



Principles of a choice of modes of thermal processing of a detail with a coating are considered. As a way of reception hardfacing an alloy, it is offered diffusional alloying a carbonaceous wire. The way allows to adjust the content of alloying elements for achievement through hardenability a layer.

В. Г. ДАШКЕВИЧ, БНТУ

УДК 621.785:621.81

МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПОЛУЧЕНИЯ ТЕРМООБРАБАТЫВАЕМЫХ НАПЛАВЛЕННЫХ СЛОЕВ ИЗ ДИФфуЗИОННО-ЛЕГИРОВАННОЙ ПРОВОЛОКИ

Введение. При восстановлении и упрочнении деталей машин используются различные способы нанесения покрытий, позволяющие получать поверхность с требуемым химическим составом, высокой твердостью и износостойкостью.

Каждый из известных методов восстановительно-упрочняющей обработки в силу своих особенностей имеет рациональную область применения, не всегда экономически оправдан и полноценно решает задачи долговечности деталей машин. Решением проблем может служить совершенствование известных способов обработки, технологий, а также эффективное использование материальных ресурсов.

В настоящее время особое внимание уделяется способам получения покрытий, где в качестве наплавочного материала выступает проволока (наплавка под слоем флюса, вибродуговая наплавка, наплавка в среде CO_2 и т. д.) [1]. Характерным примером можно считать автоматическую и полуавтоматическую наплавки изношенных деталей ходовой части гусеничных тракторов, подверженных интенсивному контактно-абразивному изнашиванию. Эти способы характеризуются высокой производительностью и широкими технологическими возможностями. В недавнем прошлом ВНПО «Ремдеталь», ГОСНИТИ (г. Москва) и их филиалы специально проектировали и серийно выпускали установки для восстановления наплавкой деталей гусеничной техники [2].

Для восстановления деталей, которые работают в условиях трения металл по металлу, высоких удельных давлениях, атмосферной коррозии и умеренного абразивного изнашивания, на рынке представлено большое количество серийно выпускаемых сплошных и порошковых проволок: Нп-40Х13, Нп-40Х3Г2МФ (ГОСТ 10543-98), Н-350

(Hilco), ПП-АН120 (ГОСТ 26101-84), ВЕЛТЕК-Н360 (торговая марка «ВЕЛТЕК»), Lincore 40-О (Lincoln), ОК Tubrodur 15.43 (ESAB) и др. В дополнение к общим сведениям производители, как правило, приводят рекомендации по выбору материала для выполнения подслоя, информацию по термической обработке и получаемой твердости.

Очевидным условием применения технологии к конкретным предприятиям является ее экономическая эффективность. Стоимость наплавочного материала в значительной степени определяет эффективность технологии восстановления наплавкой. Одними из перспективных направлений, ориентированных на снижение материальных затрат и расширение технологических возможностей материалов, являются использование диффузионно-легированного наплавочного сплава, в том числе полученного из металлоотходов, а также термическая обработка детали с нанесенным покрытием.

Созданные научные основы диффузионного легирования и накопленный экспериментальный материал позволяют получать наплавочный материал с заданным химическим составом [3-5]. Для получения конкурентоспособной наплавочной диффузионно-легированной проволоки предпочтительна электрохимико-термическая обработка, которая дает возможность радикально ускорять процесс диффузионного легирования [6]. Дополнительно удешевить проволоку можно, применяя металлтермию для получения насыщающих смесей. Границы применимости такого наплавочного сплава определяются в основном исходным для легирования материалом, а рациональная степень легирования для получения наплавочного сплава составляет не более 3-5 мас. %.

Традиционно применяемые в наплавочных технологиях сплавы, как правило, не предусматри-

вают последующей упрочняющей термической обработки. На практике из термической обработки применяются лишь отпуск от температур наплавки для уменьшения внутренних напряжений, а также предварительный и сопутствующий подогревы [7].

Цель и задачи – определить особенности проектирования наплавочного сплава, полученного способом химико-термической обработки, установить принципы термической обработки наплавленной детали и возможные пути оптимизации режима термической обработки изделия с точки зрения связи структура–свойства. Исследовать технологические свойства диффузионно-легированной проволоки при использовании ее в качестве наплавочного сплава.

Материалы и методика исследований. В исследованиях в качестве основных легирующих элементов приняты бор, хром, титан. Исходным материалом для диффузионного легирования являлась недорогая углеродистая проволока Стали 70 (У7) (ГОСТ 9389-75). Насыщение проводили из борсодержащей, хромосодержащей и титаносодержащей порошковых сред традиционной химико-термической обработкой и электроконтактным способом. Металлографические исследования выполняли на металлографическом комплексе с микроскопом фирмы «Olympus».

Исследование прокаливаемости проводили по стандартному методу торцевой закалки (ГОСТ 5657-69). Образец для исследования отличался от стандартного наличием пазов трапециевидной формы по образующей цилиндра [8]. В пазах выполняли наплавку исследуемых сплавов. Способ

наплавки – аргонодуговая с использованием проволоки в качестве присадочного материала.

Результаты исследований. Рассмотрим обобщенную блок-схему технологического процесса восстановления деталей ходовой части гусеничных тракторов (звенья, опорные катки, грунтозацепы, пальцы, втулки) диффузионно-легированной проволокой (рис. 1). Технологический процесс восстановления имеет две характерные операции: процесс наплавки диффузионно-легированной проволоки и последующая термическая обработка полученной детали. Термическая обработка расширяет возможности наплавочного материала одновременно с термообработкой наплавленного слоя и основной металл детали имеет возможность улучшить свои механические свойства.

Сплавы, которые рекомендуются для наплавки деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания и умеренных ударных нагрузок, содержат, как правило, такие элементы, как Cr, Ti, B, Si, Mn.

Хром наиболее доступный карбидообразующий элемент, имеющий низкую стоимость. Легирование хромом снижает склонность аустенитного зерна к росту при нагреве, способствует существенному увеличению прокаливаемости, а также замедлению процесса распада мартенсита.

Применение титана для микролегирования и легирования стали длительное время сдерживалось его высокой химической активностью. Образуются оксиды типа Ti_xO_y , со стехиометрическими коэффициентами, зависящими от концентраций кислорода и титана, титан в дуговом разряде активно выгорает. Одним из наиболее важных свойств ти-

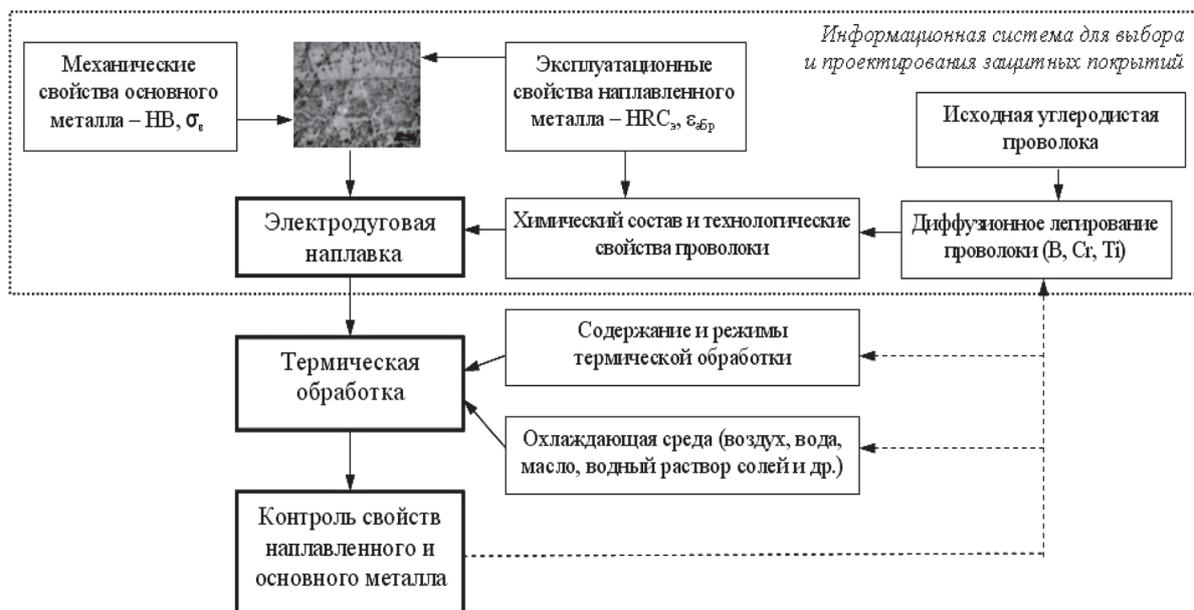


Рис. 1. Блок-схема технологического процесса восстановления деталей ходовой части гусеничных тракторов диффузионно-легированной проволокой

тана является его способность образовывать прочные и тугоплавкие карбиды. Диффузионное легирование проволоки только карбидообразующими элементами хромом и титаном имеет и недостатки: при традиционном способе насыщения к диффузионному потоку нужно добавить встречный диффузионный поток, который зависит от наличия углерода и легирующих элементов. В результате диффузии хрома в железо и углерода в приповерхностном слое образуются химические соединения – карбиды насыщающего элемента. В связи с этим скорость взаимной диффузии резко падает, так как подвижность атомов в этих химических соединениях небольшая.

Для реализации технологического процесса наплавки необходимо обеспечить повышенную защиту диффузионно-легированной наплавочной проволоки от воздействия окружающей среды, такую роль выполняет бор. Считается, что влияние бора на свойства железа подобно влиянию углерода, но в несколько раз более сильное. В железоуглеродистых сплавах бор образует фазу с кристаллической решеткой цементита. Атомы бора могут замещать до 80% атомов углерода с образованием тройного соединения $Fe_{23}(CB)_6$. Увеличение прокаливаемости наплавленных слоев обеспечивается только бором, находящимся в твердом растворе, из-за повышенной химической активности избыток его выше предела растворимости, что приводит к образованию карбидов и карбоборидов в наплавке.

Проведенные исследования позволили определить наиболее успешно реализуемые схемы легирования проволоки У7 (ГОСТ 5657-69), условия и режимы их получения. Это сплавы систем легирования Fe–C–B, Fe–C–B–Cr, Fe–C–B–Ti. Необходимо отметить, что углеродистая проволока имеет низкую стоимость и имеется практически на любом ремонтном предприятии, также относительно порошковых систем, легирование стальной проволоки более технологичный процесс, поскольку повышается равномерность обработки, проще ее отделить от насыщающей смеси, возможна реализация непрерывного процесса легирования. Диффузионное насыщение углеродистой проволоки обеспечивает повышенную концентрацию элементов на ее периферийных участках, улучшая технологические и эксплуатационные свойства (флюсуюущеупрочняющее воздействие).

Структура поперечного сечения проволоки после диффузионного легирования имеет четко выраженные границы слоя, толщина его варьируется от 10 до 150 мкм в зависимости от насыщающих элементов и необходимой степени легирования

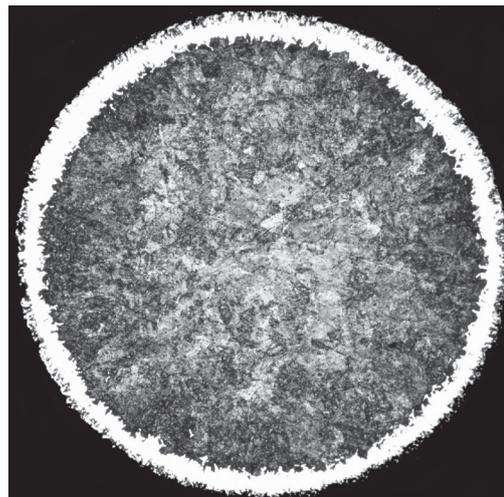


Рис. 2. Микроструктура борохромированной проволоки Сталь 70 (У7). $\times 100$

(рис. 2). Анализ микроструктуры поперечного сечения проволоки после диффузионного легирования показал, что борохромированный слой имеет четко выраженные границы, форма слоя – иглоподобная. На микроструктуре проволоки Сталь 70 (рис. 2) выявляется двухфазный слой – фаза $(Fe, Cr)B$ в наружной зоне, фаза $(Fe, Cr)_2B$ во внутренней зоне слоя. Структура ядра – перлитная толщина диффузионного слоя составляет примерно 100–150 мкм. Предположения по фазовому составу подтверждают изменение микротвердости по глубине частицы. Микротвердость оболочки изменяется от 22,0 до 16,0 ГПа, что соответствует микротвердости фаз $(Fe, Cr)B$ и $(Fe, Cr)_2B$. Далее она падает до 2400 МПа, т. е. до микротвердости перлитной составляющей структуры. Перлитная структура сердцевины обусловлена тем, что диффузионное насыщение проволоки ведется при температурах выше точки A_{c3} и последующем медленном охлаждении. Также необходимо отметить, что перлит сохраняет пластинчатое строение.

На свойства наплавки и образующиеся структуры наплавленного слоя большое влияние оказывает перемешивание основного и присадочного металла. Состав наплавленного металла значительно отличается от состава присадочного, который связан с выгоранием легирующих элементов с поверхности проволоки.

Для определения коэффициентов перехода (K_{yCB}) (см. таблицу) легирующего элемента в наплавленный металл при электродуговой наплавке производили наплавку на образцы из стали 20. Коэффициент перехода (K_{yCB}) легирующего элемента определяли как отношение расчетного количества элементов до процесса наплавки и фактического содержания, определенного по результатам химического анализа наплавленных слоев.

Значения коэффициентов перехода ($K_{\text{ув}}$) легирующих элементов в сварочный валик при электродуговой наплавке диффузионно-легированной проволоки Сталь 70 (У7) в среде защитных газов

Легирующий элемент	Толщина диффузионного слоя, мкм	$K_{\text{ув}}$	Ориентировочный фазовый состав диффузионного слоя
Бор (В), хром (Сг)	100	В – 0,4–0,3 Сг – 0,5–0,6	(Fe, Cr) ₂ B, (Fe, Cr)B
Бор (В), титан (Тi)	50	В – 0,6–0,7 Тi – 0,4–0,5	Твердый раствор В и Тi в Fe, FeTi ₂ , TiB ₂

Процессы, происходящие в процессе наплавки, имеют ряд отличительных особенностей. Наиболее важное отличие – происходящее растворение диффузионного слоя в столбе дуги. Сформированный процессом химико-термической обработки диффузионный слой растворяется, легируя основной металл. Процесс начинается с переходной зоны, постепенно ее толщина возрастает. В непосредственной близости к капле область смыкается, образуя однородную структуру (рис. 3). Металл на этом участке находится некоторое время в таком состоянии, которое способствует протеканию активной диффузии легирующих элементов между твердой и жидкой фазами переходной зоны. Исследования структурообразования при наплавке, проведенные для диффузионно-легированной углеродистой, имеющей систему легирования Fe–C–B–Cr проволоки, выявили важную особенность – при высоких скоростях наплавки растворение диффузионного слоя затормаживается. Наблюдается эффект «обгорания» (разрушения диффузионного слоя), что резко снижает коэффициент перехода легирующих элементов в сварочную ванну. Зависит такой процесс от фазового и химического составов проволоки, геометрии объекта и режимов нанесения (U , I). В нашем случае для проволоки диаметром 1,6 мм (толщина диффузионного слоя

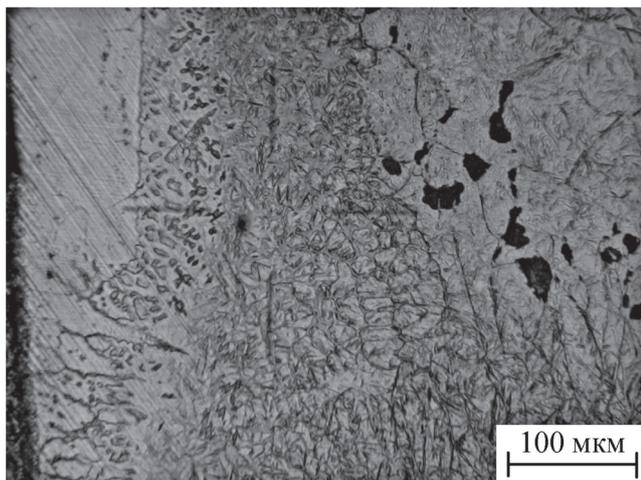


Рис. 3. Микроструктура борхромированной проволоки, охлажденной в момент зарождения капли (участок проволоки, непосредственно примыкающий к электродной капле)

100–120 мкм) с режимом наплавки: сварочный ток $I_{\text{св}} = 120–150$ А, напряжение на дуге $U_{\text{д}} = 28–32$ В, скорость наплавки $V_{\text{н}} = 60–80$ м/ч, вылет электрода 30–40 мм происходило полное растворение диффузионного слоя.

Термическая обработка наплавленной детали. Полноценная термическая обработка значительно расширяет функциональные возможности материалов. Концептуально решение задачи по разработке термообрабатываемого наплавочного сплава должно основываться на следующих принципах.

1. Выбор режима термической обработки должен обеспечивать как минимум сохранение прочностных свойств основного металла. Как правило, в качестве основного металла применяются углеродистые конструкционные стали. Для таких сталей целесообразно проведение нормализации или заковки с отпуском. Применяется также изотермическая заковка и заковка с самоотпуском. Основное влияние на свойства закаленной стали оказывает температура отпуска. Как известно, лучшее сочетание свойств обеспечивает заковка с высоким отпуском, в то же время возможно проведение среднетемпературного отпуска, обеспечивающего более высокий предел упругости. Выбор вида термической обработки в основном определяется условиями работы, прочностными показателями детали, а также химическим составом основного и наплавленного металла.

2. Состав наплавочного сплава должен быть экономно-легируемым, чтобы обеспечить не общепринятое упрочнение избыточными фазами (карбидами, нитридами, боридами) литого металла, а увеличение абразивной износостойкости за счет мартенситных и бейнитных структур. Существенное значение для протекания вторичной кристаллизации имеют условия охлаждения. Наиболее активно снижению критической скорости охлаждения способствуют карбидообразующие элементы Сг, Тi и др. Причиной является уменьшение скорости диффузии углерода. Влияние этих легирующих элементов проявляется и в смещении критических точек на диаграмме распада аустенита. Так, температура критических точек A_{c1} , A_{r1} при увеличении содержания хрома повышается. При содержании в стали от 0,4–0,5%С и 3% хрома температура точек A_{c1} стали увеличивается от 750 до 780 °С [9].

3. Количество и длительность операций термической обработки должны быть минимальными. Например, назначение нормализации как вида термической обработки экономически более обосновано, трудоемкость и затраты электроэнергии для ее проведения значительно меньше, тем более, если происходит закаливание на воздухе наплав-

ленного слоя (так называемое «самозакаливание»). Для углеродистых хромистых сталей закалка на воздухе возможна при содержании хрома более 3%.

4. Охлаждающие среды по возможности должны быть «мягкие» (вплоть до воздушного охлаждения). Для конструкционных легированных сталей образование закалочной структуры мартенсита или нижнего бейнита может привести к растрескиванию и значительному короблению детали. Легированная сталь имеет меньшую теплопроводность, чем углеродистая, поэтому требует замедленных нагрева и охлаждения во избежание коробления и трещин. Ограничением также является склонность ряда сталей к проявлению отпускной хрупкости.

Режимы нагрева под закалку следует выбирать, ориентируясь в большинстве случаев на температуры растворения карбидов, а не на критическую температуру аллотропических превращений.

Особо следует отметить функциональное назначение легирующих элементов, которое не ограничивается в традиционном обеспечении высокой износостойкости за счет первичного образования твердых фаз, а дополняется влиянием легирующих элементов на кинетику распада аустенита (изменение критической скорости закалки, температуры критических точек). При небольшом содержании легирующих элементов большинство из них (за исключением кобальта) снижают критическую скорость охлаждения, т. е. увеличивают прокаливаемость. Количество легирующих элементов в таком сплаве, очевидно, значительно меньше. В дополнение легирующие элементы должны обладать малой склонностью к коагуляции при отпуске и достаточной растворимостью в аустените.

При наплавке деталей, где в качестве основного металла выступает конструкционная сталь, а конструкционные стали подвергаются двойной термической обработке закалка+отпуск, оптимизация структуры и свойств биметаллического изделия может быть разделена на этапы соответственно операциям термической обработки. Для исследования прокаливаемости, получения соответствующих структурных составляющих и свойств различных сплавов при одних и тех же условиях охлаждения можно сопоставлять С-образные диаграммы распада аустенита. Наиболее информативен способ графического наложения диаграмм вместе с кривыми охлаждения.

Основное требование в процессе проектирования наплавочного сплава для восстановления деталей, подверженных контактно-абразивному изнашиванию, состоит в том, что наплавленный слой должен иметь высокую твердость 50–55 HRC_э. Мартенсит – главная структурная составляющая сталей высокой твердости, обеспечивающая наряду с карбидами их высокие износостойкость, сопротивление пластической деформации и твердость. Твердость мартенсита в закаленном состоянии определяет общую твердость стали. Кроме того, наиболее выгодными с экономической точки зрения и высокой степени износостойкости в условиях абразивного изнашивания с ударными нагрузками являются стали с мартенситной и мартенситно-карбидной структурой.

При закалке проведение оптимизации производится согласно диаграммам термокинетического (изотермического) распада аустенита. На рис. 4 показаны наложенные диаграммы термокинетиче-

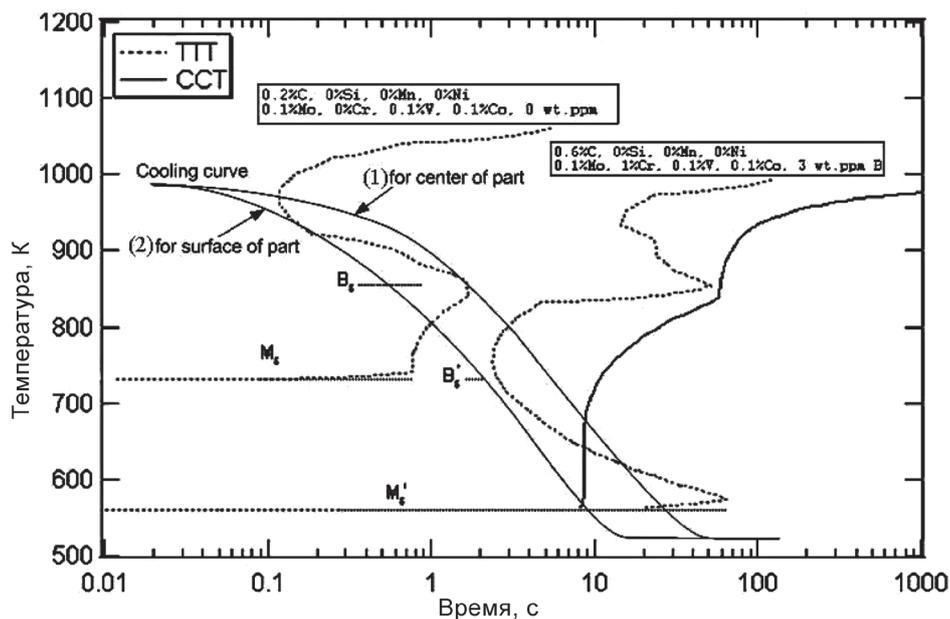


Рис. 4. Диаграмма изотермического (ТТТ) и термокинетического (ССТ) распада аустенита для стали 20Г и стали типа 60XP3 (спрогнозировано с помощью EWI Virtual Joining Portal) [10]

ского (изотермического) распада аустенита для стали 20Г основного металла детали и металла наплавленного слоя (марка стали типа 60ХРЗ).

Такое наложение диаграмм справедливо для детали при анализе структур, получаемых в направлении параллельной линии сплавления основного и наплавленного металла, или для случая, когда толщиной наплавленного покрытия можно пренебречь. В нормальном направлении скорость охлаждения основного металла будет иметь меньшее значение и зависеть от толщины и теплофизических свойств наплавленного слоя.

При выборе технологии охлаждения на практике наиболее часто используют критическую скорость охлаждения. Использование критической скорости в качестве показателя устойчивости аустенита имеет и недостатки, связанные с отсутствием учета степени однородности и размера зерна. Поэтому даже для одной и той же марки стали критическая скорость может колебаться в широких пределах. Зависимости химического состава и критической скорости, полученные Вебером и Рози, позволяют определить расчетным путем критическую скорость закалки [11]. В нашем случае для реализации процесса проектирования важно решение обратной задачи – определение необходимого химического состава наплавленного слоя для достижения сквозной прокаливаемости.

Первоначально строится кривая термокинетического распада аустенита для наплавленного слоя

исходя из рациональной степени легирования предполагаемого наплавленного сплава. Затем подбирается режим охлаждения исходя из условий «мягкого» режима. Этот этап имеет множество вариантов реализации: использование ступенчатой термической закалки, охлаждение в одном охлаждающем (расплавленная соль, масло, водные растворы). На следующем этапе корректируется химический состав наплавки до степени, когда критическая скорость охлаждения обеспечит образование мартенситной (бейнитной) структуры. Следует отметить, что после прохождения участка бейнитного превращения $V_{s'}$ (бейнитный «нос», рис. 4) скорость охлаждения может быть замедлена.

После наплавки и термической обработки образуется гетерогенный износостойкий слой, структура наплавки представляет собой мелкоигльчатый мартенсит с небольшим количеством остаточного аустенита и избыточных фаз. В равновесном состоянии структура сплава Fe–C–B–Cr, содержащего 0,5–0,6 %C, 1–2 %Cr, 3–5 %B, будет состоять из перлита, боридов типа $(Fe, Cr)_2B$ и небольшого количества карбоборидов. Высокая микротвердость избыточных фаз и дисперсность матрицы обуславливают существенное повышение твердости.

Важным для практического применения является исследование прокаливаемости наплавленного и основного металлов. Например, для случая, когда в центральной зоне массивной детали, изгото-

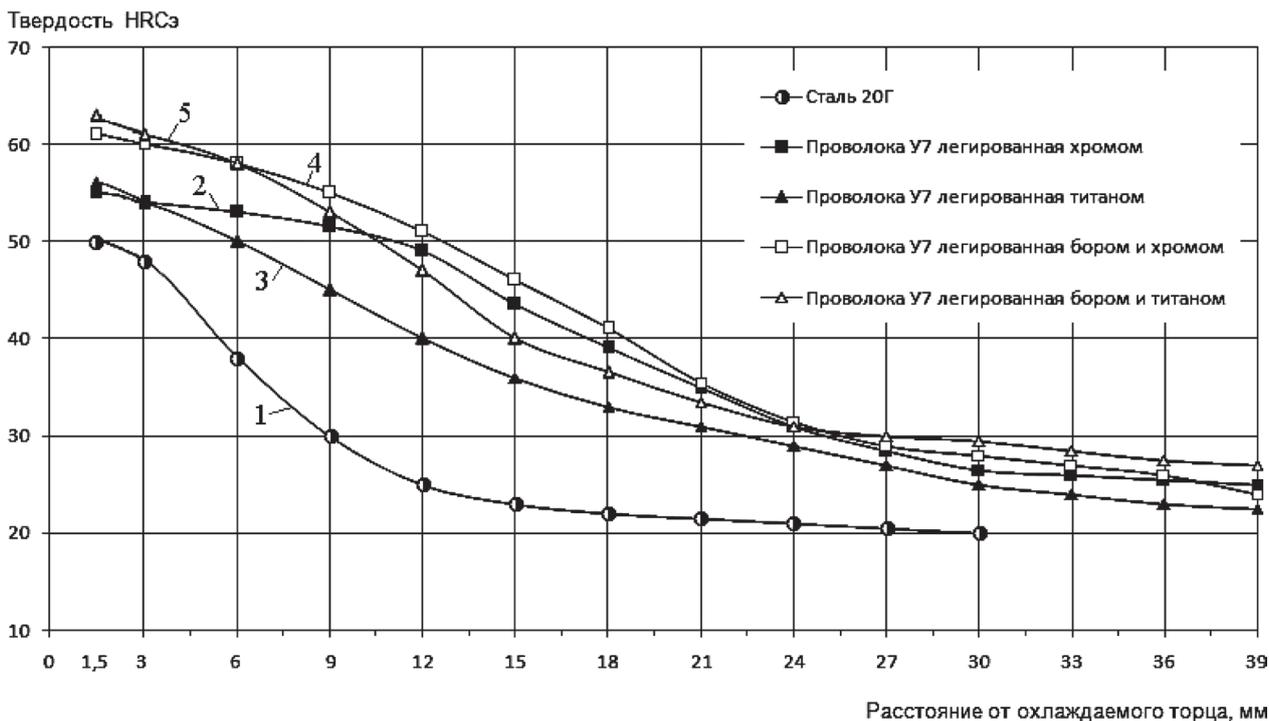


Рис. 5. Прокаливаемость наплавленных слоев различных сплавов: 1 – Сталь 20Г; 2 – Сталь 70 + Cr (около 1 мас.%); 3 – Сталь 70 + Ti (около 1,5 мас.%); 4 – Сталь 70 + B (около 3 мас.%) + Cr (около 1 мас.%); 5 – Сталь 70 + B (около 3 мас.%) + Ti (около 1 мас.%)

товленной из высокопрочного сплава, из-за низкой прокаливаемости предел прочности может оказаться значительно ниже, чем у сплава, обладающего высокой прокаливаемостью, хотя и имеющего более низкую прочность. Во всех других случаях необходимо обеспечить минимальную прокаливаемость основного металла и сквозную прокаливаемость наплавленного.

Для рассматриваемого случая исследования прокаливаемости наплавов проводили по общепринятой методике оценки твердости полумартенситной зоны. Использование методик расчета прокаливаемости [12], SAE J406 (США) [11] по методу Гроссмана и других затруднительно, поскольку они имеют свои границы применимости и не учитывают влияние бора. Результаты исследования по способу торцевой закалки на образцах, содержащих наплавленный металл в пазах, приведены на рис. 5.

Полученные данные согласуются с известными представлениями о влиянии карбидообразующих элементов на прокаливаемость. Весьма важным является более высокая прокаливаемость исследуемых наплавов по сравнению с металлом основы (Сталь 20Г). Это позволяет подбирать согласованный режим термической обработки, при котором мартенситная структура будет формироваться только в наплавленном слое, а основной ме-

талл будет иметь более вязкую сорбитную или перлитную структуру.

Выводы. Рассмотрены основные принципы разработки термообработываемого наплавочного сплава. Исследована возможность графической оптимизации при выборе режима термообработки наплавленной детали.

Использование диффузионного насыщения для систем легирования Fe–C–B–Cr, Fe–C–B–Ti приемлемо в качестве способа получения наплавочного сплава при невысокой степени легирования элементом (до 5 мас.%). Слабыми местами процесса наплавки являются выгорание легирующих элементов с поверхности проволоки и плохое растворение диффузионного слоя. Для эффективности процесса необходимо сопоставлять режимы наплавки с толщиной диффузионного слоя и его фазовым составом.

Скорость охлаждения детали при закалке должна обеспечивать получение мартенситной (бейнитной) структуры в наплавленном слое, а для основного металла детали – феррито-цементитной смеси. Достигается это не только подбором температурно-скоростного режима охлаждения, но и регулированием химического состава наплавляемого материала. Таким образом, обеспечивается подбор термообработываемого наплавочного сплава под конкретную деталь и ее материальное исполнение.

Литература

1. Восстановление деталей машин: Справ. / Ф. И. Пантелеенко, В. П. Лялякин, В. П. Иванов, В. М. Константинов; Под ред. В. П. Иванова. М.: Машиностроение, 2003.
2. Каталог сварочно-наплавочного оборудования. ВНИО «Ремдеталь». М., 1984.
3. Химико-термическая обработка металлов и сплавов: Справ. / Г. В. Борисенко, Л. А. Васильев, Л. Г. Ворошнин и др.; М.: Металлургия, 1981.
4. Ворошнин Л. Г., Пантелеенко Ф. И., Константинов В. М. Теория и практика получения защитных покрытий с помощью ХТО. 2-е изд. Мн.: ФТИ; Новополоцк: ПГУ, 2001.
5. Пантелеенко Ф. И. Самофлюсующиеся диффузионно-легированные порошки на железной основе и защитные покрытия из них. Мн.: УП «Технопринт», 2001.
6. Константинов В. М., Семенченко М. В., Губанов А. С., Дашкевич В. Г. Электрохимико-термическое насыщение стальной проволоки для защитных покрытий // Материалы Междунар. науч.-техн. конф., посвященной 75-летию ФТИ. Мн., 2006. С. 428–434.
7. Новиков И. Н. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1986.
8. Образец для исследования твердости наплавленных поверхностей: Пат. 2296. МПК G 01N 3/40 / В. М. Константинов, В. Г. Дашкевич.
9. Лившиц Л. С., Гринберг Н. А., Куркумели Э. Г. Основы легирования наплавленного металла. М.: Машиностроение, 1969.
10. Material Algorithms Project (MAP) [Электронный ресурс] / Department of materials Science and Metallurgy. University of Cambridge. U. K. Режим доступа: <http://www.msm.cam.ac.uk/map>. Дата доступа 20.12.2008.
11. Энциклопедический справочник термиста-технолога: В 3-х т.: Т. 3 / С. Б. Масленков, А. И. Ляпунов, Б. К. Зинченко и др.; Под общ. ред. С. Б. Масленкова. М.: Наука и технологи, 2004.
12. Серпик Л. Г. Оценка прокаливаемости белых легированных чугунов // Металловедение и термическая обработка металлов. 2007. № 8. С. 47–51.