

диаметром 50 мм уменьшается более чем в 5 раз (рис. 2). Это свидетельствует о резком уменьшении спекаемости обмазки на основе приведенного состава. Поэтому к промышленному использованию можно рекомендовать следующий состав: 65 %  $B_4C$  + 5 % NaF + 30 % шунгита.

УДК 621.74.046

Е.И. БЕЛЬСКИЙ, д-р техн.наук,

Н.С. ТРАЙМАК,

В.А. СТАСЮЛЕВИЧ, канд-ты техн.наук (БПИ)

## СВОЙСТВА БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ПРОМЕЖУТОЧНЫМИ ЛЕГКОПЛАВКИМИ ПРОСЛОЙКАМИ

Основным условием надежного соединения слоев биметаллических материалов является создание диффузионной связи в зоне контакта двух разнородных металлов. Использование легкоплавких прослоек наряду с выбором температурного режима изготовления отливки обеспечивает наиболее высокие прочностные показатели. В качестве таких прослоек широко применяют гальванические покрытия никеля, меди и других металлов с температурой плавления ниже, чем, например, у железа и его сплава [1]. В процессе заливки и кристаллизации такого сплава легкоплавкое покрытие, расплавляясь, обеспечивает протекание диффузионных процессов между литым и кованым металлом. При этом атомы металла покрытия диффундируют либо в промежутки между зернами аустенита (Cu), либо проникают внутрь зерна (Ni) контактирующих слоев отливки [2], повышая прочность их соединения.

Нанесение гальванического покрытия достаточной толщины — длительный по времени процесс. Снижение времени нанесения возможно при использовании, например, плазменного напыления на поверхность заготовки слоя самофлюсующегося сплава на основе никеля.

Слой никелевого сплава марки ПГ-СР2 толщиной 0,1–2,0 мм напыляли на заготовку из стали 40. Для сравнения аналогичный слой порошка никелевого сплава, предварительно смешанного с жидким стеклом, наносили, не используя плазменную установку. Перед размещением в литейной форме заготовку с нанесенным слоем сплава подогревали до 600 °С. Отношение толщины заготовки к толщине отливки составляет 0,10–1,15. Заливку осуществляли сталью 5ХНМЛ при температуре 1580–1600 °С. Из полученных отливок изготавливали биметаллические образцы 10 x 10 x 55 мм для проведения исследований. Образцы подвергались термообработке: закалке с 860–880 °С и отпуску при 550 °С. Результаты испытаний образцов на ударную вязкость представлены на рис. 1.

Увеличение толщины слоя никелевого сплава сверх оптимальной снижает прочностные показатели биметалла. За оптимальную толщину слоя в исследуемых пределах можно принять для гальванического никеля — 0,01–0,03 мм, сплава СР-2 — 0,1–0,3 мм. При введении в состав сплава СР-2 20 % бронзы БрОФ 10-1 оптимум соответствует 0,1–0,5 мм, а снижение прочностных свойств биметаллических образцов несколько замедляется. Оптимальная тол-

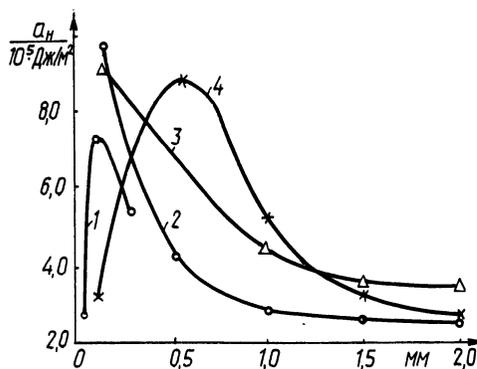


Рис. 1. Влияние толщины прослойки из гальванического никеля (1) напыленного сплава ПГ-СР2 (2), сплава 80 % ПГ-СР2 + 20 % БрОФ10-1 (3), насыпного порошка сплава ПГ-СР2 (4) на вязкость биметаллических образцов, сталь 40-5ХНМЛ

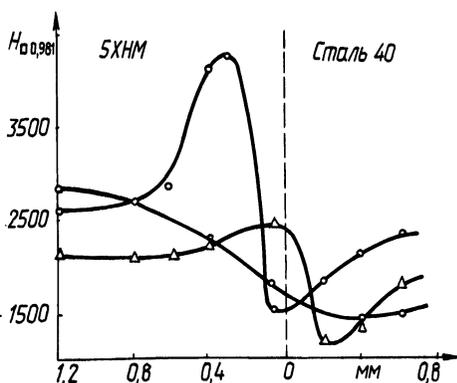


Рис. 2. Распределение твердости в зоне контакта сталь 40-5ХНМЛ. Образцы с прослойками из гальванического никеля (1), напыленного сплава ПГ-СР2 толщиной 0,1 мм (2), 1,0 мм (3)

шина слоя порошка СР-2, нанесенного на поверхность заготовки без напыления, — 0,2–0,7 мм. Разница в оптимальной толщине промежуточного слоя зависит от типа покрытия, его плотности и температуры плавления. Более легкоплавкие слои (кривая 3, рис. 1) имеют и более широкий диапазон оптимальных толщин. Аналогичный результат имеют и слои меньшей плотности (кривая 4, рис. 1). Исходя из сказанного нанесение таких промежуточных слоев является технологически более выгодным для обеспечения требуемых прочностных свойств биметаллических материалов. Кроме того, и показатель этих свойств выше, чем у материалов с традиционными прослойками.

Наличие максимума на представленных зависимостях объясняется полным диффузионным рассасыванием промежуточного легкоплавкого слоя. В этом случае, как подтверждено металлографическим исследованием, отсутствует четкая граница раздела между контактирующими поверхностями, наблюдаются участки проникновения литого металла в кованный, особенно по границам зерен. С увеличением толщины промежуточного слоя температурно-временные параметры формирования отливки уже становятся недостаточными для полного протекания диффузионных процессов. В зоне контакта остается слой непродиффундировавшего сплава, содержание которого возрастает к краям отливки. При этом в слое сохраняются практически все дефекты (поры, неметаллические включения, окислы), характерные для напыленных сплавов. Они, по-видимому, и являются одной из основных причин снижения прочностных свойств биметаллических материалов.

С другой стороны, в процессе диффузионного рассасывания промежуточного слоя происходит изменение содержания элементов в зоне контакта. Подтверждением этому служат кривые распределения твердости (рис. 2). Повышение твердости вблизи границы раздела двух контактирующих поверхностей может быть следствием оттеснения никелем и медью, входящих в состав

сплава углерода, вглубь стальной основы [2]. В результате образуются зоны, обогащенные перлитом, и возрастает хрупкость соединения слоев биметалла.

Таким образом, при получении биметаллических материалов с использованием легкоплавких промежуточных прослоек необходимо учитывать материал слоя, его толщину и метод нанесения для обеспечения максимальных прочностных свойств. Промежуточные слои из сплавов типа СР-2 оптимальной толщины обеспечивают более высокие прочностные свойства биметалла, чем гальванические покрытия при меньших затратах времени на их нанесение.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Траймак Н.С., Стасюлевич В.А., Лихачев С.А. Влияние технологических факторов на свойства литых биметаллических материалов. — В кн.: *Металлургия*. Минск: Выш. шк., 1984, вып. 18, с. 71–73. 2. Сопожников С.З., Куприянова В.Н., Пережогин Л.А. О диффузионной связи в литых биметаллах. — *Митом*, 1982, № 2, с. 54–55.

УДК 669.014

Р.Л. ТОФПЕНЕЦ, д-р техн. наук,  
МАРСЕЛИНО РЕЙНАГА,  
Ф.И. РУДНИЦКИЙ (БПИ)

### РЕНТГЕНОВСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА И СУБСТРУКТУРЫ В МОДИФИЦИРОВАННОЙ СТАЛИ Р6М5

В работах по легированию быстрорежущих сталей карбидообразующими и некарбидообразующими элементами встречаются различные мнения о причинах образования в закаленной стали остаточного аустенита.

Так, в работах [1, 2] отмечается, что содержание остаточного аустенита тем больше, чем ниже температура начала ( $M_n$ ) и конца ( $M_k$ ) мартенситного превращения, чем больше содержание в аустените углерода и легирующих элементов (кроме  $Co$  и  $Al$ ).

В работе [3] имеются сведения о зависимости содержания остаточного аустенита в закаленной стали от аустенитного зерна, получаемого при нагреве под закалку. Стали с крупным зерном сохраняют после закалки больше аустенита, чем сталь, имеющая такой же состав аустенита, но более мелкое зерно [3].

Известны способы изменения размеров зерна в быстрорежущих сталях введением модифицирующих добавок. При этом наиболее существенно уменьшают склонность к росту зерна аустенита при нагреве карбидообразующие добавки ( $Cr$ ,  $Mo$ ,  $Nb$ ,  $Ti$ ) [4].

Особенности кристаллизации быстрорежущих сталей приводят к неравномерности распределения избыточных карбидов в структуре (карбидной неоднородности), что затрудняет получение зерна одинакового размера в разных объемах металла и понижает механические свойства стали. Для литой структуры быстрорежущих сталей характерно наличие по границам зерен эвтектической сетки, которая снижает ее прочностные свойства. Известно, что толщина и сплошность этой сетки зависят от состава стали (при одинаковых условиях литья, способа выплавки и т.д.).