

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-

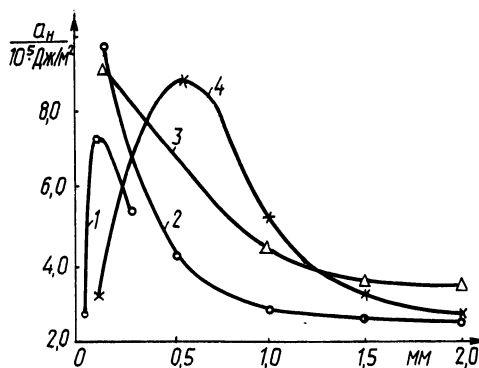


Рис. 1. Влияние толщины прослойки из гальванического никеля (1) напыленного сплава ПГ-СР2 (2), сплава 80 % ПГ-СР2 + 20 % БрОФ10-1 (3), насыпного порошка сплава ПГ-СР2 (4) на вязкость биметаллических образцов, сталь 40-5ХНМЛ

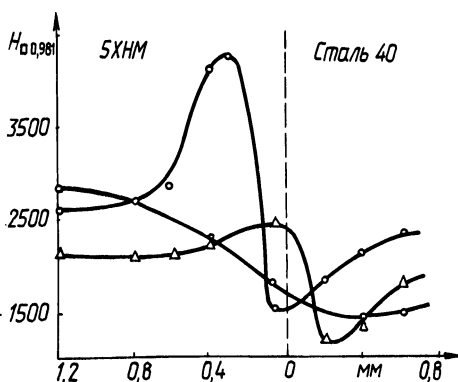


Рис. 2. Распределение твердости в зоне контакта сталь 40-5ХНМЛ. Образцы с прослойками из гальванического никеля (1), напыленного сплава ПГ-СР2 толщиной 0,1 мм (2), 1,0 мм (3)

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.).