

Рис. 7. Зависимость усилия формоизменения переходной кромки от ее величины

Из графика следует, что даже для достижения минимальной величины переходной кромки B_c, обеспечивающей фаску 1×45°, достаточно пресса с номинальным усилием 2500 кН.

В Ы В О Д

Предложенная методика расчета усилия деформирования при пластическом формообразовании фланца в трубной заготовке с заранее заданной величиной поверхности перехода от стенки трубы к фланцу позволяет выбрать пресс соответствующего номинального усилия.

Л И Т Е Р А Т У Р А

1. **Романовский, В. П.** Справочник по холодной штамповке / В. П. Романовский. – Л.: Машиностроение, 1971. – 782 с.

2. **Зубцов, М. Е.** Листовая штамповка / М. Е. Зубцов. – Л.: Машиностроение, 1980. – 432 с.

3. **Попов, Е. А.** Основы теории листовой штамповки / Е. А. Попов. – М.: Машиностроение, 1968. – 284 с.

4. **Ершов, В. И.** Совершенствование формоизменяющих операций листовой штамповки / В. И. Ершов, В. И. Глазков, М. Ф. Каширин. – М.: Машиностроение, 1990. – 312 с.

5. **Особенности** формообразования пластическим деформированием фланца в трубной заготовке / Л. А. Исаевич [и др.] // Металлургия. – Минск: Наука и техника, 2005. – Вып. 29. – С. 157–164.

6. **Сторожев, М. В.** Теория обработки металлов давлением / М. В. Сторожев, Е. И. Попов. – М.: Машиностроение, 1977. – 423 с.

7. **Исаевич, Л. А.** Способ повышения усталостной прочности и долговечности малолистовых рессор / Л. А. Исаевич, Д. М. Иваницкий // Металлургия. – Минск: Наука и техника, 2005. – Вып. 29. – С. 148–157.

8. **Третьяков, А. В.** Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением / А. В. Третьяков, В. И. Зюзин. – М.: Металлургия, 1973. – 224 с.

Поступила 22.02.2007

УДК 621.891.8

ВОДОРОДОСТОЙКИЕ ЗАЩИТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ТРЕНИЯ МАШИН И ОБОРУДОВАНИЯ, РАБОТАЮЩИХ В ТЕХНОГЕННЫХ ВОДОРОДСОДЕРЖАЩИХ СРЕДАХ

Доктора техн. наук, профессора ШЕЛЕГ В. К., ПРИСЕВОК А. Ф.

Белорусский национальный технический университет

Термодинамический анализ адсорбции и абсорбции водорода металлами, а также результаты многочисленных экспериментальных и теоретических исследований систем «металл – водород» свидетельствуют о том, что водород растворяется в окта- и тетрапорах кристаллической решетки металлов в ионизированном состоянии, накапливается в порах и других дефектах кристаллической решетки в молекулярной форме, вступает в химическое взаимодействие с различными элементами и фазами, имеющимися в металлах и сплавах, а также адсорбируется внутри металла на поверхностях микрополостей, пор, микротрещин и т. п. и сегрегирует на несовершенствах кристаллической решетки. В зависимости от условий насыщения водородом и природы сплавов будут преобладать те или иные формы состояния водорода в металлах, между которыми существует динамическое равновесие. Различные формы существования водорода в стали подтверждаются опытами фракционного опреде-

ления водорода в металлах. Для предотвращения диспергирования металлов, работающих в водородсодержащих средах, предпринимаются попытки создания композиционных материалов, пассивирующих к адсорбции и сорбции водорода, не разрушающихся при длительной эксплуатации и обладающих улучшенными техническими характеристиками. Известно, что взаимодействие водорода с металлами (не образующими гидридов) зависит от ряда факторов, наиболее важными из которых являются: химическое сродство металлов с водородом; радиусы междоузлий для различных металлов; радиус электронной оболочки водорода.

В то же время распределение водорода в металлах, и особенно в сплавах, осуществляется неравномерно и главным образом в поверхностных слоях, а наибольшая его концентрация в зависимости от градиента температуры отмечена по границам зерен стали, раздела «карбид – матрица», в порах, во внутренних трещинах, около включений, что приводит к возникновению поля упругих напряжений. При высокотемпературном (600–800 °С) наводороживании дефекты кристаллической решетки не играют решающей роли в процессах адсорбции, определяющими факторами здесь являются электронная структура металлов и способность элементов и других фаз образовывать химические соединения с водородом. При сравнительно невысоких температурах (180–300 °С), наоборот, дефекты кристаллической решетки металла играют значительную роль при наводороживании. Так, насыщение деформированного (при трении) металла водородом приводит к его сегрегации в дефектных местах кристаллической решетки, а количество растворенного водорода во много раз превышает его растворимость в междоузлиях кристаллической решетки. При кинетическом анализе состояние адсорбционных процессов определяется температурой T, давлением p и количеством (концентрацией) S водорода, растворенного в единице объема металла. В общем виде эта зависимость имеет вид: $\varphi(S, p, T) = 0$. При термодинамическом анализе можно не учитывать поверхностных явлений и рассматривать абсорбцию водорода в объеме металла, а концентрацию его выражать в мольных долях, в атомных по массе или объемных процентах, кубических сантиметрах на 100 г металла, миллионных долях (ppm) и т. д. Для наиболее распространенной системы «железо – водород» соотношение различных единиц таково: 1 ppm = = 0,0001 % (по массе) = 0,00553 % (ат.) = = 0,0873 % (объемн.) = 1,11 см^3/100 г.

Закономерности распределения водорода в металлах и сплавах. Теплота процесса растворения водорода в металлах складывается из теплоты диссоциации водорода и собственно теплоты растворения атомов водорода в металле. Диссоциация водорода сопровождается затратой энергии, и ее величина всегда отрицательна. Теплота растворения атомов водорода, характеризующая энергию связи с атомами металла, всегда положительна. При эндотермической абсорбции водорода, когда при непосредственном взаимодействии металла с молекулярным водородом гидриды не образуются, термины «абсорбция», «растворение» и «окклюзия» могут только в первом приближении характеризовать равновесное насыщение металла водородом. Абсорбция водорода в металлах VIA–VIIIA и IB групп протекает с общим суммарным отрицательным эффектом (эндотермическое растворение), поэтому количество абсорбированного водорода с повышением температуры возрастает [1, 2]. Для этих металлов зависимость растворимости водорода от температуры при постоянном давлении водорода 0,1 МПа имеет вид $S = K_S \exp\left(-\Delta H / 2RT\right)$, где K_S – константа; ΔH – теплота абсорбции, кДж/моль; R – газовая постоянная; T – абсолютная температура, K. Обычно температурная зависимость растворимости водорода в металлах представляется уравнением $\lg S = \left(-\Delta H / 4{,}576T\right) + \text{const}$. Графическая зависимость $\lg S - 1/T$ выражается прямой линией, по наклону которой можно найти теплоту абсорбции ΔH. Зависимость между водородом в порах, его концентрацией и температурой свидетельствует о том, что с повышением температуры и уменьшением концентрации водорода давление в порах снижается. На основании анализа термодинамического состояния системы «металл – водород» можно судить о возможности образования химических соединений или твердых растворов в конкретных металлах и сплавах.

Химическая степень сродства металлов с водородом – основной путь создания водородостойких металлов и сплавов. Растворимость водорода в сталях и сплавах используют для оценки их применяемости в эксплуатации при различных температурах и давлениях. Так, на термодинамическое равновесие системы «железо – легирующий элемент (ЛЭ) – водород» влияет не только парциальное давление растворенного газа, но и концентрация легирующего элемента. Поэтому в сравниваемых условиях (*p, T*) активность водорода, растворенного в железе, равна активности водорода, растворенного в сплаве, т. е. $|\alpha_{\text{H}}|\text{Fe} = |\alpha_{\text{H}}|\text{Fe} - \text{ЛЭ}$. Обычно абсорбционные процессы сопровождаются экзо- или эндотермической теплотой, которая затрачивается или выделяется при насыщении водородом металлов. В то же время процесс растворения водорода в металлах слагается из ряда элементарных физико-химических процессов, каждый из которых имеет определенную энергию активации. При этом адсорбционные процессы на поверхности металла и абсорбционные на внутренних микроповерхностях протекают с выделением теплоты. Истинное растворение водорода в стали происходит с поглощением теплоты. Химическое взаимодействие водорода с металлами сопровождается выделением теплоты; ассоциация в дефектах кристаллической решетки происходит с мгновенным (порядка 10^{-3} С) выделением большого количества теплоты (~435 кДж/моль) благодаря освобождению энергии связи. При низких, комнатных и повышенных температурах скорость диффузии водорода в металлах на несколько порядков выше, чем для других примесей внедрения. Так, в α-железе при 20 °С коэффициент диффузии водорода в 10^{12} раз больше коэффициента диффузии углерода и азота [2–5]. При низких температурах процесс диффузии представляет собой зонное движение; при комнатных – термически активированные (некогерентные) процессы, при повышенных температурах (до 200 °С) – термически активированные надбарьерные переходы; при температурах более высоких (свыше 400 °С) – жидкостную диффузию [6]. Первые три механизма весьма важны при выборе и создании водородостойких материалов (металлов и сплавов), а тепловые процессы, протекающие при взаимодействии водорода с металлами и сплавами, были положены в основу выбора и создания водородостойких покрытий. Известно, что по характеру взаимодействия с водородом металлы подразделены на несколько групп. В качестве исследуемой была принята третья группа металлов, включающая Fe, Cr, Ni, Cu, Hg, Co, Al, Pt, которые растворяют водород с образованием истинных растворов (эндотермические окклюдеры) и тем самым оказывают влияние на его подвижность за счет формирования кристаллической решетки, фазового состава, структуры и т. д. Установлено, что легирование сталей и сплавов хромом Cr оказывает замедляющее действие на диффузионную подвижность водорода. Наиболее заметно это действие проявляется при введении до 12–14 % Cr. Резкое снижение диффузионной подвижности водорода отмечено при введении в сплавы кремния Si, твердые растворы которого неоднородны, атомы кремния образуют в сплаве (металле) комплексы, не растворяющие водород, а следовательно, и непроницаемые для него. Особый интерес представляют сведения о диффузии водорода в никеле Ni. Так, в сплавах, содержащих ~37 % Ni, коэффициент диффузии водорода очень незначителен. В то же время следует отметить, что только по параметрам диффузии отдельных металлов нельзя судить об их влиянии на диффузионную подвижность водорода в сплавах. Необходимо учитывать влияние легирующих элементов на фазовый состав, структуру, образование новых фаз и т. д. Выполненный анализ и сравнительная оценка эффективности получения водородостойких покрытий на рабочих поверхностях металла позволили отдать предпочтение порошковым самофлюсующимся сплавам на никелевой основе Ni–Cr–B–Si. Эти сплавы применяют для нанесения защитных покрытий на детали, работающие при интенсивном износе и одновременном воздействии агрессивной среды, высоких температур и давлений.

Для третьей группы металлов, являющихся основой самофлюсующихся сплавов (Ni – свыше 70 % и Cr – до 20 %), характерно увеличение растворимости водорода с повышением температуры, причем изменение концентрации водорода в металле пропорционально корню

квадратному из давления, что свидетельствует об образовании «истинных растворов». Кинетика образования таких растворов определяется тремя различными процессами: поверхностной адсорбцией (физической или активированной), растворением водорода в прилегающих к поверхности областях и диффузией водорода в глубь металла. Общая скорость процесса определяется скоростью наиболее медленного из упомянутых выше процессов. Также известно, что растворимость водорода в металлах может определяться химическими факторами подобно процессу химической сорбции. Это подтверждается тем, что эндотермические поглотители, которые растворяют водород в количестве менее 0,1 %, располагаются между экзотермическими акклюдерами, которые способны поглотить более 0,1 % водорода, и элементами, не абсорбирующими водород вообще или очень мало (W, Au, Zn,Ta, In, Tl, Hg). Отсюда следует, что взаимодействие водорода с металлами, не образующими гидридов, зависит от ряда факторов, наиболее важными из которых являются: химическое сродство элементов с водородом, радиусы междоузлий для различных металлов и радиус электронной оболочки водорода.

Влияние концентрации легирующих элементов (ЛЭ) на термодинамическое равновесие системы «Fe – ЛЭ – водород». Представления о количественных закономерностях и процессе диффузии водорода в металлах являются основой для большинства сплавов, в которых не происходят процессы гидридообразования. Введение легирующих элементов приводит к изменению внутреннего строения металла, его структуры и фазового состава, состояния поверхности, дефектности и т. д. Все эти изменения могут существенно влиять на диффузионную подвижность водорода в металле. На поверхности входа и выхода водорода из металла могут образовываться слои, также существенно влияющие на диффузионные процессы. Элементы внедрения снижают подвижность водорода, так как образуют соединения в металле, менее проницаемые для водорода. Занимая междоузлия в кристаллической решетке, они препятствуют перемещению атомов водорода. Отмечено, что легирование металлов хромом в пределах 12–14 % (что характерно для самофлюсующихся сплавов) замедляет диффузионную подвижность водорода, а повышенные эксплуатационные свойства самофлюсующихся сплавов обусловлены присутствием в них не только хрома и никеля, но также бора и кремния. Флюсующие элементы B и Si, вводимые в каждую частицу порошка в определенном количестве (2–4 и 3–5 % соответственно) диффузионным путем требуемой толщины и фазового состава, обеспечивают самофлюсуемость, высокую технологичность порошка и повышенную прочность сцепления с упрочняемой поверхностью детали. Бор и кремний образуют с никелем легкоплавкие эвтектики с температурой плавления 950–1080 °С, восстанавливают окисные пленки на поверхности частиц порошка и подложки с образованием боросиликатных шлаков, снижают выгорание легирующих элементов, образуют бориды никеля M_3B и хрома CrB и Cr_5B_3, имеющих высокую твердость и пластичность по сравнению с карбидами.

Теоретические и экспериментальные исследования особенностей формирования микроструктуры и фазового состава водородостойких покрытий из самофлюсующихся сплавов и композиций на их основе показали, что эти сплавы (содержащие бор и кремний) по значимости представляют собой самостоятельную группу многофазных сплавов, состоящих из матричных α- и γ-твердых растворов, боридов и карбидов. Это свойство достигается за счет наличия в составе сплава флюсующих элементов бора и кремния, которые по реакции замещения $MeO + B \rightarrow Me + BO$; $MeO + Si \rightarrow$ $\rightarrow Me + SiO$ раскисляют окисные пленки и выходят на поверхность в виде боросиликатного шлака. Относительно невысокая температура плавления (1100–1150 °С) обеспечивается за счет образования в сплаве сложной легкоплавкой эвтектики Ni–B–Si, преимущественно γ – Ni + Ni_3B.

Экспериментальные и эксплуатационные исследования самофлюсующихся сплавов в техногенных средах белковых веществ показали, что использование их в качестве защитных покрытий снижает, но не исключает наводороживание рабочих поверхностей деталей в парах трения, так как эксплуатационные условия этих производств протекают в автоматически непрерывном режиме при повышенных температурах

и значительных удельных давлениях. Выполненные исследования позволили разработать компонентный состав покрытий на основе самофлюсующихся порошковых сплавов типа ПГ-10Н-01, ПГ-10К-01, ПГ-12Н-03 с последующим легированием их оловянистой бронзой. В период работы пары под действием техногенной среды происходит растворение бронзы на поверхности трения. Атомы легирующих элементов бронзы БРОФ10-1, БРОЦ10-2 (олово, цинк, алюминий и др.) уходят в смазочный материал, в результате поверхность бронзы обогащается атомами меди. Техногенная среда является модельной жидкостью (слабой кислотой), которая реализует условия протекания избирательного переноса. После уноса атомов легирующих элементов с поверхности бронзы деформация ее при трении вызывает диффузионный приток новых атомов легирующих элементов к поверхности, которые затем вновь уходят в смазочный материал. Таким образом, слой бронзы, деформирующийся при трении, освобождается от легирующих элементов и становится в основном медным. Тонкий слой медной пленки, обладая высокой активностью, схватывается со стальной поверхностью, постепенно покрывая ее таким же слоем меди. Поскольку слой меди, образующийся на бронзовой поверхности, уменьшается вследствие его переноса на стальную поверхность, происходит дальнейшее растворение бронзовой поверхности. Этот процесс продолжается до тех пор, пока на обеих поверхностях не образуется слой меди толщиной 1–2 мкм. После того как медная пленка сформируется на трущихся поверхностях, молекулы техногенной среды уже не смогут взаимодействовать с бронзой и «вытягивать» атомы легирующих элементов, процесс растворения бронзы прекращается и наступает установившийся режим избирательного переноса. Если по каким-либо причинам медная (сервовитная) пленка разрушится, то вновь произойдет растворение бронзы и поверхность будет обогащаться медью, пока снова не наступит пассивное состояние. Порошковые самофлюсующиеся сплавы на никелевой основе, легированные оловянистой бронзой или медью, образуют медно-никелевый сплав, который обладает хорошей жидкотекучестью, обеспечивает высокую прочность порошкового материала, надежную диффузионную связь с основным металлом детали и работу узла трения в режиме избирательного переноса, практически исключая проникновение водорода в металл. Это объясняется тем, что медь, обладая биоцидностью, тормозит бактериальный рост микроорганизмов, чем способствует снижению биокоррозионных процессов. В то же время самофлюсующийся сплав на основе никеля, являясь катодом по отношению к стальной основе, защищает последнюю от электрохимической коррозии. Обобщение, изучение и анализ физико-химических процессов, протекающих на рабочих поверхностях деталей в химически активных водородсодержащих средах при трении, позволили установить пути и дать рекомендации по подавлению водородного изнашивания деталей машин. При выборе материалов для формирования водородостойких покрытий необходимо учитывать степень их сродства с водородом, изменять режим работы узла трения (S, T, p) за счет введения в материалы покрытия медьсодержащих добавок, формирование покрытия с немагнитными свойствами, которыми обладают самофлюсующиеся хромоникелевые сплавы и композиционные материалы на их основе.

Проведенный анализ явлений, протекающих в системе «покрытие – подложка» при газотермическом напылении, показал, что для получения покрытий с высокими прочностными характеристиками «подложке» необходимо придать энергетически активное состояние, способствующее образованию физического контакта с напыляемым материалом, активации контактирующих поверхностей и их объемному взаимодействию. Степень развития процессов объемного взаимодействия должна быть минимальной – достаточной для образования прочной диффузионной связи покрытия с подложкой при сохранении химического состава поверхностных слоев, что достигается ограничением температуры и времени контакта твердой и жидкой фаз. Время контакта определяется из условия протекания реакций раскисления подложки. Это обстоятельство предопределило поиск и разработку новых технологических и технических решений, обеспечивающих непрерывно-последовательное во времени выполнение операций формирования газотермических покрытий, исключающих использование

высокотемпературной обработки напыленных слоев – «оплавление». В одних случаях (при упрочнении или восстановлении нежестких деталей класса «отверстий») применялась термическая активация подложки и разрушение окисной пленки плазменной струей с одновременным, непрерывно-последовательным во времени напылением покрытия и его спеканием. Здесь окисная пленка на подложке изделия не успевает восстановиться, поэтому протекает надежная адгезия (прочность сцепления – 85–125 МПа) и достигается высокая прочность детали и покрытия. В других случаях на подложке создается развитый рельеф и, следовательно, энергетически активное состояние поверхности, последующее ее напыление и уплотнение покрытия ударно-вращательным воздействием шариков [3] обеспечивают прочность сцепления покрытия с подложкой в пределах 130–140 МПа. Энергетическая активность развитого рельефа поверхности твердого тела обусловлена тем, что у его атомов, расположенных на поверхности, с внешней стороны нет таких же атомов, т. е. остаются свободные связи, наличие которых создает вблизи поверхности атомарное (молекулярное) притяжение. Поверхностные атомы вследствие свободных связей обладают большей энергией, чем атомы внутри твердого тела. При соприкосновении двух тел поверхностная энергия видоизменяется и может выделиться в виде теплоты или затратиться на подстройку в кристаллической решетке одного кристалла к другому. В результате взаимодействия насыщенных силовых полей твердого тела с силовыми полями расплавленных частиц, обладающих высокой тепловой и кинетической энергией, происходит формирование покрытия с заданными физико-механическими характеристиками и эксплуатационными свойствами. Энергия взаимодействия молекул покрытия и подложки рассчитывалась как функция от следующих параметров: $E_{\text{св}} = \varphi(\alpha, \beta, R, t)$, где α и β – вариационные параметры; R – ковалентный радиус контактирующих молекул; t – время между подготовкой поверхности подложки и напылением покрытия, т. е. время образования окисных пленок. При определении времени образования окисных пленок учитывалось, что атомы металла, находящиеся непосредственно на поверхности подложки, имеют большую активность за счет формирования развитого рельефа. Для обеспечения минимальной пористости (4–6 %), повышенной плотности, заданной толщины и прочности сцепления (до 150 МПа) покрытия с подложкой при упрочнении сложнопрофильных поверхностей изделий (конических, сферических) применялся процесс термомеханической обработки, при котором термическая активация поверхности совмещалась с одновременным обкатыванием ее деформирующими элементами при температуре 500–600 °С, что значительно ниже температуры оплавления и времени контакта частиц покрытия с подложкой. Однако в ряде случаев, когда формирование покрытия необходимо выполнить с заданными эксплуатационными свойствами, а следовательно, и определенной структурой, оплавление покрытия исключать нецелесообразно, но температурным максимумом и временем процесса можно управлять. Таким образом, сформированная многослойная структура покрытия является наиболее оптимальной для условий работы в среде белковых веществ. Для получения подобной структуры представлена математическая модель формирования водородостойкого покрытия на основе самофлюсующегося порошкового сплава ПГ-12Н-03, легированного медью. Математические зависимости получения структуры покрытия от содержания меди и температурных режимов его формирования представляют собой многокомпонентную систему, расчет термодинамического равновесия которой сводится к задаче определения состояния, характеризуемого минимумом полного приведенного изобаро-изотермического потенциала Гиббса или максимума энтропии. Система уравнений для рабочего тела имеет следующий вид:

$$S_r^0 - U_{nr}/T + \sum_j^m n_{rj}\lambda_r = 0 \quad (r = 1,\ 2,\ ...,\ R);$$

$$S_n^0 - U_{nn}/T - R_0 \lg M_n/M_x + \sum_j^m N_{nj}\lambda_r = 0$$

$$(n = 1,\ 2,\ ...,\ N);$$

$$-\left[\text{ЛЭ}_j\right]+\sum_r^R n_{rj}M_r+\sum_n^N n_{nj}M_n=0$$

$$(n=1,\ 2,\ ...,\ m);$$

$$-S+\sum_r^R S_r^0 M_r+\sum_n^N\left(S_r^0-R_0\lg M_n/M_x\right)M_n=0;$$

$$-In+\sum_r^R I_{nr}M_r+\sum_n^N I_{nn}M_n=0;$$

$$U_n+\sum_r^R U_{nr}M_r+\sum_n^N U_{nn}M_n=0,$$

где R – количество конденсированных компонентов, образующих отдельные фазы; N – то же, входящих в раствор; m – количество химических элементов в рабочем теле; M_r, M_n – число молей соответствующего компонента в 1 кг рабочего тела; M_x – то же раствора в 1 кг рабочего тела; S_r^0, S_n^0 – стандартная энтропия соответствующего компонента при температуре T и давлении, равном 1 физ. атм.; n_{rj}, n_{nj} – стехиометрические коэффициенты, т. е. числа атомов j-го химического элемента в соответствующем индивидуальном веществе; U_{nr}, U_{nn} – внутренняя энергия соответствующих компонентов; I_{nr}, I_{nn} – полные энтальпии соответствующих компонентов; T – температура рабочего тела; I_n – полная энтальпия рабочего тела; ЛЭ_j – содержание j-го химического элемента в рабочем теле; U_n – внутренняя энергия рабочего тела; S – энтропия рабочего тела; λ_j – неопределенный множитель Лагранжа для j-го химического элемента рабочего тела. Расчетная модельная поверхность формирования защитного покрытия представлена на рис. 1.

Экспериментально показано, что максимальными значениями твердости и износостойкости обладают покрытия, полученные из сплава ПГ-12Н-03, легированного медью, толщиной 0,1–0,2 мм. Такое покрытие после оплавления имеет твердость 52–55 HRC, прочность сцепления с основой 150 МПа, пористость 2–3 % и износостойкость в 1,5 раза выше, чем такое же покрытие на основе сплава ПТ-19Н-01. Высокая прочность покрытий достигается за счет активации подложки и жидкотекучести связующего материала (медь и медно-никелевая составляющие).

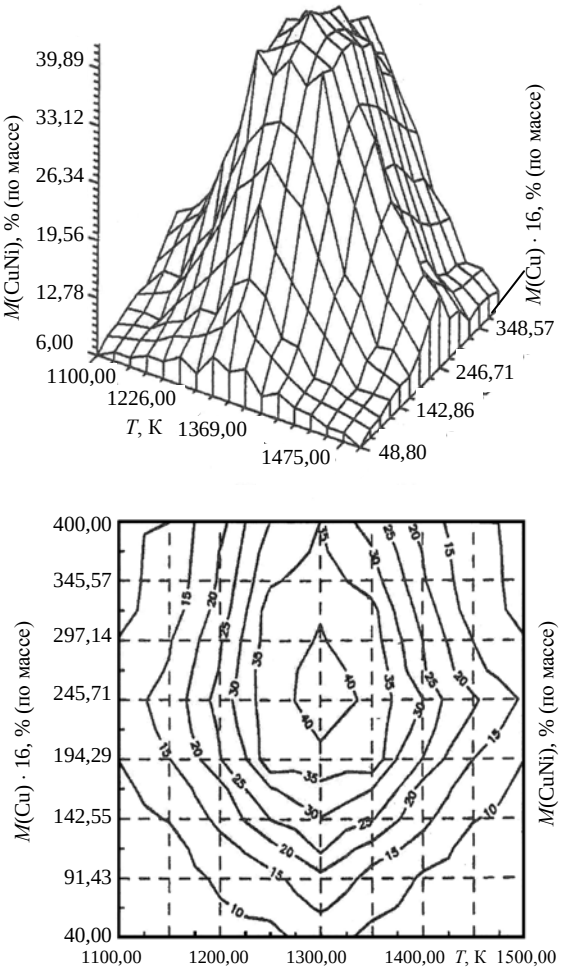


Рис. 1. Расчетная модель формирования покрытий с медно-никелевой эвтектикой в зависимости от содержания меди и температуры оплавления
$M(\text{CuNi}) = f[T, M(\text{Cu})]$

ВЫВОД

Микрорентгеноспектральный анализ выявил степень распределения легирующих элементов в покрытии как по объему, так и по глубине, а также упрочняющих фаз, в том числе и на границе с основой. Установлено, что при определенных режимах термической обработки достигается предельное насыщение матрицы ЛЭ и различное объемное взаимодействие ЛЭ покрытия и основы (за счет диффузии и конвективного перемешивания), в результате чего достигается различная степень прочности сцепления и напряженного состояния. Отмечено, что у покрытий, легированных медью, ширина зоны перемешивания составляет 30–40 мкм, что в 2 раза меньше, чем у обычных сплавов.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Присевок, А. Ф.** Биохимический путь выделения водорода при получении продуктов микробиологического производства / А. Ф. Присевок, В. В. Кураш, Н. В. Спиридонов // Долговечность трущихся деталей машин. – М.: Машиностроение, 1990. – Вып. 4. – С. 269–274.

2. **Присевок, А. Ф.** Исследование механизма водородного изнашивания деталей узлов трения технологического оборудования производства микробиологического синтеза / А. Ф. Присевок, В. В. Кураш, П. В. Спиридонов // Долговечность трущихся деталей машин. – М.: Машиностроение, 1990. – Вып. 5. – С. 216–224.

3. **Присевок, А. Ф.** Технология формирования газотермических водородостойких покрытий / А. Ф. Присевок. – Минск: ВУЗ-ЮНИТИ БГПА, 2003. – 214 с.

4. **Шаповалов, В. И.** Влияние водорода на структуру и свойства железоуглеродистых сталей и сплавов / В. И. Шаповалов. – М.: Металлургия, 1988. – 230 с.

5. **Mechanism** of Metal and Alloy Wearing in Hydrogen-Containing Media / A. F. Prisevok [et al.] // Int. J. Hydrogen Energy. Printed in Great Britain, 1996. – Vol. 21, № 11/12. – P. 1005–1008.

6. **Водород** в металлах: прикладные аспекты: в 2 т. / под ред. Г. Алефельда, И. Фелькля; пер. с англ. – М.: Мир, 1981. – Т. 2. – 430 с.

Поступила 02.02.2007

УДК 621.793.7

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЙ СОСТАВ НАПЫЛЕННЫХ Ni–Cr–B–Si-ПОКРЫТИЙ

Докт. техн. наук, проф. СПИРИДОНОВ Н. В., асп. СОКОРОВ И. О., инж. КУДИНА А. В.

Белорусский национальный технический университет

Влияние процесса лазерной обработки на микроструктуру и распределение элементов между различными структурными составляющими, а также на формирование переходной зоны на границе контакта напыленного Ni–Cr–B–Si покрытия из порошковых материалов и основы исследовали методом микрорентгеноспектрального анализа. Для исследования были выбраны образцы из сплавов ПГ-СР4, ПГ-СР3 и ПГ-СР2. Объектом качественного анализа с фоторегистрацией распределения элементов в характеристических лучах для каждого образца стали три характерных участка: приповерхностный слой, средняя зона и переходная зона «покрытие – основа».

Фоторегистрация распределения тока поглощенных электронов при сканировании электронным зондом по исследуемым участкам позволяет получить качественную картину распределения основных компонентов покрытия. Фазы с небольшой средней атомной массой имеют светлую окраску, а фазы, обогащенные тяжелыми элементами, – более темную (рис. 1). На сканограммах хорошо различаются два основных компонента покрытий – светлые включения упрочняющих фаз по темному полю матрицы сплава – γ-твердого раствора на основе никеля.

На сканограммах в характеристическом рентгеновском K_α излучении Ni, Cr, Fe, Si, B, C светлые участки соответствуют повышенной концентрации исследуемого элемента. Распределение максимальной интенсивности хрома и бора по форме и расположению совпадает с изображением упрочняющих фаз, состав которых, таким образом, соответствует боридам хрома [1].

Для всех исследуемых покрытий характерно низкое содержание хрома и бора в твердом растворе и максимальное – в отдельных дисперсных выделениях упрочняющих фаз. Морфологические особенности боридов хрома по глу-