановление бора из окисла происходит по следующей реакции:



Возможно образование атомарного бора в результате восстановления борного ангидрида углеродом или алюминием входящим в состав силикокальция. Имеются также сведения с реакции восстановления борного ангидрида железом, протекающей в реакционном пространстве дуги [72].

Насыщения бором стальных образцов при нагреве их т. в ч в контакте с бурой и борным ангидридом без силикокальция практически не происходит, однако в присутствии сормайта оно все же наблюдается. Так, например, в металле, наплавленном с флюсами без силикокальция, содержится до 0,3% В, в то время как при добавлении к шихте 3% силикокальция средняя концентрация бора в наплавленном металле составляет величину ~0,8%.

Для сравнения укажем, что по имеющимся данным равновесное содержание бора в металле с боросодержащим шлаком при температуре 1600°С составляет 0,003% при 5% В₂О₃ в шлаке, а при дуговой сварке электродами Св. 1-а под слоем высокомарганцовистого флюса добавка 5% В₂О₃ определяет содержание бора в наплавленном металле, приближающееся к 0,02% [72].

При индукционной наплавке с флюсами без силикокальция роль бора в образовании контактно-реактивной пары ослабляется, он уступает свое место углероду. Указанные обстоятельства, по-видимому, являются одной из основных причин ухудшения наплавочных свойств шихты при исключении из ее состава силикокальция.

Взаимодействие компонентов наплавочной шихты с основным металлом на первых стадиях сплавления при индукционной наплавке происходит в следующей последовательности:

1. Диффузия углерода из сормайта и бора из флюсов в основной металл, межкристаллитная при низких, объемная — при высоких температурах. В значительно меньшей степени диффундирует в основной металл хром.

2. Контактное плавление в обогащенных диффундирующими элементами участках основного металла.

3. Расплавление частиц сормайта, слияние жидких капель, выравнивание фронта плавления и распространение плавления на всю толщину слоя шихты.

1. Растворение основного металла в расплаве и диффузионное перемещение легирующих элементов и железа в жидкой фазе.

Таким образом, весь процесс сплавления при индукционной наплавке можно разделить на следующие четыре стадии: 1) стадию граничной диффузии и контактно-реактивного плавления; 2) стадию фронтальной диффузии и интенсивного плавления твердого сплава; 3) стадию прогрессирующего растворения основного металла в расплавленном твердом сплаве и 4) стадию межкристаллитного капиллярного проникновения расплава в основной металл.

2. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ НАПЛАВЕННОГО МЕТАЛЛА ПРИ ПЛАВЛЕНИИ И КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЖИДКОЙ ВАННЫ

Одним из наиболее важных технологических факторов, определяющих структуру и свойства твердых сплавов при индукционной наплавке, является температура нагрева. Непосредственное измерение температуры при индукционной наплавке сопряжено с существенными методическими трудностями и погрешностями, основными источниками которых являются изменение агрегатного состояния компонентов шихты, химическое взаимодействие расплава с термопарой (при измерениях в защищенном спае), опасность индуктирования в термопаре собственных вихревых токов за счет высокочастотного поля и т. д. Поэтому в практике часто прибегают к критериям нагрева, основанным на измерении времени между характерными моментами процесса наплавки.

Самым распространенным из них является общая продолжительность выдержки образца в индукторе при включенном токе (τ_0). Метод контроля весьма прост, но имеет тот недостаток, что не учитывает изменения интенсивности нагрева при переходе через точку Кюри.

Для уменьшения погрешностей, связанных с электрическими колебаниями в сети и неравномерностью теплопередачи, отсчет времени можно начинать от температуры 768° С, когда щитовые приборы высокочастотной установки скачкообразно изменяют свои показания, или же с момента начала плавления, который фиксируется достаточно точно (особенно после предварительного спекания) по проседанию шихты. В последнем случае используется критерий ξ , представляющий собой отношение времени с момента начала плавления данного образца τ_p к усредненному (по всем экспериментальным образцам данной партии) времени нагрева до начала плавления τ_n , т. е.

$$\xi = \frac{\tau_p}{\tau_n}. \quad (14)$$

В формуле (14) числитель представляет собой время контакта твердой и жидкой фазы и косвенно характеризует температуру образца, а знаменатель зависит от величины подводимой удельной мощности.

Важной характеристикой, позволяющей оценить качество наплавки в данной, настроенной на определенный электрический режим электромагнитной системе индуктор—деталь, является степень перегрева ψ , которая определяется как отношение продолжительности пребывания твердого сплава в расплавленном состоянии при включенном нагреве к продолжительности нагрева до окончания плавления шихты τ_k , т. е.

$$\psi = \frac{\tau_0 - \tau_k}{\tau_k} \cdot 100. \quad (15)$$

В ответственных случаях, когда в разных сериях опытов наплавку необходимо провести в сопоставимых условиях, целесообразно вести контроль по двум или более параметрам, например по общей продолжительности нагрева τ_0 и критерию ξ по τ_0 и ψ и т. д.

Для того чтобы иметь общую картину изменения структуры твердого сплава в зависимости от степени развития металлургического процесса, рассмотрим строение наплавленного сормайта на образцах, у которых процесс наплавки прерывался при различных температурах: при оптимальной продолжительности наплавки (τ_k), равной 45 сек, продолжительность выдержки τ_0 варьировалась от 35 до 70 сек. Микрофотографии структуры наплавленного слоя при различном перегреве показаны на рис. 34.

Если нагрев выключается через 35 сек ($\tau_p = 5$ сек, $\xi = 0,166$) то в наплавленном слое отмечается наличие значительного количества нерасплавившихся крупинки сормайта, число которых у поверхности несколько выше, чем у границы с основным металлом (рис. 34, а). К моменту выключения нагрева крупинки твердого сплава начинают плавиться, однако в оплавленном участках еще сохраняется твердая фаза.

Плавление развивается за счет растворения карбидов в жидкой фазе. При этом в первую очередь растворяются мелкие частички. Более крупные карбиды полностью раствориться не успевают, и к моменту выключения нагрева в жидкой ванне имеется сравнительно большое число готовых центров кристаллизации. По мере дальнейшего нагрева процесс плавления охватывает все крупинки (рис. 34, б) и начиная со времени наплавки 45 сек ($\tau_p = 15$ сек, $\xi = 0,5$) присадочный материал полностью расплавляется. Это характеризуется появлением в микроструктуре наплавленного металла избыточных карбидов правильной геометрической формы (рис. 34, в, г, д), которые приобретают наибольший размер (рис. 34, г) при критерии $\xi = 0,67$ ($\tau_p = 20$ сек).

Следующей характерной особенностью изменения структуры является постепенное развитие доэвтектической и эвтектической зон, а также граничной полоски. Первые признаки доэвтектической зоны наблюдаются уже при критерии $\xi = 0,333$ ($\tau_p = 10$ сек). Размер этой зоны постепенно увеличивается, при $\xi = 1,3$ ($\tau_p = 38$ сек) дендриты аустенита выходят на поверхность, и наплавленный металл приобретает доэвтектическую структуру по всей толщине слоя (рис. 34, e). На приведенных микрофотографиях хорошо заметно также постепенное развитие зоны V (диффузионной).

На рис. 35 схематически показано влияние температуры процесса на изменение соотношения структурных зон в сплаве типа «сермайт», наплавленном с некоторой постоянной скоростью нагрева. Кривая 1 разделяет наплавленный металл и слой шлака, кривая 2 ограничивает заэвтектическую зону, кривая 3 характеризует изменение верхней границы доэвтектической зоны, кривая 4 описывает изменение положения линии сплавления за счет проплавления основного металла.

Размер той или иной структурной зоны, очевидно, тесно связан с долей основного металла, участвующего в сплавлении, причем изменение скорости роста переходных зон, обедненных легирующими элементами, существенно зависит от температуры нагрева.

Если в начальный период температура нагрева слабо влияет на размеры структурных зон, то в дальнейшем влияние температуры оказывается очень сильным и, как видно из диаграммы, при некотором перегреве в структуре наплавленного металла преобладает доэвтектическая зона.

Соответственно уменьшается относительный размер заэвтектической зоны.

Несколько отличен характер изменения величины диффузионной зоны. Некоторое замедление скорости роста этой зоны при большом перегреве объясняется изменением соотношения скорости растворения основного металла и коэффициента диффузии углерода в аустените при этих температурах.

При повышении скорости нагрева структурная и химическая неоднородность в участке сплавления усиливается, переход от одной структурной зоны к другой становится более резким, температура окончания процесса смещается в область более высоких значений.

Основным фактором, определяющим соотношение структурных зон при оптимальных условиях наплавки, является исходный химический состав присадочного материала: чем выше степень легирования твердого сплава углеродом и элементами, смещающими эвтектическую точку влево, тем меньшее развитие в наплавленном металле получает доэвтектическая зона (см. гл. 4).

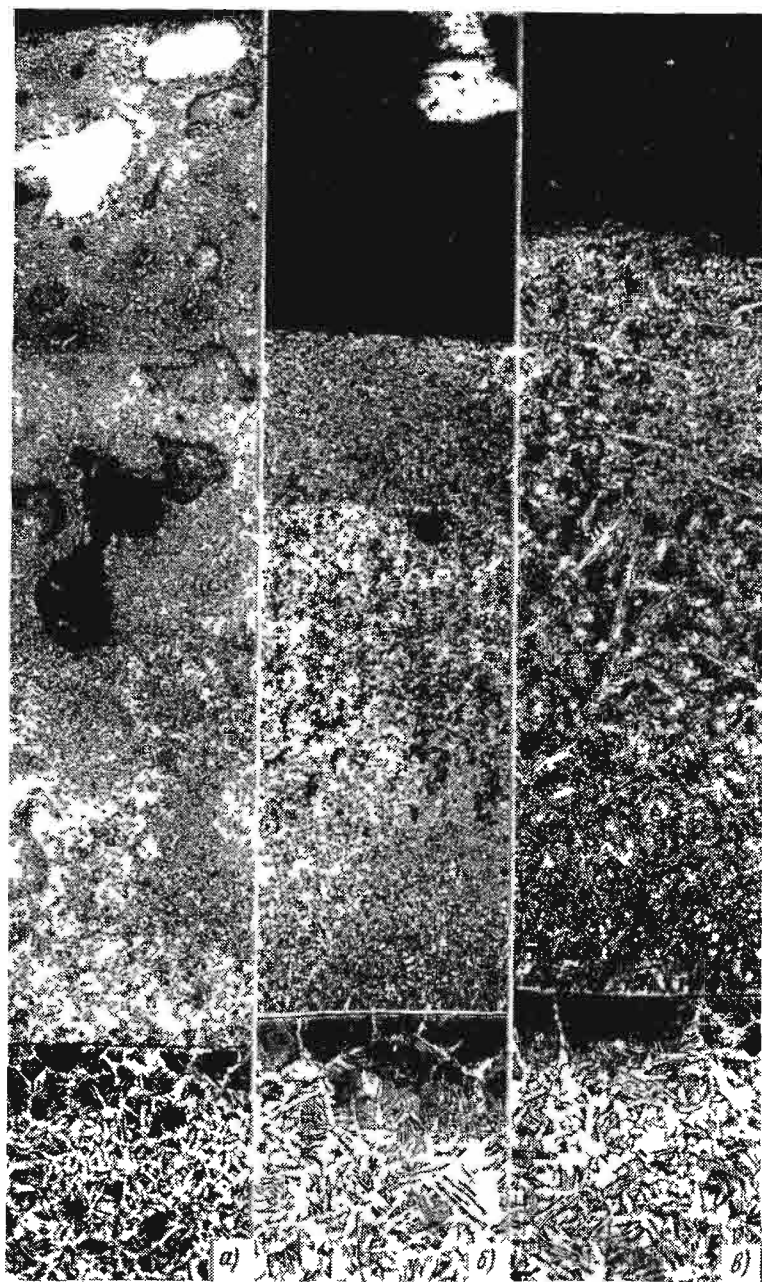
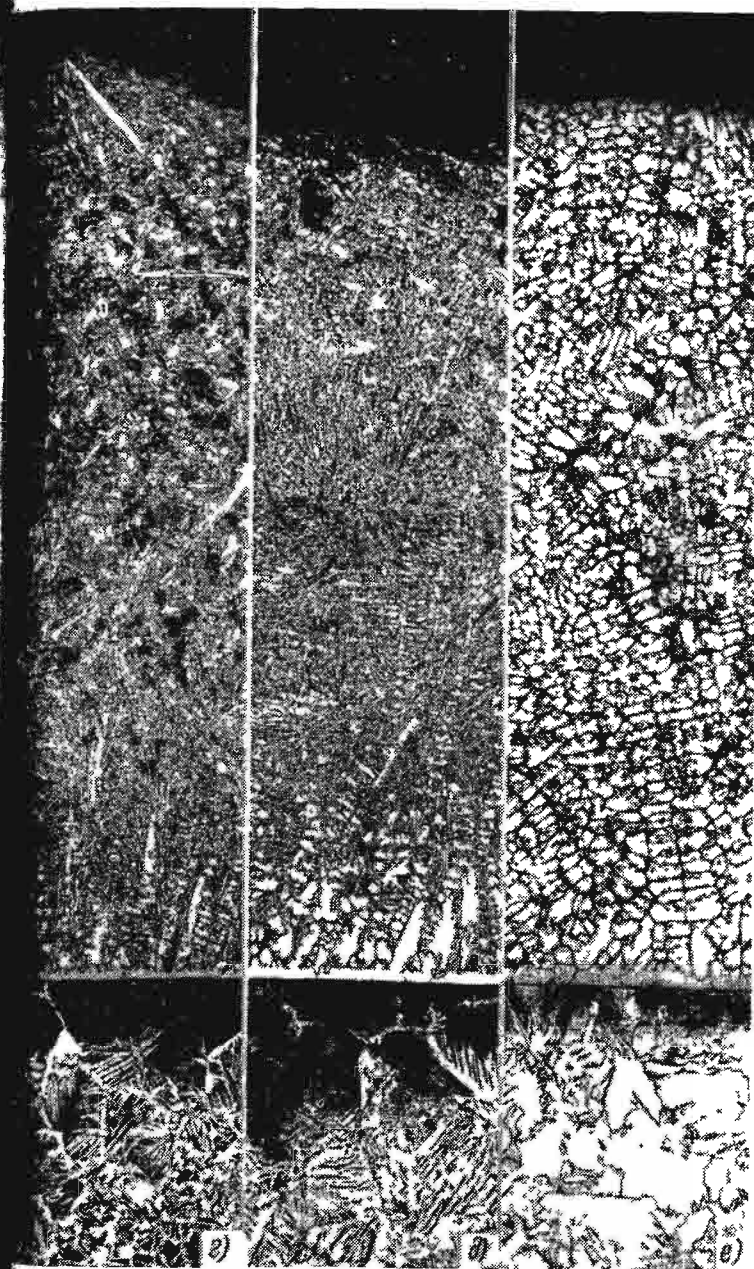


Рис. 34. Изменение структуры наплавленного металла в зави-



мости от степени развития процесса сплавления; $\times 100$

Исследование микроструктуры образцов, наплавленных при различных температурах, позволяет установить три основных металлографических признака степени развития процесса плавления

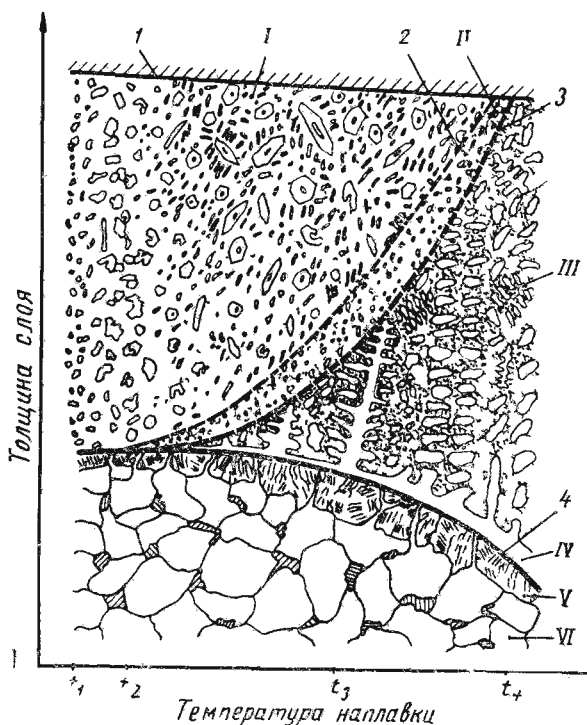


Рис. 35. Схема изменения соотношения структурных зон при повышении температуры наплавки:

I — зэвтектическая *II* — эвтектическая *III* — дозэвтектическая
IV — глинистая *V* — диффузионная *VI* — основной металл

1 Неполное расплавление шихты (недогрев) создает в микроструктуре сплава равномерную смесь карбидов неправильной формы и твердого раствора. Наплавленный слой изобилует посторонними примесями, четко выраженных структурных зон не наблюдается (на рис. 35 интервал температур t_1 — t_2).

2 Наличие в наплавленном слое первичных карбидов неправильной геометрической формы является признаком неполного расплавления (на рис. 35 интервал температур t_2 — t_3).

3 Чрезмерное развитие дозэвтектической зоны (дендриты аустенита) свидетельствует о перегреве при наплавке (на рис. 35 интервал температур t_3 — t_4).

В формировании структуры износостойкого слоя при индукционной наплавке наряду с диффузией и угаром легирующих элементов большую роль играет разбавляющее действие основного металла.

Установление основных закономерностей, управляющих кинетикой проплавления основного металла, имеет важное значение.

Интенсивность проплавления основного металла зависит от многих факторов, главным образом от температуры и скорости нагрева, завыса основного металла, завыса, продолжительности завысакта твердой и жидкой завысы и т. д. Однако решающее влияние оказывает температура нагрева.

Характер изменения глубины проплавления при повышении температуры можно проследить по типичным кривым (рис. 36), описывающим влияние времени нагрева τ_0 на величину проплавления стали Ст. 3 при жестком, среднем и мягком режимах нагрева.

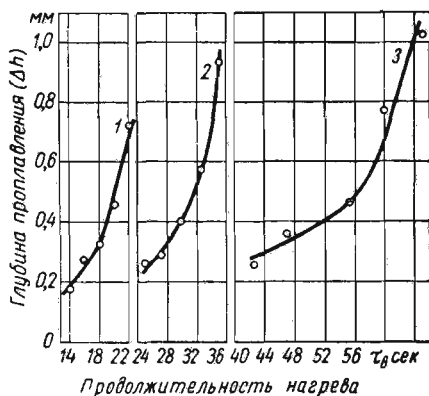


Рис. 36. Кинетика проплавления стали Ст. 3 при жестком [1], среднем [2] и мягком [3] режимах нагрева.

Как видно, во-первых, глубина проплавления Δh уменьшается с увеличением подводимой мощности, а во-вторых, прогрессивно растет с увеличением продолжительности выдержки τ_0 в индукторе или, что эквивалентно, температуры нагрева.

Сопоставляя зависимости, приведенные на рис. 35 и 36, можно убедиться в идентичности кинетических кривых проплавления основного металла и изменения размера доэвтектической зоны. В обоих случаях в начальный период скорость процесса невелика, а затем после полного расплавления шихты ($\psi=0$) резко увеличивается. Следовательно, растворение основного металла в жидкой ванне является главной причиной развития доэвтектической зоны. При этом структура наплавленного металла становится наиболее чувствительной к колебаниям режимов нагрева после завершения плавления сормайта.

Формирование структуры наплавленного металла при кристаллизации жидкой ванны происходит в следующих специфических условиях:

а) поскольку основным источником тепла при наплавке является упрочняемая деталь, по высоте расплавленного слоя существует определенный градиент температуры,

2) градиент температуры создается также и по ширине наплавленного участка вследствие неравномерного нагрева и разных условий теплоотвода в тело детали;

3) расплав неоднороден по химическому составу; объемы жидкой фазы вблизи основного металла имеют более низкую концентрацию углерода и легирующих элементов;

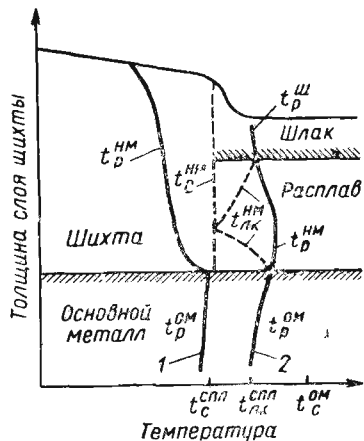


Рис. 37. Схема распределения температуры у границы раздела перед началом плавления сплава (кривая 1) и к моменту полного расплавления шихты (кривая 2)

дение при кристаллизации, высокие средние скорости роста кристаллов и др. Совокупность этих условий определяет особенности кристаллизации жидкой ванны.

Прежде чем перейти к непосредственному изложению закономерностей процесса кристаллизации твердого сплава, кратко рассмотрим схему (рис. 37) распределения температуры у границ сплавления перед началом плавления металлической части шихты (кривая 1) и к моменту полного окончания расплавления крупинок твердого сплава, т. е. к моменту выключения нагрева (кривая 2).

При достижении основным металлом температуры, близкой к температуре точки солидуса твердого сплава ($t_{\text{спл}}$), максимальная степень нагрева наблюдается непосредственно у границы сплавления — в поверхностном слое основного металла ($t_{\text{ом}}$). По мере удаления от поверхности в глубь стальной детали происходит некоторое, хотя и небольшое, снижение температуры (напомним, что глубина проникновения тока в этих условиях составляет для частоты 70 кГц примерно 2,5 мм). По

то... резко (рис. 37, $t_{\text{п}}$). Однако непосредственно в участках контакта твердого сплава и основного металла температуру компонентов можно считать достаточно близкой ввиду отсутствия ранее появления легкоплавких эвтектических про-

сло... период плавления твердого сплава толщина слоя в результате оседания шихты уменьшается, а характер распределения температуры изменяется. На поверхности стали появляется и постепенно увеличивается сплошной слой расплавленного металла, в котором также индуктируется наведенный ток в соответствии с общими законами высокочастотного нагрева. По мере развития этого процесса у границы сплавления происходит перераспределение тока (в связи с поверхностным эффектом), благодаря чему область максимальной температуры перемещается в наплавленном материале вслед за смещением фронта полного расплавления ($t_{\text{п}}$).

К моменту окончания плавления температура нагрева поверхностного слоя расплава меньше, чем в нижележащих объемах, во-первых, ввиду поглощения скрытой теплоты плавления последними крупинками твердого сплава, а во-вторых, из-за влияния более холодного шлака. При некотором перегреве зона с максимальной температурой, очевидно, переместится непосредственно к границе расплав—шлак.

Кристаллизация твердого сплава происходит в условиях значительной химической неоднородности расплава по толщине слоя, образующейся в результате его взаимодействия с основным металлом. Вследствие этого температура начала и конца плавления изменяется согласно диаграмме состояния компонентов (рис. 37, $t_{\text{нм}}$ и $t_{\text{ом}}$).

В соответствии с рассмотренной схемой к окончанию процесса наплавки у границы сплавления создается положительный температурный градиент (жидкость нагрета больше твердой фазы). Следовательно, в первые моменты после выключения нагрева теплоотвод у поверхности раздела идет в сторону твердой фазы. Ликвационные явления в самом начале кристаллизации не успевают получить большого развития, любой выступ на затвердевшей поверхности попадает в область более высокого нагрева, вследствие чего рост неровности замедляется. В результате оплавленные зерна основного металла образуют сплошной пленкой аустенита (границной полоской). Такая форма кристаллизующейся твердой фазы в данных условиях термодинамически более устойчива.

С тем направлением теплоотвода изменяется в сторону жидкой фазы, толщина граничной полоски достигает конечной величины и на ее поверхности начинают развиваться дендриты твер-

дого раствора. Кроме создания у границы сплавления отрицательного температурного градиента, причиной изменения характера роста кристаллов является достижение перед фронтом кристаллизации максимального градиента концентрации ликвирующей примеси (главным образом углерода), т. е. образование так называемого концентрационного переохлаждения.

С учетом предполагаемого характера распределения температуры к моменту выключения нагрева можно считать, что при наплавке без перегрева дендриты растут главным образом за счет термического переохлаждения, а при наплавке с перегревом — за счет концентрационного переохлаждения.

Несмотря на то, что растущие дендриты аустенита отделены от основного металла граничной полоской, между ними и оплавленными зернами основного металла, по-видимому, имеется тесное кристаллографическое соответствие. На это указывает характер расположения дендритов, составляющих как бы продолжение зерен основного металла, выходящих за границы сплавления, и наличие определенной связи между количеством оплавленных зерен («подкладок») и числом дендритов (явление, обнаруженное в 1936 г. А. А. Аловым [1]).

Поверхностный слой жидкой ванны имеет заэвтектический состав. Его затвердевание начинается с выделения первичных карбидов хрома, причем их количество и относительные размеры согласно известным законам кристаллизации определяются с одной стороны, числом зародышей, а с другой — линейной скоростью роста кристаллов. Здесь вокруг первичных карбидов хрома формируются своеобразные структурные колонии.

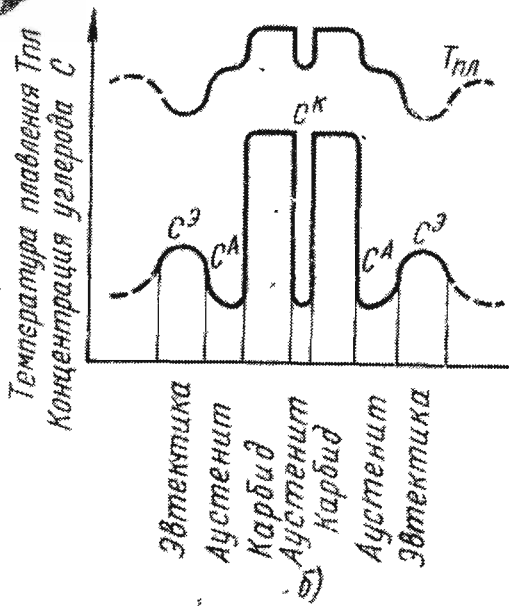
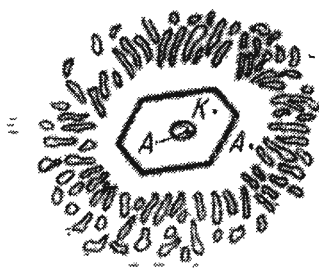
Микроструктура и схема, приведенные на рис. 38, поясняют процесс образования структурных колоний в заэвтектической зоне в период затвердевания. Центрами кристаллизации таких колоний являются первичные карбиды хрома. Ввиду большой скорости роста кристалла в направлении $\langle 001 \rangle$, соответствующем минимальному уровню свободной поверхностной энергии карбиды в продольном сечении имеют сильно вытянутую «лапцетовидную» форму.

В момент выделения и на первых стадиях кристаллизации избыточные карбиды изолированы друг от друга, их росту не оказываются существенных препятствий. В таких условиях выделяющаяся фаза стремится принять форму с минимальным уровнем свободной поверхностной энергии. У кристаллических тел такую форму имеют образования, подобные их собственной элементарной ячейке, вследствие чего и карбиды хрома, вымерзающие из расплавленного металла, приобретают гексагональную огранку. Закономерность такого явления подтверждается идиоморфизмом многих минералов, выделяющихся из расплавленной магмы в ранние стадии кристаллизации [57].

Углерод расходуется на образование стержневого карбида главным образом из соприкасающегося с ним слоя заэвтектика, температура плавления которого, следовательно, понижается. Это приводит к тому, что вокруг карбида, преимущественно по плоскостям {10.0} кристаллизуется оболочка обедненного аустенита. Более удаленные объемы жидкой фазы имеют эвтектический состав и затвердевают в последнюю очередь.



а)



38. Микрофотографии (а) и схематической (б) структурной зоны заэвтектической зоны; $\times 300$

в результате в колонии создается закономерная неоднородность химического состава. По углероду, например, она выражается следующим образом (рис. 38, б):

$$C_a < C_э < C_к$$

$C_э$, $C_ж$ — концентрации углерода в прилегающих объемах аустенита, эвтектики и карбидной фазы.

Эти участки имеют различную температуру плавления, что в конечном счете и определяет последовательность кристаллизации различных объемов заэвтектической зоны.

В тех случаях, когда скорость роста числа центров кристаллизации значительно превосходит линейную скорость роста кристаллов, отдельные растущие карбиды вплотную сближаются и мешают развитию друг у друга идиоморфных кристаллографических граней. В таких случаях правильная форма карбидов сильно искажается, некоторые грани получают преимущественное развитие, они как бы замыкают некоторый объем жидкости, вследствие чего после охлаждения в центре карбидов наблюдаются небольшие участки твердого раствора.

В наших исследованиях при многочисленных анализах наплавленного металла, в том числе и послойного, не наблюдались структуры, подтверждающие предположение [94], что радиальные ветви эвтектических розеток в высокохромистых чугунах являются ответвлениями стержневого карбида колонии. Во всех случаях эвтектическая составляющая отделялась с первичного карбида прослойкой аустенита.

Ликвационные явления в период кристаллизации жидкой ванны, и в первую очередь дендритная ликвация, усугубляют химическую неоднородность наплавленного металла и приводят, как уже говорилось в главе 2, к закономерной микроскопической неоднородности твердого сплава. Ввиду различной плотности карбидной фазы, жидкости и аустенита может иметь место и ликвация по удельному весу. Однако специальные исследования небольших (высотой 40 мм) слитков сормайта показали, что данная разновидность ликвации практически ничтожна.

В период последующего охлаждения в твердом состоянии в наплавленном соединении происходят полиморфные превращения, характер и механизм которых у деталей, наплавленных т. в. ч., не имеют принципиальных отличий по сравнению с другими способами наплавки.

Таким образом, к моменту остывания детали до комнатной температуры формируется окончательная (вторичная) структура основного и наплавленного металла. Однако если структурный класс (дозэвтектический, эвтектический или заэвтектический), к которому относится наплавленный металл, определяется абсолютным содержанием в нем углерода и легирующих элементов, то структура и фазовый состав металлической основы могут в сильной мере колебаться под влиянием изменения соотношения концентраций хрома и углерода (при постоянном содержании никеля). Поскольку углерод и легирующие элементы распределяются между карбидной фазой и твердым раствором, наличие избыточного хрома, не связанного в карбиды

жет способствовать стабилизации аустенита за счет увеличе-
ния инкубационного периода распада γ -железа

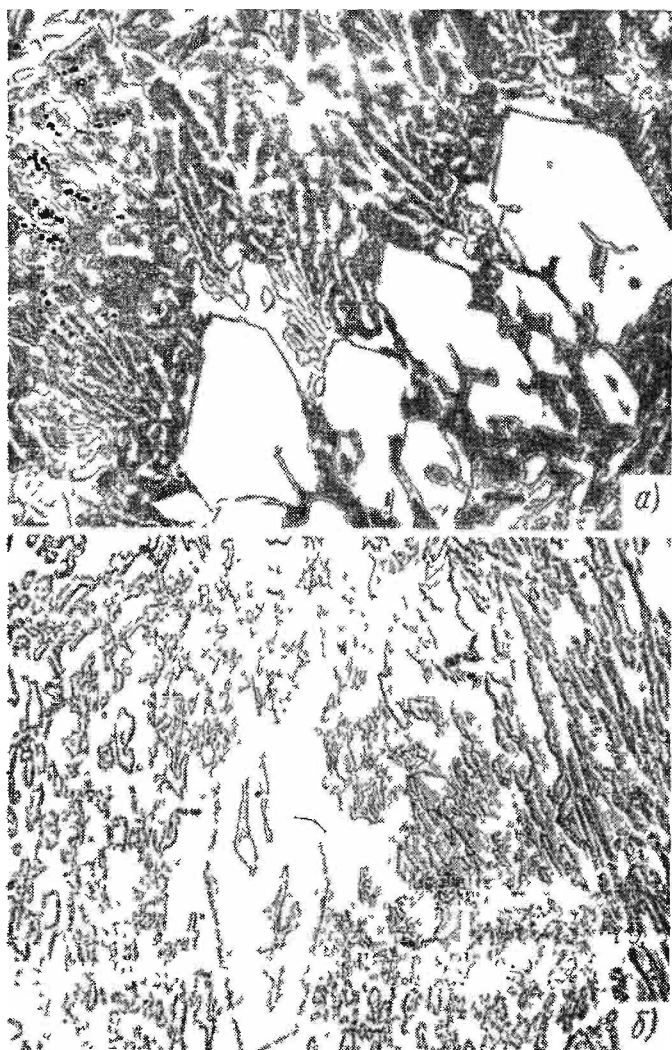


Рис. 39. Микроструктура сормита № 1 при отношении кон-
центраций хрома и углерода 6,0 [а] и 12,1 [б]; $\times 400$

Для иллюстрации на рис. 39 приведены две фотографии
микроструктуры заэвтектической зоны наплавленного металла
при различном соотношении хрома к углероду

Когда отношение концентраций хрома и углерода составляло 6,0 (рис. 39, а), при охлаждении прошло эвтектоидное превращение и структура металлической основы представляла собой троостосорбит. Увеличение этого отношения до 12,1 подавило вторичные превращения и привело к сохранению в структуре значительного количества остаточного аустенита (рис. 39, б).

Из сказанного следует, что структура и свойства наплавленного сормаита № 1, у которого отношение хрома к углероду может колебаться от $\frac{27}{3,5} = 7,7$ до $\frac{31}{2,5} = 12,4$, также могут изменяться в широких пределах.

6. ОСНОВНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ, СВЯЗЫВАЮЩИЕ СВОЙСТВА НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА С ЕГО МИКРОСТРУКТУРОЙ

Анализ опубликованных материалов показывает, что относительно характера влияния микроструктуры твердого сплава на его износостойкость нет еще общепринятого мнения.

И. И. Фрумин [110] считает, что чем больше в структуре наплавленного металла карбидов, тем выше стойкость в условиях абразивного изнашивания, причем оптимальный тип структуры матрицы определяется величиной удельного давления: при низких давлениях выгодна мартенситная матрица, а при высоких — аустенитная. Такое же мнение высказали И. К. Походня [76], Г. В. Ксендзык [40], Г. А. Бидл [127], изучавшие сопротивление абразивному изнашиванию аустенитных, перлитных и мартенситных сталей, сплавов на основе никеля и кобальта, высокохромистых аустенитных чугунов и композиций на основе карбидов вольфрама.

В. С. Раковский [79, 80] полагает, что металл, наплавленный электродами ферросплавного типа, обладает наибольшей износостойкостью в случае аустенитной или мартенситной структуры. Аналогичный вывод о том, что легированный твердый раствор лучше сопротивляется абразивному изнашиванию, чем ферритно-карбидная смесь одинакового с ним состава и твердости, сделан А. Г. Шулепниковой [122].

Согласно работе [28] наиболее износостойкими являются сплавы, имеющие структуру избыточных карбидов или бовидов, цементированных соответствующей эвтектикой. Это мнение впоследствии высказывалось также и в работе [26].

Противоположные мнения о влиянии остаточного аустенита на износостойкость углеродистой стали при абразивном изнашивании высказаны в работах [17] и [90].

Н. А. Гринберг и Л. С. Лившиц [14] установили, что оптимальной структурой наплавленного металла, работающего в условиях абразивного износа и ударов, является аустенитно-мартенситная матрица с твердыми карбидами.

В опытах В. Г. Колесова [34] наибольшую износостойкость показали сплавы, имеющие карбидную структуру, в то время прямой связи между износостойкостью и твердостью установлено не было.

Зависимость микроструктуры твердых сплавов с их износостойкостью представляет собой одну из самых важных, но в то же время и самых противоречивых проблем получения износостойкого наплавленного материала.

Нет пока единого мнения и о наиболее важных характеристиках твердых сплавов и методах их определения. Не вызывает сомнения, что для оценки потенциальных возможностей различных наплавочных сплавов и их отбора для последующих испытаний первостепенное значение имеют те характеристики, которые можно выявить в результате лабораторных испытаний и исследований.

Следует отметить, что когда сплав имеет специальное назначение, необходимы дополнительные данные применительно к конкретным условиям эксплуатации.

Одной из наиболее широко распространенных характеристик наплавленного металла является твердость. Многими исследованиями предпринимались попытки установить корреляцию между твердостью сплавов и его износостойкостью и на этой основе классифицировать наплавочные материалы по их твердости. Однако заметного прогресса в этом направлении достигнуто не было.

Д. Наурот [133], исследуя по специальной методике различные металлы и сплавы, не установил прямой связи между износостойкостью при абразивном изнашивании и твердостью по Роквеллу, однако отметил положительное влияние на сопротивление износу содержания хрома и углерода.

Вывод о том, что твердость не определяет износостойкости наплавочных материалов, сделан также В. Г. Колесовым [34], М. М. Хрущовым, М. А. Бабичевым, Е. С. Берковичем и Ю. О. Пружанским [118].

Бельгийский исследователь Ж. Лёмуан [138] утверждает, что при истирании образца диаметром 9,9 мм наблюдается линейная зависимость износостойкости от твердости по Бринелю в интервале 160—620. Причем этой зависимости подчиняются все четыре группы исследованных наплавочных сплавов — от низколегированной стали до сплавов карбидного класса.

Интересные опыты в различных условиях абразивного изнашивания проводились в США [144]. Показано, что износостойкость разных по химическому составу групп наплавочных сплавов связана с твердостью только в определенных изнашивающих средах (например, в песчаной суспензии). При испытании другими абразивами (монокристаллическим твердым песчаником)

изменение твердости *HRC* от 26 до 55 практически не повлияло на сопротивление истиранию среднеуглеродистых наплавочных сплавов, легированных хромом, марганцем, молибденом и вольфрамом (общее содержание легирующих элементов до 6%).

Приведенными работами, разумеется, не исчерпываются исследования влияния твердости на износостойкость твердых сплавов. Однако они характеризуют наиболее типичные взгляды на этот вопрос. Причины таких расхождений, очевидно, следует искать в особенностях микроструктуры твердых сплавов, которая, как известно, не однозначно связана с твердостью, а также в специфике механизма изнашивания твердых сплавов.

При испытаниях в полужакрепленной абразивной массе износостойкость наплавленного металла существенно влияет твердость абразивных частиц. При определенном соотношении значений твердости металла и абразивных частиц процесс изнашивания приобретает коррозионно-механический характер, причем влияние химического фактора проявляется тем сильнее, чем выше твердость сплава.

Если твердость абразивных частиц намного больше твердости сплава, то преобладающими видами износа являются многократное пластическое деформирование и микрорезание. Если твердость сплава приближается к твердости абразива, то разрушение поверхности трения происходит в основном в результате коррозионно-механических процессов, являющихся наименее интенсивной формой износа.

Изучение поведения различных наплавочных материалов непосредственно в полевых условиях имеет большое значение. Исследования различных износостойких наплавочных материалов с расчетом сравнительной экономической эффективности их применения приводит В. Г. Колесов [34, 35]. Выведенные им коэффициенты износостойкости могут быть учтены при назначении тех или иных твердых сплавов для наплавки быстроизнашивающихся деталей землеройных машин.

Разноречивые требования, предъявляемые к наплавочным материалам, крайне затрудняют выбор единых критериев, позволяющих ограничиться лабораторными испытаниями для суждения об эффективности наплавочного материала. Обязательными характеристиками наплавочных материалов являются химический состав, твердость, характер микроструктуры, относительная износостойкость при испытании на металл Х4-Б, прочность при статическом и ударном изгибах. Несмотря на всю важность этих показателей, полного представления об эксплуатационных характеристиках деталей они не дают. Необходимо изыскивать дополнительные показатели, позволяющие наиболее точно оценивать различные наплавочные материалы.

В условиях индукционной наплавки структурные изменения в наплавленном металле, происходящие под влиянием колебаний исходного химического состава твердого сплава, режимов наплавки и других факторов, оказывают большое влияние на свойства наплавленного металла и соединения в целом.

На рис. 40 приведена полоса рассеяния значений твердости поверхностного слоя наплавленного сормаита в зависимости от степени перегрева в практически используемом при индукционной наплавке интервале температур. На график занесены результаты измерений, полученные в различные периоды исследования на образцах, наплавленных сплавом сормайт № 1 из четырех партий, имеющих различный химический состав в пределах технических условий.

В связи со значительной неоднородностью структуры твердого сплава экспериментальные значения твердости наплавленного металла даже для одной и той же плавки сормаита заметно отличаются. Все же не оставляет сомнения, что повышение температуры наплавки и связанное с этим закономерное изменение структуры наплавленного металла вызывают снижение твердости поверхностного слоя.

Обращает на себя внимание также то обстоятельство, что снижение твердости соответствует сравнительно небольшому интервалу значений степени перегрева. Это указывает на относительно высокую чувствительность сормаита № 1 к перегреву.

Относительная износостойкость различных структурных зон наплавленного металла в значительной мере зависит от конкретных условий изнашивания (степени закрепленности абразива, его твердости, удельного давления и т. д.). Сравнительную оценку сопротивления истиранию структурных зон можно дать на основе результатов лабораторных испытаний на машине Х4-Б по методике, разработанной М. М. Хрущовым и М. А. Бачиным [116].

Цилиндрические образцы, необходимые для этих испытаний, изготавливались путем вакуумного всасывания расплавленного металла в кварцевую трубку.

Отбором образцов на разных стадиях сплавления достигалось получение в образцах заэвтектической, эвтектической или доэвтектической структуры.

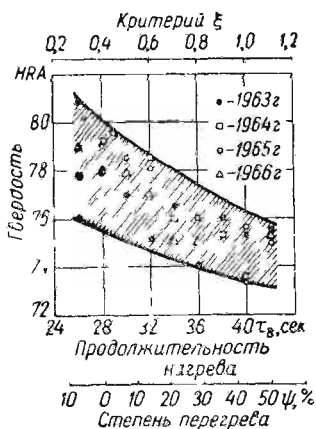
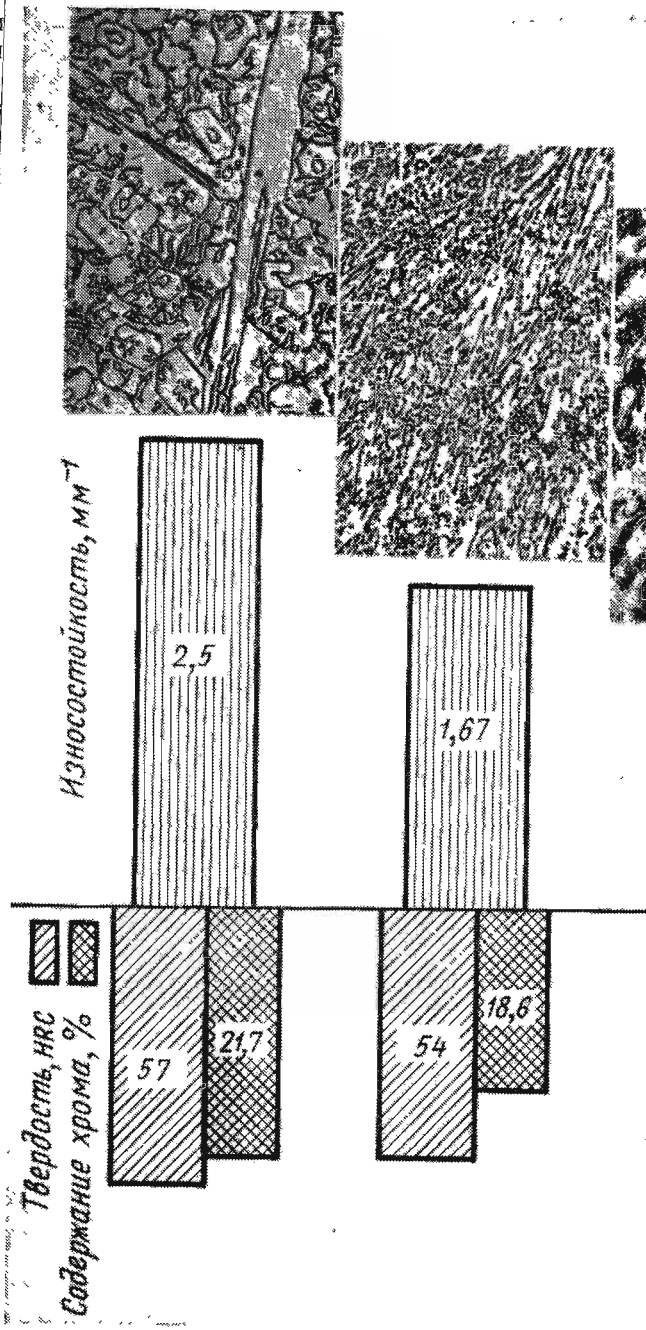


Рис. 40. Полоса рассеяния твердости сормаита № 1, наплавленного с различной степенью перегрева

И
Н
С
В
Д
С
С
И
И

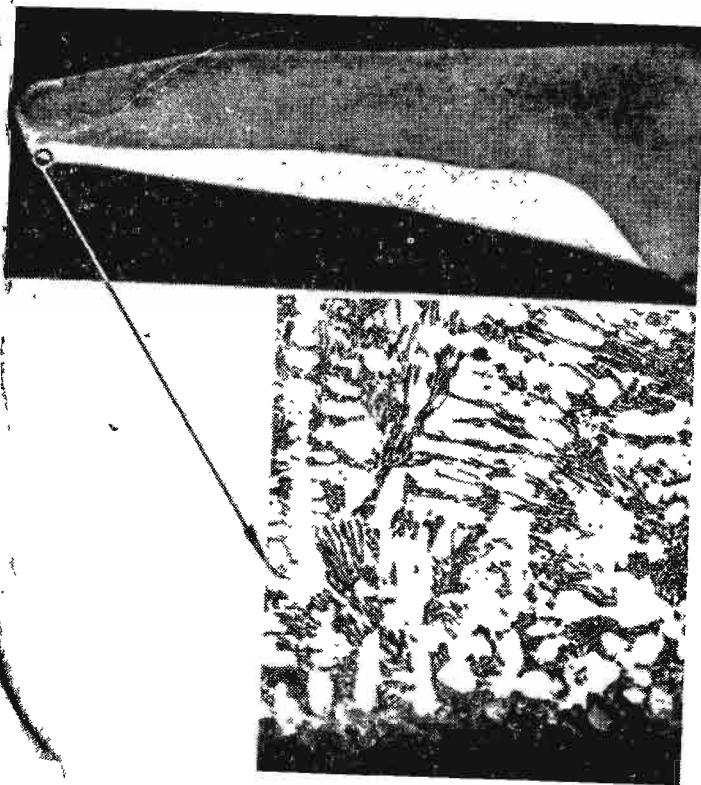
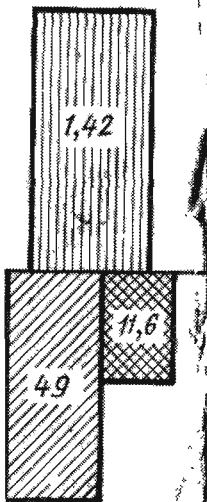


✓ Рис. 41. Сравнительная диаграмма относительной износостойкости структурных зон; $\times 450$

Испытания показывают (рис. 41), что по мере перехода от эвтектической структуры к доэвтектической износостойкость наплавленного слоя существенно снижается. Если принять относительную износостойкость эвтектической зоны за единицу, то сопротивление истиранию эвтектической зоны будет равно 0,7, а доэвтектической зоны — 0,57. То же самое можно сказать и о твердости, которая у образцов с эвтектической структурой снизилась на 3 единицы, а с доэвтектической структурой — на 8.

На приведенной диаграмме показано также содержание хрома в образцах, по которому с учетом исходной концентрации хрома (26,8%) можно судить о степени изменения химического состава сплава в различных структурных зонах.

Полученные результаты находят подтверждение при исследовании деталей (изъятых из эксплуатации плужных лемехов тракторных культиваторов), имеющих затупленное лезвие.



стойкости различны

Рис. 42. Характер износа и микроструктуры наплавленного слоя лемеха, перегретого во время наплавки

Металлографический анализ показал, что в подавляющем большинстве случаев пониженной износостойкости наплавленного металла соответствует доэвтектическая структура. В качестве примера на рис. 42 показаны профиль и микроструктура наплавленного лемеха. Лемех выработал 25 га на глинистых почвах. Очевидно, что интенсивный износ сормайта у лемеха в данном случае объясняется неудовлетворительным качеством наплавленного слоя.

Следовательно, для обеспечения условий самозатачивающихся режущих деталей почвообрабатывающих машин, кроме соблюдения толщины сормайта и основного металла необходимо учитывать и микроструктуру наплавленного металла [103].

При отборе образцов твердого сплава непосредственно из жидкой ванны можно получить сравнительно ограниченную гамму микроструктур. Поэтому представляет интерес анализ результатов испытаний образцов специальных опытных плавок у которых образующиеся при наплавке структуры имитировались введением в тигель с расплавленным сормайтом различного количества стали Ст. 3. Всего, без учета экспериментальных было проведено 15 плавок, в которых количество вводимой стали последовательно изменялось через каждые 3% (при небольшом разбавлении) или через 10% (при содержании стали в плавке выше 20%). Тигель изготовляли из кварцевой трубы диаметр которой был подобран с таким расчетом, чтобы скорость охлаждения плавки после выключения нагрева примерно совпадала со скоростью охлаждения после индукционной плавки.

Зависимость относительной износостойкости образцов от величины дополнительной присадки стали изображена кривой (рис. 43), на которой отчетливо обнаруживаются два максимума: в исходном состоянии (при максимальном содержании легирующих элементов) и при 70—80% стали.

Соответствующие максимумы наблюдаются и на кривой изменения твердости опытных образцов, однако, несмотря на то, что экстремальная точка графика при большом разбавлении располагается на 80 единиц выше исходной, относительная износостойкость при содержании стали Ст. 3 70—80% несколько ниже, чем у сормайта № 1.

При содержании стали в плавке ~70% имеет место значительное развитие мартенситного превращения (см. микрофотографии на рис. 43), обусловленное обеднением аустенита легирующими элементами и достаточной скоростью охлаждения. Образующийся мартенсит сообщает образцам довольно высокую твердость и износостойкость, однако при отжиге или медленном охлаждении довольно легко распадается на феррит-цементитную смесь с пониженной прочностью. Что же касается его относительно небольшой износостойкости, то здесь

более низкое сопротивление истиранию метастабильных структур по сравнению со стабильными, имеющими ту же твердость [97, 99].

Приведенные выше данные дают основание полагать, что от скорости развития процесса сплавления зависит также и динамическая прочность наплавленных деталей.

Для оценки влияния строения зоны сплавления на склонность деталей к хрупкому разрушению из одного куска стали были изготовлены плоские образцы размером $70 \times 10 \times 4,0$ мм, которые предварительно шлифовались.

На одну из граней образцов наплавляли сормайт № 1 слоем толщиной 0,9 мм по режиму, обеспечивающему время нагрева до полного расплавления шихты $\tau_{\text{ж}} = 45$ сек. В опытах варьировали степень перегрева, причем при данных фиксированных условиях процесса наплавляли по шесть образцов. После соответствующей подготовки образцы подвергались сравнительным испытаниям на ударный изгиб на копре МК-30. Удар наносился в три образцов: одна — после наплавки без последующей термической обработки, другая — после нормализации при 880—900°С при индукционном нагреве. В этих опытах производилась сравнительная оценка динамической прочности всего наплавленного образца с учетом структурных изменений как в наплавленном, так и в основном металле, т. е. в условиях, близких к реальным.

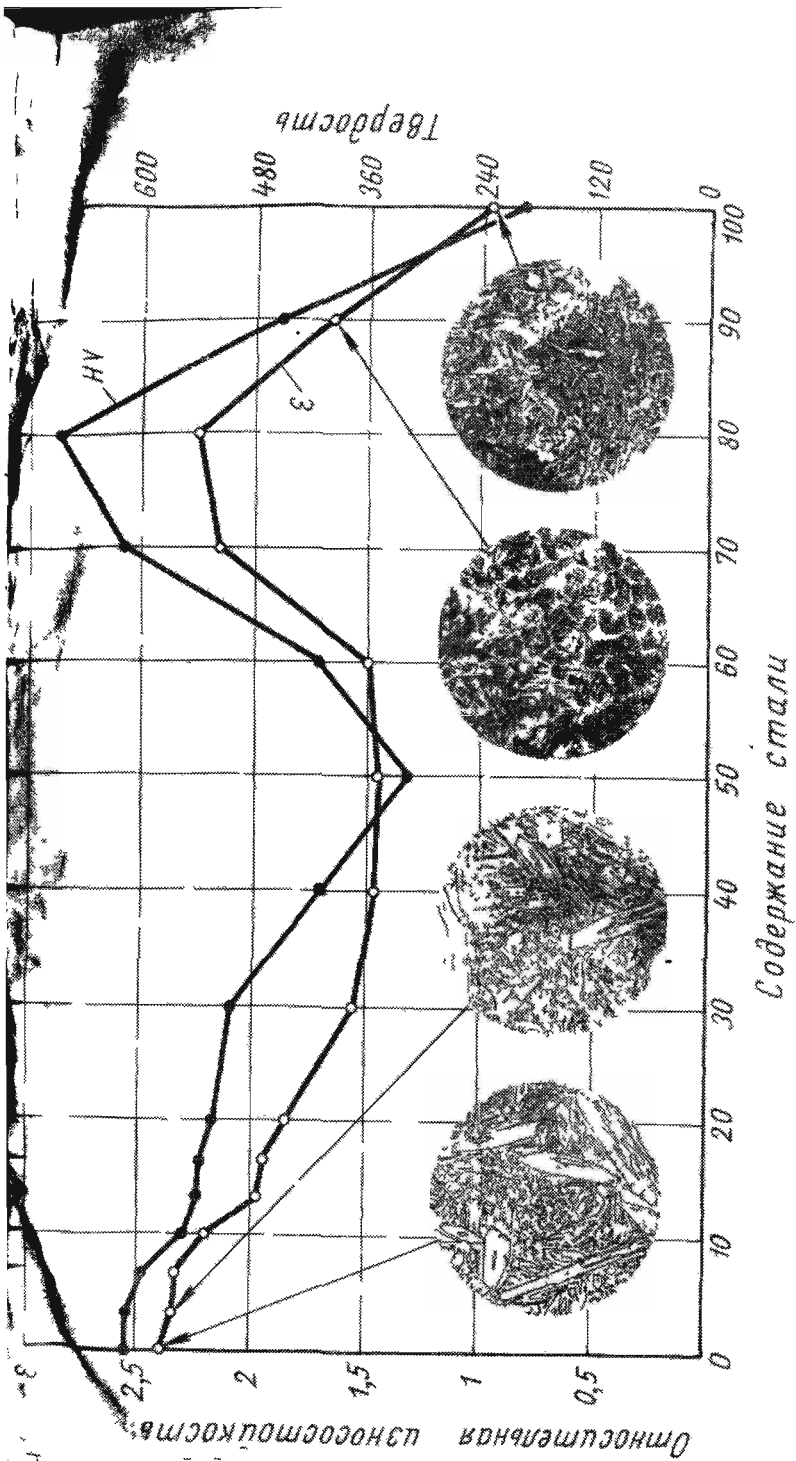
Результаты экспериментов представлены в виде графиков на рис. 44.

Как видно, в начальной стадии развития процесса сплавления сопротивление динамическим нагрузкам образцов снижается незначительно. В этот период несколько увеличивается площадь хрупкого разрушения, хотя значительную часть излома составляют участки с волокнистой структурой. Затем кривая ударной вязкости ненормализованных образцов круто падает и динамическая прочность уменьшается почти в 10 раз. Образцы разрушаются хрупко, поверхность разрушения имеет крупнопористое строение, признаков волокнистого излома не наблюдается. Однако до определенной степени перегрева (в данных условиях до $\tau_{\text{ж}} = 56$ сек и $\psi = 25\%$) неблагоприятные структурные изменения являются обратимыми и практически полностью устраняются последующей нормализацией. Значения ударной вязкости достаточно высоки, хрупкий излом имеет место только в наплавленном металле.

Следовательно, на этой стадии сплавления снижение ударной вязкости непосредственно после наплавки обусловлено измельчением зерна основного металла. В результате перекристаллизации при термической обработке этот дефект ликвидируется.

88 √ Рис. 43. Относительная износостойкость и микроструктура сормита № 1 в зависимости от количества введенной стали Ст. 3





Необратимые структурные изменения появляются при более высоких степенях перегрева (в данных условиях при $\psi = 25\%$ и выше). Теперь нормализация, хотя и несколько повышает ударную вязкость наплавленных образцов, но полностью исходных свойств не восстанавливает.

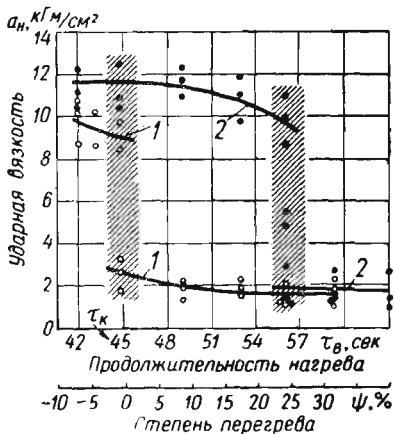


Рис. 44. Результаты испытаний на ударный изгиб образцов из стали Ст. 3, наплавленных с различной степенью перегрева

1 — без нормализации 2 — после нормализации

телей, нагретых без наплавочного материала до температур, соответствующих IV стадии сплавления.

Несмотря на предварительную нормализацию, наплавленные образцы разрушались хрупко при весьма малой работе разрушения, а ненаплавленные образцы-свидетели вообще не разрушались, а лишь изгибались на предельный угол и продавливались между опорами копра. Работа разрушения наплавленных образцов из стали Ст. 3 в этом случае равнялась 1,6—1,8 кгм, в то время как работа деформации образцов-свидетелей составляла 4,4—5,2 кгм. Еще более резко это явление выражено у средне- и высокоуглеродистой стали.

Так, например, при аналогичных испытаниях стали 65Г получены следующие результаты: работа разрушения наплавленных образцов составляла 0,4—0,8 кгм, работа деформации образцов-свидетелей 3,0—4,8 кгм.

Специальные металлографические исследования также показали, что доминирующей причиной преждевременного выхода из строя плужных лемехов и стрелчатых лап культиваторов вследствие облома носков является некачественная нормализация либо недопустимый перегрев при наплавке.

Остаточные деформации при наплавке. Индукционная наплавка твердых сплавов, как и другие разновидности наплавки

и сварки, неизбежно связана с существенными деформациями завариваемого изделия. Следует различать два основных вида деформаций при индукционной наплавке:

- 1) деформации, происходящие в процессе нагрева детали в индукторе;
- 2) деформации, возникающие при остывании наплавленной детали.

Обе группы деформаций вызываются различными причинами и подчиняются различным закономерностям.

Первая группа обусловлена неравномерностью нагрева детали при наплавке. Эти деформации практически не зависят от состава наплавленного металла и могут быть изучены на основе общих положений теории индукционного нагрева с учетом изменения физико-механических свойств металла при нагреве.

Вторая группа деформаций в первую очередь вызывается различным термическим расширением основного и наплавленного металла. Так как эти деформации являются остаточными и в основном протекают при температурах, когда сталь восстанавливает свои упругие свойства, они отражаются на работе детали в эксплуатации и поэтому имеют большое практическое значение.

Поскольку абсолютная величина деформаций биметаллического соединения при остывании определяется в первую очередь соотношением величин абсолютных тепловых деформаций стали и твердого сплава, для качественной и особенно количественной оценки остаточных деформаций необходимо знать значения коэффициентов линейного расширения основного наплавленного металла в исследуемом интервале температур.

Данные о термическом расширении наплавочных твердых сплавов крайне скудны и часто противоречивы. В качестве примера в табл. 5 приведены коэффициенты линейного расширения сплава сормайт № 1 и близких к нему по составу чугунов. Для сравнения в таблице приведены также значения коэффициентов линейного расширения сталей, применяемых для изготовления деталей. Из таблицы следует, что термический коэффициент линейного расширения хромистых чугунов вообще и сормайта № 1 в частности ниже, чем у стали. Если руководствоваться только этими данными, следует ожидать, что при охлаждении уменьшение линейных размеров основного металла будет более интенсивным, чем у сормайта. Между тем в действительности наплавленная деталь, как правило, изгибается в противоположную сторону.

Наблюдения за короблением плоских образцов в процессе остывания после наплавки показывают, что коробление развивается особенно сильно при температурах ниже 650°C , причем наплавленный металл укорачивается быстрее. Это находит свое

проявление в том, что наплавленный образец после остывания всегда изогнут в сторону основного металла.

Объяснение противоречия между имеющимися данными о коэффициенте линейного расширения сормайтa и явлениями, наблюдаемыми в действительности, можно дать на основе рассмотренной выше структуры наплавленного сормайтa № 1.

Приведенные в табл. 5 значения коэффициентов линейного расширения относятся к литому состоянию, когда основной

Таблица 5

Материал	Температурный интервал в °С	Коэффициент линейного расширения α	Источник
Сормайт № 1	100—300	$12 \cdot 10^{-6}$	[9, 80]
Хромистый чугун (2,3% С; 1,4% Si; 0,4% Mn; 34,2% Cr)	20—600	$11 \cdot 10^{-6}$	[92]
Хромистый чугун (2% С; 1,5% Si; 0,6% Mn; 32% Cr)	0—200	$9,7 \cdot 10^{-6}$	[91]
Сталь 65Г	20—300	$12,9 \cdot 10^{-6}$	[91]
То же	20—600	$14,6 \cdot 10^{-6}$	[91, 92]
Сталь Ст. 3	20—600	$14,3 \cdot 10^{-6}$	
Стали 45, Л53	20—600	$14,6 \cdot 10^{-6}$	[121]

фазой металлической основы является феррит. После наплавки в твердом сплаве фиксируется большое количество остаточного аустенита, который имеет значительно больший коэффициент линейного расширения (порядка $17 \cdot 10^{-6}$). Максимальное значение коэффициента линейного расширения имеет у границы сплавления (в районе доэвтектической зоны), в заэвтектической — промежуточное. Следовательно, для расчета остаточных деформаций при наплавке необходимы специальные измерения термического расширения твердого сплава в структурном состоянии, соответствующем наплавленному металлу.

В образующемся при наплавке биметаллическом соединении вследствие различных коэффициентов линейного расширения основного и наплавленного металла и взаимных препятствий их свободной деформации, каким бы равномерным ни было охлаждение, по мере восстановления упругих свойств материалов появляется поле остаточных напряжений.

Несмотря на то, что рядом ученых [64, 67, 107] детально разработаны методы аналитического расчета распределения остаточных напряжений в сварных конструкциях, многообразие факторов, определяющих напряженное состояние наплавленной

али, крайне затрудняет решение задачи применительно к условиям индукционной наплавки.

В большинстве случаев соединений (сварки) разнородных фазовому составу сталей повторная термическая обработка, как показал В. Н. Земзин [25], не дает возможности полностью снять остаточные напряжения. Однако после термической обработки под влиянием фазовых превращений в наплавленном металле в соединении может произойти перераспределение остаточных напряжений.

* * *

1. ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ ОБ ИЗНОСОСТОЙКИХ НАПЛАВОЧНЫХ МАТЕ-
РИАЛАХ

Разработано несколько сот различных композиций износостойких наплавочных материалов, состав которых изменяется в широких пределах — от железо-углеродистых сплавов с общим содержанием легирующих элементов 1,5—2% до сплавов на основе никеля, кобальта и вольфрама, концентрация которых достигает 90—96%. Изменением химического состава сплавов и их структуры достигается определенный комплекс свойств применительно к конкретным условиям эксплуатации.

Спротивление абразивному износу во многом зависит от природы и количества твердых износостойких составляющих в структуре сплава. В современном машиностроении используются два принципиально различных способа регулирования содержания твердых составляющих в структуре наплавленного металла:

- 1) изменение химического состава наплавочного сплава;
- 2) введение в шихту труднорастворимых примесей, образующих в результате взаимодействия с легкоплавкой связкой специфические композитные материалы — псевдосплавы.

В практике наплавочных работ в настоящее время более распространен первый способ. Между тем в ряде случаев весьма перспективными оказываются псевдосплавы. При индукционной наплавке условия получения в наплавленном металле структуры псевдосплавов облегчаются благодаря сравнительно низкой температуре процесса, задерживающей растворение тугоплавких добавок.

Наплавочные материалы в зависимости от назначения и способа нанесения на упрочняемую поверхность должны удовлетворять определенным требованиям. К сплавам, предназначенным для индукционной наплавки, предъявляются некоторые дополнительные требования. Важнейшими из них являются следующие:

1. Температура плавления сплава должна быть не менее, чем 100—150°С ниже температуры плавления основного металла. Обычно максимально допустимой температурой плавления для индукционной наплавки считается 1350°С

• обязательно при наплавке с присадкой жидкого металла

2. Наплавочный материал при индукционной наплавке по методу НИИТМа должен использоваться в виде порошка.

3. Для упрощения технологического процесса сплав должен иметь минимальную магнитную проницаемость.

4. Грануляция сплава должна находиться в определенных пределах:

пылевидная фракция (размер частиц менее 0,05 мм) резко ухудшает наплавочные свойства шихты.

Указанные требования в значительной мере ограничивают номенклатуру твердых сплавов, пригодных для индукционной наплавки

Пока еще нет общепринятых принципов классификации износостойких наплавочных материалов. В некоторых отечественных [7, 40, 110, 111] и зарубежных [132, 136, 144] работах приняты попытки классифицировать износостойкие материалы по различным признакам.

По В. И. Вепринцеву [7], существующие износостойкие наплавочные материалы могут быть разделены на пять групп.

I. **Литые или спеченные карбиды**, выпускаемые в виде трубчатых электродов, зерен (например, литые карбиды вольфрама — рэлит), прессованных или спеченных прутков, стержней, лент.

II. **Литые твердые сплавы**, выпускаемые в виде прутков или гранулированного твердого порошка (сормайт № 1 стеллигы В2К, В3К).

III. **Порошкообразные смеси**, представляющие собой механическую смесь металлов, ферросплавов с графитом, карбидами, боридами и другими элементами и химическими соединениями (сталинит, шихты ВИСХОМ 9, ВИСХОМ 10 и др., смеси КБХ, БХ и др.).

IV. **Стержневые металлические электроды с легирующей обмазкой**, предназначенные для электродуговой наплавки (Т-620, Т-590, ЦИ, КБХ-45 и др.).

V. **Трубчатые электроды, порошковая проволока и лента**, представляющие собой порошкообразную шихту, засыпанную или запрессованную в стальную оболочку.

Весьма удобна классификация наплавочных материалов по химическому составу, который в большинстве случаев определяет структуру и свойства наплавленного металла.

Согласно классификации Американского общества металлургов наплавочные материалы разбиты на пять групп, отличающихся друг от друга характером легирования и общим содержанием легирующих элементов [144]. В первую группу включены низколегированные (2—12% легирующих элементов) материалы на основе железа. Легирующими элементами являются хром, молибден, марганец. Вторую и третью группы составляют высоколегированные материалы на основе железа.

Необходимый комплекс свойств придается путем соответствующей комбинации хрома, молибдена, ванадия, марганца и никеля. Суммарное содержание легирующих элементов во второй группе сплавов — 12—25%. Сплавы третьей группы дополнительно легируются вольфрамом и кобальтом. Степень легирования здесь также выше (25—50%). К четвертой группе относятся сплавы на основе никеля или кобальта с добавками хрома, бора, молибдена, вольфрама, никеля. Общее содержание указанных элементов 50—100%. В пятую группу входят карбиды вольфрама в кобальтовой связке.

Более полной является классификация, сделанная И. И. Фруминим [111], основанная на химическом составе сплавов. Согласно этой классификации все применяемые в практике наплавочные сплавы отнесены к следующим типам.

Стали: углеродистые, марганцевые, хромомарганцевые, хромистые, высокохромистые, высокоуглеродистые, хромоникелевые, низкоуглеродистые, высоковольфрамовые и молибденовые.

Сплавы на основе железа: высокохромистые чугуны, вольфрамовые и молибденовые чугуны, сплавы с бором и хромом, сплавы с кобальтом и молибденом или вольфрамом.

Сплавы на основе никеля и кобальта: нихромы и нимоники, сплавы с бором и хромом (колмоной), сплавы с молибденом (хастелой), сплавы кобальта с хромом и вольфрамом (стеллиты).

Сплавы на основе меди: алюминиевые бронзы, оловянно-фосфористые бронзы.

Карбидные псевдосплавы: сплавы с карбидом вольфрама, сплавы с карбидом хрома.

Как известно, из сплавов на основе железа наиболее низкую температуру имеют чугуны. Это обстоятельство значительно упрощает технологическую схему процесса упрочнения и обуславливает их предпочтительное использование в качестве износостойкого покрытия для индукционного способа наплавки.

Обстоятельный анализ применения для наплавки износостойкого чугуна выполнен Г. В. Ксендзыком [40]. Согласно классификации Г. В. Ксендзыка чугуны, применяемые для наплавки, разбиты на четыре группы.

К первой группе отнесены нелегированные и низколегированные чугуны с содержанием легирующих примесей 3—5%. Твердость этих чугунов после наплавки составляет *HRC* 38—52.

Вторая группа объединяет среднелегированные чугуны (14—16% легирующих элементов). Их твердость после наплавки составляет *HRC* 50—63, а после термообработки чугунов некоторых марок до *HRC* 70.

Чугуны третьей группы — высоколегированные простые с содержанием легирующих элементов более 15—16%. Чугуны этой группы после наплавки имеют твердость *HRC* 48—66.

К четвертой группе относятся высоколегированные сложные чугуны, содержащие вольфрам, молибден или кобальт.

Особую группу составляют так называемые композитные материалы, или псевдосплавы — литые или спеченные вещества, которые состоят из тугоплавкого компонента и связки, имеющей более низкую температуру плавления, в результате чего при наплавке они расплавляются не полностью.

К числу преимуществ псевдосплавов в первую очередь относится возможность в широких пределах регулировать свойства наплавленного материала путем выбора соответствующих компонентов и изменения количественного соотношения между тугоплавкими включениями и связкой [32]. Применительно к рабочим органам почвообрабатывающих машин преимуществом псевдосплавов является повышение режущей способности за счет образования так называемого «пилообразного» лезвия [34]. Псевдосплавами по существу являются широкоизвестные релит и воломит. В последние годы наплавка псевдосплавами получила некоторое распространение как в Советском Союзе, так и за рубежом.

2. СВОЙСТВА ИЗНОСОСТОЙКИХ СПЛАВОВ

Износостойкие материалы, имеющие практическое значение для индукционной наплавки, могут быть разделены на три группы: легированные чугуны, сплавы на основе кобальта и никеля, псевдосплавы.

Состав важнейших наплавочных материалов по группам приведен в табл. 6.

Ниже даются более подробные сведения об основных сплавах для индукционной наплавки и некоторых других материалах, введенных в таблицу.

Группа I. Сплав У30Х28Н4С4, известный под названием сормайт № 1 представляет собой высоколегированный заэвтектический чугун. Его свойства существенно зависят от скорости охлаждения, и, по данным работы [80], находятся на следующем уровне: температура плавления 1275°С; твердость НС 49—54, предел прочности при растяжении 35 кг/мм²; модуль упругости 21 000 кг/мм²; плотность 7,4 г/см³; коэффициент линейного расширения (при 20—500°С) $\alpha = (8-11) \cdot 10^{-6}$.

В табл. 7 видно, как изменяются механические свойства литого сормайта при изменении скорости охлаждения [79].

Сормайт № 1 выпускается в промышленном масштабе в виде электродов и гранулированного порошка. Основная доля потребления сормайта приходится на сельскохозяйственное машиностроение, где он используется для наплавки рабочих органов почвообрабатывающих машин.

Таблица 6

Группа сплавов	Условное обозначение сплава	Химический состав в %									Другие элементы	Fe
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Co	W	B	Ti		
Легированные чугуны	У30Х28Н4С4 (сормайт № 1)	2,5—3,5	2,8—4,2	0,5—1,5	25—31	3,0—5,0	—	—	—	—	—	Основа » » » » » »
	У45Х35ГЗР2С (ФБХ-6-2)	3,5—5,5	1,0—2,5	1,5—4,0	32—37	—	—	—	1,5—2,2	—	—	
	У35Х26Г6В2РТ	3,0—3,7	1,8—2,2	5,5—6,5	22—26	—	—	2	0,4—0,6	0,25—0,35	—	
	У35Х2Н5 (нихард)	2,7—3,6	0,4—0,7	0,4—0,7	1,5—2,6	3,0—5,0	—	—	—	—	—	
	У30С2Х2Н	3,1—3,4	2,2—2,4	0,4—0,7	1,6—1,9	0,4—0,7	—	—	—	—	—	
	У30С2ХНМ	3,1—3,4	2,3—2,4	0,5—0,65	0,8—1,0	0,4—0,75	—	—	—	—	0,4—	
	Ж4НДХ-15-7-2-ннрезист	2,5—3,0	1,5—3,0	0,5—1,2	1,5—4,0	14—17	—	—	—	—	0,6Мо 6—8,5 Cu	
У50Х40Н2С2Г (УС-25)	4,4—5,5	1,8—2,8	до 2,5	38—42	1,0—1,8	—	—	—	—	—		
Сплавы на основе кобальта и никеля	В2К (стеллит)	1,8—2,5	1—2	До 1,0	27—33	2,0	47—53	13—17	—	—	—	2
	В3К (стеллит)	1,0—1,5	2,5	До 1,0	28—32	2,0	58—62	4—6	—	—	—	2
	НХ13С2Р2	0,2—0,35	2—2,5	До 0,4	12—14	Основа	—	—	1,8—2,0	0,2	1 Al	3
Псевдосплавы	Релит	3,8—4,0	—	—	—	—	—	95	—	—	—	—
	ПС-3		Сормайт № 1 + релит									
	ПС-4		Сормайт № 1 + феррохром									
	ПС-5 ПС-6		Сормайт № 1 + феррохром (58%) феррититан (2%) Белый чугун + феррохром									

Таблица 7

Литейная форма	Предел прочности при растяжении в кг/мм^2	Предел прочности при изгибе в кг/мм^2
Чугунная	41,7	77,6
Скребковая (формовка по-сырому)	29,2	74,5
Скребковая (формовка по-сухому)	24,3	68,2
Скребковая (формовка по-сухому)	18,2	64,9

Неоднократно сообщалось, например в работе [125], о положительных свойствах сплавов, по составу аналогичных сормайн, в которых никель заменен 4—6% марганца.

Сплав У45Х35ГЗР2С (ФБХ-6-2) также выпускается в промышленном масштабе. Он обладает хорошими технологическими свойствами, высокой твердостью и износостойкостью при эксплуатации без существенных ударных нагрузок. В настоящее время используется для индукционной наплавки быстроизнашивающихся деталей угольных машин (рештаков скребковых экскаваторов).

При изнашивании в абразивной среде со значительными ударными нагрузками, а также на поддерживающих ножах бестрошошлифовальных станков положительно зарекомендовал себя хромо-марганцево-вольфрамовый чугун У35Х26Г6В2РТ, легированный бором и титаном.

Сплав типа «Нихард», представляющий собой мартенситный никель-хромовый чугун, в зарубежной практике используется для наплавки, так и для изготовления литых дегалей, и он отличается хорошей сопротивляемостью истиранию при низких рабочих температурах, однако чувствителен к ударам и колебаниям температуры. По данным работы [10], интервал температур плавления различных плавок нихарда колеблется в пределах 1150—1278°С, твердость в литом состоянии составляет HRC 53—55, предел прочности при изгибе 47 кг/мм^2 . После отжига при 230—250°С в течение 3 ч предел прочности при изгибе возрастает до 59 кг/мм^2 , а твердость снижается до HRC 48—50.

Низколегированный чугун У30С2Х2Н применяется для индукционной наплавки толкателей нижнеклапанных двигателей. Твердость после наплавки составляет HRC 52. Толкатели верхнеклапанных двигателей, которые должны иметь твердость на наплавочной поверхности не менее HRC 60, на внутренней поверхности не менее HRC 40, а на цилиндрической поверхности не менее HRC 35, наплавляются чугуном У30С2ХНМ. Снижение

содержания хрома и присадка молибдена дает возможность одновременно с наплавкой производить закалку толкателя.

Сплав У50Х40Н2С2Г (УС-25), известный также как сплав сормайта с феррохромом, может быть получен как при обычном плавении соответствующей шихты, так и после предварительной переплавки композиции ПС-4 (предложено Одесским заводом им. Октябрьской революции). Повышенное по сравнению с сормайтом содержание углерода и хрома, меньшая концентрация никеля способствуют увеличению твердости и износостойкости, однако в то же время несколько снижают пластические свойства наплавленного металла. Меньшая устойчивость гамма-фазы сообщает гранулированному сплаву повышенные магнитные свойства.

Из литых материалов для индукционной наплавки могут представить интерес хромо-вольфрамо-ванадиевые сплавы типа электродов ВСН-6, хорошо сопротивляющиеся абразивному износу в условиях ударного нагружения, и другие вольфрамосодержащие сплавы, используемые для упрочнения бурового инструмента [14, 73].

Следует упомянуть также о положительных результатах применения за рубежом высокоуглеродистых хромистых чугунов (3—4% С; 12—18% Сг и 2—4% Мо) типа «Клаймекс Аллой-42» [142]. В США [144] высокие эксплуатационные свойства показали плужные лемехи, наплавленные хромомолибденовым чугуном с присадкой циркония (4% С; 1,4% Мп; 3,0% Si; 26,0% Сг; 1,0% Мо; 0,65% Zr; HRC 60). Лемехи выработали в среднем 60,7 га на песчаных и 44,5 га на тяжелых каменных почвах.

К группе износостойких чугунов относится также металл, наплавленный смесями типа КБХ, ВИСХОМ, сталинит, ХТ5У.

Основные сведения о разработанных во ВНИИТСе наплавочных смесях КБХ, БХ, электродах Хр19 и др., получивших распространение для износостойкой наплавки, приведены в работах [26, 27, 28]. Данные различных исследователей о химическом составе, твердости и износостойкости наплавленного металла несколько расходятся, однако целесообразность применения этих материалов для многих разновидностей абразивного изнашивания не вызывает сомнения [26, 35, 44, 119].

Боридные смеси в том виде, в каком они предложены, не могут быть применены для индукционной наплавки ввиду высокой температуры плавления.

Например, наплавочная смесь типа БХ-2 плавится при температуре $1470 + 30^\circ \text{C}$, а для остальных смесей температура плавления еще выше. Тем не менее ценные свойства боридов хрома могут быть использованы в сплавах, предназначенных для индукционной наплавки. Установлено, например, что введение в шихту боридов хрома или ферробора в количестве до 10—15%

положительно сказывается на свойствах металла, наплавленно-
т. в. ч.

Сталинит, который ранее в опытным порядке наплавляли в. ч. на плужные лемехи, по среднему химическому составу соответствует сплаву У35Г6Х8. Твердость после наплавки колеблется в пределах *HRC* 52—60. Лемехи, наплавленные ста-
линитом, по своим свойствам, как правило, уступают лемехам,
наплавленным сормайтотом № 1.

Предлагалась безникелевая смесь ферросплавов ХТ5У для индукционной наплавки культиваторных лап, имеющая следующий средний химический состав: 3,5—4,0% С; 28—30% Сг; 1,5—2% Мп; 4,5—5,5% Si; 3,2—3,7% Ti; 1,5—2,0% V; остальное — Fe [39]. Сплав положительно зарекомендовал себя при долговечных испытаниях, но исходная наплавочная шихта имеет неудовлетворительные наплавочные свойства: наличие значительного количества порошка феррованадия (10—15%) и ферротитана (8—14%) приводит к резкому увеличению пористости и загрязненности наплавленного металла шлаковыми включениями.

Ряд вариантов смесей, пригодных для индукционной наплавки, разработан в ВИСХОМе применительно к плужным лемехам. Примером такой смеси может служить шихта ВИСХОМ-9, состоящая из 5% феррохрома, 15% ферромарганца, 6% графита, 74% чугуновой стружки. Средний химический состав смеси: 2,5—4,8% С; 0,4—0,7% Si; 4—6,5% Мп; 2—4,5% Сг; остальное — железо. Однако, как отмечает автор работы [66], больших преимуществ по износостойкости применение таких смесей на лемехах по сравнению с другими сплавами не дало.

Многочисленные попытки получения какого-то определенно-го химического состава наплавленного металла за счет применения для индукционной наплавки различных шихт, составленных из смеси химических элементов и ферросплавов в соответствующем весовом соотношении, не дали положительных результатов: полного расплавления присадочного материала при наплавке не происходило, резко ухудшались технологические свойства шихты из-за пылевидной фракции, которую трудно избежать при измельчении ферросплавов, наплавленный слой не успевал сформироваться и т. д.

Группа II. Стеллиты (кобальто-хромо-вольфрамовые сплавы) имеют высокие механические характеристики, они нашли применение для наплавки клапанов двигателей внутреннего сгорания и других быстроизнашивающихся деталей. Особенно ценным свойством стеллитов является весьма удачное сочетание высокой жаропрочности с хорошим сопротивлением абразивному износу, коррозии и эрозии. По твердости в горячем состоянии стеллиты приближаются к металлокерамическим твердым сплавам, а по окислостойкости даже превосходят их [110]. Ис-

пользуются различные способы нанесения, в том числе и индукционный. Разработаны различные модификации сплавов этого типа, структура которых изменяется в широком диапазоне — от доэвтектической до заэвтектической. По обзорным данным приведенным в работе [59], эвтектический состав сплава типа стеллита соответствует концентрации углерода 1,3% и имеет температуру плавления 1250°С.

В СССР стеллиты различных марок используются для наплавки клапанов двигателей тепловозов, волоочильных колец, буровых долот, уплотнительных поверхностей арматуры паропроводов и других деталей. Применение стеллитов ограничивается высокой стоимостью и дефицитностью компонентов — вольфрама и особенно кобальта. Недостатком стеллитов является также склонность к образованию трещин, ввиду чего необходим предварительный подогрев деталей до 650—800°С.

Для наплавки клапанов двигателей внутреннего сгорания взамен стеллита ВЗК рекомендуется сплав на никелехромовой основе НХ13С2Р2, который, как показали испытания, не уступает более дорогому стеллиту [53].

Сплав имеет температуру плавления 1100°С и твердость *HRC* 39—45 при 20°С. Твердость сплава составляет *HRC* 35—33 (при 400°С) и *HRC* 29—27 (при 700°С). Коэффициент линейного расширения сплава в интервале температур 20—700°С колеблется в пределах $(15,4—16,8) \cdot 10^{-6}$.

Большой интерес представляют колмонои — сплавы на никелевой основе, содержащие до 1% С, 1—5 % Si, 8—18% Cr и 1,5—4% В. Эти сплавы отличаются низкой температурой плавления (980—1080°С), способностью к самофлюсованию, высокими технологическими свойствами. Колмонои жаростойки, жаропрочны, хорошо сопротивляются воздействию многих коррозионных сред, обладают высокой износостойкостью при трении по металлу без смазки и при абразивном износе. В зависимости от содержания углерода твердость наплавленного металла изменяется от *HRC* 38 до 62. Основным недостатком этих сплавов является высокая стоимость.

В СССР колмонои ПГ-ХН80СР2, ПГ-ХН80СР3, ПГ-ХН80СР4 выпускаются в виде гранулированных порошков и предназначаются главным образом для плазменной наплавки и металлизации. Более подробные сведения о составе, свойствах и технологии наплавки хромоникелевых сплавов, легированных кремнием и бором, приведены в работах [11, 112].

Особо следует остановиться на дисперсионно-твердеющих сплавах, применение которых в последние годы значительно расширяется. Дисперсионно-твердеющие сплавы чаще всего представляют собой композиции на основе железа с кобальтом и молибденом или вольфрамом [74, 111]. Важным преимуществом этих сплавов является то обстоятельство, что непосред-

но после наплавки металл имеет низкую твердость ($HRC\ 30-35$) и может подвергаться механической обработке. Высокую твердость ($HRC\ 70$) эти сплавы приобретают после отпуска, при котором происходит распад пересыщенного твердого раствора и выделение из него упрочняющей фазы. Однако сплавы, упрочняющиеся при старении, имеют, как правило, высокую температуру плавления, поэтому в случае индукционной плавки они могут быть нанесены на рабочую поверхность детали лишь по технологической схеме, предусматривающей использование жидкого присадочного материала.

Группа III. Свойства композитных материалов (псевдосплавов) определяются физико-механическими свойствами их компонентов и характером диффузионного взаимодействия между тугоплавкими включениями и связкой. Можно полагать, что существует известная аналогия между псевдосплавами, пригодными для индукционной наплавки, и металлокерамическими легированными твердыми сплавами.

В качестве тугоплавкого компонента в износостойких псевдосплавах чаще всего применяются карбиды вольфрама или молибдена.

Технология армирования шарошек буровых долот релитом, о которой говорилось в предыдущих разделах, обуславливает образование в наплавленном металле структуры, присущей псевдосплавам — частично оплавленные зерна литых карбидов вольфрама в матрице основного металла. В Японии запатентован состав [95] и метод [96] для получения износостойкой поверхности у стальных деталей путем нанесения порошка карбида вольфрама. Порошкообразная смесь, состоящая из 75—96% карбида вольфрама, 2—23% электролитического железа, до 10% ферромарганца и 2—5% флюсов на основе буры и борной кислоты, наносится на предварительно нагретую поверхность, в случае необходимости спекается и обрабатывается соответствующим источником нагрева.

Имеются сведения об успешном применении для наплавки псевдосплавов системы карбид хрома — никель. Например, псевдосплав, состоящий из 80% орторомбического карбида хрома и 20% никеля, имеет твердость $HRA\ 83$, предел прочности при изгибе $48\ кГ/мм^2$ и ударную вязкость $16\ кГм/см^2$ [33]. Наплавка псевдосплава, состоящего из 85% карбида хрома и 15% никеля, на контактные поверхности атмосферных клапанов доменных печей позволила повысить износостойкость в 3—4 раза по сравнению со сплавом сормайт № 1 [120]. Недостатком никель-карбид-хромовых псевдосплавов, помимо сравнительно высокой температуры плавления, является использование дорогих дефицитных компонентов.

Сопоставляя опубликованные характеристики тугоплавких соединений, используемых в особо твердых металлокерамиче-

ских износостойких сплавах, с требованиями к наплавочным материалам, можно сделать вывод, что в псевдосплавах для индукционной наплавки рабочих органов почвообрабатывающих машин в качестве тугоплавкого компонента наиболее целесообразно применять карбиды или бориды.

Эти вещества имеют высокую микротвердость (значительно выше твердости абразивных частиц), обладают хорошей температурной устойчивостью, их удельный вес близок к удельному весу жидкой стали (за исключением карбидов вольфрама), прочностные свойства также достаточно высоки [86].

В условиях индукционной наплавки чистые карбиды хрома могут быть с успехом заменены порошком углеродистого феррохрома марки ФХ800. Такой вывод основан на следующих предпосылках.

Углеродистый феррохром ФХ800 согласно ГОСТу 4757—67 содержит не менее 65% Cr и 6,6—8,0% C. В соответствии с диаграммой состояния системы железо—углерод—хром [146] сплав с такими концентрациями хрома и углерода состоит в основном из тригонального карбида хрома (Cr_7C_3). Матрица состоит из легированного феррита.

Важнейшее значение при разработке композиций псевдосплавов имеет правильный выбор связующего вещества. Связующее вещество должно обладать сравнительно низкой температурой плавления, причем жидкая фаза должна смачивать тугоплавкие соединения. Для обеспечения прочной связи между компонентами псевдосплава связующее вещество должно растворять часть тугоплавких соединений, однако желательно, чтобы при последующем охлаждении они вновь выделились из твердого раствора.

Вторичные фазы, выделяющиеся из связки при охлаждении, не должны ухудшать связь между компонентами псевдосплава. Механические свойства связки должны быть достаточно высокими.

Большую роль играет также соотношение коэффициентов линейного расширения, упругих и пластических свойств взаимодействующих компонентов, так как эти характеристики определяют характер и величину напряженного состояния связки.

Хотя указанные требования разработаны в основном для спекаемых порошковых металлокерамических сплавов, они могут быть в значительной мере распространены и на литые материалы [32, 129].

Перечисленным требованиям в первом приближении удовлетворяют связки из чугунов, обладающих следующими преимуществами:

1. Чугун имеет низкую температуру плавления и в жидком состоянии хорошо смачивает карбиды хрома, вольфрама, титана и бориды хрома.

2. Расплавленный чугун частично растворяет эти соединения, способствует повышению механических свойств связки.

3. Изменяя исходный химический состав чугуна, можно в широких пределах регулировать его структуру и механические свойства.

Изложенные выше свойства чугуна послужили основанием для разработки специальных псевдосплавов для индукционной наплавки, у которых в качестве тугоплавкого компонента применены релит или углеродистый феррохром ФХ800, а в качестве связки — обычный белый чугун или высоколегированный сормайт № 1.

Композиции псевдосплавов, рекомендованные для индукционной наплавки, имеют следующие условные обозначения: сормайт — релит — ПС-3; сормайт — феррохром — ПС-4; белый чугун — феррохром — ПС-6.

Применительно к культиваторным лапам, которые наряду с высокой износостойкостью должны обладать достаточной режущей способностью, разработан специальный псевдосплав ПС-5, содержащий в среднем 40% сормайта № 1, 58% феррохрома ФХ800 и 2% ферротитана Ti2. Если феррохром образует в слое твердые износостойкие включения, а сормайт является легкоплавкой связкой к этим включениям, то роль ферротитана заключается в модификации структуры наплавленного металла за счет измельчения карбидов в связке и в наведении над наплавленным металлом плотного равномерного слоя эмалевидного шлака.

В предыдущей главе было показано, что высокая скорость процесса и неравномерность нагрева отдельных участков детали при наплавке сплавов типа «сормайт» часто приводят к неравномерному развитию в наплавленном металле структурных зон, обладающих пониженными механическими свойствами.

Предотвратить появление нежелательных структур можно следующими путями:

а) ужесточением допустимых режимов наплавки в направлении достижения максимальной равномерности нагрева детали и исключения ее перегрева;

б) использованием для наплавки твердых сплавов, менее чувствительных к перегреву, чем сормайт № 1.

При наплавке псевдосплавами появляется новая структурная зона — зона неполного расплавления. Эта зона характеризуется наличием остроугольных нерасплавившихся частиц, тугоплавкого компонента (феррохрома, релита) и карбидной фазы, играющей роль связки (рис. 45).

Зерна феррохрома и релита частично оплавляются, причем интенсивность растворения последнего заметно выше. Релит, удельный вес которого в 2,5 раза больше удельного веса жидкой стали, стремится осесть на дно расплавленной ванны и при

мягких режимах наплавки располагается на границе сплавления.

Структура связки, как правило, заэвтектическая, но если в качестве связки к релиту применяется белый нелегированный чугун, образуется особо твердый псевдосплав с доэвтектической

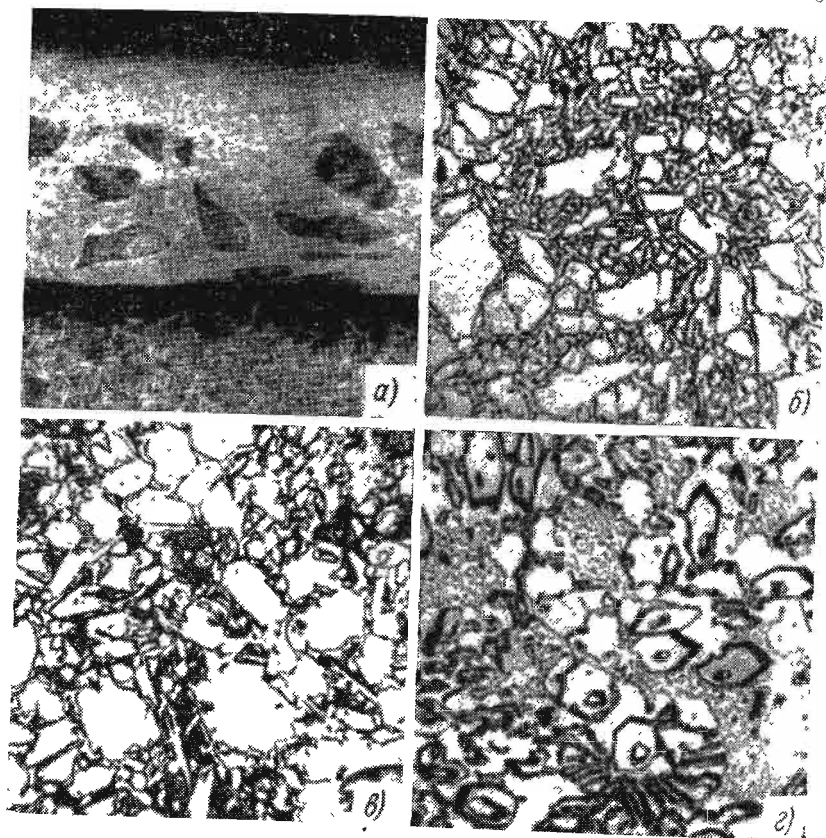


Рис. 45. Микроструктура сплавов ПС-3 (а), ПС-5(б), ПС-6 (в) и ФБХ-6-2 (г);
×100

ледебуритной структурой связки. Хрупкость наплавленного слоя при такой структуре повышена. Увеличение температуры наплавки до 1380—1400°С приводит к полному растворению частиц релита и появлению вместо них первичных кристаллов карбидов вольфрама.

Тугоплавкие частицы в псевдосплавах окружены каймой вторичных фаз, образующихся в результате частичного растворения твердых добавок и обуславливающих прочную связь между

компонентами псевдосплава. Исследования показывают, что образующая фаза имеет карбидную природу. Об этом свидетельствует, например, ее высокая микротвердость (свыше 100 кг/мм^2) и склонность к идиоморфизму, выражающаяся в стремлении принять в пределе форму правильного шестиугольника.

При частичном растворении в стали карбидов вольфрама (елита) состав каймы, по данным автордиографического и рентгеноспектрального исследований, соответствует двойному железо-вольфрамовому карбиду $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ (по данным К. П. Ефимовой).

Анализ зависимостей ширины структурных зон от температуры нагрева (оцененной по критерию ξ) у образцов из стали г. 3, наплавленных псевдосплавами системы ПС-4, ПС-5 и ПС-6, свидетельствует о резком замедлении темпа развития эвтектической зоны по мере увеличения процентного содержания феррохрома в шихте: например, у псевдосплава ПС-4 с 20% феррохрома размер доэвтектической зоны в наплавленном металле при критерии $\xi = 0,4$ в 10 раз меньше, чем у сплава марки № 1 (рис. 46, а, б). Чрезвычайно важным является то

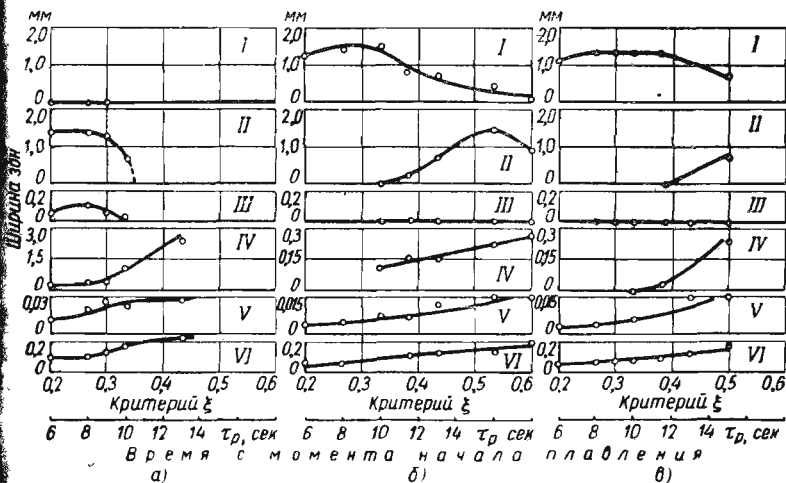


Рис. 46. Кинетические диаграммы формирования микроструктуры сормита [а] и псевдосплавов ПС-4 [б] и ПС-6 [в] при наплавке:

I—зона неполного расплавления; II—заэвтектическая зона; III—эвтектическая зона; IV—доэвтектическая зона; V—граничная полоска; VI—диффузионная зона

стоятельство, что в исследованных пределах у псевдосплавов (даже с 20% феррохрома) не было отмечено распространения эвтектической структуры по всей толщине наплавленного ме-

талла; даже при максимальном критерии $\xi=0,5$ структура поверхностного слоя заэвтектическая.

Замена 40% сормаита феррохромом еще сильнее замедляет развитие доэвтектической зоны, а зона неполного расплавления исчезает только при очень сильном перегреве. При введении 60% феррохрома в микроструктуре поверхностного слоя наплавленных псевдосплавов ПС-4 (рис. 46, б) и особенно ПС-6 (рис. 46, в) нерасплавившиеся частицы феррохрома обнаруживаются в любом практически достижимом при индукционной наплавке интервале температур.

Таким образом, в формировании структуры псевдосплавов углеродистый феррохром играет двойную роль: с одной стороны, образует в наплавленном слое твердые износостойкие

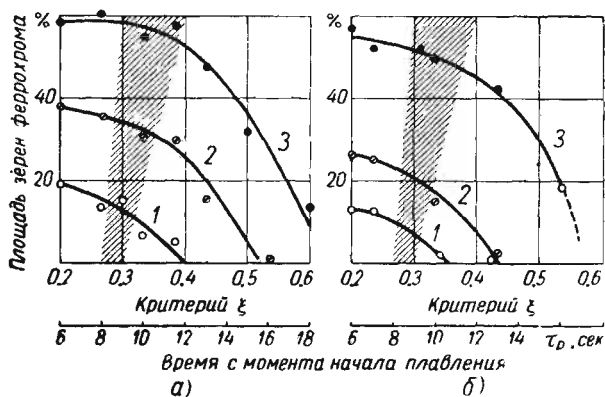


Рис. 47. Зависимость площади нерасплавленных зерен от времени плавления при различном исходном содержании феррохрома:

1—20%, 2—40%, 3—60%, а—ПС 4, б—ПС 6

включения, характерные для карбидных псевдосплавов, а с другой — дополнительно легирует связку хромом и углеродом. Степень растворения феррохрома в жидкой ванне прогрессивно возрастает при увеличении температуры нагрева (рис. 47) и, кроме того, зависит от исходного содержания феррохрома в шихте и природы связки. При оптимальном времени плавления (заштрихованная область) площадь нерасплавленных частиц псевдосплава ПС-4 с 60% феррохрома составляет 48—58%, а у псевдосплава ПС-6 46—52%. В том случае, если исходное содержание феррохрома составляет 20%, площадь нерасплавленных частиц колеблется в пределах 10—17% (у псевдосплава ПС-4) и 6—10% (у псевдосплава ПС-6).

Для компенсации обеднения жидкой ванны хромом и углеродом, происходящего вследствие их угара и разбавляющего действия основного металла, вполне достаточно 15—20% ферро-

рома. При этом содержании феррохром успевает полностью раствориться в расплавленном сормайте, благодаря чему доэвтектическая зона не получает чрезмерного развития при наплавке и технологические свойства сплава улучшаются. Такая композиция получила название «сормайт улучшенный».

Для более эффективного повышения свойств наплавленного металла необходимо дополнительное количество феррохрома, позволяющее получить по всему объему слоя структуру равномерно распределенного тугоплавкого компонента, сцементированного легкоплавкой эвтектикой. Оптимальная структура образуется при концентрации феррохрома 50—60%.

Перейдем к рассмотрению важнейших механических свойств твердых сплавов для индукционной наплавки.

Твердость. Это одна из наиболее широко распространенных характеристик наплавленных твердых сплавов. Хотя многочисленные попытки установить функциональную зависимость износостойкости твердых сплавов от их твердости часто приводили противоречивым результатам, все же не вызывает сомнения, что по твердости можно в первом приближении оценить относительную износостойкость сплава при абразивном изнашивании качество наплавки.

Следует иметь в виду, что наплавленные твердые сплавы вследствие значительной структурной неоднородности отличаются довольно большими отклонениями частных измерений твердости от среднего значения. Поэтому при определении твердости этих материалов необходимо пользоваться статистическими методами.

На твердость наплавленных псевдосплавов в первую очередь оказывает влияние изменение соотношения между тугоплавким компонентом и связкой.

Из приведенных на рис. 48 зависимостей твердости наплавленных псевдосплавов ПС-3, ПС-4 и ПС-6 от содержания тугоплавкого компонента следует, что несмотря на некоторый разброс экспериментальных данных, добавление в шихту для наплавки феррохрома или карбидов вольфрама (релита) ¹ вызывает заметное увеличение твердости наплавленного металла. Особенно интенсивно твердость возрастает в интервалах концентраций феррохрома до 40%. При очень большом содержании феррохрома (80% и выше) разброс значений твердости увеличивается за счет усиливающейся неоднородности наплавленного металла.

Распределение тугоплавких частиц по толщине наплавленного металла у псевдосплавов ПС-3, ПС-4 и ПС-6 происходит по-разному. Удельный вес феррохрома близок к удельному весу жидкого металла, и твердые включения у псевдосплавов ПС-4 и ПС-6 распределяются равномерно по всей толщине слоя. Карбиды вольфрама, удельный вес которых примерно в 2,5 раза

больше удельного веса связки, оседают на дно жидкой ванны и, как правило, располагаются у границы сплавления. Эти особенности соответствующим образом отражаются на твердости поверхностного слоя наплавки при изменении толщины слоя, а также на твердости различных структурных зон.

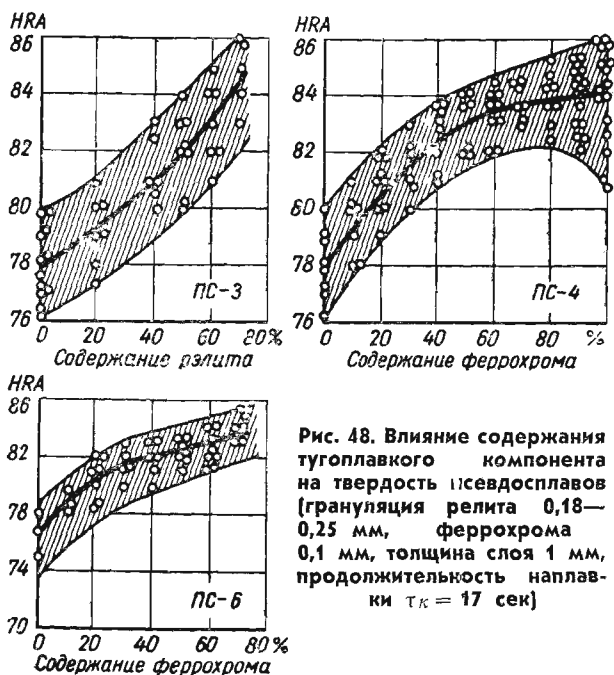


Рис. 48. Влияние содержания тугоплавкого компонента на твердость псевдосплавов (грануляция релита 0,18—0,25 мм, феррохрома 0,1 мм, толщина слоя 1 мм, продолжительность наплавки $t_k = 17$ сек)

Наиболее сильно влияет толщина наплавленного слоя на его твердость у системы ПС-3. Твердость сплава ПС-4 от толщины наплавленного металла практически не зависит.

Важной характеристикой наплавленной детали является распределение твердости по толщине наплавленного металла. Распределение твердости у литых сплавов и у псевдосплавов различное (табл. 8). Наплавленные литые сплавы типа сормита имеют более низкую твердость вблизи основного металла (в доэвтектической зоне). Распределение твердости по толщине наплавленного слоя у псевдосплавов ПС-4 и ПС-6 сравнительно равномерное. Композиция ПС-3 имеет более высокую твердость вблизи основного металла.

Значительной гетерогенностью псевдосплавов системы ПС-3 объясняется большой разброс значений твердости, особенно при определении путем вдавливания алмазной пирамиды (приборы ТП). Все это дает основание считать, что псевдосплавы системы ПС-3 для наплавки слоев толщиной свыше 1 мм применять не

Сплав	Содержание тугоплавкого компонента в %	Твердость <i>HV</i>		
		у границы сплавления	в середине слоя	у поверхности
Сормайт № 1	—	446—681	508—715	642—724
ПС-3	50	690—1048	606—1003	642—847
ПС-4	60	762—858	762—988	762—1033
ПС-6	60	762—1048	803—960	847—1048
ФБХ-6-2	—	628—833	655—927	713—956

следует. На псевдосплавы системы ПС-4 и ПС-6 это ограничение не распространяется.

Ранее отмечалось, что перегрев при наплавке приводит к существенному снижению твердости и износостойкости наплавленного сормайта № 1. Данные, представленные в виде графиков на рис. 49, свидетельствуют о том, что псевдосплавы благо-

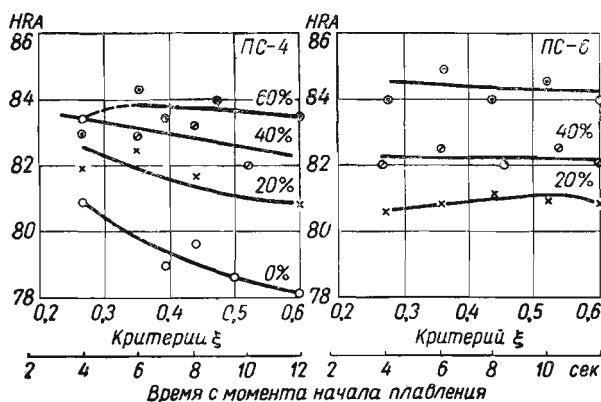


Рис. 49. Изменение твердости псевдосплавов системы ПС-4 и ПС-6 с различным содержанием феррохрома с увеличением степени перегрева при наплавке

даря растворению феррохрома значительно менее чувствительны к перегреву, чем литые материалы. В то же время псевдосплавы чувствительны к недогреву. Максимальная твердость при наплавке псевдосплавов достигается при оптимальном времени нагрева, т. е. при таком времени, когда наплавленный слой успевает полностью сформироваться и приобрести наибольшую плотность.

Повышение твердости наплавленного металла для сплавов ПС-6 объясняется легированием связки хромом и углеродом и появлением в ее структуре специальных карбидов хрома.

Таким образом, псевдосплавы имеют существенные преимущества перед сплавом сормайт № 1 по общему уровню твердости, ее равномерности с меньшей чувствительностью наплавленного металла к перегреву.

Относительная износостойкость. При испытании на машине трения Х4-Б образцов, полученных вакуумным всасыванием расплавленного металла, лучшие результаты показывают сплав ФБХ-6-2 и псевдосплавы (рис. 50). У этих композиций относительная износостойкость в среднем в 2 раза выше, чем у сормайт № 1. Однако очень высокое содержание углерода (более 5% в сплаве ФБХ), как известно, придает литым сплавам повышенную хрупкость, что и отмечалось нами при механических испытаниях. На 35% более высокую, чем сормайт № 1, износостойкость имеет также литой сплав У35Х26Г6В2РТ. Характерно, что твердость исследованных образцов этого сплава была примерно на том же уровне, что и сормайт № 1.

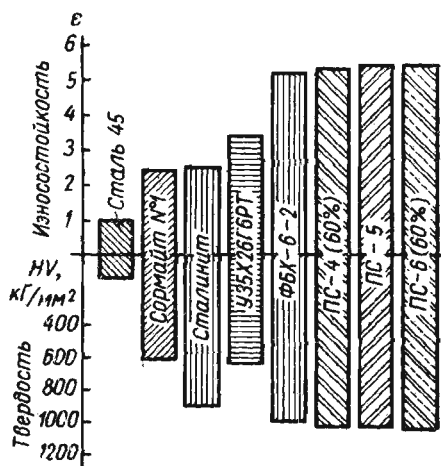


Рис. 50. Относительная износостойкость и твердость некоторых твердых сплавов при испытании на машине Х4-Б

Исследование характера износа опытных образцов при истирании позволило установить, что следы абразивных частиц у литых сплавов (например, сормайт № 1) видны по всей поверхности трения, т. е. закрепленная абразивная частица (карборунд) практически одинаково царапает структурные составляющие литых сплавов (рис. 51, а). На поверхности трения псевдосплава ПС-4 (рис. 51, б) отчетливо наблюдаются выступающие бугорки включений феррохрома, которые в силу своей высокой твердости, приближающейся к твердости абразивных частиц, изнашиваются значительно меньше. Это явление имеет место и при изнашивании в реальных почвенных условиях (рис. 51, а). В то же время в отличие от релита износостойкость крупинки феррохрома не настолько велика, чтобы вызывать их выкрашивание ввиду чрезмерного износа связки.

Следует рассмотреть, как же изменяется износостойкость различных наплавленных твердых сплавов по толщине упрочненного слоя. В большинстве случаев изнашивается поверхностный слой наплавленного металла, вследствие чего желательно, чтобы его износостойкость была максимальной.

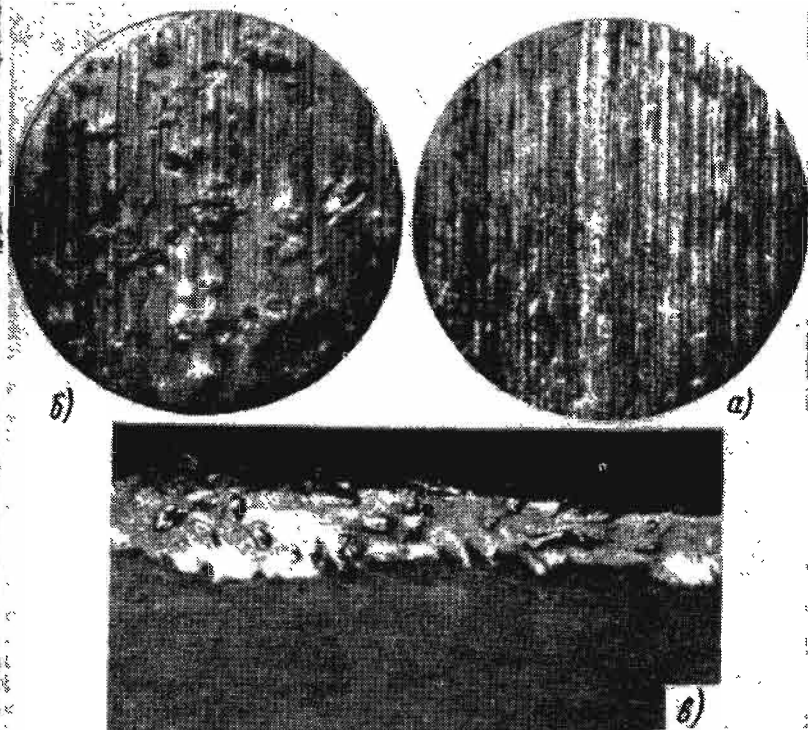


Рис. 51. Поверхности трения металла, наплавленного сормайтот № 1 [а] и псевдосплавами [б и в]:

а, б—образцы после испытания на машине Х4-Б; $\times 100$; в—лемех плуга, изъятый из эксплуатации; $\times 10$

Послойное изменение износостойкости твердого сплава образцов (с наплавленным слоем 2 мм), проходивших испытания на машине Х4-Б до полного износа наплавленного металла, показано на рис. 52.

Анализ опытных данных подтверждает, что псевдосплавы системы ПС-4 и ПС-6 сохраняют высокий уровень относительной износостойкости по всей толщине наплавленного слоя. Характерно, что если износостойкость сплава сормайт № 1 в районе доэвтектической зоны заметно снижается, то у псевдосплавов ПС-4 и ПС-6 это снижение наступает значительно позднее (у самой границы сплавления).

Псевдосплавы системы ПС-3 ввиду отмеченного выше неравномерного распределения релита по толщине слоя максимальную износостойкость имеют у границы сплавления. Абсолютные значения износостойкости сплавов ПС-3 при истирании об абразивное полотно также выше, чем у остальных псевдосплавов.

При полевых испытаниях было выявлено, что в некоторых конкретных условиях эксплуатации, когда в процессе работы наплавленный металл подвергается действию ударных нагрузок, псевдосплавы системы ПС-3 не имеют каких-либо преимуществ по износостойкости перед сормайт № 1. В этих случаях преобладающими видами изнашивания рабочих органов является

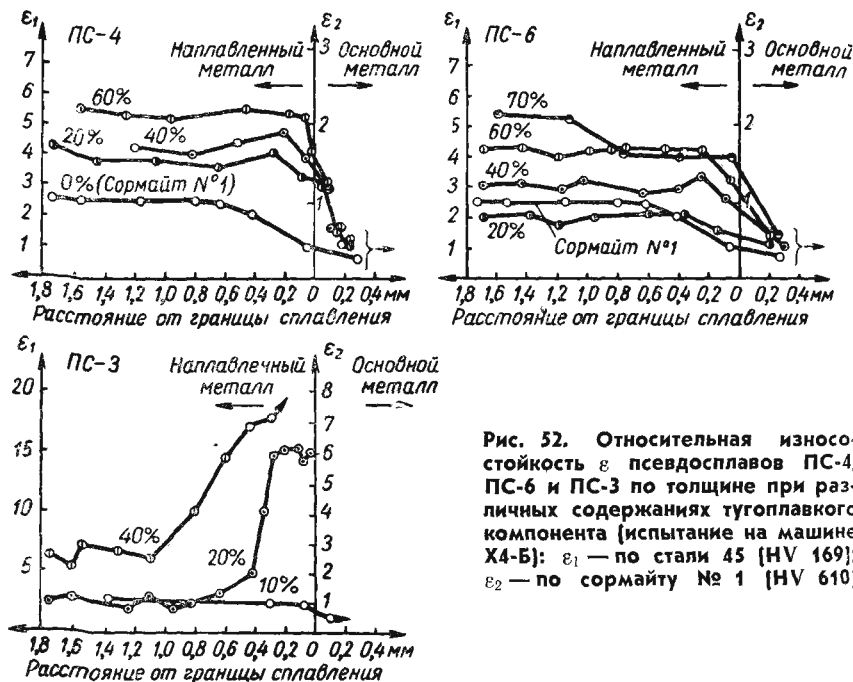


Рис. 52. Относительная износостойкость ϵ псевдосплавов ПС-4, ПС-6 и ПС-3 по толщине при различных содержаниях тугоплавкого компонента [испытание на машине Х4-Б]: ϵ_1 — по стали 45 [HV 169]; ϵ_2 — по сормайту № 1 [HV 610]

выкрашивание или отслаивание упроченного слоя. Такой дефект часто отмечается при изнашивании лап культиваторов, наплавленных сплавом, состоящим из 50% сормайта и 50% релита.

В качестве примера на рис. 53 показан характер разрушения режущей кромки культиваторной лапы, наплавленной композицией сормайт — релит и прошедшей испытания на опытном полигоне Северо-Кавказской машиностроительной станции. На фотографии отчетливо видно начинающееся отслаивание наплавленного металла. Аналогичные явления имеют также место и при отдельных технологических операциях изготовления наплавленных деталей (гибке, заточке и др.), когда наплавленный металл испытывает значительные растягивающие напряжения.

В связи с этим необходимо ввести дополнительную характеристику различных твердых сплавов — прочность их соединения с основным металлом.

Прочность сплавления твердого сплава с основным металлом. Несмотря на многообразие методов определения прочности сцепления биметаллических соединений, опубликованные материалы все же не дают возможности выбрать какую-либо известную методику и образец, полностью приемлемые для специфических условий индукционной наплавки.

Основные требования, которым должна удовлетворять методика определения прочности соединения основного и наплавленного металла при растяжении, заключаются в следующем:

1) разрушение должно происходить в наименее прочной зоне биметаллического соединения под действием нормальных напряжений;

2) при испытании твердого износостойкого наплавленного слоя должна быть исключена пластическая деформация основного металла;

3) в наплавленном и основном металле испытываемого образца должен обеспечиваться тот же характер структурной неоднородности, что и в реальных деталях;

4) методика испытаний должна обеспечивать хорошую повторяемость и воспроизводимость результатов испытаний.

Исходя из этих требований в основу разработанной методики испытаний [106] была положена схема Олларда, заключающаяся в отрыве штифта от нанесенного покрытия [61].

Образец (рис. 54) представляет собой стальную цилиндрическую матрицу 1 со сквозным двусторонним коническим отверстием в центре, в которое устанавливается пуансон 2. Для того чтобы при наплавке пуансон не выталкивается из гнезда магнитным полем индуктора, предусмотрена фиксирующая рейка 3.

Цилиндрическая поверхность буртика матрицы, имеющего наружный диаметр $19 \pm 0,2$ мм, обмазывается огнеупорным составом, состоящим из 70% маршалита и 30% огнеупорной глины 4. После этого устанавливается фарфоровая формирующая ступка 5, которая снаружи также обмазывается огнеупорным слоем 6. Шихта 7, состоящая из порошка испытываемого сплава

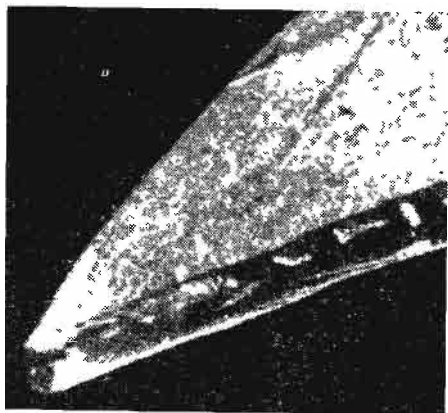


Рис. 53. Отслаивание слоя сплава ПС-3 при эксплуатации культиваторных лап; $\times 10$

и флюсов, засыпается слоем толщиной 4 мм в формирующую втулку. Такой слой шихты необходим для того, чтобы получить достаточно толстый наплавленный металл, хорошо сопротивляющийся срезающему усилию. Наплавка производится в петлевом четырехвитковом индукторе 8. В индуктор образец устанавливается на асбоцементной шайбе 9.

Поскольку при индукционной наплавке основной металл, являющийся основным источником тепла, сильно разогревается,

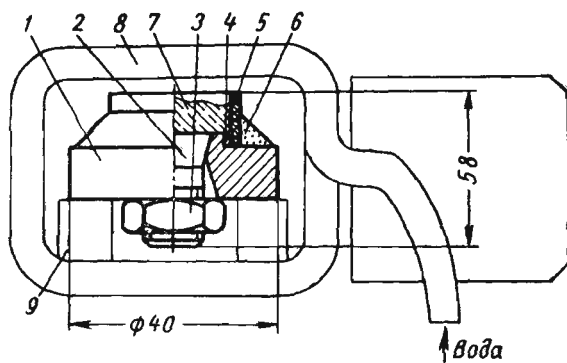


Рис. 54. Схема образца для испытания прочности соединения наплавленного твердого сплава с основным металлом

усиливается опасность затекания расплавленного металла между пуансоном и матрицей. Для предупреждения этого явления на сопрягаемые поверхности матрицы и пуансона непосредственно перед сборкой необходимо нанести тонкий слой этилолика.

После окончательной сборки необходимо образец просушить в течение 16—18 ч.

При наплавке сплавов, имеющих в расплавленном состоянии достаточно высокое поверхностное натяжение, применение формирующей втулки излишне.

Внешний вид образца, подготовленного к наплавке, показан на рис. 55 (для наглядности часть образца вырезана), а схема испытания приведена на рис. 56.

Стальной цилиндрический образец 1, наплавленный соответствующим сплавом и установленный на закаленное переходное кольцо 2, помещается на нижнюю траверсу 3 испытательной машины. В результате приложения к пуансону нагрузки при определенных значениях растягивающих напряжений по линии сплавления происходит разрушение образца. Прочность сплава

ния (истинное сопротивление отрыву) определяется по формуле

$$S_k = \frac{P_s}{F}, \quad (16)$$

где S_k — истинное сопротивление отрыву наплавленного металла в кг/мм^2 ;

P_s — разрушающая нагрузка в кг ;

F — фактическая площадь разрушения в мм^2 , определяемая после испытаний путем соответствующих измерений на инструментальном микроскопе.

По описанной методике было выполнено исследование изменения прочности соединения при наплавке некоторых сплавов и псевдосплавов в зависимости от содержания тугоплавкого компонента.

Анализ полученных зависимостей (рис. 57) показывает следующее.

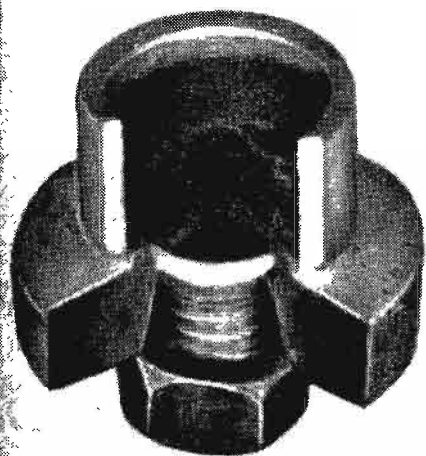


Рис. 55. Общий вид образца, подготовленного к наплавке

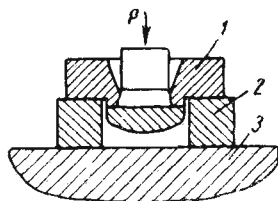


Рис. 56. Схема испытаний на прочность сплавления

При наплавке псевдосплавами ПС-4 прочность соединения с основным металлом по мере увеличения содержания феррохрома несколько снижается. По сравнению со сплавом сормайт № 1 это снижение составляет 3% при содержании 30% феррохрома и приблизительно 25% при 60% феррохрома.

Кривая зависимости прочности соединения псевдосплава ПС-6 имеет максимум при содержании 20% феррохрома, однако общий уровень прочности примерно на 10% ниже, чем у псевдосплавов ПС-4.

Резко уменьшается прочность соединения с основным металлом при добавлении к сормайту релита. Наблюдались случаи, когда наплавленный металл при 40—60% релита в сормайте

отскакивал непосредственно в руках при едва ощутимом нажмении на пуансон.

Из литых сплавов наибольшую прочность соединения с основным металлом при испытании на разрыв имеет сормайт № 1, приближается к нему сплав У35Х26Г6В2РТ. Прочность же соединения сплава ФБХ-6 2 на 40% ниже, чем у сорманга № 1.

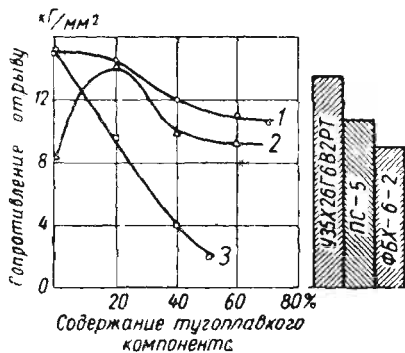


Рис. 57. Сопротивление отрыву псевдосплавов ПС-4 (кривая 1), ПС-6 (кривая 2) и ПС-3 (кривая 3) в зависимости от содержания тугоплавкого компонента

Фрактографический и металлографический анализ в сочетании со специальным рентгеноструктурным исследованием позволил выявить характер разрушения при испытаниях и установить причины, определяющие величину прочности соединения различных твердых сплавов с основным металлом.

Микрошлифы изготовлялись в осевом сечении пуансона и матрицы, для большей наглядности предварительно со вмещенных по поверхности излома.

Из микрофотографий, приведенных на рис. 58, видно, что указанная характеристика зависит от свойств переходных структурных зон наплавленного металла, доэвтектической и граничной полоски. При испытании на разрыв литых сплавов и псевдосплавов на основе феррохрома поверхность разрушения проходит по основаниям дендритов доэвтектической зоны и по верхней кромке граничной полоски (рис. 58, а).

Низкие значения прочности сплавления при добавлении к сормайту релита связаны с неблагоприятными процессами выделением из твердого раствора новых хрупких фаз, оседанием более тяжелых частиц релита на дно жидкой ванны и изменением напряженного состояния на границе раздела за счет сильно отличающихся характеристик температурного расширения (рис. 58, б).

Этими обстоятельствами во многом объясняется тот факт, что высокая относительная износостойкость, которую показывают литые карбиды вольфрама в лабораторных условиях (например, при испытании на машине Х4-Б) в реальных условиях часто не реализуется [117].

Таким образом, при контроле наплавленных деталей на микроструктуру зоны сплавления должно быть обращено особое внимание. наличие дефектов, обусловленных химическим составом

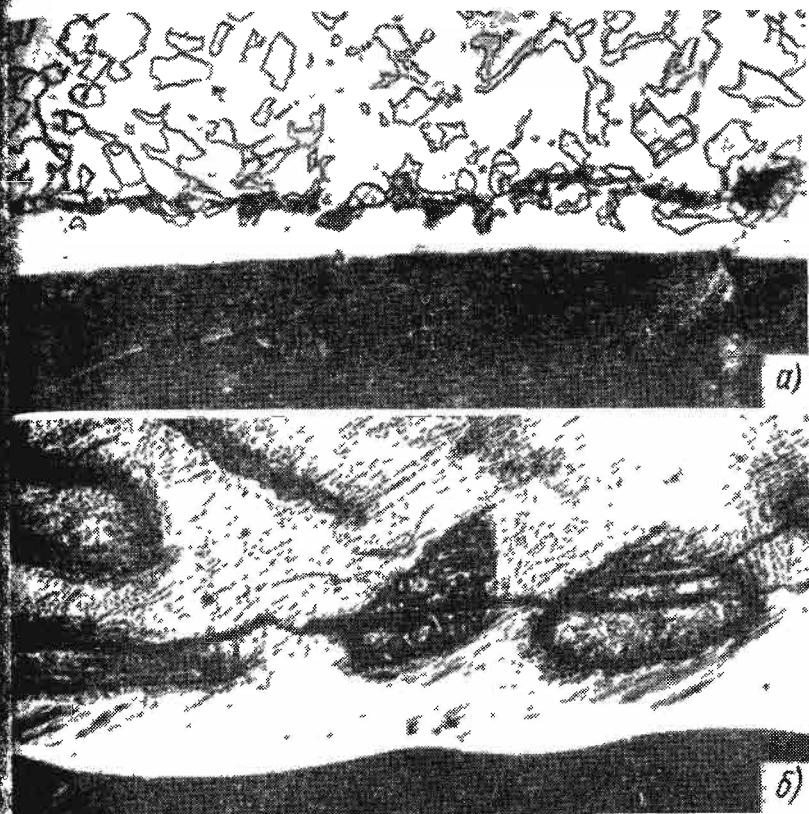


Рис. 58. Микроструктура наплавленного сормайт в зоне разрушения:
 а—сормайт № 1 $\times 450$ б—ПС 3 (50% перлита), $\times 150$

ом сплава или нарушением технологии наплавки, неизбежно приведет к снижению долговечности упрочненных рабочих органов

Прочность при статическом и ударном изгибе. В большинстве случаев индукционной наплавки в наплавленном металле у границы сплавления возникают растягивающие остаточные напряжения. В конструкциях из хрупких материалов эти напряжения представляют особую опасность в тех случаях, когда по условиям эксплуатации в наплавленном металле возникают напряжения того же знака

При использовании псевдосплавов распределение остаточных напряжений в наплавленном металле ввиду уменьшения количества жидкой фазы и гамма-твердого раствора часто оказывается более благоприятным, чем при наплавке литых сплавов.

Когда реактивные остаточные напряжения в наплавленном металле невелики, увеличение содержания тугоплавкого компонента в псевдосплавах вызывает некоторое снижение (по сормайту № 1) относительной прочности при изгибе (рис. 59).

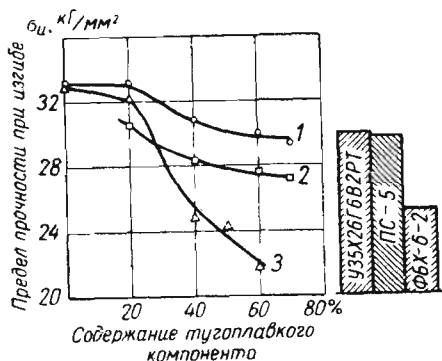


Рис. 59. Результаты испытания на статический изгиб

Испытаниями установлено, что наименьшее снижение прочности при изгибе при увеличении содержания тугоплавкого компонента наблюдается у композиций ПС-4 и ПС-6 (предел прочности уменьшается не более, чем на 10—12%). В то же время прочность при изгибе псевдосплавов системы ПС-3 при концентрациях релита свыше 20% заметно падает, уменьшаясь при соотношении релита и сормайта 1:1 более чем на 30%. Прочность при изгибе

сплава ФБХ-2-6 заметно ниже, чем у псевдосплавов ПС-4, ПС-5 и сплава сормайт № 1.

Сравнительные испытания показывают, что прочность при ударном изгибе у исследованных твердых сплавов находится примерно на одном уровне, за исключением сплавов системы ПС-3, обладающих повышенной хрупкостью.

Введение феррохрома позволяет несколько повысить сопротивление псевдосплавов системы ПС-6 динамическим нагрузкам. Ударная вязкость металла, наплавленного другими псевдосплавами, с увеличением содержания тугоплавкого компонента несколько снижается.

При испытании наплавленного образца целиком (без надреза) сопротивление динамическим нагрузкам зависит главным образом от ударной вязкости основного металла. Несколько лучшие показатели имеет сплав УЗ5Х26Г6В2РТ.

Некоторые другие свойства. Из зависимостей, приведенных на рис. 60, видно, что при наплавке псевдосплавом ПС-4 с 60% феррохрома при данных условиях наплавки коробление образцов практически отсутствует. Характер изменения остаточной кривизны при наплавке псевдосплавами системы ПС-6 аналогичен псевдосплавам системы ПС-4, однако несколько отличается по абсолютным значениям. Коробление при наплавке псевдосплавами ПС-3 при определенных концентрациях релита (для данных условий 35—45%) проходит через нуль, а при дальнейшем увеличении содержания релита меняет свой знак на противоположный, что объясняется изменением соотношения ве-

чины абсолютного термического расширения основного и наплавленного металла.

К большинству рабочих органов почвообрабатывающих машин предъявляются жесткие требования по толщине и конфигурации износостойкого слоя, так как этими характеристиками определяются эксплуатационные свойства наплавленных деталей. Формирование же разрывов наплавленного металла и его растекаемость по основному металлу во многом зависят от физических свойств твердого сплава при температуре наплавки: вязкости расплавленного металла, смачиваемости, величины поверхностного натяжения, жидкотекучести и т. д.

В отличие от большинства применяемых наплавочных материалов псевдосплавы при температуре наплавки находятся в гетерогенном состоянии. Присутствие жидкофазных частиц в жидкой ванне оказывает существенное влияние на вязкость и жидкотекучесть псевдосплавов при температуре наплавки, особенно при концентрации феррохрома 25%.

В практике для облегчения всплывания неметаллических частиц и предотвращения загрязнения ими наплавленного металла при наплавке псевдосплавами следует применять более активные флюсы. Подробнее об этом будет рассказано в гл. 5.

3. ПРАКТИЧЕСКИЕ РЕКОМЕНДАЦИИ И ПРИМЕРЫ ПРИМЕНЕНИЯ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ НАПЛАВКИ ДЕТАЛЕЙ МАШИН

Индукционная наплавка твердых сплавов на рабочие поверхности быстроизнашивающихся деталей машин находит все большее применение. Упрочнению методом индукционной наплавки подвергаются рабочие органы почвообрабатывающих машин, решетки скребковых конвейеров, лопатки мельничных стираторов, режущие сегменты фуражира и др.

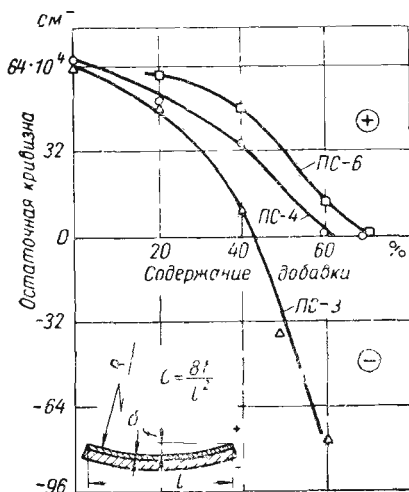


Рис. 60. Влияние содержания тугоплавкого компонента на коробление образцов, наплавленных различными псевдосплавами: Размер образца $110 \times 25 \times 4$, расчетная длина $l = 100$ мм, толщина насыпки 3 мм, продолжительность наплавки 30 сек

Наиболее массовыми деталями являются лапы культиваторов (заводы «Красный Аксай», Рязсельмаш, Чирчиксельмаш) и лемехи плугов (заводы «Алтайсельмаш» и завод им. Октябрьской революции, г. Одесса). Помимо этого индукционная наплавка широко используется в условиях ремонтных мастерских для восстановления изношенных деталей сельскохозяйственных машин.

Область применения индукционной наплавки быстро расширяется. В промышленности широко распространен литой сплав — сормайт № 1. Однако накопленный в течение нескольких последних лет опыт промышленного изготовления и эксплуатации самозатачивающихся рабочих органов позволяет утверждать, что сормайт № 1 при индукционной наплавке не всегда гарантирует высокое качество готовой продукции. Во многих случаях (например, при эксплуатации лемехов на песчаных почвах) износостойкость сормайта оказывается недостаточной и самозатачивание режущих деталей почвообрабатывающих машин происходит неудовлетворительно. Иногда применение сормайта 1, легированного никелем, не оправдано с экономической точки зрения. Этими обстоятельствами обусловлена необходимость расширения номенклатуры износостойких наплавочных материалов для индукционной наплавки и их дифференциации в зависимости от конкретных условий эксплуатации.

Значительными эксплуатационными и экономическими преимуществами перед литыми материалами обладают псевдосплавы. При использовании псевдосплавов сокращается расход дорогих и дефицитных материалов и снижается себестоимость выпускаемой продукции при одновременном увеличении срока службы наплавочных деталей.

По действующим технологическим процессам индукционной наплавки псевдосплавы могут быть нанесены на рабочую кромку детали без какой-либо переналадки применяемого оборудования и оснастки. Наплавка может производиться с использованием флюсов на основе буры и борного ангидрида, применяемых для сормайта № 1. Однако лучшие результаты получаются при введении в состав флюса 5% фторида кальция (ПС-4, ПС-6) или 50% порошкообразного сварочного флюса АН-348 (ПС-4). В этом случае условия формирования наплавочного металла значительно улучшаются. Это требование особенно важно соблюдать при наплавке металла сравнительно большой толщины (более 1 мм).

Процесс наплавки псевдосплавов стабильный, формирование упроченного слоя намного улучшается, стекания расплавленного металла с кромки лезвия не наблюдается. Для сравнения укажем, что расплавленный сормайт № 1 очень жидкотекуч и при наплавке иногда образует наплывы на лицевой поверхности изделия. При охлаждении до комнатной температуры отделение

шлака происходит удовлетворительно (за исключением тех случаев, когда принимались специальные меры для получения на поверхности плотного слоя эмалевидного шлака), трещин крупных шлаковых включений, газовых кратеров и других дефектов при внешнем осмотре наплавленного металла не обнаружено. Наплавленные детали имеют хороший товарный вид.

Несмотря на некоторую неравномерность нагрева упрочняющего участка в заводских условиях, по всей длине лезвия сохраняется микроструктура, присущая псевдосплавам: твердые включения феррохрома (микротвердость до 2000 кг/мм^2), хаймленные твердым раствором и ледебуритной эвтектикой. Нерасплавившиеся частицы по толщине и ширине наплавленного металла распределяются равномерно (рис. 61). Небольшие

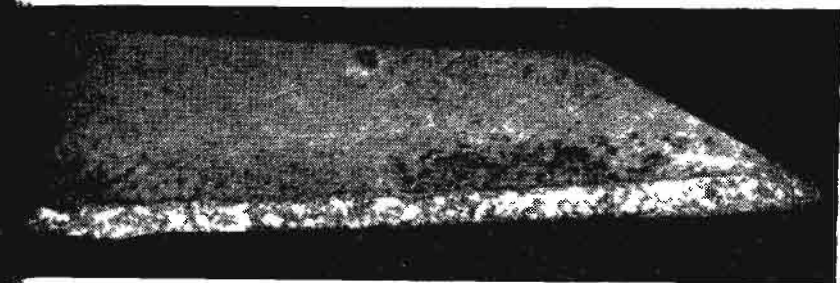


Рис. 61. Макрошлиф поперечного сечения лезвия лапы культиватора, наплавленной псевдосплавом ПС-5; $\times 5$

отклонения от заданных режимов наплавки в сторону перегрева не вызывают существенного ухудшения структуры твердого сплава

Результаты лабораторных испытаний, подтвержденные данными производственных и полевых испытаний, позволяют дать определенные рекомендации по применению различных износостойких материалов для конкретных условий эксплуатации.

Псевдосплавы системы ПС-4 и ПС-6 с содержанием 40—60% феррохрома целесообразно применять для упрочнения различных быстроизнашивающихся рабочих органов почвообрабатывающих машин (лемехи плугов, культиваторные лапы, диски щильников, рыхлительные рабочие органы), деталей, предназначенных для измельчения соломы, силосной массы (сегменты) и т. д. Псевдосплавы системы ПС-3 эффективны при тонкослойной наплавке деталей, работающих при низких удельных давлениях (например при изнашивании сыпучим абразивом или абразивной поверхностью). Для наплавки деталей слоем 0,4—0,5 мм, которые помимо высокой износостойкости должны обладать хо-

рошей режущей способностью, рекомендуется псевдосплав ПС-5, обеспечивающий по сравнению с сормайтом № 1 повышенные долговечности в среднем в 1,5 раза.

Сормайт № 1 можно применять, когда к наплавленному металлу предъявляется требование повышенной вязкости при достаточной износостойкости. Высоким сопротивлением истиранию обладает сплав ФБХ-6-2, однако его недостатком является повышенная хрупкость при статическом и особенно динамическом нагружении. Композиция У50Х40Н2С2Г имеет более высокое, чем сормайт № 1, сопротивление истиранию, но повышенную хрупкость. Благоприятным сочетанием прочностных и пластических свойств обладает литой сплав У35Х26Г6В2РТ.

Основные рекомендации по применению новых твердых сплавов для индукционной наплавки сведены в табл. 9.

Таблица 9

Характерные условия работы	Типичные детали	Толщина наплавленного металла в мм	Рекомендуемый сплав
Абразивный износ в почвенной среде	Лемехи плугов, предплужников, глубокорыхлителей	1,4—2,0	ПС-4, У50Х40Н2С2Г
Абразивный износ в почвенной среде в сочетании с требованием хорошей подрезаемости сорняков	Лапы культиваторов	0,3—0,8	ПС-5
Измельчение силосной массы, соломы; рыхление почвы	Режущие детали кормоприготовительных машин (сегменты фуражиров), рыхлительные лапы, полозья	0,3—0,8	ПС-4 ПС-6
Изнашивание сыпучим абразивом или абразивной поверхностью без ударов и растягивающих нагрузок	Некоторые детали сельхозмашин, работающие при низких удельных давлениях (шнеки, ножи измельчителей)	0,3—0,8	ПС-4, ПС-3
Абразивный износ в сочетании с ударными нагрузками	Ножи бульдозеров, детали размольного оборудования	1,0—2,0	У35Х26Г6В2РТ, сормайт № 1
Изнашивание агрессивной абразивной средой (поверхностью) без ударов	Детали угольных транспортеров (решетки скребковых конвейеров)	0,4—0,6	ФБХ-6-2

1. ВЫБОР ОПТИМАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ НАПЛАВКИ

От правильного выбора режима индукционной наплавки во многом зависит структура основного и наплавленного металлов, конфигурация слоя твердого сплава и, в конечном итоге, свойства наплавленной детали.

Продолжительность наплавки является основным параметром, определяющим производительность и экономичность процесса. Она определяется мощностью имеющихся высокочастотных установок, толщиной требуемого слоя твердого сплава и физическими свойствами наплавочной шихты.

Желательно, чтобы процесс наплавки проходил при минимальном перегреве основного металла. Слой порошковой шихты имеет очень низкий коэффициент теплопередачи. Поэтому для достижения в верхних слоях шихты температуры плавления сплава потребуется тем больше времени, чем толще слой присадочного материала, а следовательно, тем более пологой должна быть кривая нагрева металла.

В процессе наплавки, когда температура поверхности основного металла, на которой лежит слой шихты, достигнет температуры плавления сплава t_1 , температура поверхности наружного слоя шихты будет t_2 , при этом t_2 меньше, чем t_1 (рис. 62). Теоретически процесс наплавки закончится только тогда, когда температура внешнего слоя шихты также достигнет температуры плавления сплава t_1 . Время Δt , которое необходимо для этого, зависит от толщины слоя шихты δ , коэффициента теплопередачи λ в интервале температур $t_1 - t_2$, величины температурного градиента $\Delta t = t_1 - t_2$.

Если пренебречь изменением λ при нагреве и тепловым излучением в окружающее пространство, можно записать

$$\Delta t = \lambda \delta (t_1 - t_2). \quad (17)$$

* Исследования по разработке метода индукционной наплавки применительно к деталям типа лап культиваторов (изучение кинетики нагрева, выбор и обоснование оптимальных режимов и флюсов, изучение свойств наплавленного слоя и т. д.) выполнены инж. М. С. Смолтом под руководством д-ра техн. наук В. Н. Ткачева при участии специалистов Ростовского НИИТМа и завода «Красный Аксай».

Температурный градиент тем больше, чем толще слой шихты и чем выше удельная мощность, передаваемая в деталь. С другой стороны, за время Δt температура основного металла также несколько возрастает и достигает некоторой величины t_3 . Оче-

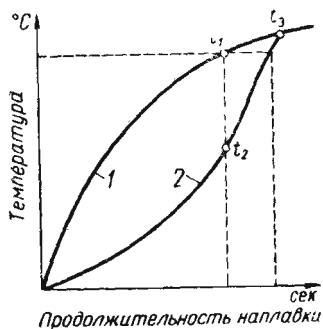


Рис. 62. Схема изменения температуры основного металла (кривая 1) и поверхностного слоя шихты (кривая 2) в процессе нагрева

видно, что максимальная температура нагрева основного металла t не должна превышать определенную величину, зависящую от склонности стали данной марки к перегреву.

Чем интенсивнее нагрев основного металла, тем больше температурный градиент Δt , тем выше его конечная температура t_3 . Поэтому каждой толщине слоя шихты соответствует строго определенная, максимально допустимая скорость нагрева. Тонкие слои твердого сплава могут быть наплавлены при большей удельной мощности генератора. С увеличением слоя шихты требуется искусственно снижать подводимую к индуктору мощность. Часто приходится идти на снижение скорости нагрева также и для того, чтобы обеспечить выравнивание температуры на участках детали, имеющих различное сечение.

Минимальная продолжительность процесса одновременной наплавки может быть приблизительно определена из уравнения

$$\tau = 12 + mh_c \quad (18)$$

При непрерывно-последовательном способе

$$\tau = (12 + mh_c) \left(\frac{L}{l} + 1 \right), \quad (19)$$

где L — длина наплавляемого участка изделия;

h_c — заданная толщина наплавленного металла;

l — длина активной части индуктора;

m — коэффициент пропорциональности для разных присадочных материалов, изменяющийся в пределах 1,7—2,1 (точное значение устанавливается экспериментально)

Для ориентировочного определения оптимальной продолжительности наплавки деталей в зависимости от требуемой толщины слоя твердого сплава рекомендуется пользоваться кривыми, приведенными на рис. 63. Найденные значения средней продолжительности наплавки τ_k при отладке процесса могут несколько изменяться от номинального до $\pm 20\%$ в зависимости от точности изготовления заготовок и физической характеристики шихты.

При наплавке с повышенной интенсивностью нагрева неизбежно наблюдаются местные перегревы основного металла, резкое увеличение проплавления и усиление химической и структурной неоднородности в зоне сплавления, приводящие к ухудшению свойств наплавленного металла и возникновению необратимой хрупкости основного металла в зоне наплавки.

Чрезмерное уменьшение интенсивности нагрева в процессе наплавки, кроме снижения производительности труда, ухудшает формирование слоя, снижает качество поверхности наплавленного металла и значительно ухудшает шлакоотделение. Уменьшение интенсивности нагрева может быть выполнено за счет увеличения содержания флюса в наплавочной шихте и применения специальных менее активных раскислителей.

В производственных условиях необходимо учитывать возможные колебания электрических параметров установок, геометрических размеров заготовок и других технологических факторов.

При определенной интенсивности нагрева, оцениваемой по оптимальной продолжительности нахождения детали

в индукторе τ_k и времени с момента начала плавления, решающее влияние на свойства наплавленного металла оказывает степень перегрева после завершения процесса наплавки.

Опасность перегрева при наплавке, кроме снижения твердости и износостойкости наплавленного металла, состоит еще в возможности необратимого падения динамической прочности деталей.

Помимо металлографического исследования, определенное суждение о допустимости того или иного режима наплавки можно высказать на основе данных о среднем химическом составе твердого сплава по всей толщине слоя, которые могут служить обобщенной характеристикой наплавленного металла и позволяют оценить понижение содержания легирующих элементов в сплаве в результате взаимодействия со шлаком, основным металлом и окружающей средой.

На рис. 64, а—д графически показано изменение химического состава различных сплавов после индукционной наплавки (толщина слоя $\sim 1,8$ мм) на сталь Ст. 3 под флюсом П-2. Как видно, изменение концентрации легирующих элементов в наплавленном металле при перегреве происходит с различной ин-

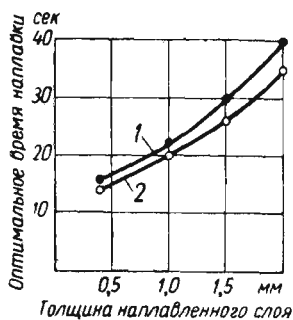


Рис. 63. Время, необходимое для завершения процесса наплавки, в зависимости от толщины наплавленного слоя сормайта при гидравлической (кривая 1) и механической (кривая 2) грануляции

тенсивностью. Наибольшим изменениям подвержен кремний наименьшим — марганец и никель.

С известным допущением можно принять, что при оптимальной продолжительности наплавки ($\psi=0$) отношение средней концентрации элемента в наплавленном слое к его исходной

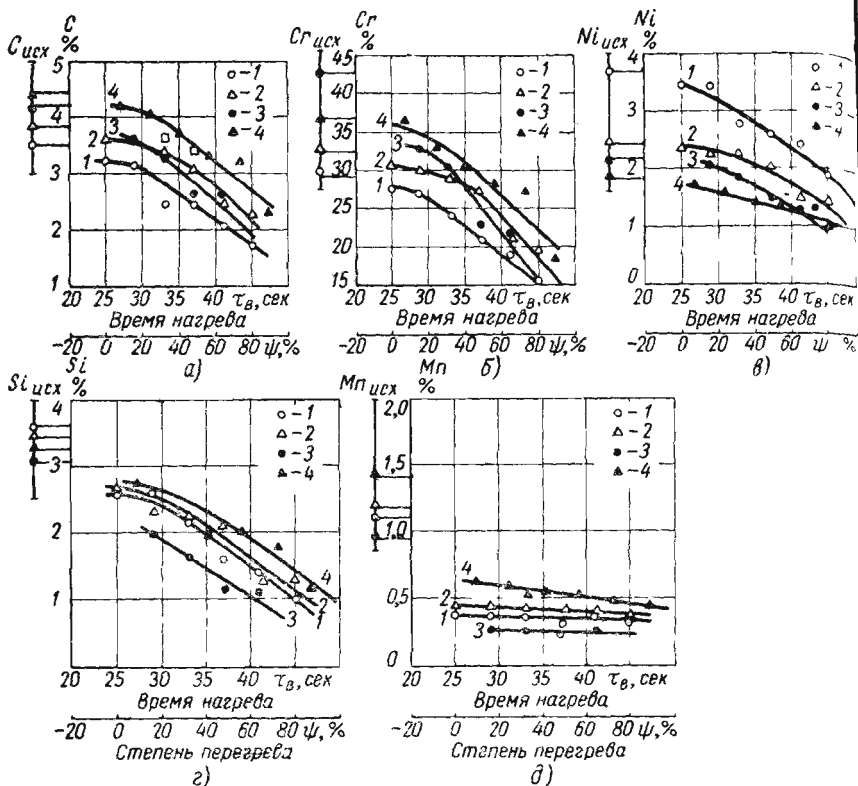


Рис. 64. Влияние степени перегрева ψ на средний химический состав некоторых твердых сплавов после наплавки:

1—сормайт № 1, 2—сормайт улучшенный, 3—У50Х40Н2С2Г 4—ПС 4

концентрации в присадочном металле перед наплавкой для всех рассмотренных сплавов примерно одинаково и составляет для никеля 0,93—0,95; для марганца 0,9—0,95; для углерода 0,9—0,95; для хрома 0,85—0,95; для кремния 0,7—0,8.

Сильное обеднение наплавленного металла кремнием, очевидно, можно объяснить его интенсивным переходом в шлак, где кремнезем образует соединение с вуститом.

Следует обратить особое внимание на два обстоятельства во-первых, величины понижения концентрации элементов, резко

отличающихся по сродству к кислороду (например, углерод и никель), с достаточной степенью точности совпадают между собой; во-вторых, характер изменения содержания основных элементов (углерода, хрома, никеля) при перегреве практически не зависит от исходной концентрации элемента в сплаве. Вначале концентрация легирующего элемента в наплавленном металле почти не изменяется. Химический состав определяется главным образом особенностями взаимодействия твердого сплава с флюсами и окружающей средой. Затем после достижения определенной величины степени перегрева, когда определяющим фактором становится разбавляющее действие основного металла (третья стадия сплавления), содержание легирующих элементов в наплавленном металле начинает быстро уменьшаться. В рассматриваемых условиях у всех сплавов такой критической величиной степени перегрева было 16—20%.

Именно этим и объясняется постоянное значение концентрации марганца, содержание которого в основном металле и в твердом сплаве одного и того же порядка. Можно ожидать, что с уменьшением толщины слоя наплавленного металла изменения химического состава твердого сплава при колебаниях режима наплавки будут выражены более резко и, кроме того, состав основного металла также будет оказывать влияние на конечный состав наплавленного слоя. Действительно, это подтвердилось при химическом анализе образцов стали 65Г, наплавленных по режиму, аналогичному применяемому при изготовлении самозатачивающихся лап культиватора [время окончания плавления шихты 19 сек, толщина слоя 0,5 мм, состав флюса: бура (6%), борный ангидрид (13%) и силикокальций (2,5%)]. Данные, приведенные в табл. 10, подтверждают сказанное: по сравнению со сталью Ст. 3 содержание хрома, никеля и кремния при перегреве понизилось сильнее, содержание углерода практически не изменилось, а марганца увеличилось, так как основной металл в данном случае содержал повышенное количество последних элементов.

Исходя из энергоемкости процесса и оптимального времени наплавки мощность, необходимая для осуществления процесса, может быть приближенно определена из формулы

$$P = \frac{2500(kG_0 + G_n)}{\tau\eta} \text{ квт}, \quad (20)$$

где G_0 — масса основного металла в зоне наплавки в кг,

G_n — масса наплавляемой шихты в кг;

k — коэффициент, учитывающий теплопередачу в тело детали, равный 1,10—1,20;

τ — продолжительность наплавки в сек;

η — к. п. д. нагрева.

Таблица 16

Элементы	Концентрация в %				Отношение фактической концентрации к исходной		
	исходная	при $\psi=0$	при $\psi=16\%$	при $\psi=32\%$	$\frac{C_{\psi}}{C_{исх}}$		
					$\psi=0$	$\psi=16\%$	$\psi=32$
Основной металл — сталь Ст. 3, твердый сплав—сормайт № 1, толщина слоя шихты 5 мм							
Углерод	3,54	3,22	3,14	2,8	0,91	0,89	0,79
Хром	29,9	27,15	26,98	23,9	0,91	0,9	0,8
Никель	3,7	3,44	3,4	3,0	0,93	0,92	0,81
Кремний	3,58	2,61	2,61	2,15	0,73	0,73	0,6
Марганец	0,4	0,37	0,37	0,37	0,93	0,93	0,93
Основной металл—сталь 65Г, твердый сплав—сормайт № 1, толщина слоя шихты 1,8 мм							
Углерод	3,52	3,15	3,10	2,70	0,9	0,88	0,77
Хром	28,5	24,3	23,5	20,7	0,85	0,82	0,73
Никель	3,77	3,20	3,15	2,99	0,85	0,84	0,79
Кремний	3,45	2,33	2,2	1,85	0,68	0,64	0,54
Марганец	0,44	0,35	0,41	0,47	0,8	0,93	1,06

В тех случаях, когда потребная мощность более чем на 20% превышает мощность имеющихся установок, наплавка производится непрерывно-последовательным методом. При этом скорость движения детали и длину индуктора определяют исходя из имеющейся мощности и предельной интенсивности нагрева в зависимости от толщины наплавляемого металла и физических свойств шихты.

В табл. 11 приводятся режимы наплавки наиболее распространенных деталей.

Длина индуктора при непрерывно-последовательной наплавке выбирается в пределах 200—400 мм, а скорость перемещения устанавливается в зависимости от предельной интенсивности нагрева.

В промышленном производстве условия наплавки часто изменяются, что требует соответствующей корректировки режима. Так, увеличение объемного веса шихты позволяет сократить продолжительность наплавки, повышение точности изготовления заготовок позволяет приблизиться к предельному времени наплавки и т. д. Особенно сильно на режимах наплавки сказывается номинальная толщина лезвия, поэтому в условиях производства стремятся проводить наплавку на предельно допускаемую толщину.

Таблица 11

Детали	Толщина наплавленного слоя в мм	Продолжительность наплавки в сек	Мощность рассеивания индуктором в кВт	Способ наплавки	Высокочастотный генератор
Лемех П7702	$1,7 \pm 0,4$	45	120	Одновременная	ЛЗ-167
Лемех П01702	$1,7 \pm 0,4$	40	140	"	ЛЗ-167
Лапа культиватора	$0,4^{+0,25}_{-0,15}$	15	50	"	ЛЗ-67 ЛЗ-107
Нож силосуборочного комбайна	$0,4 \pm 0,2$	120	30	Последовательная	ЛЗ-67 ЛЗ-67
Лопатки, мельничного вентилятора	$2 \pm 0,4$	210	60	Непрерывно-последовательная	ЛЗ-107 ЛЗ-67
Решетки скребковых конвейеров	$0,8 \pm 0,2$	25	80	Одновременная	ЛЗ-107

На основе данных, изложенных в этом разделе и в разделе 6 главы 3, дадим некоторые практические рекомендации относительно рациональных режимов индукционной наплавки режущих деталей почвообрабатывающих машин. Во всех случаях следует считать недопустимыми режимы, при которых обнаруживаются признаки IV стадии сплавления. Оптимальная структура зоны сплавления и наплавленного металла соответствует концу II, началу III стадии, когда размер дозвтектической зоны превышает одной трети общей толщины износостойкого слоя.

2. ПРИНЦИПЫ ПРОЕКТИРОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА

Технологический процесс индукционной наплавки складывается из следующих операций:

1. Придание заданной геометрической формы основному металлу лезвия с учетом обеспечения после наплавки самозатачивания при достаточной механической прочности детали.
2. Нанесение шихты на упрочняемую поверхность для получения необходимой толщины износостойкого сплава с учетом требований эксплуатации.
3. Подача детали в индуктор и расплавление шихты на всей плавляемой поверхности.

4. Удаление детали из индуктора и передача на участок термической обработки.

При разработке оптимального процесса упрочнения деталей машин необходимо учитывать влияние технологических факторов на качество наплавленного слоя.

Основным условием получения качественного слоя наплавленного металла является одновременное расплавление шихты на всей упрочняемой поверхности. Для определения влияния толщины основного металла на продолжительность наплавки были испытаны образцы постоянной длины (150 мм) и толщины (10 мм) с различной глубиной фрезерования наплаваемой кромки.

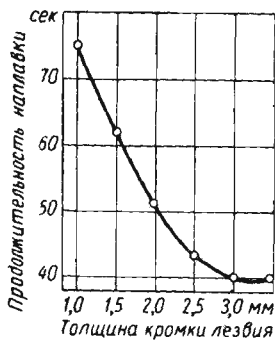


Рис. 65. Зависимость продолжительности наплавки от толщины кромки лезвия

Установлено, что для образца данного типа при толщине наплаваемой кромки 3,5 мм, при угле заострения 9° , при выбранном режиме наблюдается минимальная продолжительность наплавки (рис. 65). С уменьшением толщины основного металла продолжительность наплавки резко увеличивается. Это объясняется снижением к. п. д. нагрева по мере уменьшения толщины нагреваемого металла и теплоотвода в тело образца и окружающую среду, который тем интенсивнее, чем меньше относительный объем нагреваемого металла.

Отмеченная закономерность является общей для различных случаев нагрева плоских деталей, изменяются только координаты минимума кривой. Так, при толщине образца 5 мм и угле клина 8° минимальное время наплавки наблюдается при толщине кромки 1,9 мм. В условиях массового производства неизбежны колебания толщины кромки лезвия, достигающие 25—40% номинальной толщины кромки. Сужение этого допуска представляет значительные технические трудности и требует замены механической обработки лезвия пластической деформацией в горячем состоянии. Установлено, что стабильность нагрева лезвий повышается при использовании генераторов с более высокой частотой. Опыт работы завода им. Октябрьской революции (г. Одесса) за 1962—1963 гг. по наплавке лемехов на генераторах ЛГЗ-60 и ГЗ-46 с частотой 250—300 кГц и наплавке лап культиваторов на этой частоте подтверждает мнение о повышении стабильности нагрева за счет повышения частоты.

Решающее влияние на стабильность наплавленного слоя по толщине оказывает равномерность слоя нанесенной шихты. При использовании ручных приспособлений для нанесения шихты на наплаваемую поверхность толщина слоя насыпки колеблется

пределах $\pm 20\%$ от номинальной, что не гарантирует получение равномерной толщины наплавленного слоя.

Установлено, что по мере увеличения толщины слоя шихты увеличивается продолжительность наплавки образца (рис. 66). В настоящее время на заводах, выпускающих самозатачивающиеся рабочие органы, используются механические дозирующие устройства, обеспечивающие нанесение шихты с колебанием по ширине слоя не более 5% номинальной толщины.

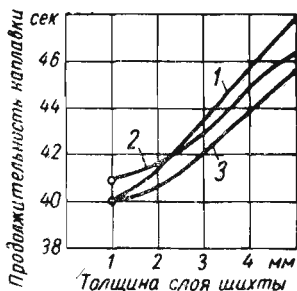


Рис. 66. Зависимость продолжительности наплавки от толщины слоя шихты:

1—сплав сормайт № 1, 2 сплав У50Х40Н2С2Г; 3—сплав ПС-4

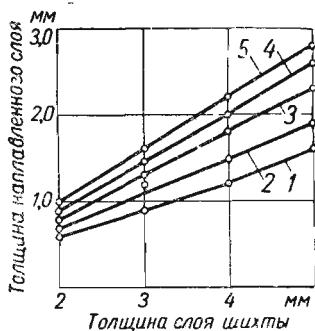


Рис. 67. Графики для определения толщины слоя шихты в зависимости от ее объемного веса γ :

1— $\gamma=2,2$, 2— $\gamma=2,6$, 3— $\gamma=3,0$,
4— $\gamma=3,3$, 5— $\gamma=3,7$ г/см³

В лабораторных условиях были наплавлены образцы, на которые наносился слой исследуемой шихты толщиной 2, 3, 4, мм. После наплавки из всех образцов для определения толщины наплавленного слоя вырезали темплеты. После математической обработки результатов опыта были построены кривые (рис. 67), позволяющие в условиях производства при изменениях в объемном весе γ шихты производить корректировку толщины слоя для получения заданной толщины наплавленного слоя. В соответствии с сечением и конфигурацией лезвия проектируется и изготавливается индуктор (см. гл. 4).

При проектировании самозатачивающихся рабочих органов необходимо учитывать изменения геометрии лезвия в результате наплавки. Например, у самозатачивающегося плужного лезвия при наплавке сплава сормайт № 1 вместо толщины кромки лезвия $1,8 \pm 0,3$ следует устанавливать размер $2,2 \pm 0,3$.

В процессе индукционной наплавки рабочие органы подвергаются местному нагреву до высоких температур, что вызывает термические деформации детали. Величина и характер деформации зависят от общей жесткости детали, формы лезвия, ме-

года нагрева, глубины фрезерования в период подготовки лезвия.

Наибольшей деформации во время наплавки подвергаются длинные режущие органы: лемех глубокорыхлителя, нож измельчающего аппарата силосоуборочного комбайна и др. Прогиб у таких деталей в период наплавки составляет до 10 мм на 1 м длины детали. После наплавки и остывания детали наблюдается прогиб в обратную сторону до 11 мм на 1 м в зависимости от метода нагрева. С целью получения детали, соответствующей

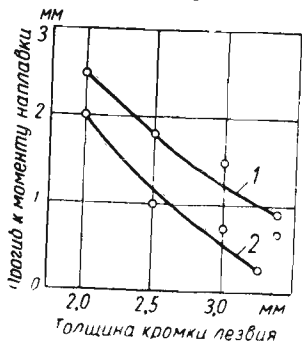


Рис. 68. Зависимость величины прогиба заготовки от толщины кромки лезвия лемеха:

1—полоса 149Д; 2—полоса 149ДУ

чертежу в отношении величины прогиба, заготовки перед наплавкой подвергаются гибке в обратную сторону на величину, равную прогибу прямой детали.

При наплавке длинных деталей незначительной жесткости в момент наплавки прогиба в наплавляемой плоскости не наблюдается. Более сложным термическим деформациям подвергаются детали повышенной жесткости, например плужный лемех. Такие детали деформируются в двух плоскостях, что требует увеличения зазора у наплавочного индуктора.

В процессе наплавки концы детали поднимаются и поверхность, подлежащая наплавке, принимает вогнутую форму, кривизна которой при достижении температуры наплавки колеблется от 2 до 6 мм на 1 м длины детали, что соответствует наклону детали $0,5^\circ$. Установлено, что величина изгиба детали в вертикальной плоскости зависит от глубины фрезерования (рис. 68).

В 1966—1967 гг. была проведена проверка влияния наклона образца на равномерность наплавленного слоя при использовании сплавов сормайт; ПС-4; У50Х40Н2С2Г. Образец длиной 120 мм после нанесения слоя шихты, обеспечивающего толщину наплавленного слоя $1,7 \pm 0,3$ мм, устанавливали при помощи специального приспособления в индуктор под заданным углом (1°) и наплавляли при постоянном режиме, соответствующем выбранной толщине наплавленного металла и сплаву. После наплавки образцы разрезали и определяли толщину наплавленного слоя в шести точках. Разность толщины в первой и шестой точках принималась за неравномерность наплавленного слоя. Результаты опыта после математической обработки приведены в табл. 12. Как видно из таблицы, при одинаковой степени перегрева, принятой для всех сплавов равной 10%, сплав ПС-4 обеспечивает лучшую равномерность слоя. При повышении степени

Таблица 12

Сплав	Продолжительность наплавки в сек	Толщина слоя шихты в мм	Толщина сплава в перовой точке в мм	Толщина сплава в шестой точке в мм	Разность толщин слоя сплава в мм	Приращение толщины слоя в мм на длине 100 мм
Сормайт	45 ⁺⁵	5,0	0,6	2,4	1,8	1,63
ПС-4	42 ⁺⁴	3,6	1,2	1,9	0,7	0,63
У50Х40Н2С2Г	40 ⁺⁵	3,2	0,95	2,0	1,05	0,95

перегрева до 20% сплавы ПС-4 и У50Х40Н2С2Г дают одинаковые результаты — на 25—30% лучшие, нежели сплав сормайт.

При разработке и внедрении технологического процесса наплавки необходимо обеспечить стабильные геометрические размеры лезвия, достигнуть точности дозирования шихты по толщине не ниже 5% номинальной толщины слоя шихты, обеспечить стабильную горизонтальную установку упрочняемой плоскости в индукторе, стремиться к использованию сплавов, вязких в интервале наплавочных температур.

На основании экспериментальных данных, подвергнутых широкой эксплуатационной проверке, для наплавки сормайта рекомендуются в зависимости от необходимой толщины наплавленного металла следующие соотношения исходных компонентов для выплавки флюсов с АН-348А (табл. 13) или без него (табл. 14).

Таблица 13

Составляющие флюса в %	Содержание в % при толщине наплавленного слоя			Примечание
	до 0,4 мм	0,5—1,2 мм	1,2—2,0 мм	
Борная кислота . . .	48	41	34	Плавятся совместно при температуре 850° С и дробятся до размера частиц >0,5 мм
Бура кристаллическая	23,5	28	32,5	
Силикскопальный . . .	6,5	8,5	11,5	
Флюс АН-348А . . .	32	22,5	22,5	Добавляется перед приготовлением наплавочной шихты

Рекомендуемый состав шихты для наплавки сормайта при различной толщине слоя твердого сплава приведен в табл. 15.

Для наплавки псевдосплавов, обладающих по сравнению с сормайтом повышенной вязкостью в расплавленном состоянии, необходимо применять флюсы, дающие более жидкотекучие

Таблица 14

Толщина наплавленного слоя в мм	Марка флюса	Составляющие флюса в %		
		Борная кислота	Бура кристаллическая	Силикокальций
До 0,4	П-2	61,5	30	8,5
0,5—1,2	П-1,5	54	34,5	11,5
1,2—2,0	П-1	43,3	41,7	15,0

Таблица 15

Толщина наплавленного слоя в мм	Марка флюса	Размер частиц сормайта в мм	Состав шихты в %	
			Сормайт	Флюс
До 0,4	П-2	До 0,4	82	18
0,5—1,2	П-1,5	0,4—0,8	85	15
1,2—2,0	П-1	0,4—1,2	88	12

шлаки. Введение во флюсы фторидов щелочных металлов, например фторида кальция (плавикового шпата), весьма эффективно влияет на макроструктуру наплавленного металла. Сопо-

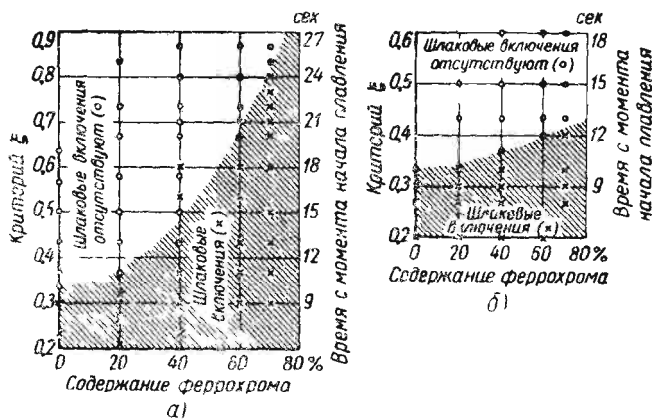


Рис. 69. Влияние введения феррохрома на загрязнение наплавленного металла шлаковыми включениями при наплавке псевдосплавов системы ПС-4

а—с флюсом П-1,5, б—с флюсом П-1,5 (95%) + плавиковый шпат (5%)

ставление зависимостей, приведенных на рис. 69,а и б, показывает, что при наплавке псевдосплавов с использованием более активных флюсов (95% П-1,5+5% плавикового шпата) форми-

ование макроструктуры наплавленного металла завершается при более низких температурах.

Для наплавки псевдосплавов рекомендуются флюсы следующего состава: 1) 93—95% П-1,5+7—5% плавикового шпата; 2) 60% П-1,5+38% АН-60+2% TiO_2 (рутила). При отсутствии флюса АН-60 он может быть заменен эквивалентным количеством флюса АН-348А. Общее количество флюса в шихте при наплавке псевдосплавов составляет 12—18%.

3. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА НАПЛАВЛЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ

Основной задачей термической обработки после индукционной наплавки является устранение последствий перегрева основного металла. С этой целью в технологическом процессе изготовления деталей после наплавки обычно предусматривается нормализация.

Аустенизация наплавленных деталей может производиться как при объемном нагреве в пламенных или электрических печах, так и на высокочастотных установках. В последнем случае основной металл подвергается перекристаллизации только непосредственно на участке наплавки. Учитывая специфику производства наплавочных цехов и участков и местный характер перегрева основного металла при упрочнении, нормализацию с нагревом т. в. ч., как правило, следует предпочесть термической обработке в печах. В этом случае не требуется разнотипного оборудования и оснастки, улучшается гигиена труда, сокращается расход электроэнергии, облегчаются условия автоматизации и механизации. Исключение составляют детали небольших размеров или, наоборот, очень крупные, наплавленные непрерывно-последовательным или последовательным способом. В таких условиях печной нагрев иногда может оказаться технически и экономически более целесообразным.

Технология и режимы нормализации наплавленных деталей не имеют принципиальных отличий от аналогичной термической обработки других крупнозернистых деталей. Нагрев при аустенизации производится выше точки A_{c3} , охлаждение — на спокойном воздухе. Следует помнить, что при нормализации с помощью т. в. ч. толстостенных деталей нельзя применять форсированные режимы нагрева. Перекристаллизация должна пройти во всем объеме перегретого участка основного металла, поэтому скорость нагрева должна быть такой, чтобы перепад температур по сечению не превышал допустимых пределов (30—50°С). Можно считать, что при толщине основного металла до 3 мм и частоте генератора 70 кГц достаточно равномерное распределение температуры практически обеспечивается при любой скорости нагрева.

Кроме толщины основного металла, скорость нагрева ограничивают еще конфигурация детали и марка стали. При переменном сечении наплавленного участка скорость нагрева необходимо снизить с тем, чтобы выровнять температуру за счет теплопроводности. Рекомендуется также несколько уменьшать скорость нагрева среднеуглеродистых и низколегированных сталей.

Температура нагрева при нормализации наиболее часто используемых для индукционной наплавки сталей приводится в табл. 16.

Таблица 16

Марка стали	Температура нагрева в печи в °С	Температура индукционного нагрева в °С при средней продолжительности	
		15—30 сек	6—12 сек
Ст. 3	880—910	930—970	940—980
35	840—860	910—950	930—970
Л53	810—840	880—920	900—940
65Г	790—820	840—880	860—900
У8	780—800	820—860	840—880

Нормализация не является совершенно необходимой операцией после индукционной наплавки. Если в эксплуатации деталь не испытывает динамических нагрузок и хрупкого разрушения можно не опасаться, то термическая обработка после наплавки не производится. Это в первую очередь относится к малоуглеродистой стали (Ст. 3, 20).

Для более ответственных деталей, изготавливаемых из среднеуглеродистых сталей и испытывающих при эксплуатации ударные нагрузки, например лапы культиваторов, нормализация после наплавки обязательна. В ряде случаев нормализация может быть совмещена с другими операциями, например с нагревом под гибку, если таковой применяется для придания деталям окончательной формы.

Конструкция некоторых деталей, подвергающихся индукционной наплавке, не всегда отвечает требованиям равнопрочности. Например, носки долотообразных лемехов в эксплуатации изнашиваются в 5—8 раз быстрее, чем прямолинейная часть лезвия. Подавляющее большинство плоскорежущих лап культиватора выбраковывается из-за преждевременного износа мест перегиба.

Ускоренный износ носков лемехов объясняется недостаточной толщиной и износостойкостью основного металла. В связи с этим после наплавки носки лемехов подвергаются закалке с самоотпуском. Термическая обработка производится в специ-

альном механизированном станке, местный нагрев под закалку осуществляется т. в. ч., охлаждение спрейерное, водой. Твердость носка после закалки с самоотпуском составляет *HV* 400—500. Долговечность лемехов с закаленным носком повышается в среднем на 25—40%.

4. ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ТВЕРДОГО СПЛАВА ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Распространено мнение, что сормайт № 1 относится к сплавам, не поддающимся термической обработке. Однако результаты исследования структуры наплавленного металла (см. гл. 3) не подтверждают этого. В структуре наплавленного металла были обнаружены термодинамически неустойчивые, метастабильные фазы — аустенит и мартенсит.

В целях уточнения этого вопроса рассмотрим на конкретном примере влияние температуры и времени выдержки при повторном нагреве на фазовый состав и структуру наплавленных образцов.

Исследовали образцы из стали Ст. 3, наплавление порошком сплава сормайт № 1 следующего состава: 3,17% С; 3,20% Si; 0,74% Mn; 28,7% Cr; 3,4% Ni; 0,044% S; 0,036% P.

Наплавку производили при температуре 1280—1300° С, охлаждение после наплавки — на спокойном воздухе. В отдельных случаях изучали также образцы, наплавленные при более высокой температуре (1350—1370° С).

На рис. 70 приведены рентгенограммы различных зон отпущенных образцов, полученные записью на ионизационном дифрактометре УРС-50ИМ в излучении меди, отфильтрованном никелем.

Хорошо видно, что по мере повышения температуры отпуска происходит постепенный распад γ -фазы, причем аустенит первых двух структурных зон отличается значительно меньшей устойчивостью, чем аустенит доэвтектической зоны: если после отпуска при 600° С в течение 1 ч рефлекс γ -фазы на рентгенограмме заэвтектической зоны не обнаруживается, то в доэвтектической зоне этого же образца количество аустенита еще очень велико. Аустенит доэвтектической зоны достаточно устойчив и при нагреве до 700° С; полного разложения остаточного аустенита можно добиться лишь после весьма продолжительной выдержки при температуре нагрева. Признаки перлитного превращения (выделение дисперсных карбидов хрома) в эвтектическом аустените обнаруживаются при более низких температурах, чем в аустените доэвтектической зоны.

Анализ результатов рентгенографического и металлографического исследования отпущенных образцов показывает, что в первых двух структурных зонах аустенит, входящий главным

образом в состав карбидной эвтектики, меньше легирован хромом, чем аустенит доэвтектической зоны. Этим и объясняется их различная устойчивость при отпуске.

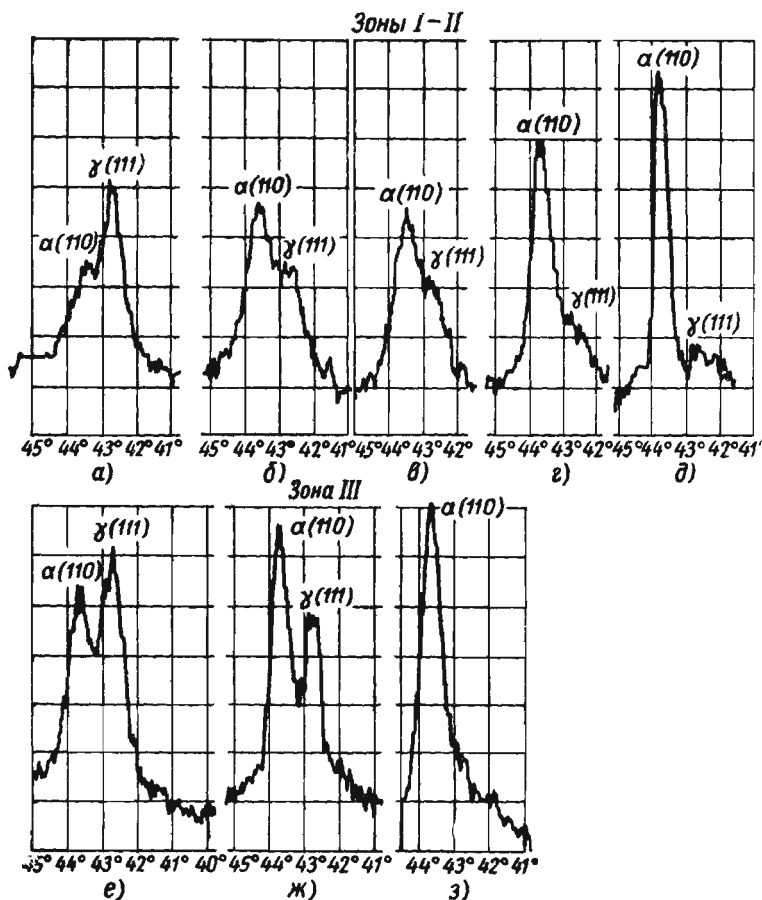


Рис. 70. Рентгенограммы наплавленных образцов после отпуска:

а—до отпуска, б—230°C, 1 ч; в—400°C, 1 ч; г—500°C, 1 ч; д, е—600°C, 1 ч, ж—700°C, 2 ч; з—700°C, 4ч

Металлографические исследования отпущенных образцов позволили выявить некоторые особенности распада аустенита в различных зонах и перераспределения углерода в процессе термического воздействия. Характерно, что мартенситные иглы сосредоточены исключительно в центральной части главных осей дендритов и непосредственно у границы сплавления. Травимость мартенсита в исходном состоянии невысокая, а с повы-

шением температуры отпуска увеличивается. Распад аустенита и мартенсита начинается в граничной полоске, а затем в основаниях дендритов доэвтектической зоны. При повышении температуры отпуска вплоть до 600°C распад постепенно охватывает весь объем дендритов, распространяясь от границы сплавления в глубь слоя. Отпуск при 700°C вызывает полный и довольно быстрый распад аустенита граничной полоски и основания дендритов доэвтектической зоны. В то же время аустенитные участки у верхней границы доэвтектической зоны распадаются от периферии к центру.

Если общее замедление превращения аустенита по мере передвижения от основания дендритов к вершинам обусловлено увеличением концентрации хрома, то неравномерный распад в направлении, перпендикулярном к осям дендритов, связан с дендритной ликвацией углерода.

Углерод, увеличивающий дендритную ликвацию хрома (в аустенитной нержавеющей стали с 13% Cr при повышении содержания углерода от нуля до 0,4% отношение концентраций хрома в межосном пространстве к оси дендритов увеличивается с 1 до 1,3—1,35), сам ликвирует в несколько раз сильнее [55]. Обедненные углеродом оси дендритов аустенита при низких температурах отпуска распадаются в первую очередь. При сравнительно высоких температурах (700°C) обеспечивается диффузионное выравнивание концентрации углерода в аустенитных участках, в результате чего и распад их начинается, как обычно, — у границ зерен. Кроме того, этому способствует также и уменьшение дендритной ликвации углерода в аустените по мере удаления от границы сплавления.

В заэвтектической зоне отчетливо выявляется постепенное повышение травимости ледебурита и образование продуктов распада аустенита. Представляет также интерес появление в пограничных объемах зерен аустенита признаков мартенситного превращения, которого до отпуска не наблюдалось.

Такое явление наиболее отчетливо обнаруживается в доэвтектической зоне (рис. 71). Можно полагать, что в данном случае образование α -фазы (мартенсита) происходило не при температуре отпуска, а во время последующего охлаждения (явление вторичной закалки). Выделение субмикроскопических карбидных фаз из аустенита обедняет его легирующими элементами и повышает температуру начала мартенситного превращения (M_n).

Дополнительным процессом, способствующим упрочнению твердого раствора, является дисперсионное твердение. Детальное изучение характера и условий дисперсионного твердения наплавленного сормита крайне осложняется трудностью точного учета распределения элементов между карбидами и твердым раствором, а также значительной структурной неоднород-

ностью наплавленного слоя. Все же специальные рентгеноструктурные исследования дают основание утверждать, что дисперсионное твердение аустенита наплавленного металла происходит в результате выделения кубического карбида хрома. Здесь

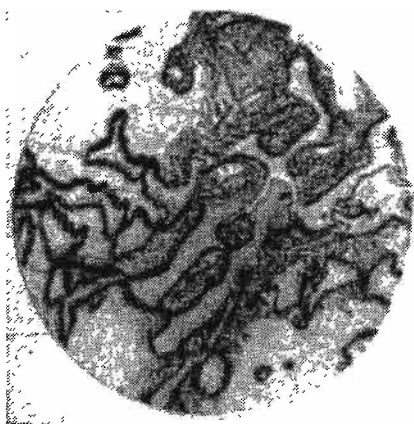


Рис. 71. Мартенситное превращение в обедненных участках аустенита при отпуске; $\times 1200$

уместно отметить совпадение полученных результатов с исследованиями Г. В. Курдюмова, Р. И. Энтина и В. М. Розенберга [45], изучавших упрочняющие фазы, выделяющиеся при отпуске аустенитной стали.

Исследование микроструктуры показывает также, что следствием описанных процессов распада твердого раствора при отпуске является перераспределение углерода вблизи границы сплавления. Оно выражается в появлении в основном металле обезуглероженной зоны.

Причины, вызывающие такую «обратную» диффузию углерода, заключаются в том,

что хром, выделяющийся из метастабильного аустенита, связывает углерод в стойкие карбиды (сродство хрома к углероду значительно выше, чем у железа). Уменьшение содержания углерода в матрице твердого раствора создает условия для миграции атомов углерода из внутренних объемов основного металла к обедненной границе раздела. При этом атомы углерода по мере перемещения продолжают связываться в прочные карбиды, вследствие чего процесс все время поддерживается.

Исследованию реакционной диффузии углерода в разнородных сварных соединениях уделяется много внимания как в СССР [25, 49, 70], так и за рубежом [88, 131, 135].

Интенсивность обезуглероживания нелегированной углеродистой стали, наплавленной сормайтотом № 1 с помощью т. в. ч, помимо режима повторного нагрева, в сильной степени зависит от температуры процесса наплавки.

Количественные зависимости, связывающие ширину полностью обезуглероженной зоны перегретых образцов (температура наплавки $1380-1400^{\circ}\text{C}$, структура слоя полностью доэвтектическая) с продолжительностью выдержки при 600 и 700°C (рис. 72,а), находятся в удовлетворительном соответствии с результатами, полученными Г. Л. Петровым и Л. А. Ефимовым [71] на образцах из стали Ст. 3, наплавленных аустенитным хромо-

никелевым электродом. В данном случае образуется довольно широкая обезуглероженная зона, снижающая прочность зоны сплавления.

Специальные испытания показывают, что по мере распада остаточного аустенита и увеличения размера обезуглероженной

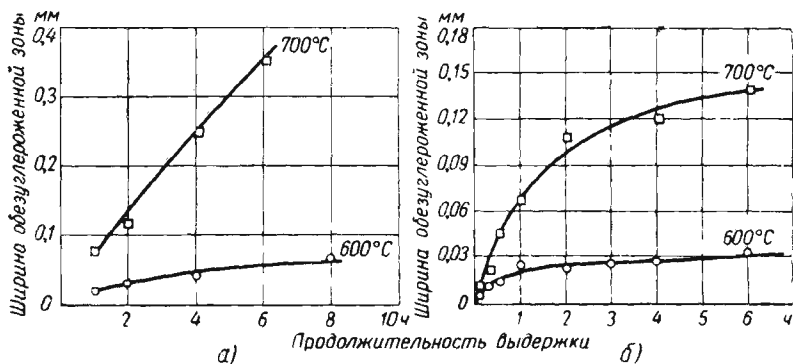


Рис. 72. Зависимость ширины обезуглероженной зоны от продолжительности отпуска при температурах наплавки 1380—1400°С (а) и 1290—1300°С (б)

прослойки прочность сплавления при испытании на разрыв снижается и у образцов, отпущенных при 700°С, составляет примерно 60% исходной прочности.

При более низкой температуре наплавки (1290—1300°С; структура слоя преимущественно заэвтектическая) размер ферритной зоны в среднем в 2 раза меньше, причем с увеличением продолжительности выдержки интенсивность диффузии заметно снижается (рис. 72,б).

Физическая сущность влияния температуры процесса индукционной наплавки и микроструктуры сормаита на кинетику обезуглероживания может быть объяснена на основе представлений, выдвинутых Л. С. Лившицем и С. И. Паничем [50]: в наплавленном сормаите с доэвтектической структурой содержится большее число свободных атомов хрома, не связанных в стойкие карбиды, что способствует ускорению перемещения углерода к границе раздела.

Появления обезуглероженных прослоек при повторном нагреве можно избежать, применяя в качестве основного металла сталь, легированную сильными карбидообразующими элементами. Так, например, в стали 20ХМ (с 1% Сг и 0,2% Мо), наплавленной высокохромистым электродом, после отпуска обезуглероженные прослойки почти отсутствуют [6].

Выше указывалось, что у границы сплавления на первой стадии взаимодействия также обнаружено обезуглероживание

основного металла. В граничной полоске, примыкающей к основному металлу, признаков распада твердого раствора (аустенита) не наблюдается, что обычно имеет место при диффузии углерода в разнородном соединении (например, при термической обработке наплавленных деталей). Отсюда можно сделать вывод, что в данном случае обезуглероженные прослойки возникают в силу иных причин.

Рассмотрим схему распределения углерода у границы раздела мало- и среднеуглеродистой стали (рис. 73).

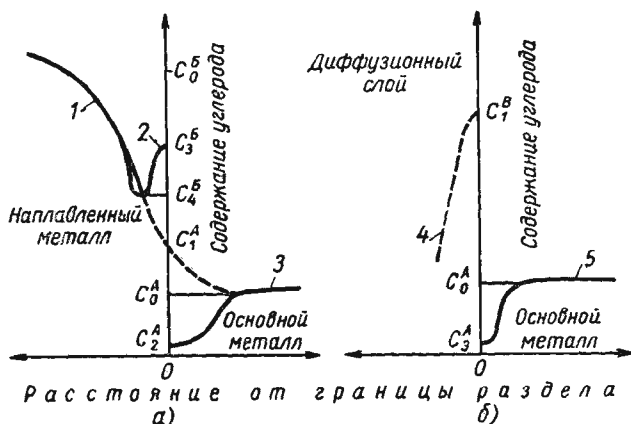


Рис. 73. Схема распределения углерода у границы сплавления при индукционной наплавке сормита и последующей термической обработке [а] и взаимодействия основного металла с флюсом [б]

Распределение углерода у границы сплавления после наплавки и охлаждения до комнатной температуры имеет вид, изображенный кривой 1. В основном металле с исходной концентрацией C_0^A (0,2—0,4%) имеется диффузионная зона с повышенным содержанием углерода до 0,8% (C_1^A у границы сплавления). При наблюдении под микроскопом зона с повышенным содержанием углерода отчетливо выявляется в виде перлитной каемки. Концентрация углерода в наплавленном металле по мере удаления от границы сплавления постепенно растет, достигая максимума (несколько более 3%) C_0^B в эвтектической зоне.

Непосредственно у границы сплавления имеет место так называемая гетерогенная диффузия. Здесь может наблюдаться несколько случаев распределения углерода [70], причем его содержание по обе стороны межфазовой границы при определенных обстоятельствах существенно отличается. В контактирую-

дих участках твердой и жидкой фаз ликвирующая примесь (в частности, углерод) переходит из пограничного слоя твердой фазы в жидкую, стремясь на границе создать перепад концентраций, определяемый константой распределения, величина которой согласно работе [16] для углерода равна 0,13, а для хрома 0,95. По Г. Л. Петрову, при резком отличии содержания элементов в жидкой и твердой фазах влияние перераспределения ничтожно и им можно пренебречь. В общем случае характер распределения углерода, кроме коэффициента ликвации, зависит от коэффициентов диффузии в твердой и жидкой фазах, продолжительности процесса, исходных концентраций элемента, ширины двухфазной зоны и т. д.

При термическом воздействии (отпуске или нормализации) углерод диффундирует из основного металла в наплавленный, создавая на границе сплавления перепад концентраций $C_3^B - C_2^A$ (кривая 2). Здесь $C_1^A < C_3^B < C_0^B$, $C_2^A < C_0^A$. На некотором расстоянии от границы сплавления содержание углерода в наплавленном металле имеет минимальное значение (C_4^B), а в основном металле появляется обезуглероженная зона (кривая 3).

Диффузионный слой, образующийся в результате взаимодействия стали только с флюсом (рис. 73,б, кривая 4), растворяет в себе часть углерода из основного металла, стремясь к достижению эвтектической концентрации C_1^B (порядка 1,5%). Таким образом, если при термической обработке наплавленной детали углерод из основного металла расходуется на образование стойких карбидов хрома, то в данном случае обезуглероживание основного металла (кривая 5) является следствием перехода атомов углерода в борированный слой, что, в свою очередь, способствует появлению легкоплавкой эвтектики железо — бор — углерод. Обезуглероживающее действие на сталь железо-бористых сплавов отмечалось в работе [128].

Кинетика распада остаточного аустенита в наплавленном металле подчиняется определенным закономерностям. В результате большого числа специальных экспериментов методом количественного рентгеноструктурного анализа была построена (рис. 74) объемная диаграмма кинетики превращения аустенита заэвтектической зоны в координатах температура — время — количество аустенита [108].

На этой диаграмме толстые линии соответствуют экспериментальным значениям, а тонкие линии построены по точкам, полученным путем интерполяции опытных данных. Из диаграммы видно, что аустенит наплавленного сормаита № 1 так же, как и аустенит большинства легированных сталей, обладает двумя областями минимальной температурой устойчивости: одной — в интервале температур 250—350° С, другой — в интер-

вале температур 500—800° С. Наличие двух областей минимальной устойчивости аустенита связано с существованием двух механизмов превращения — перлитного и бейнитного.

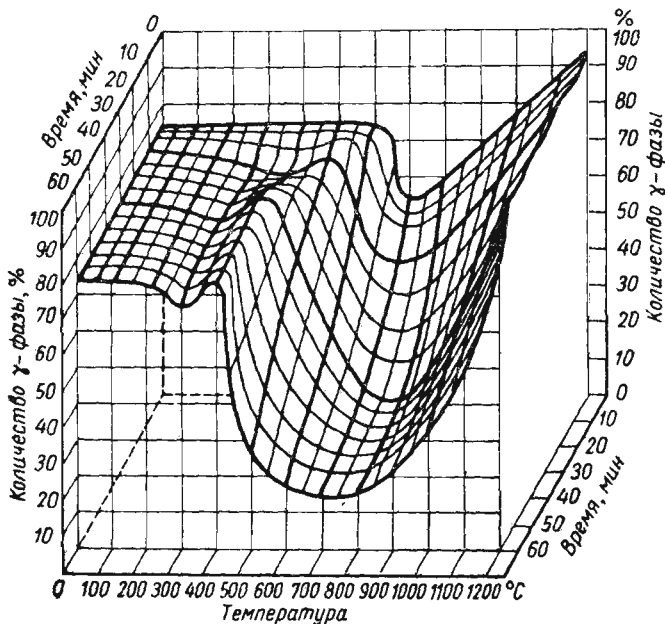


Рис. 74. Кинетика распада остаточного аустенита заэвентической зоны сормита № 1 при повторном нагреве

Известно, что в углеродистых сталях легирование хромом резко подавляет бейнитное превращение. Например, в стали с 1% С и 7,8% Сг не обнаруживается признаков бейнитного превращения при выдержке до 10^4 сек. Количество распавшегося остаточного аустенита в этой же стали за 30 мин при 280° С составляло только 14%, а в стали с 1% С и 2,3 % Сг за это время происходит практически полный распад аустенита при 320—330° С (по данным В. И. Зюзина, В. Д. Садовского и С. И. Баранчука).

У образцов, наплавленных сормитом № 1, степень развития бейнитного превращения при повторном нагреве также очень мала. В данном случае в нижнем интервале температур распадаются участки твердого раствора, непосредственно примыкающие к карбидной фазе. На это указывает повышенная травимость границ карбидных включений у образцов, отпущенных при 300° С.

Температурный интервал перлитной области с увеличением выдержки при данной температуре заметно расширяется.

При быстром индукционном нагреве бейнитное превращение практически полностью подавляется. При повышении температуры нагрева до 900°С и выше начинается обратный процесс: выделившиеся карбиды хрома вновь начинают растворяться в аустените, вследствие чего увеличиваются его легированность и общее количество твердого раствора в наплавленном слое. Если охлаждение после повторного нагрева происходит на воздухе, количество остаточного аустенита несколько уменьшается.

Исследованная под электронным микроскопом структура продуктов распада аустенита при температуре его минимальной устойчивости представляет собой мельчайшие округлые зерна и пластинки карбидов хрома в матрице α -твердого раствора (феррита), т. е. характерна для троостита отпуска. Важным следствием разложения остаточного аустенита при термической обработке наплавленного сормайта является образование структурных составляющих с более низким коэффициентом линейного расширения и более высоким удельным объемом.

Можно ожидать, что эти процессы, в свою очередь, дадут возможность путем специальной термической обработки или изменения режима охлаждения после наплавки уменьшить остаточные деформации и напряжения в наплавленной детали. Это предположение получило экспериментальное подтверждение в опытах с образцами, наплавленными сормайтом № 1 и подвергнутыми термической обработке по разным режимам.

Исследование проводилось на плоских образцах из стали Ст. 3, размером 110×25×4 мм. Толщина насыпки шихты составляла 3 мм, продолжительность наплавки 30 сек. Расчетная длина образца 100 мм. В качестве показателя деформации была принята остаточная кривизна C — величина, обратная радиусу прогиба R . Определение остаточной кривизны проводилось по формуле

$$C = \frac{1}{R} = \frac{8f_n}{l^2}, \quad (21)$$

где f — максимальный прогиб в мм;
 l — расчетная длина образца в мм.

Результаты опытов (рис. 75) убедительно подтверждают высказанное предположение и доказывают принципиаль-

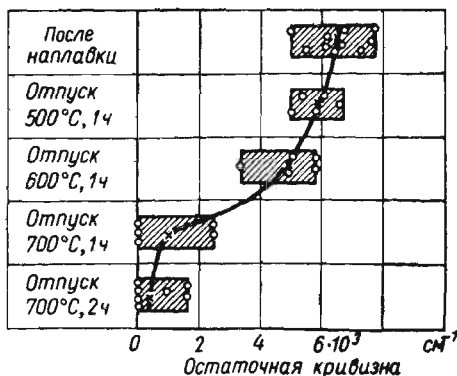


Рис. 75. Зависимость остаточной кривизны наплавленных образцов от температуры отпуска

ную возможность уменьшения остаточных деформаций и напряжений в образцах, наплавленных твердыми сплавами типа «сормайт».

В практике для назначения режимов термической обработки с целью уменьшения коробления и снижения уровня остаточных напряжений в наплавленном металле может быть использована кинетическая диаграмма, приведенная на рис. 74.

5. КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА НАПЛАВКИ

На качество готовой продукции оказывают влияние состояние оборудования и технологической оснастки, соблюдение установленного технологического режима наплавки, а также особенности подготовки деталей и наплавочных материалов на других стадиях производства. Поэтому на предприятиях, осуществляющих индукционную наплавку, помимо приемочного контроля необходимо вести также предварительный текущий контроль.

При предварительном контроле проверяется соответствие твердого сплава и флюсов техническим условиям или ГОСТам, соблюдение требуемой геометрии основного металла в зоне, подлежащей наплавке. При текущем контроле выявляются и устраняются возможные отклонения от технологического процесса на всех операциях производства. При приемочном контроле устанавливается соответствие наплавленных деталей требованиям чертежа.

При отклонениях от требований технологического процесса, допускаемых на отдельных операциях производства, в наплавленных деталях могут обнаруживаться дефекты. Основными дефектами, которые выявляются в ходе приемочного контроля, являются трещины в наплавленном металле, отслаивание твердого сплава, затеки наплавленного металла на лицевую поверхность детали, несоответствие толщины наплавленного металла требованиям чертежа, неудовлетворительная структура и твердость основного металла, твердого сплава и зоны сплавления, местные углубления в наплавленном металле, коробление и др.

Отдельные дефекты не оказывают влияния на работоспособность наплавленной детали и поэтому по техническим требованиям считаются допустимыми. Так, например, поперечные трещины, которые образуются в наплавленном слое культиваторных лап в месте изгиба, в том случае, если они не выходят в основной металл, не являются браковочным признаком.

Опыт индукционной наплавки показывает, что на прямолинейной части лезвия трещины, как правило, не образуются. Отслаивание наплавленного металла иногда встречается на деталях, подвергающихся после наплавки гибке. Причинами этого дефекта являются либо неправильная настройка прессового обо-

удования, либо образование хрупких прослоек в зоне сплавления (например, при наплавке сплава ПС-3). Затеки твердого сплава обычно имеют место при перегреве и использовании жидкотекучих сплавов и флюсов. Несоответствие толщины наплавленного металла, по данным технических условий, может оказывать большое влияние на эксплуатационные свойства деталей и происходит, как правило, или при нарушениях в толщине насыпки шихты, или в результате неправильной установки детали в индукторе. Одной из причин неравномерной толщины твердого сплава по сечению может быть вытеснение расплава из-под индуктора при чрезмерно форсированном режиме нагрева.

Местные углубления в наплавленном металле образуются при использовании очень вязких шлаков и при неполном удалении из флюса кристаллизационной воды, которая, выделяясь во время наплавки, производит впечатление «кипения» сплава.

В ходе предварительного и приемочного контроля, кроме внешнего осмотра, которому обычно подвергают 100% деталей, приходится пользоваться методами химического и металлографического анализа, механическими испытаниями, измерительной техникой и т. д.

Химический анализ. Контроль химического состава производят в лабораториях аналитической химии или спектрального анализа по специальным методикам. Для спектрального анализа наплавленного металла вырезают темплет. Преимуществом спектрального анализа является скорость определения и возможность проведения послойного анализа на тонкослойных наплавках, недостатком — необходимость подготовки специальных эталонов для построения градуировочного графика.

Химический анализ исходного порошка твердого сплава производят по ГОСТу 11545—65. При необходимости выполнения усредненного химического анализа всего наплавленного слоя пробы изготавливают следующим образом.

Наплавленный образец тщательно очищают от окалины и шлака, после чего механическим способом удаляют основной металл: вначале производят грубую обдирку, а затем попеременное шлифование и травление для контроля полноты съема стали. Отделенный таким образом наплавленный слой измельчается и передается на анализ. Химическому анализу могут также подвергаться специальные образцы-свидетели.

Наплавленный металл, содержащий большое количество легированного аустенита и карбидов хрома, растворяется намного труднее, чем порошкообразный сормайт, поэтому остаток после растворения рекомендуется сплавлять с персульфатом калия.

Контроль толщины лезвия и величины коробления заготовки. Толщина лезвия детали перед наплавкой контролируется в определенных точках специальными шаблонами по принятой схеме с периодичностью, обеспечиваю-

щей постоянный контроль за ходом подготовки поверхности под наплавку. При нарушении технологического процесса вырубки и рихтовки заготовки приобретают прогиб поверхности, подлежащей наплавке. Во время механической обработки под воздействием прижимов деталь прижимается к контрольным упорам и прогиб ликвидируется. После снятия детали с приспособления за счет упругой деформации прогиб обычно восстанавливается и иногда даже превышает первоначальный.

Для контроля прогиба заготовки изготавливается специальное приспособление, состоящее из контрольной линейки с закрепленным в определенном месте штангенциркулем с глубиномером. Длина контрольной линейки соответствует длине поверхности, у которой замеряется стрела прогиба. Максимально допустимый прогиб, при котором обеспечивается достаточная стабильность наплавленного слоя, для каждого типа деталей устанавливается экспериментально.

Контроль толщины слоя наплавочной шихты. Контроль толщины слоя шихты на рабочих местах выполняется шаблонами, настроенными в соответствии с требованиями технологии с учетом ее объемного веса в 3—6 точках. При отладке процесса используется штангенциркуль с глубиномером, при этом число контрольных точек увеличивается до 12 в пределах одного изделия. При разработке приспособления для нанесения шихты схему следует выбирать таким образом, чтобы толщина слоя шихты не зависела от геометрических размеров лезвий, т. е. за базу должна приниматься сама упрочняемая поверхность. Все механизированные приспособления для нанесения шихты в условиях массового производства построены на этом принципе — ролик, регулирующий толщину слоя шихты, катится непосредственно по упрочняемой поверхности. Опытным путем установлено, что допустимое колебание толщины слоя шихты не должно превышать $\pm 5\%$ номинальной толщины.

Контроль толщины наплавленного металла. Стабильность толщины сплава на упрочненном лезвии зависит от большого количества факторов, как закономерно действующих (толщина слоя шихты, наклон наплавляемой поверхности, вязкость применяемого сплава в жидком состоянии), так и случайных, трудно поддающихся контролю (внутренние напряжения в заготовке, коробление детали в процессе наплавки, колебания толщины лезвия случайного характера и др.). Техническими условиями на самозатачивающиеся биметаллические лезвия предусмотрено проводить контроль толщины сплава методом вырезания темплетов с последующим изготовлением шлифов и обмером по сечению в трех точках.

Когда вероятность попадания значений в необходимый интервал снижается ниже 85%, анализируются причины увеличения средней квадратичной ошибки. В этом случае проводится

раздельный анализ колебания размеров соответствующих точек, что позволяет судить о закономерности изменения толщины наплавленного слоя в пределах одной детали. По результатам анализа толщины наплавленного слоя соответствующих точек строится кривая средних значений толщины в пределах одной детали, по характеру которой можно судить о нарушениях в процессе изготовления деталей.

Металлографический анализ. Этот вид контроля является завершающим и предназначен для изучения микроструктуры наплавленного и основного металлов, зоны сплавления и оценки их свойств.

Микрошлифы для исследования готовят обычным порядком на темплетях, вырезанных в поперечном сечении наплавленного участка. Вызывает определенные трудности процесс травления шлифа, так как вследствие различного химического состава биметалла взаимодействие с реактивом каждого слоя происходит по-разному. Одинаковой степени травимости можно достигнуть путем двухступенчатого травления. Сначала производят электролитическое травление шлифа в 10%-ном водном растворе хромового ангидрида с добавкой нескольких капель серной кислоты. Этот реактив выявляет структуру твердого сплава, а основной металл не травит. Затем следует второе травление (на основной металл) в обычном 4%-ном спиртовом растворе азотной кислоты. Исследование выполняют на металлографических микроскопах МИМ-6, МИМ-7 или МИМ-8 при увеличениях 100—600.

Неудовлетворительная структура — чрезмерное развитие доэвтектической зоны, наличие признаков IV стадии сплавления (см. главу 3) — свидетельствует о недопустимо высоком перегреве при наплавке. Наличие в наплавленном металле крупных шлаковых включений указывает либо на нарушения в подготовке флюса, либо на недогрев при наплавке. Единичные шлаковые включения, различимые только под микроскопом, браковочным признаком не являются.

При наплавке псевдосплавов микроструктура износостойкого слоя должна состоять из равномерно распределенных избыточных карбидов хрома, частиц тугоплавкого компонента и ледебуритной эвтектики. Размер доэвтектической зоны не должен превышать 30% толщины слоя. Рекомендуется проверять твердость тугоплавких частиц, которая для феррохрома должна быть не ниже 1600 кг/мм^2 (при нагрузке 100 г).

В металлографических лабораториях контролируется также толщина наплавленного слоя. Измерения отличаются высокой точностью, однако нужно помнить, что они относятся только к одному определенному сечению наплавленного участка.

Твердость проверяют либо на специальных образцах по ГОСТу 11545—65, либо непосредственно на шлифе, причем про-

верку рекомендуется производить на приборе ТП (Виккерс) или на приборе ТК (Роквелл) по шкале А на участках, оговоренных техническими условиями. Периодически 2—6 деталей от партии (или специальных образцов) подвергаются разрушению на испытательных машинах, при этом схемы закрепления и нагружения должны соответствовать условиям работы детали и при эксплуатации.

При правильно поставленном контроле качества наплавленных рабочих органов представляется возможность активно вмешиваться в технологический процесс и добиваться полного соответствия выпускаемой продукции требованиям технических условий, а следовательно, обеспечить поставку народному хозяйству высококачественных и долговечных деталей, не нуждающихся во внеплановых ремонтах.

6. ТЕХНИКА БЕЗОПАСНОСТИ ПРИ НАПЛАВКЕ

Применение индукционного нагрева для наплавки порошковых твердых сплавов в условиях массового производства требует соблюдения специальных правил по технике безопасности.

В процессе нанесения шихты и наплавки выделяется значительное количество газов, металлической и флюсовой пыли. Дополнительные затруднения вызывает большое тепловыделение в процессе нагрева деталей. Для создания удовлетворительных санитарно-гигиенических условий нужно соблюдать следующие правила:

1. Работы по массовой наплавке должны производиться в больших по объему помещениях с общим искусственным подводом воздуха.

2. Все рабочие места должны снабжаться устройствами местной вентиляции, обеспечивающей отвод горячего воздуха и образующихся в процессе наплавки газов и производственной пыли.

3. Наплавленные детали должны немедленно удаляться с участка наплавки для остывания на специально отведенные площадки с бетонным покрытием, имеющие достаточную вытяжную вентиляцию.

При индукционной наплавке конвективный поток, содержащий газы, металлическую и флюсовую пыль, поднимается вверх в непосредственной близости от рабочего места наплавщика. Поэтому при проектировании рабочих мест наплавщиков необходимо добиваться, чтобы конструкция вытяжного устройства обеспечивала отсос как газового потока от места наплавки, так и пылевого потока с места нанесения шихты. Для условий индукционной наплавки рабочих органов наиболее подходят вы-

жные панели равномерного всасывания конструкции С. А. Чер-
березжского [98].

Для удаления пыли и газов, образующихся при наплавке, необходимо, чтобы скорость во всасывающем факеле в месте расположения наплавляемой поверхности была не менее 2 м/сек, а объем отсасываемого воздуха в расчете на одну панель 1500—2000 м³/ч.

Надежным способом борьбы с пылью при нанесении шихты является механизация этого процесса с использованием специальных герметизированных дозаторов шихты. Помимо уменьшения содержания пыли в рабочих помещениях необходимо стремиться исключать токсичные компоненты и использовать для наплавки флюсы, размер гранул которых более 0,1 мм.

Защитные очки наплавщиков должны иметь светофильтры класса плотности П-1200 или П-1500 из специального стекла СС-14 в зависимости от индивидуальных особенностей зрения. Возможно применение защитных очков со стеклами ТС-2 класса плотности ГС-3.

Эксплуатация и ремонт высокочастотных установок должны осуществляться в соответствии с действующими правилами техники безопасности. Естественное и искусственное освещение в местах проведения наплавочных работ должно удовлетворять требованиям «Строительных норм и правил» (часть 2, раздел «В», главы 5 и 6). На месте, где производят наплавочные работы, должны быть необходимый противопожарный инвентарь и оборудование по требованию органов пожарного надзора.

Участок, где готовится наплавочная шихта, следует размещать в отдельном помещении, снабженном общей и местной вытяжной и приточной вентиляцией. Местная вытяжная вентиляция подводится к печи, щековой дробилке, шаровым мельницам и смесителю.

С точки зрения техники безопасности наибольшие меры предосторожности должны быть при работе с силикокальцием. Необходимо пользоваться респиратором. Шаровая мельница, используемая для размола силикокальция, должна иметь продольное отверстие в валу, сообщающееся с размольной полостью и выходящее в зону пониженного давления, создаваемого вентиляцией. Хранение силикокальция необходимо организовать в отдельных проветриваемых помещениях, не сообщающихся с другими помещениями.

Участок приготовления наплавочной шихты является источником значительного выделения вредной пыли, поэтому система вытяжной вентиляции должна оснащаться системой фильтров, исключаящих выброс пыли в окружающую атмосферу. Рекомендуется устанавливать электрические пылеуловители 3-й и 4-й групп, которые задерживают до 85% пыли или волокнистые фильтры 3-го класса. Допускается применение других видов

фильтров, обеспечивающих задержание не менее 75% отсасываемой из помещения пыли.

Присутствие людей, не связанных с выполнением технологического процесса приготовления шихты, курение, хранение личных вещей и одежды, установка питьевого бачка в отделении приготовления шихты не допускается.

В остальном должны выполняться требования правил техники безопасности электродного производства и обслуживания электроустановок промышленных предприятий.

* * *

1. ТЕХНОЛОГИЯ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ПРИГОТОВЛЕНИЯ ШИХТЫ

Гранулированные твердые сплавы для индукционной наплавки обычно поставляются централизованно со специализированных заводов. Способы грануляции методом гидравлического распыления или механического дробления листов описаны в работе [99].

Гранулированный феррохром для псевдосплавов производится из передельного феррохрома марки ФХ800. Предельный феррохром представляет собой гранулированный порошок чешуйчатой формы, полученный способом гидравлического дробления. Для доведения до грануляции, предусмотренной технологическим процессом наплавки детали, порошок феррохрома подвергается размолу в шаровой мельнице ШМ-6 непрерывного действия. В зависимости от устанавливаемых рассеивающих сеток возможно получать порошок феррохрома с размером частиц от 0,1 до 1,2 мм, причем форма частиц феррохрома вместо чешуйчатой (рис. 76, а) становится осколочной (рис. 76, б).

Флюсы для наплавки централизованно не поставляются. На всех предприятиях, применяющих индукционную наплавку, организованы специальные отделения, в которых производится подготовка шихты к наплавке. Исходными материалами для приготовления флюсов являются борная кислота (ГОСТ 2629—44), бура техническая (ГОСТ 8429—69), силикокальций (ГОСТ 4762—49) и сварочный флюс АН-348А.

В состоянии поставки бура и борная кислота представляют собой порошок с размером частиц до 0,6 мм, не нуждающийся перед плавлением в дополнительной обработке. Силикокальций поступает на предприятия кусками размером до 100 мм. Перед плавлением силикокальций должен дробиться до размера частиц не крупнее 0,4 мм. Дробление силикокальция двухступенчатое. Если размер частиц не больше 12 мм то дробление проводится в щековой дробилке.

Мелкий размол силикокальция и сварочного флюса АН-348 производится в шаровых мельницах сухого измельчения с разгрузкой через цилиндрическую поверхность с отверстиями,

закрытыми сеткой для пропуска частиц необходимого размера. Шаровые мельницы должны иметь производительность 20—100 кг/ч в зависимости от производительности шихтового отделения. Рекомендуется устанавливать мельницы ШМ-6 или 151-М. Независимо от типа мельницы рабочая полость должна с одной стороны сообщаться с пространством, разреженным

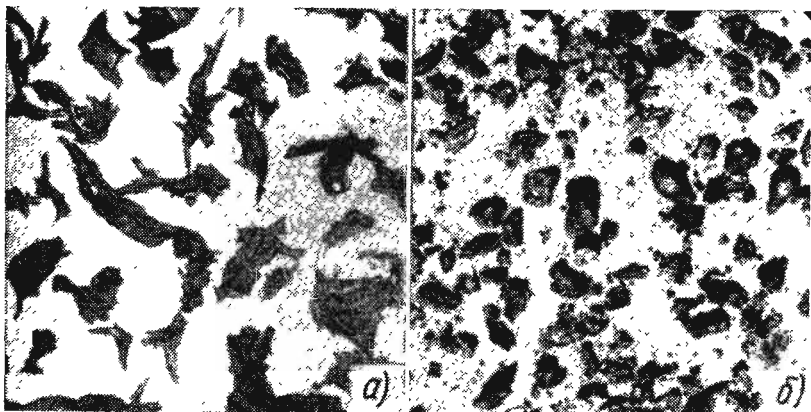


Рис. 76. Форма частиц передельного феррохрома:

а в исходном состоянии; $\times 5$; *б*—после измельчения в шаровой мельнице; $\times 20$

вентилятором, для удаления газов, выделяющихся в процессе дробления.

Процесс приготовления сухой шихты флюса заключается в весовой дозировке компонентов и тщательном их перемешивании. Точность взвешивания должна обеспечивать постоянный состав шихты и составлять не менее 0,1% веса порции. Взвешивание может производиться как весовым дозатором, так и на весах, установленных на подвижной платформе, которая вместе со специальной емкостью подкатывается под бункера с компонентами. Применение дозаторов имеет существенное преимущество перед другими видами взвешивания, так как исключает присутствие людей в зоне выделения пыли.

Для смешивания исходной шихты применяются смесители типа «пьяная бочка», бегунковые смесители различных типов и барабанные реверсивные смесители конструкции Гипрометиз. Последние являются наиболее совершенными и рекомендуются для крупных шихтовых отделений. В шихтовых отделениях с производительностью до 200 т шихты в год следует устанавливать смесители типа «пьяная бочка» конструкции ЦНИИТ-МАШа производительностью 40 кг/ч при смешивании компонентов для приготовления флюса и производительностью 65 кг/ч при приготовлении наплавочной шихты. Продолжительность

смешивания 45 кг компонентов флюса устанавливается в пределах 25—30 мин. Качество смешивания компонентов контролируется визуально по цвету смеси. Полученная смесь загружается в противни из жаростойкой стали и подается на загрузочный стол электрической печи.

Плавление флюса производится при температуре 850° С. Продолжительность плавления флюса устанавливается 3—3,5 ч. Противень, в котором производится плавление, заполняется на 1/3, так как в начальный период шихта сильно вспучивается. Об окончании процесса плавления судят по внешнему виду зеркала ванны. Готовый флюс в жидком состоянии должен иметь зеркальную, однородную по цвету поверхность. После окончания плавления противни извлекают из печи и жидкий флюс выливают на металлический лист для остывания. Застывший флюс подвергается грубому дроблению в щековой дробилке и затем размалывается до размера частиц 0,4 мм в шаровой мельнице. Готовая шихта загружается в специальные емкости, поступающие затем на наплавочный участок.

На каждую партию шихты оформляется технический талон, приклеиваемый к емкости. В талоне указывается состав шихты,

Таблица 17

Наименование операции	Оборудование	Материал	Потребность на программу в т		Производительность в т/ч	Годовая загрузка оборудования в ч	Годовой фонд времени оборудования в ч	Количество оборудования	
			расчетное	принятое					
Дробление	Дробилка щековая 58Б	Силико-кальций Флюс плавленный	2,25	0,060	38	2000	0,145	1	
			15	0,060					250
Размол	Шаровая мельница ШМ-6	Силико-кальций Флюс плавленный Феррохром	2,25	0,040	51	4000	0,65	1	
			15	0,040					480
			95	0,045	2100				
Смешивание	Смеситель «пьяная бочка»	Исходные компоненты флюса, шихты	28	0,040	100	4000	0,80	1	
			200	0,080					2500
Плавление	Печь электрическая Н-60	Исходные компоненты флюса	28	0,020	1400	2000	0,7	1	

объемный вес, вес шихты в емкости, дага и смена приготовления шихты.

При использовании для шихты порошка твердого сплава, полученного механическим дроблением, в смеситель с целью ликвидации сепарации компонентов добавляется 1,5—2% 10%-ного раствора жидкого стекла, благодаря чему обеспечивается прилипание частиц флюса к гранулам сплава. Во время смешивания вода успевает испариться, и сыпучесть шихты практически не изменяется.

Когда для наплавки используются псевдосплавы типа ПС, в шихтовом отделении устанавливается дополнительно шаровая мельница непрерывного действия для дробления феррохрома. Опытным путем установлено, что производительность мельницы ШМ-6 при дроблении передельного феррохрома до размера частиц 0,4 мм составляет 45 кг/ч.

Примерная характеристика оборудования шихтового отделения мощностью до 200 т шихты в год приведена в табл. 17.

2. ВЫСОКОЧАСТОТНЫЕ УСТАНОВКИ ДЛЯ НАПЛАВКИ

Оборудование для индукционной наплавки можно разделить на три основные группы:

1. Технологическое — устройства и механизмы, обеспечивающие непосредственное осуществление процесса наплавки.

2. Энергетическое — источники питания нагревательных индукторов токами высокой частоты: ламповые генераторы, машинные преобразователи и т. д.

3. Вспомогательное, обеспечивающее осуществление операций, связанных с подачей изделий, приготовлением наплавочных флюсов и шихты.

Из названного оборудования серийно выпускаются отечественной промышленностью только высокочастотные установки.

В качестве основного энергетического оборудования для наплавки деталей используются экранированные ламповые высокочастотные установки типа ЛЗ частотой 70 и 440 кгц, серийно выпускаемые заводом высокочастотных установок (Ленинградская область) и Таганрогским заводом электротермического оборудования (ТЗЭО). Применение частоты 440 кгц значительно расширяет технологические возможности индукционного нагрева, в том числе и в области наплавки.

Каждая высокочастотная установка состоит из следующих основных узлов: силового (анодного) трансформатора, высоковольтного выпрямителя; лампового генератора; аппаратуры управления, приборов контроля и защиты; понижающего апериодического трансформатора с нагревательным индуктором.

Ламповые генераторы высокочастотных установок ЛЗ-12 и ЛЗ1-16 собраны по одноконтурной схеме с самовозбуждением.

Основные технические характеристики экранированных высокочастотных установок

Характеристики	ЛЗ 13	ЛЗ1-25	ЛЗ 67	ЛЗ 107	ЛЗ-167	ВЧН 63/0,44-311-ЛО1	ЛЗ1-16	ЛЗ2-67
Номинальная колебательная мощность в <i>квт</i>	10	25	60	100	160	63	15	63
Рабочая частота в <i>кГц</i>	350—450	60—74	60—74	60—74	60—74	440	450	66
Мощность, потребляемая из питающей сети, в <i>кВа</i>	18,5	45	115	195	340	105	32	105
Тип и номинальная мощность силового трансформатора в <i>кВа</i>	ТС-10,6 16,5	ТВМА-40/10 40	ЗТМ-100/10 100	ЗТМ-180/10 180	ЗТМ-320 320	ТВМА-100/10 100	ТВМА-25-10 25	ТВМА-100/10 100
Напряжение питающей сети в <i>в</i>	220/380	220/380	220/380	220/380	220/380	380	380	380
Количество генераторных ламп	1	1	1	1	2	1	1	1
Тип генераторной лампы	ГУ-10А	ГУ-4А	ГУ-23А	ГУ-23А	ГУ-23А	ГУ-62А	ГУ-22А	ГУ-23А
Охлаждение выводов накала генераторных ламп	Воздушное	Водяное	Принудительное воздушное и водяное					

Характеристики	ЛЗ 13	ЛЗ1 25	ЛЗ 67	ЛЗ 107	ЛЗ 167	ВЧИ-63/0,44- ЗП ЛО1	ЛЗ1-16	ЛЗ2-67
Емкость батарей конденсаторов в пф.								
анодного контура	—	22 000	27 000	45 000	63 000	8 000	—	27 000
нагрузочного контура	6500	216 000	108 000	144 000	288 000	46 400	9 750	108 000
Анодное напряжение в э	8000	10 000	105 000	11 000	11 000	12 000	10 000	11 000
Тип лампы анодного выпрямителя	ГР1-6/15	ТР1-6/15	ТР1-6/15	ТР1-6/15	ТР1-6/15 и ВГ-163	ТР-6,5/20	ТР1-6/15	ТР1-6/15
Расход воды на охлаждение в л/мин:								
анод генераторной лампы и регулятор мощности	20	50	50	115	155	35	50	52
понижающий трансформатор и анодный трансформатор	5	—	10	15	30	—	—	3
Вес установки в т	800	1700	3100	3800	6000	2150	1650	2500
Габаритные размеры в мм:								
длина	1020	2220	4020	4020	4620	3250*	2250	2910
ширина	1120	2020	2200	2200	3000	832	1220	1700
высота (наибольшая)	2050	2300	2250	2250	2500	2450	2140	2240
* Без нагрузочного блока, устанавливаемого отдельно на расстоянии до 15 м. Габаритные размеры нагрузочного блока в мм: длина 800, ширина 700, высота 2200								

Катушка индуктивности колебательного контура является одновременно и первичной обмоткой понижающего высокочастотного трансформатора, к концам вторичной обмотки которого подключается нагревательный индуктор. Ламповые генераторы остальных типов высокочастотных установок собраны также по одноконтурной схеме с самовозбуждением, но имеют по два контура: анодный и нагрусочный.

Конструктивно высокочастотные установки выполнены в виде бескаркасных шкафов из листовой стали. Для удобства монтажа и обслуживания установки имеют открывающиеся двери и съемные щиты. Двери шкафов, как правило, снабжены механической или электромеханической блокировкой, обеспечивающей безопасность обслуживания установок.

Основные технические характеристики экранированных высокочастотных установок приведены в табл. 18.

На предприятиях, осуществляющих индукционную наплавку, наиболее целесообразно создавать специализированные участки или цехи т. в. ч. Это дает возможность решить комплекс технических вопросов, в том числе:

- использовать единую для всех установок замкнутую систему водяного охлаждения, сократить расход охлаждающей воды, практически устранить засорение труб системы водоохлаждения отложениями солей;

- подключать высокочастотные установки к питающей сети при помощи системы шинопроводов, что исключает необходимость применения кабелей;

- обеспечить централизованную приточно-вытяжную вентиляцию у рабочих мест и в помещении в целом для поддержания температуры не выше 35°C , что очень важно для создания нормальных условий эксплуатации электровакуумных приборов;

- улучшить надзор за эксплуатацией и ремонтом установок т. в. ч. в соответствии с требованиями правил техники безопасности.

3. НАПЛАВОЧНЫЕ ИНДУКТОРЫ

Эффективность применения индукционного нагрева для любого вида обработки изделий в значительной степени зависит от правильного выбора типа и конструкции индуктора.

Основными характеристиками, определяющими конструкцию индуктора, являются: габаритные размеры и форма нагреваемых участков изделия, способ нагрева, частота тока, подводимая мощность, объем производства, степень механизации и т. д.

Основы расчета и проектирования нагревательных индукторов достаточно полно освещены в литературе [2, 21, 89] и здесь не рассматриваются. Для тел сложной конфигурации конструк-

ция индуктирующего провода, как правило, выбирается опытным путем.

Наплавочный индуктор состоит из следующих основных частей: индуктирующего провода, создающего магнитное поле требуемой конфигурации, токоподводящих шин, контактных пластин, служащих для присоединения к источнику питания, и системы водоохлаждения.

Индукторы для наплавки тонких листов. Осуществить процесс наплавки тонких листов технически довольно сложно, так как возникающие при нагреве напряжения приводят к значительным деформациям зоны упрочнения. Величина коробления (стрела прогиба) на нагреваемом участке, ограниченном холодными зонами, достигает значений, определяемых из выражения

$$h = \frac{l}{2} \sqrt{\alpha (T_2 - T_1) [2 + \alpha (T_2 - T_1)]}, \quad (22)$$

где α — коэффициент линейного расширения; для малоуглеродистой стали $\alpha = (10 \div 13) \cdot 10^{-6}$;

T_1, T_2 — начальная и конечная температура нагрева;

l — длина нагреваемой зоны

Коробление можно в значительной степени уменьшить, если закрепить нагреваемое изделие прижимами, как это показано на рис. 77. Такой способ закрепления создает благоприятные

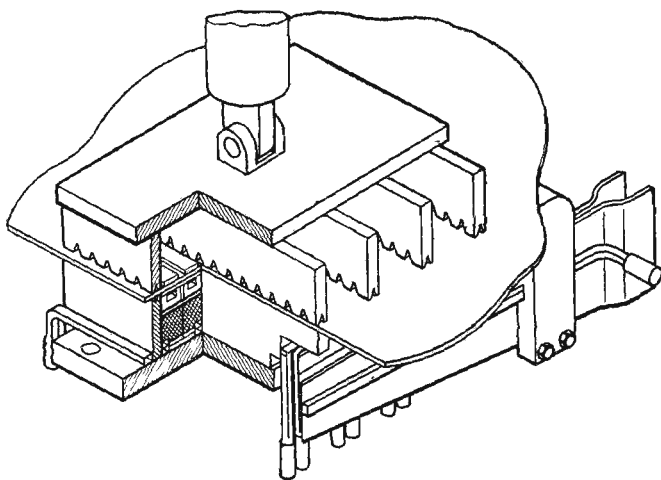


Рис. 77. Схема закрепления изделия при наплавке тонких листов

условия при наплавке листовой стали толщиной 2—4 мм. Для одновременной наплавки заготовок рештаков, имеющих габаритные размеры 2540×750×3 мм, четыремя полосками

40×30×0,8 мм применяется плоскочетлевым комбинированный пресс-индуктор (рис. 78).

Для повышения к. п. д. рабочие участки индуктирующего провода армированы ферритовыми магнитоводами П-образной формы из ферритной керамики Ф-100. Отличительной особенно-

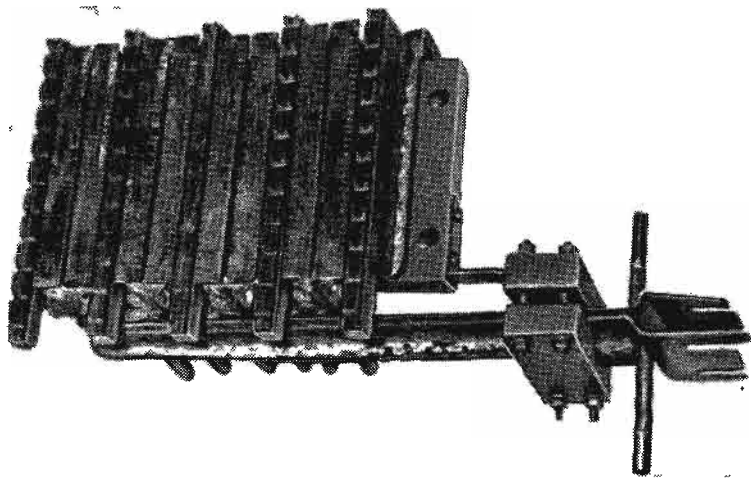


Рис. 78. Индуктор для наплавки сплавов на тонкие листы

стью ферритов этого типа является относительно высокая магнитная проницаемость ($\mu=100$) и максимально допустимая рабочая температура 350°C . Применение ферритов позволяет уменьшить потоки рассеивания магнитного поля индуктора и расположить в непосредственной близости индуктирующего провода массивные стальные стойки прижимов.

Для индукционной наплавки характерны чередующиеся резкие изменения температуры обрабатываемой поверхности изделия. Циклические температурные изменения оказывают разрушающее действие на ферриты. Для увеличения срока службы ферритов в индукторе применяется тепловое экранирование листовой медью, как это показано на рис. 79. Чтобы избежать увеличения эффективной ширины токопровода, в экранирующей части делают поперечные прорезы на ширину ножки ферритов, расположенные на расстоянии 7—12 мм друг от друга.

При сборке индуктора ферритовые подковки магнитопровода наклеиваются на токопровод кремнийорганическим лаком ФГ-9, что улучшает условия их охлаждения и устраняет вибрации. Каждая из четырех рабочих ветвей индуктора крепится к общей опорной плите двумя парами регулировочных винтов,

при помощи которых индуктор настраивается на одновременность наплавки.

Для улучшения условий закрепления нагреваемой зоны изделия опорные поверхности прижимов выполнены рифлеными.

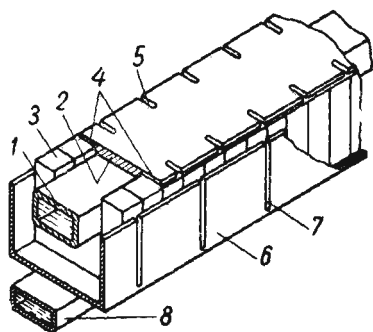


Рис. 79. Тепловое экранирование ферритами:

1—трубка водоохлаждения, 2—токопровод, 3—феррит, 4—тепловой экран, 5—паз для уменьшения эффективной ширины токопровода, 6—обойма, 7—паз в обойме для уменьшения вихревых токов, 8—трубка водоохлаждения

Все металлические узлы индуктора снабжены водоохлаждательными системами, обеспечивающими нормальный тепловой режим работы индуктора.

Управляемые индукторы.

В практике индукционной наплавки и других видов высокочастотной обработки в отдельных случаях появляется необходимость регулирования температуры вдоль зоны нагрева. Особенно это важно при одновременной наплавке деталей переменного сечения и большой длины. Температура нагрева элемента объема пропорциональна подведенной в этот объем энергии.

Активная мощность, передаваемая индуктором в тело на участке длиной l , равна

$$P_{ul} = \frac{U_{ul}^2 r_{ul}}{Z_{ul}^2} 10^{-3}. \quad (23)$$

где r_{ul} — полное сопротивление ветви индуктора на участке длиной l ,

Z_{ul} — полное сопротивление ветви индуктора.

Уменьшения передаваемой мощности на участке изделия можно достигнуть путем шунтирования этого участка индуктора дополнительным токопроводом.

Схема петлевого управляемого индуктора приведена на рис. 80. Индуктирующий провод 1 с контактными пластинами 2 разделен на четыре пары симметрично размещенных шунтируемых участков. Число шунтируемых участков выбирают исходя из общей длины зоны нагрева и допустимой длины участков нагрева 4. Шунты 3 присоединяются контактами 5 к индуктирующему проводу замыкателями 6 при помощи электромагнитов 7. Температура нагрева каждого из участков контролируется фотодиодными датчиками 9.

Полученные от датчиков сигналы преобразуются блоком управления 8 в сигналы команд на соответствующее срабатывание замыкателей. Управление замыкателями может осуще-

...ляться также по заданной программе при помощи реле времени или путем клавишного управления вручную.

В простейшем случае замыкатели могут приводиться в движение непосредственно вручную через изолирующие рукоятки

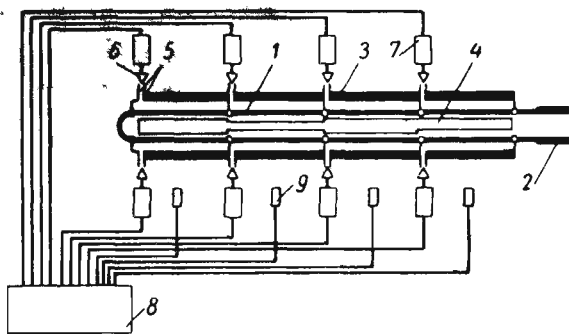


Рис. 80. Принципиальная схема управляемого индуктора

подобно тому, как это делается в рубильниках или разъединителях.

Управляемые индукторы дают возможность полностью прекратить или задержать процесс наплавки на одном или нескольких участках, не останавливая нагрева детали в целом

Другие виды индукторов. На рис. 81, а показан петлевой одновитковый индуктор для одновременной наплавки одного лезвия стрелчатых лап культиваторов на частоте 70 кГц. С целью повышения к. п. д. нагрева на участке лезвия, имеющего толщину 1,2 мм, верхняя ветвь индуктора смещена относительно нижней на 6 мм. Носовая часть лапы конструктивно выполнена более массивной. На этом участке увеличен зазор и отсутствует смещение ветвей. Встроенная асбоцементная плита служит опорной поверхностью для фиксирования деталей в индукторе.

На рис. 81, б показан петлевой редуктор для наплавки плужных лемехов одновременным способом. Кольцевое уширение служит для выравнивания поля у полевого скоса лемеха и облегчения регулирования индуктора.

Проходной индуктор (рис. 81, в) предназначен для наплавки плужных долотообразных лемехов на механизированных установках.

Трехвитковый овальный индуктор (рис. 81, г) используется для непрерывно-последовательной наплавки лопаток мельничных вентиляторов и дуг пескометов.

Индуктор (рис. 81, *б*) для одновременной центробежной наплавки режущих кромок сферических дисков-луцильников и дисковых борон устанавливается таким образом, чтобы образующая поверхность индуктора была параллельна касательной в средней точке внешней поверхности зоны упрочнения. Такая конструкция индуктора дает возможность наплавлять сфериче-

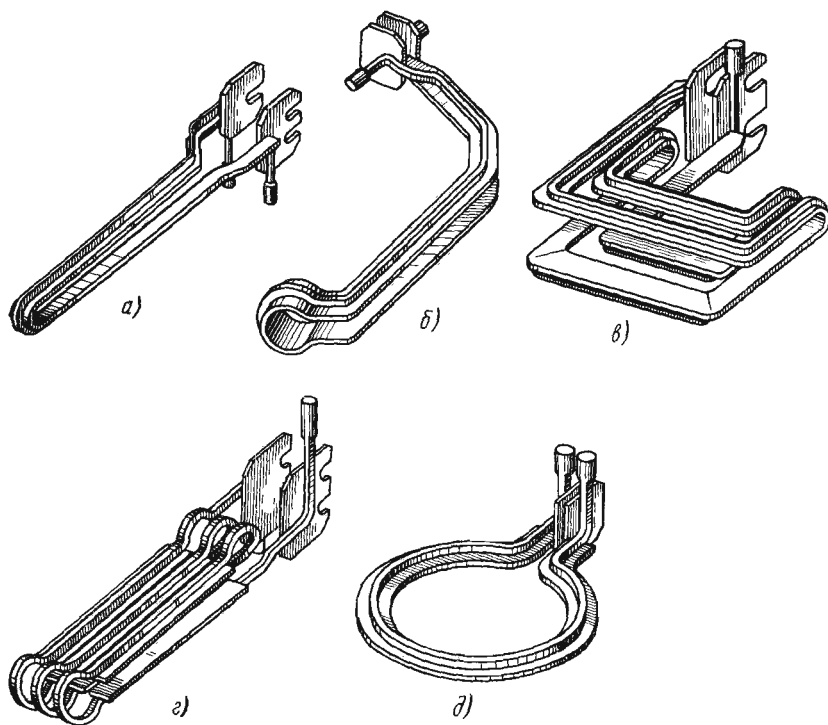


Рис. 81. Индукторы для наплавки различных деталей машин

ские тонколистовые детали с минимальными остаточными деформациями. Нагрев производится внешним электромагнитным полем, поэтому для повышения к. п. д. целесообразно армировать токопровод ферритами.

Индуктор для центробежной наплавки внутренних поверхностей концов труб пульповодов диаметром 195 мм состоит из трех последовательно включенных секций. Две крайние секции по шесть витков выполнены из медной трубки овального сечения. Средняя секция из шести витков выполнена из трубки прямоугольного сечения со стороной 13 мм. Каждая из трех секций имеет автономную систему охлаждения.

Межвитковая изоляция индуктора состоит из двух слоев стеклоленты, пропитанной кремнийорганическим лаком, и micaнитовой прокладки. В качестве тепловой изоляции используется непрозрачный кварц (в виде кольца). Для придания жесткости и предотвращения вибрации витки индуктора стянуты асбоцементными фланцами при помощи стальных омедненных шпилек. Индуктор предназначен для бестрансформаторного подключения к машинному генератору мощностью 50—100 квт на частоте 2500 гц при напряжении 375 в.

4. МЕХАНИЗИРОВАННОЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ НАПЛАВКИ

Технологическая схема автоматизированных устройств для индукционной упрочняющей наплавки в общем виде представлена на рис. 82.

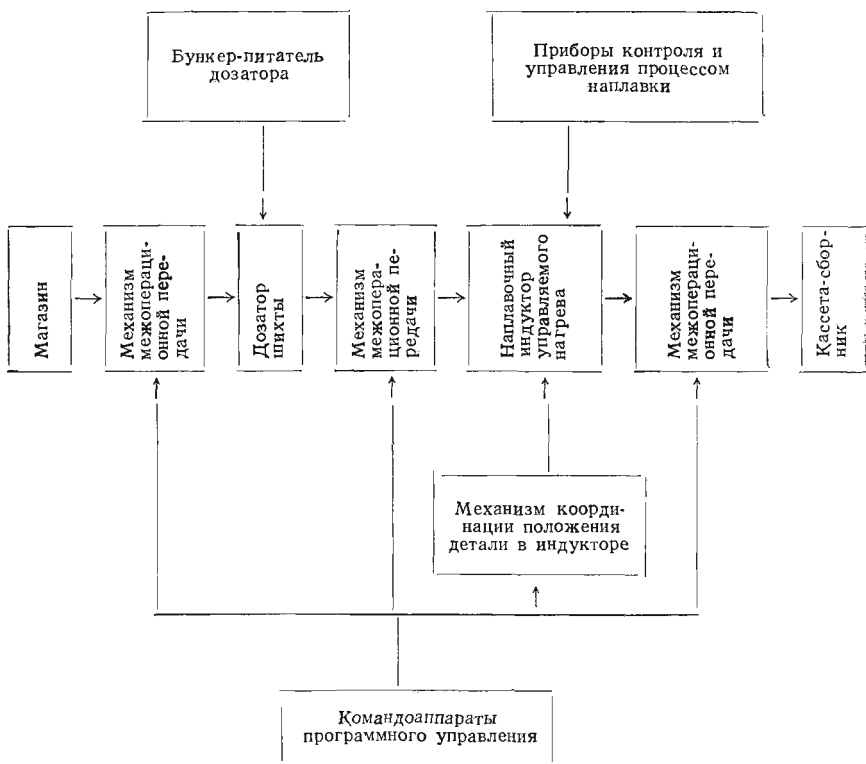


Рис. 82. Структурная схема автоматизированного устройства для индукционной упрочняющей наплавки

Магазин представляет устройство для накопления и поштучной подачи определенным образом ориентированных в пространстве заготовок.

Механизм межоперационной перемены является основным связующим звеном, обеспечивающим непрерывную загрузку и разгрузку исполнительных узлов автоматической установки.

Дозатор шихты — узел для точного внесения слоя порошковых наплавочных материалов с автоматической подпиткой из бункера-питателя.

Наплавочный индуктор — устройство для бесконтактного локального подвода высокочастотной энергии. Регулирование температуры вдоль зоны нагрева осуществляется путем изменения параметров индуктирующего провода.

Приборы контроля и управления процессом наплавки — многоканальные быстродействующие пирометры с фотодиодными датчиками дискретного регулирования процесса нагрева.

Командоаппараты программного управления (конечные выключатели, реле времени, контакторы и т. п.) — приборы, обеспечивающие повторение технологического цикла в заданной последовательности.

Механизм координации — устройство для установки детали в индукторе по базовым точкам.

Кассета-сборник предназначена для ориентированного сбора и транспортировки наплавленных деталей.

Целесообразность автоматизации данного вида производства и выбор типа автоматических машин должны базироваться на научно обоснованных принципах с учетом использования прогрессивной технологии и организации производства. Не менее важным условием является централизация проектирования и производства специального оборудования.

Полуавтоматическая линия для наплавки концов скребковых конвейеров (рис. 83) состоит из транспортера периодического действия, комбинированного пресс-индуктора и дозатора с пневматическим приводом, пресс-спрейера, пневмоприводов закрепляющих устройств. Обслуживается линия одним оператором, в функции которого входит контроль за процессом наплавки, подача команд на повторение цикла технологических операций и периодическая загрузка деталей на исходную позицию. Подача заготовок в пресс-индуктор и пресс-спрейер, нанесение шихты, включение нагрева, подача охлаждающей жидкости в спрейер и другие вспомогательные операции происходят автоматически в заданной последовательности.

Программное управление работой линии осуществляется при помощи электропневматических клапанов концевых выключателей, реле и контакторов. В качестве энергетического блока в линии используется высокочастотная установка ЛЗ-107 мощностью 100 квт на частоте 70 кгц. В отличие от общепринятой схе-

на линии применяется способ наплавки «опрокинутым» индуктором [101]. При этом способе индуктор располагается под наплавляемой деталью. Благодаря такому расположению индуктора воздушный промежуток между поверхностями индуктирующей

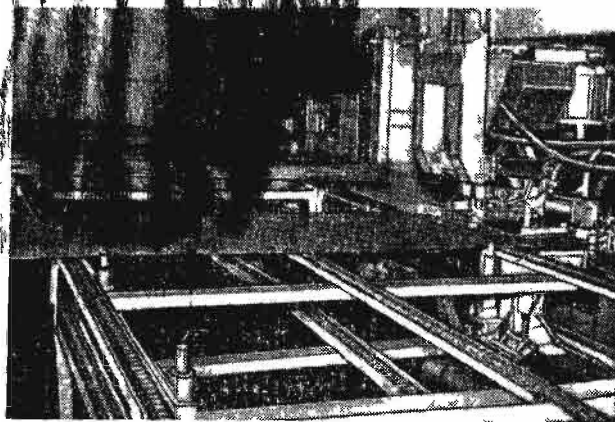


Рис. 83. Полуавтоматическая линия для наплавки рештаков

щего провода и детали сохраняется неизменным, несмотря на увеличение толщины изделия за счет наплавленного слоя. Так как глубина проникновения тока в металле на частоте 70 кгц соизмерима с толщиной изделия (3 мм), температура нагрева практически одинакова по всему сечению. Для повышения долговечности концы рештаков наплавляются четырьмя параллельными полосками 140×30 мм при толщине слоя 0,8 мм.

Производительность линии 120 наплавок в час. Габаритные размеры: длина 7320, ширина 3220, высота 2220 мм. Габаритные размеры наплавляемого изделия 2450×750×3 мм.

Полуавтомат для упрочняющей наплавки плоских заготовок ножей силосоуборочных комбайнов КС-2,6 непрерывно последовательным методом (рис. 84) состоит из сварной станины, магазина, дозатора, гладких направляющих, электропривода, замкнутого цепного конвейера и нагревательного индуктора. В качестве источника питания наплавочного индуктора используется высокочастотная установка ЛЗ-37 или ЛЗ-67.

Принцип действия полуавтомата построен по следующей схеме. Непрерывно движущейся цепью конвейера при помощи специальных кулачков заготовки ножей выталкиваются из магазина и по направляющим перемещаются через дозатор и наплавочный индуктор. При этом поочередно в дозаторе наносит-

ся слой порошковой шихты. В индукторе шихта расплавляется, в результате чего на кромке ножа образуется слой наплавленного металла шириной 12 и толщиной 0,4–0,6 мм. Применение стабилизированного управляемого привода типа ПМУ-5М позволяет задавать оптимальную скорость движения детали. При

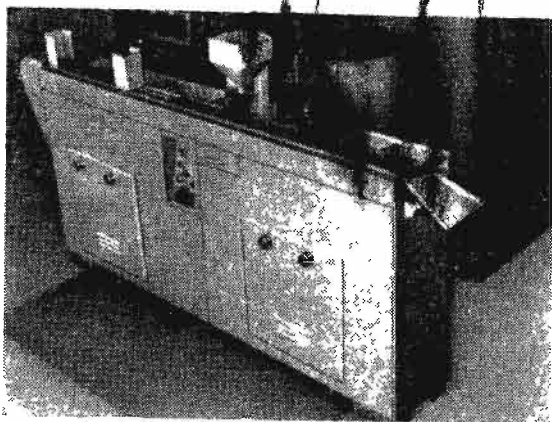


Рис. 84. Полуавтомат для наплавки ножей комбайна КС-2,6

наплавке ножей силосоуборочных комбайнов КС-2,6 производительность составляет 25–30 шт/ч. Габаритные размеры установки 2600×1450×350 мм. Установка может быть использована для наплавки деталей длиной до 750 и шириной до 150 мм.

Установка для непрерывно-последовательной наплавки ножей бульдозеров предназначена для поочередной наплавки двух лезвий ножа челночным способом, т. е. когда при прямом ходе наплавляется одна сторона ножа, а при обратном — вторая. Установка действует по такому же принципу, как и станок для наплавки силосоуборочного комбайна.

Наплавляемый нож на исходной позиции устанавливается в спутник, приводимый в движение от электропривода с бесступенчатой регулировкой скорости. Пройдя через дозатор и индуктор, нож, наплавленный по одной стороне, входит в кантователь. Для наплавки второй стороны нож в кантователе поворачивается вокруг продольной оси, проходит в обратном направлении через второй дозатор и индуктор и возвращается на исходную позицию. Для облегчения загрузки ножей в спутник загрузочный стол оборудован шариковыми опорами.

Установка агрегируется с высокочастотной установкой ЛЗ-107 или ЛЗ-207. Габаритные размеры 3500×450×1350 мм. Производительность — 4–5 ножей в час.

Опытная установка для наплавки плужных долотообразных лемехов (рис. 85) состоит из магазина 1 емкостью 15 заготовок лемехов, гладких направляющих 2, шагового шатунно-кривошипного механизма передачи деталей по технологическим позициям 3, штангового движителя деталей с самоустанавливающимся

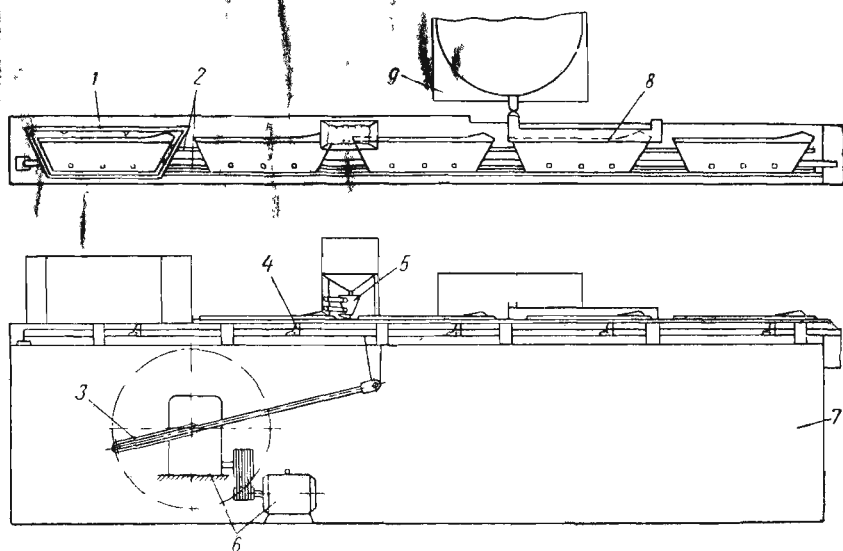


Рис. 85. Схемы опытной установки для наплавки плужных лемехов

щимися собачками 4, плавающего дозатора 5, механизма привода 6, станины 7, наплавочного индуктора 8, питаемого от высокочастотной установки 9.

Механизм передачи деталей по технологическим позициям приводится в движение от электродвигателя через червячный редуктор при помощи кривошипа и шатуна.

В процессе рабочего хода нижний лемех, высвобожденный кулачками штурной отсечки, при помощи штангового механизма извлекается из магазина и передается на первую промежуточную позицию. Одновременно с этим с первой промежуточной позиции второй лемех передается на вторую промежуточную позицию, при этом на его поверхность в зоне наплавки наносится при помощи дозатора слой порошковой шихты; третий лемех вводится в наплавочный редуктор, четвертый передается на позицию кристаллизации, пятый сталкивается на конвейер для транспортировки на операции окончательной обработки.

Дозатор состоит из бункера-питателя и щелевой воронки. Щель дозатора разделена на две части, одна из которых нормально закрыта скиповым затвором, а вторая — поворотной шторкой. Затворы открываются автоматически при набегании

носовой части лемеха на кофры. Благодаря этому почти полностью исключается произвольное порывание шихты. По мере расхода шихты щелевая воронка автоматически дополняется из бункера-питателя через отверстие в дне, при этом постоянный уровень шихты в воронке поддерживается за счет естественного подпора. Равномерная толщина слоя шихты достигается копированием контура лемеха. Проектная производительность установки — 60—70 лемехов в час (фабричные размеры: длина 4200, ширина 600, высота 1800 мм).

Наплавка тел вращения. Если при наплавке горизонтальных плоских поверхностей гравитационные силы способствуют компактной упаковке шихты и выдавливанию наплавленного слоя, то при наплавке цилиндрических поверхностей действие этих сил мешает осуществлению процесса.

Гравитационные силы могут быть уравновешены центробежными силами, возникающими при вращении тела вокруг оси. Исходя из граничных условий равновесия элемента объема жидкого металла в верхней критической точке, минимальная скорость вращения тела может быть определена из выражения

$$n = \frac{1}{2\pi} \sqrt{\frac{g}{R}} \text{ об/мин}, \quad (24)$$

где g — ускорение, вызванное гравитационными силами;

R — радиус кривизны внутренней поверхности тела вращения.

С учетом вредного действия сил, вызванных вибрациями, магнитными полями и т. д., скорость вращения цилиндрических тел при наплавке определяется с достаточной для практических расчетов точностью из выражения $n = 600 \cdot \sqrt{R}$ об/мин.

На рис. 86 показана зависимость скорости вращения от диаметра внутренних цилиндрических поверхностей. Наплавку внутренних цилиндрических поверхностей при толщине стенки 15—18 мм целесообразно выполнять при нагреве через внешнюю поверхность на частоте 1000—2500 гц.

Оптимальная частота тока определяется из уравнения

$$f = 44 \cdot 10^2 \frac{\rho}{(R_m - \delta_c) \delta_c}, \quad (25)$$

где R_m — наружный радиус тела;

δ_c — толщина стенки;

ρ — удельное сопротивление материала.

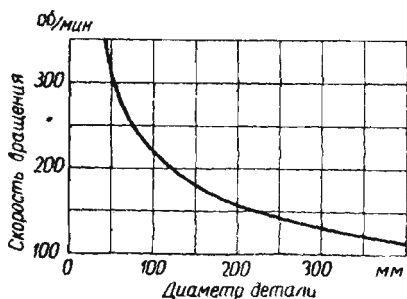


Рис. 86. Зависимость скорости вращения от диаметра детали

В остальном процесс наплавки цилиндрических деталей не имеют существенных отличий от процесса наплавки плоских деталей. Качество наплавленного металла повышается при нанесении наплавочной шихты на предварительно прогретую поверхность до $600-700^{\circ}\text{C}$, так как при этом уменьшается выгорание флюсов и улучшаются условия формирования слоя.

На рис. 87 представлен макрошлиф трубы пульповода диаметром 194 мм, наплавленной на лабораторном стенде.

Для наплавки заготовок балансира гусеничных тракторов и других аналогичных деталей используются токарные станки.

Шероховатость поверхностей наплавленного слоя соответствует 3—4-му классу чистоты, что дает возможность в ряде случаев использовать детали, не прибегая к дополнительной обработке.

Режим наплавки участка трубы длиной 200 мм, диаметром 194 мм при толщине стенки 8 мм следующий:

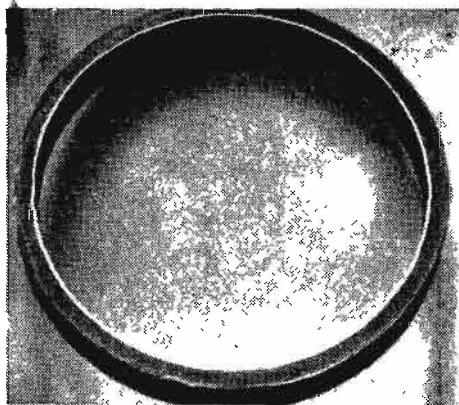


Рис. 87. Макрошлиф наплавленной трубы диаметром 194 мм

Напряжение на индукторе в в	375
Ток внешней цепи индуктора в а	150
Коэффициент мощности	0,75
Частота в гц	2500
Потребляемая активная мощность в квт	45
Продолжительность наплавки в сек	220
Продолжительность подстуживания наплавленного металла на спокойном воздухе в сек	150
Скорость вращения в об/мин	200
Диаметр трубы в мм	194
Толщина стенки в мм	8

Изделия больших диаметров с толстыми стенками наплавляются непрерывно-последовательным способом.

На рис. 88 показан лабораторный стенд для наплавки внутренних поверхностей втулок углесосов диаметром 360 мм. Стенд представляет двухвалковый кантователь с приводом от электродвигателя постоянного тока. Для нанесения шихты используется щелевой дозатор. Наплавочный индуктор в виде прямоугольной спирали обеспечивает равномерное сплавление шихты по всему сечению наплаваемого слоя.

Наплавка рабочих органов культиваторов¹. Рабочие органы культиваторов (лапы) выпускаются в двух основных разновидностях: лапы плоскорежущие и лапы стрелчатые.

Стрелчатые лапы из-за относительной сложности конфигурации наплавляются последовательным способом [104], т. е. поочередной наплавкой каждого из двух лезвий в петлевом индукторе шириной 12 мм. При использовании частоты 70 гц оси ветвей индуктора смещаются относительно друг друга на 6 мм, что является необходимым для обеспечения нормальных условий нагрева сравнительно тонкого тела лезвия лапы.

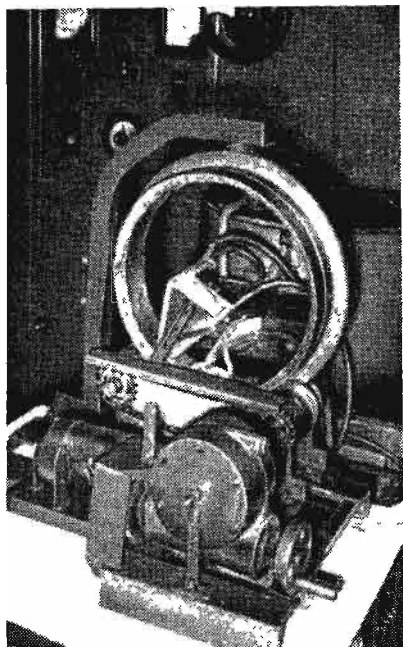


Рис. 88. Лабораторный стенд для наплавки втулок диаметром 364 мм

Продолжительность наплавки для типоразмеров лопаток УК-1014, УК-1013 и УК-412 составляет соответственно 15, 16, 18 сек. При наплавке на частоте 440 кгц продолжительность наплавки может быть сокращена на 1—3 сек за счет уменьшения влияния неравномерности толщины лезвия после фрезерования на стабильность процесса.

Для наплавки используется шихта, представляющая механическую смесь порошков твердого сплава ПС-5 и флюса, содержащего борный ангидрид, буру и силикокальций.

Шихта наносится на наплавляемые участки поверхности детали полуавтоматическим дозатором. Для удобства транспортировки деталей к наплавочным установкам шихта предварительно спекается в газовой печи при температуре около 600°С.

Наплавленные детали подвергаются нормализации посредством индукционного нагрева до температуры 800—830°С для снятия внутренних напряжений и улучшения структуры основного металла.

Наплавка лопаток мельничных вентиляторов. На Каменском машиностроительном и Барнаульском котельном заводах индукционная наплавка рабочих поверхностей лопаток мельнич-

¹ Технология наплавки лап культиваторов разработана инженером М. С. Смотров под руководством д-ра техн. наук В. Н. Ткачева при участии специалистов Ростовского НИИТМа и завода «Красный Аксай».

их вентиляторов заменила малопроизводительный и неэкономичный способ электродуговой наплавки пластинчатым электродом.

Существенным недостатком электродугового способа является большая глубина проплавления основного металла и, как следствие, неоднородность слоя по химическому составу и износостойкости.

Индукционная наплавка лопаток вентиляторов ВМ-40/750 площадью 410 см^2 и ВМ-50/1000 площадью 512 см^2 ведется непрерывно-последовательным способом на специальной установке.

Станок работает по принципу периодического проталкивания наплавляемой детали по гладким направляющим при помощи реечного толкателя. Для обеспечения возможности подбора оптимальной скорости движения детали в станке применен электропривод ПМУ-2М-1, реверсированный таким образом, чтобы при рабочем ходе скорость движения наплавляемой детали составляла $0,1—0,2 \text{ м/мин}$, а возврат механизма толкателя в исходное положение производился со скоростью $0,6—0,8 \text{ м/мин}$. В процессе рабочего хода механизма толкателя наплавляемая деталь поочередно проходит дозатор и петлевой наплавочный индуктор. Нормальное положение детали в горизонтальной и вертикальной плоскостях обеспечивается при помощи гладких водоохлаждаемых направляющих. Производительность станка $12—15$ лопаток в час. Габаритные размеры: длина 2700 , ширина 650 , высота 1550 мм . Продолжительность наплавки лопатки размерами $397 \times 198 \text{ мм}$ составляет $3,5 \text{ мин}$. При наплавке в таких условиях образующийся на поверхности твердого сплава шлак полностью отделяется при остывании. В отличие от лопаток, наплавленных пластинчатым электродом (рис. 89, а), поверхность лопаток, наплавленных индукционным способом (рис. 89, б), получается ровной, без раковин и других дефектов.

Высокочастотная наплавка позволила увеличить производительность труда в 5 раз, сократить расход флюса в 8 раз и расход твердого сплава в 2 раза.

Наплавка режущих кромок сферических дисков луцильщиков возможна двумя способами: непрерывно-последовательным и одновременным. Первый способ относительно малопроизводителен, требует непрерывного контроля и регулирования хода процесса наплавки. Преимуществом этого способа является возможность наплавки дисков как по внутренней, так и по наружной поверхностям.

При наплавке одновременным способом снижается уровень деформации диска, наплавленный слой получается стабильным по толщине; значительно снижается доля участия оператора в осуществлении процесса.

Для получения равномерного по толщине упрочняющего слоя наплавку производят при вращении диска в горизонтальной плоскости. Исходя из условий равновесия сил, действующих на элемент объема жидкого металла, скорость вращения

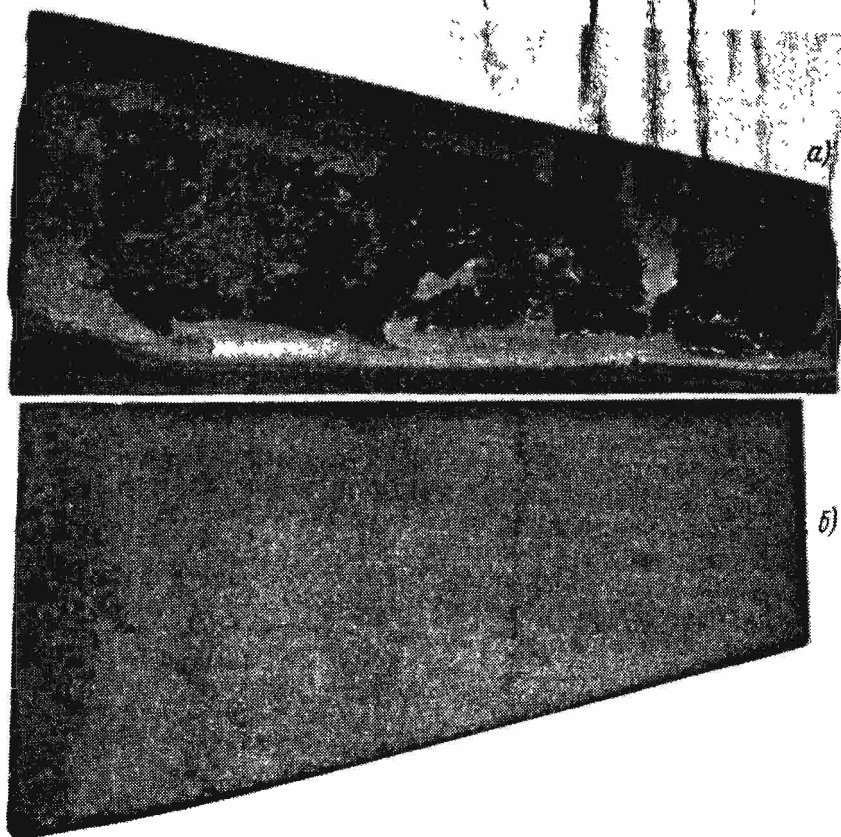


Рис. 89. Лопатки мельничных вентиляторов, наплавленные пластинчатым электродом [а] и индукционным способом [б]

диска при наплавке можно приближенно определить из уравнения

$$n = 600 \sqrt{R \operatorname{tg} \varphi} \text{ об/мин.} \quad (26)$$

где R — радиус диска в см;

φ — угол между касательной в средней точке зоны наплавки и плоскостью вращения диска.

Диск нагревается плоским кольцевым индуктором через внешнюю поверхность. Такой способ передачи энергии позво-

вести наплавку с высоким к. п. д. на частоте менее 70 кГц. Рис. 90 показан рабочий момент наплавки одновременным вращательным способом дисков лущильника БТ-401 на лабораторной установке. Для наплавки применяется порошковая шихта, состоящая из 85% твердого сплава и 15% флюса П-1,5.

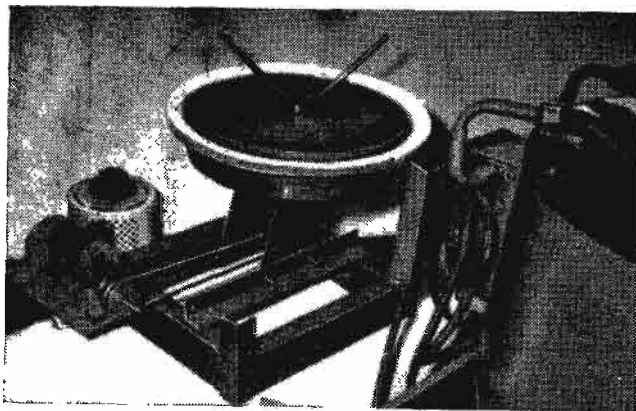


Рис. 90. Наплавка дисков лущильников на лабораторной установке

Как обычно, слой шихты на наплавляемую поверхность наносится при помощи дозатора. Режим наплавки следующий:

Анодное напряжение в кв	10
Напряжение на контуре в кв	5—6
Ток анода в а	11—10
Ток сетки в а	1,5—1,8
Продолжительность наплавки в мин	1
Продолжительность подстуживания в мин	0,1
Скорость вращения в об/мин	40

Установка для наплавки толкателей клапанов двигателей внутреннего сгорания методом залива расплавленного присадочного металла (рис. 91) создана на Горьковском автозаводе. Она состоит из поворотного стола 1 с 24 вращающимися шпинделями 2, четырехпозиционного индуктора подогрева тарелки клапана 3, плавильного индуктора 4 с керамическим тиглем 5, бункера 6 с загрузочной трубкой 7, механизма вращения стола и шпинделей 8, ворошителя 9, механизма 10 штучной подачи палочек присадочного материала 11. В качестве присадочного материала применяется легированный чугун в виде цилиндрических палочек.

Подлежащие наплавке толкатели 12, вставленные в зажимные стаканы шпинделей, вращаясь вокруг оси, периодически через 8 сек перемещаются на величину шага между шпинделями.

составляющую $\frac{1}{24}$ часть окружности. В процессе периодического движения толкатели поступают на позицию дозатора засыпки флюса (на схеме не показан) и приводят его в действие, при этом в выточку толкателя засыпается порция флюса. Затем

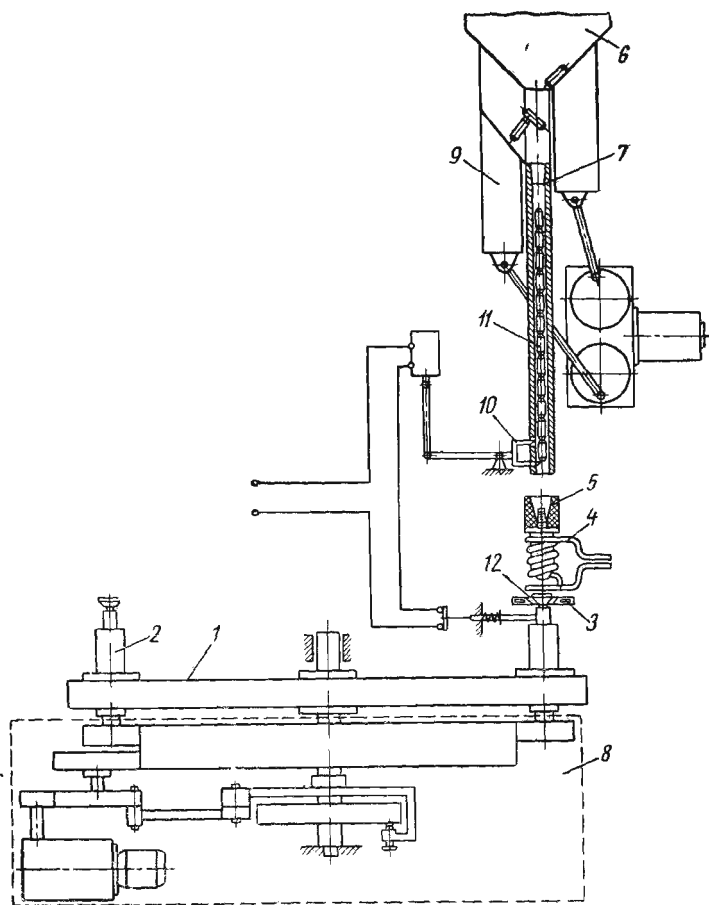


Рис. 91. Кинематическая схема установки для направки толкателей клапанов

толкатели входят в зону действия четырехпозиционного индуктора, в котором нагреваются до температуры $1150-1200^{\circ}\text{C}$. Нагретый толкатель передается на позицию плавящего индуктора, внутри которого находится керамический тигель.

Чугунные палочки при помощи ворошителя 9 накапливаются в загрузочной трубке 7 и сбрасываются при помощи меха-

низма штучной подачи в плавильный тигель. Понав в плавильный тигель, палочка нагревается, и через 1—2 сек расплав стекает через отверстие в дне на разогретую тарелку толкателя. При следующем повороте стола наплавленные толкатели последовательно поступают на каждую из четырех позиций охлаждения водой, где они охлаждаются до температуры 700—750° С и затем извлекаются из установки.

Тигель, в котором плавятся палочки присадочного материала, изготавливается путем прессования в прессформе из смеси 30% карборунда и 70% огнеупорной глины и последующего обжига при температуре 1350—1400° С в течение 96 ч.

5. ТЕХНИКО-ЭКОНОМИЧЕСКИЕ ПОКАЗАТЕЛИ НАПЛАВКИ

Индукционная наплавка позволяет повысить долговечность рабочих органов в 2,5—4 раза, при этом за весь период работы наплавленные детали не нуждаются в ремонте.

Об экономических преимуществах индукционной наплавки убедительно свидетельствуют данные сравнительного экономического расчета, выполненного применительно к условиям завода «Алтайсельмаш» (табл. 19).

Почвообрабатывающие машины имеют много быстроизнашивающихся деталей, что, естественно, снижает коэффициент равнопрочности (отношение стоимости деталей новой машины к стоимости этих деталей и запасных частей, используемых за весь срок службы машины). Особенно часто приходится заменять и ремонтировать рабочие органы.

По данным ГОСНИТИ коэффициент равнопрочности плуга П-5-35М при работе в средних условиях равен 0,433, а при применении в тех же условиях упрочненных лемехов повышается на 18,5% и достигает 0,510.

Применение упрочненных рабочих органов повышает коэффициент стабильности регулировок, в котором учитываются затраты на ремонт, монтаж и демонтаж деталей, смазку и регулировку машины за время ее эксплуатации. В результате применения на плугах упрочненных лемехов коэффициент стабильности регулировок повышается на 64%. Это свидетельствует об уменьшении объема ремонтных работ и технического обслуживания при эксплуатации.

Окончательной оценкой целесообразности упрочнения является экономический показатель, в котором наряду с дополнительными затратами на изготовление деталей с улучшенными качествами учитывается эффект от их использования при эксплуатации.

В новых условиях планирования и материального стимулирования предприятие производит расчеты эффективности мероприятий, повышающих качество продукции. При этом цена

Статья расхода	Стоимость в коп.			
	Индукцион- ная наплавка	Ручная газовая наплавка	Автоматиче- ская газовая наплавка	Электродуго- вая наплавка пучком электродов
Основные материалы . . .	63,42	73,9	107,4	65,3
Основная заработная плата	7,43	30,1	20,4	22,9
Транспортно-заготови- тельные расходы . . .	4,44	4,7	6,9	4,2
Цеховые расходы . . .	29,72	110	93,8	116,8
Общезаводские расхо- ды	5,94	21	14,3	16
Специальный инструмент	1	3,9	2,6	2,9
Освоение процесса . . .	20	18,4	18,4	18,4
Заводская себестоимость	132	292	264	246

упрочненных деталей должна быть такой, чтобы можно было обеспечить прибыль на единицу продукции не ниже, чем при выпуске деталей без упрочнения.

Разность между фактической и нормативной прибылью на единицу изделия до упрочнения [83]

$$P_a = (C_a - C_a) - E_n K_a, \quad (27)$$

а после упрочнения

$$P_b = (C_b - C_b) - E_n K_b, \quad (28)$$

где P_a, P_b — разность между фактической и нормативной прибылью до и после упрочнения;

C_a, C_b — цена единицы продукции до и после упрочнения,
 C_a, C_b — себестоимость единицы продукции до и после упрочнения;

E_n — нормативная прибыль в рублях с 1 руб. производственных фондов;

K_a, K_b — удельные капитальные вложения или производственные фонды, отнесенные к единице продукции.

Дополнительная прибыль предприятия от проведения мероприятий по повышению качества изделий определяется по формуле

$$\mathcal{E} = E_n(K_a - K_b) + (C_a - C_b) + (Ц_b - Ц_a). \quad (29)$$

Мероприятие по повышению качества обычно увеличивает фондоемкость продукции и себестоимость, но и эти убытки обязательно должны быть перекрыты дополнительной прибылью от повышения цены продукции. Источником этой прибыли является прибыль, возникающая при эксплуатации машин с упрочненными рабочими органами.

Следовательно, экономическая целесообразность выпуска упрочненных деталей в области производства определяется правильным установлением новых цен, обеспечивающих предусмотренную норму прибыли.

В сфере эксплуатации при работе упрочненными рабочими органами помимо экономии за счет снижения расходов на ремонты и покупку запасных частей резко снижаются потери, вызванные простоями сельскохозяйственной техники.

Неплановый простой машины, связанный с ремонтом затупившихся рабочих органов, можно оценить коэффициентом простоя [93]:

$$K_n = \frac{\Sigma t_n}{T_n}, \quad (30)$$

где Σt_n — суммарное время непланового простоя в ч;

T_n — расчетная продолжительность агротехнического периода в ч.

Величина K_n всегда меньше единицы, при этом чем она больше, тем для выполнения необходимого объема работы в установленные агротехнические сроки больше потребуются резервных машин и тем ниже будет производительность тракторного агрегата.

Количество резервных машин определяется по формуле

$$Z = \frac{K_n}{1 - K_n}.$$

Годовые затраты C_n на простой пахотного агрегата представляются следующим выражением [23]:

$$C_n = Z C_i (e + d + l) + 0,5 g \mu K_n T_n, \quad (31)$$

где e — нормативный коэффициент эффективности капиталовложений, долей/год.

d — норма годовых отчислений на реновацию;

l — норма годовых отчислений на хранение машины;

g — средняя ставка рабочего;

μ — доля оплачиваемого простоя;

C_i — стоимость пахотного агрегата.

Экономия, получаемая от ликвидации ремонтов, связанных с затуплением рабочих органов, составит

$$C_{рем} = \left(\frac{W_э}{W_{рем}} - \frac{W_э}{W_{изм}} \right) l_{рем},$$

где $W_э$ — годовая выработка агрегата;
 $W_{рем}$ — выработка рабочего органа до затупления;
 $W_{изм}$ — выработка рабочего органа до выбраковки;
 $l_{рем}$ — стоимость одного ремонта рабочего органа.

Для наплавки используется большое количество износостойких сплавов, имеющих самую различную стоимость. Выбор износостойких сплавов по наименьшей цене наплавочного материала, без учета износостойкости, может привести к большому экономическому ущербу. В свою очередь, выбор износостойких сплавов только по их износостойкости также может быть нерентабельным. Выбор наиболее рационального варианта наплавки должен зависеть от износостойкости наплавочного сплава и технико-экономической эффективности его применения. Наиболее удобно технико-экономическую эффективность применения наплавочных материалов производить по методике, предложенной В. Г. Колесовым [36].

При выборе сплава для упрочнения конкретной детали технико-экономический эффект определяется для каждого варианта наплавки по формуле

$$\mathcal{E}_a = \left(\frac{C}{L} - \frac{C_n}{L_n} \right) L_0 n, \quad (32)$$

где C, C_n — себестоимость стандартной и наплавленной детали;
 L, L_n — объем выполненной работы агрегатом до полного износа стандартной и наплавленной детали;
 L_0 — объем работы, для которого определяется эффективность;
 n — число деталей, установленных на испытываемом агрегате.

Относительная эффективность \mathcal{E}_o определяется из отношения

$$\mathcal{E}_o = \frac{Ck}{C_n}, \quad (33)$$

где k — коэффициент относительной износостойкости, определяемый по формуле

$$k = \frac{L_n}{L}. \quad (34)$$

Если величина \mathcal{E}_o меньше единицы, применение данного варианта наплавки экономически нецелесообразно. Себестои-

мость наплавленной детали ориентировочно можно определить по формуле

$$C_n = C + Q_n k_m C_m + (b_n t_n + b_n t_n) (1 + H) + Q_n k_\phi C_\phi, \quad (35)$$

где Q_n — вес износостойкого сплава, наплавленного на одну деталь, в кг;

k_m — коэффициент, учитывающий потери сплава;
 $k_m = 1,08 \div 1,12$;

k_ϕ — коэффициент, учитывающий количество флюса в шихте; $k_\phi = 0,12 \div 0,2$;

C_m и C_ϕ — цена 1 кг наплавочного материала и флюса в руб.;

b_n и b_n — часовая тарифная ставка наплавщика и рабочих, занятых дополнительными подготовительными операциями;

t_n и t_n — продолжительность наплавки и дополнительное подготовительное время в ч на 1 деталь;

H — коэффициент, учитывающий накладные расходы; $H = 1,5 \div 3$.

Продолжительность индукционной наплавки ориентировочно определяется по формуле

$$t_n = \frac{Q_n}{q},$$

где q — часовая производительность индукционной наплавки в зависимости от толщины наплавленного слоя (от 3 кг для тонких слоев до 9 кг для слоев 2 мм и более).

Когда продолжительность наплавки установлена опытным путем, в формулу (35) подставляются усредненные экспериментальные данные.

В качестве примера приведены данные по технико-экономической эффективности применения различных наплавочных материалов для наплавки лап культиваторов (табл. 20).

Таблица 20

Наплавочный материал	Цена сплава C_m в руб./кг	Расход сплава Q_n в кг	Коэффициент, учитывающий потери сплава, k_m	Коэффициент, учитывающий количество флюса в шихте, k_ϕ	Себестоимость C_n в руб.	Коэффициент относительной износоустойчивости k	Относительная эффективность \mathcal{E}_0
Стандартная лапа	—	—	—	—	0,298	1	—
Сормайт ПС-3	0,74	0,025	1,1	0,2	0,502	2,6	1,54
ПС-3	6,37	0,032	1,1	0,2	0,688	3,1	1,34
ПС-5	0,38	0,025	1,1	0,2	0,486	3,9	2,37

На основании данных табл. 20 можно сделать вывод об экономической целесообразности использования для упрочения лап культиваторов сплава ПС-5. Так, от замены сплава сормайт сплавом ПС-5 только по заводу «Красный Аксай» получена годовая эффективность более 1 млн. руб.

При использовании упроченных лемехов стоимость обработки 1 га при наплавке сплава сормайт в среднем снижается на 15 коп., кроме того, применение упроченных лемехов за счет повышения производительности эквивалентно увеличению парка пахотных агрегатов на 2,5%.

По аналогичной схеме может быть выполнен анализ экономической целесообразности применения метода индукционной наплавки для упрочнения других быстроизнашивающихся деталей машин.

* * *

ЛИТЕРАТУРА

1. Алов А. А. Сварка — процесс взаимной кристаллизации. «Автогенное дело», 1936, № 12.
2. Бабат Г. И. Индукционный нагрев металла и его промышленное применение «Энергия», 1965
3. Берзина И. Г., Савицкая Л. К., Савинцев П. А. Исследование структуры металлов вблизи границы раздела при контактном плавлении Известия вузов. Физика, 1962, № 3. стр. 160.
4. Блантер М. Е. Физические основы химико-термической обработки. М., Машгиз, 1949.
5. Богачев И. Н. Металлография чугуна. Свердловск. Metallургиздат, 1962
6. Брук Б. Н., Авдей Г. М. Диффузия углерода в зоне сплавления разнородных сталей. В сб. «Сварка», т. 2, Судпромгиз, 1959.
7. Вепринцев В. И. Состояние производства и применение твердых износостойких наплавочных материалов в СССР и за рубежом. В сб. «Износостойкие наплавочные материалы и методы их наплавки», вып. 1, Москва, МДНТП, 1966.
8. Вологдин Вл. В. Пайка и наплавка при индукционном нагреве. М.—Л., «Машиностроение», 1965.
9. Вольперт Г. Д. Наплавка износостойкими сплавами. М., Промстройиздат, 1953.
10. Гарбер М. Е., Зеликман И. Д., Цылин И. И. Исследование литых износостойких сплавов. В сб. «Износостойкие материалы для деталей горных машин и технологические методы повышения срока их службы», Труды ВНИИПТУГЛЕМАШ, вып. 11, М., «Недра», 1966, стр. 57—77.
11. Гладкий П. В., Переплетчиков Е. Ф., Фрумин И. И. Плазменная наплавка хромоникелевых сплавов, легированных кремнием и бором, «Автоматическая сварка», 1968, № 9.
12. Глушков Г. И., Лозинский М. Г. Новый метод наплавки твердых сплавов при индукционном нагреве т. в. ч. «Вестник машиностроения», 1951, № 8, стр. 28—34
13. Гудремон Э. Специальные стали, т. 1. Пер. с нем. Metallургиздат, 1960.
14. Гринберг Н. А., Лившиц Л. С. Наплавка деталей, работающих в условиях абразивного износа. «Автоматическая сварка», 1962, № 7
15. Гузов С. Г., Стрижевский И. И. Техника безопасности при газопламенной обработке металлов. М., Машгиз, 1962.
16. Гуляев Б. Б. Затвердевание и неоднородность стали. М., Машгиз, 1958.
17. Гутерман В. М. и Тененбаум М. М. Влияние микроструктуры на износостойкость углеродистой стали при абразивном изнашивании. «Металловедение и термическая обработка металлов», 1966, № 11.