

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НА ПРОЧНОСТЬ СВЯЗИ СЛОЕВ БИМЕТАЛЛА МЕДЬ–АЛЮМИНИЙ

Д. А. Романов

Учреждение образования «Военная академия Республики Беларусь», г. Минск

Научный руководитель Д. Г. Девойно

Широкому внедрению в ответственных конструкциях биметаллов на основе разнородных трудносвариваемых металлов препятствует недостаточная изученность процессов, протекающих при нагреве в зоне соединения и приводящих к изменению служебных свойств материалов. Роль происходящих в зоне контакта слоев структурных и фазовых превращений важна настолько, что позволяет исследователям утверждать, что взаимодействия на границе раздела фаз это основной фактор, определяющий свойства материала. Эффективно использовать композиционные материалы можно, лишь изучив эти взаимодействия и научившись управлять ими.

Изучалась зависимость прочности соединения слоев от толщины промежуточной интерметаллидной прослойки, образующейся в зоне соединения биметалла алюминий-медь при нагреве. Прочность определялась испытанием на отрыв слоев кольцевых биметаллических образцов.

Исследование влияния нагрева на структуру, фазовый состав зоны соединения и прочность связи слоев проводили на образцах, вырезанных из биметаллических листов алюминий–медь, изготовленных методом высокоскоростной деформации. Технологические параметры были подобраны таким образом, что в зоне соединения отсутствовали интерметаллидные фазы. Отжиг биметаллических листов проводили при температурах 300–600 °С. Продолжительность выдержки изменяли от 30 мин до 2,5 ч. После охлаждения заготовок вытачивали кольцевые образцы для испытаний на отрыв слоев, а на совместно отожженных образцах-свидетелях изучали микроструктуру диффузионной зоны.

Образование на границе раздела слоев сплошной интерметаллидной прослойки толщиной 1,5 мкм отмечено после 30 минутного отжига при температуре 300 °С. С повышением температуры отжига и увеличением его продолжительности глубина диффузионной зоны растет. Наибольшую скорость роста прослойки наблюдали при относительно коротких выдержках до 1–2,5 ч. Зависимость толщины общей интерметаллидной прослойки от температуры нагрева в системе медь-алюминий показана на рис. 1.

На образцах, отожженных при 400 °С в течение 30 мин, в диффузионной зоне уже хорошо различаются три отдельных прослойки: коричневая – со стороны алюминия, светлая – со стороны меди и промежуточная. Интенсивность роста каждой прослойки в отдельности непостоянна и зависит от температуры нагрева. При температурах нагрева до 400 °С толщина прослойки со стороны алюминия оказывается почти в 2 раза больше прослойки со стороны меди. При более высоких температурах (в интервале 400–550 °С) отмечается преимущественный рост прослойки со стороны меди, за ней следует промежуточная, а рост прослойки со стороны алюминия замедляется. Экспериментальные данные показывают, что кинетика роста общей интерметаллидной прослойки в пределах исследованных температур удовлетворительно подчиняется параболическому закону, ранее установленному для системы алюминий–медь в [1].

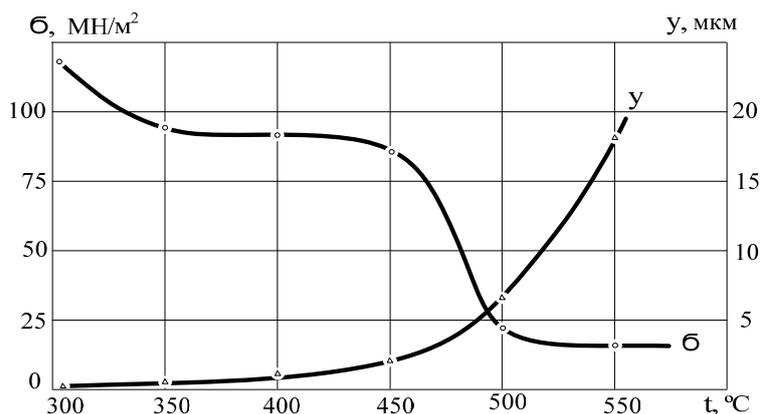


Рис. 1. Изменение толщины интерметаллидной прослойки и прочности соединения слоев биметалла алюминий–медь в результате нагрева

Диффузионная зона (по данным [1]) включает фазы следующих составов, соответствующие интерметаллидным прослойкам – CuAl_2 , CuAl , Cu_3Al_2 . Наличие интерметаллидной прослойки на границе раздела слоев, в силу резко отличных механических свойств интерметаллидных фаз и основных слоев, обуславливает высокую

степень механической и структурной неоднородности биметаллического соединения. Измерение микротвердости диффузионной зоны и непосредственно примыкающих к ней слоев алюминия и меди (рис. 2) показало, что наибольшей твердостью (8000–9000 МПа) обладает прослойка со стороны меди. Прослойка со стороны алюминия имеет твердость 2500 МПа, то есть их твердость превышает твердость основных слоев меди и алюминия в 15 и 25 раз соответственно. В алюминиевом слое наблюдается участок повышенной твердости (600 МПа), непосредственно примыкающий к диффузионной зоне, что, по-видимому, вызвано образованием твердого раствора.

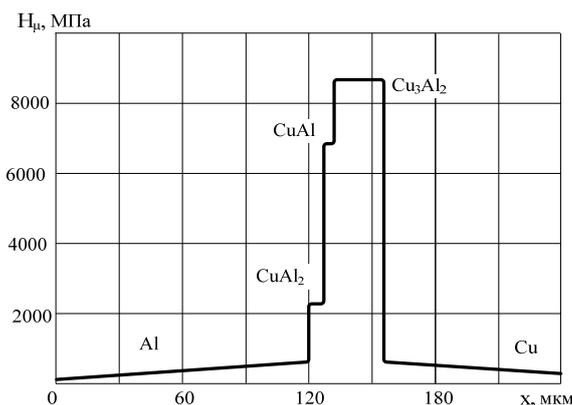


Рис. 2. Распределение микротвердости в поперечном сечении биметалла после нагрева

Развитие интерметаллидной зоны на границе раздела слоев вызывает снижение прочности соединения (рис. 1). Экспериментальные данные показывают, что прочность соединения начинает постепенно снижаться с образованием сплошной интерметаллидной прослойки при температуре 300 °С. Однако, несмотря на низкую прочность интерметаллидных фаз (сопротивление отрыву фазы CuAl_2 при 20 °С составляет всего 20–30 МПа (2–3 кг/мм²), прочность соединения в целом остается на высоком уровне вплоть до температуры 450 °С при общей толщине прослойки 2–3 мкм. Это связано с развитием в интерметаллидной фазе объемного разноименного напряженного состояния, способствующего повышению пластичности интерметаллида и сопротивлению его разрушению по сравнению с линейным растяжением. Разрушение биметаллических образцов со сплошной интерметаллидной прослойкой 2–3 мкм (температура отжига 300, 350, 400 °С) происходило в этих условиях по алюминию. Поверхность разрушения имела типичное для пластичных металлов вязкое ямочное строение.

По мере развития интерметаллидной фазы на границе разделов слоев прочность соединения снижается и изменяется характер разрушения образцов. При толщине интерметаллида 2,5–3,5 мкм ($t = 450$ °С, $\tau = 0,5$ ч) поверхность разрушения носит смешанный характер: разрушение образцов происходит частично по алюминию, частично по интерметаллидной прослойке. В этом проявляется смягчающее влияние схемы напряженного состояния в тонких интерметаллидных прослойках.

Дальнейшее увеличение толщины прослойки приводит к тому, что объемное напряженное состояние перестает распространяться на всю толщину прослойки, и часть ее будет находиться в линейном напряженном состоянии и разрушаться отрывом при напряжениях, соответствующих прочности наименее прочной фазы CuAl_2 в условиях одноосного растяжения. Как следует из полученной зависимости (рис. 1),

увеличение толщины интерметаллидной прослойки свыше 10 мкм не изменяет характера ее напряженного состояния, и прочность соединения практически не меняется, оставаясь на уровне 20 МПа. Все образцы, имевшие в составе интерметаллидную прослойку толщиной свыше 5 мкм, разрушились хрупко, отрывом по зоне соединения. На поверхности отрыва видны типичные плоские площадки хрупких сколов, что характерно для разрушения с малой пластической деформацией.

Проведенное исследование показало, что основной причиной снижения прочности соединения слоев биметалла алюминий–медь при воздействии повышенных температур, является процесс диффузии с образованием низкопрочных интерметаллидных соединений. При этом прочность соединения слоев и характер разрушения биметаллических образцов изменяется в зависимости от степени развития промежуточной интерметаллидной зоны. Максимально допустимая толщина сплошных интерметаллидных включений, при которой не происходит значительного разупрочнения биметалла медь-алюминий, составляет 2 мкм.

Л и т е р а т у р а

1. Лариков, Л. Н. Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке / Л. Н. Лариков, В. М. Фальченко. – М. : Машиностроение, 1975. – 192 с.