

ИССЛЕДОВАНИЕ АКТИВАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО ОСНОВАНИЯ ПРИ ЕГО ПЛАКИРОВАНИИ ПОРОШКОВЫМИ ПОКРЫТИЯМИ

Ю. Л. БОБАРИКИН, Н. В. ИНОЗЕМЦЕВА, Н. И. БАЗИЛЕЕВА

*Учреждение образования «Гомельский государственный
технический университет имени П. О. Сухого»,
Республика Беларусь*

Введение и постановка задачи

При плакировании металлической основы порошковыми покрытиями для получения соединения между контактными поверхностями покрытия и основы необходимо выполнение нескольких условий [1], [2]. Одним из условий является активация более твердой поверхности основы, а активация более пластичного покрытия при этом будет гарантированно выполнена [3]. Под активацией понимается повышение энергии поверхности основы до уровня, необходимого для образования связей с контактирующей поверхностью покрытия [2]. Количественно активация определяется длительностью приведения поверхности в активное состояние. Введение энергии для активации в материал возможно внешним нагревом и деформацией материала, как упругой, так и пластической, что проявляется в виде деформационного или внутреннего нагрева.

Образование соединения при плакировании представляет собой довольно сложный и спорный процесс. Это проблема теории образования соединения между двумя разнородными твердыми кристаллическими телами, соединяемыми совместной пластической деформацией при температурах ниже температуры рекристаллизации (при холодной сварке) и выше этой температуры. Известны несколько принципиальных подходов объяснения этого явления [4]–[10]. Энергетическая гипотеза предполагает, что для образования соединения необходимо только повысить уровень энергии соединяемых металлов, причем любым способом: нагревом, пластической или упругой деформацией. В соответствии с рекристаллизационной гипотезой монолитное соединение при температуре ниже температуры рекристаллизации образуется в результате очень глубокой деформации свариваемых поверхностей. Соединяемый металл доводится до такой степени упрочнения, при которой возникает рекристаллизация и, как следствие этого, объединение зерен и образования монолитных соединений. Диффузионная гипотеза предполагает, что основным фактором, обеспечивающим образование соединения, является диффузия. Согласно гипотезе металлических связей, валентные электроны и их энергетическое состояние являются основным физическим средством образования металлических связей, т. е. сварных соединений в холодном и нагретом пластичном состоянии металлов. Пленочная гипотеза основным условием образования соединения металлов определяет отношение твердости хрупких покрытий к твердости основного металла. Свариваемость металлов в твердом состоянии, согласно этой гипотезе, определяется механическими свойствами поверхностей и, в первую очередь, их твердостью и хрупкостью. Из дислокационной гипотезы следует, что главным фактором, определяющим свариваемость металлов в твердом состоянии без дополнительного нагрева, являются дислокационные процессы и выход дислокаций к поверхности соединения, что обеспечивает повышение энергии атомов и образование соединения. Теория топохимических реакций или активных центров сводится к тому, что образование соединения проходит в центрах активации поверхности или активных центрах. Эта теория предполагает образование соединения по

трем стадиям: развитие физического контакта через сближение поверхностей, возбуждение активных центров через давление и нагрев вокруг выхода дислокаций и взаимодействие поверхностей через их топохимическое или поверхностное взаимодействие в активных центрах, при котором образуется соединение. Деформационная гипотеза определяет возможность образования соединения в соответствие с отношением прочности образовавшейся связи и силы разрушающих упругих напряжений, возникающих после снятия нагрузки. В соответствии с этой теорией свариваются пластической деформацией все металлы, в случае если упругие остаточные деформации не в состоянии разрывать образовавшиеся связи. Согласно микровакуумной гипотезе соединение образуется за счет того, что в зоне контакта при совместной пластической деформации образуется вакуум, благодаря которому затруднено разъединение соединенных металлов. С точки зрения гипотезы микровспышек энергии холодную сварку нельзя рассматривать как процесс, при котором соединение осуществляется при комнатной температуре без нагрева. Соединение металла при совместном пластическом деформировании объясняется мгновенными вспышками больших импульсов энергии и высоких температур у отдельных элементарных кристаллов, непосредственно участвующих в соединении, и электрически направленным движением атомов и вакансий.

На основе анализа известных гипотез предлагается объяснение механизма образования соединения методом сочетания основных положений некоторых приведенных гипотез. В основе этого представления лежит положение о том что, при совместной пластической деформации двух твердых тел или основы и покрытия в микроструктуре всего деформируемого объема образуются линейные дефекты кристаллической решетки или дислокации. При пластической деформации скорость движения дислокаций зависит от степени и скорости деформации и способна достигать скорости звука в деформируемой среде. Движение дислокаций сопровождается локальным разрывом межатомных металлических связей. От каждого разрыва металлической связи выделяется энергия 5 эВ, которая повышает энергию рядом находящихся атомов, что выражается в микровспышках температуры. Часть дислокаций выходит к поверхности контакта соединяемых тел и выносит эту энергию к зоне соединения. Кроме этого, в местах выхода дислокаций к поверхности появляются упругие искажения кристаллической решетки, которые дополнительно повышают энергию атомов в этих зонах. В результате в локальных поверхностных зонах вокруг мест выхода дислокаций к поверхности энергия атомов повышается. Эти локальные поверхностные зоны иначе называют активными центрами, в них концентрируется поверхностная энергия деформации. В активных центрах может возникнуть взаимодействие с контактирующей соединяемой поверхностью. Это взаимодействие, при условии плотного контакта поверхностей, должно привести к образованию металлических связей между ними, так как на образование одной металлической связи требуется 5 эВ. На образование этих связей будет расходоваться только незначительная часть энергии активного центра, которая преимущественно будет распределена на деформационный поверхностный нагрев. Пластическая деформация контактных соединяемых поверхностей на макроуровне способствует появлению ювенильных поверхностей или участков, очищенных от поверхностных загрязнений, а также их плотному контакту на определенных участках, где на микроуровне возникают металлические связи. На длительность активации или на промежуток времени, за который атомы активного центра получают энергию свыше энергетического барьера и становятся способными к образованию новых металлических связей, влияют степень и скорость деформации, температура нагрева металла от внешнего источника. При относительно малых степенях и скоростях деформации внешний нагрев может ускорить активацию. Для исключения разрыва образованных между поверхностями металлических связей остаточными деформациями после снятия

деформирующей нагрузки необходимо достигать релаксации остаточных напряжений в более пластичном соединяемом металле на этапе действия этой нагрузки.

Для приведенного представления о механизме образования соединения между поверхностями твердых тел, в роли которых выступают основа и покрытие, длительность активации поверхности металлической основы можно определять по известной упрощенной формуле [2]:

$$t_a = \frac{L \cdot b}{\dot{\epsilon} \cdot S}, \quad (1)$$

где L – путь движения дислокации до барьера, м; b – модуль вектора Бюргерса для материала основы, м; $\dot{\epsilon}$ – интенсивность скоростей деформации металла основы в зоне соединения, с^{-1} ; S – изменение площади активного центра в месте выхода дислокаций к зоне соединения, м^2 .

Для формулы (1) путь движения дислокации до барьера определяется по формуле [2]:

$$L = \rho_d^{-\frac{1}{2}}. \quad (2)$$

Изменение площади активного центра в месте выхода дислокаций к зоне соединения определяется по формуле [2]:

$$S = \pi \cdot r^2, \quad (3)$$

где r – радиус активного центра, который определяется как

$$r^2 = \frac{1}{4\rho_d}. \quad (4)$$

Для определения плотности дислокаций ρ_d в зоне контакта получена расчетная формула [11]:

$$\rho_d = \frac{\nu_n \gamma_{\max} (\gamma_{\max} + 2)}{2l_d (\gamma_{\max} + 1) b \nu_{\text{зв}} \exp\left(-\frac{A}{k^* T}\right)}, \quad 1/\text{м}^2, \quad (5)$$

где ν_n – скорость процесса деформирования, м/с; γ_{\max} – максимальная сдвиговая деформация на поверхности металлической основы в зоне соединения; l_d – длина очага деформации, м; $\nu_{\text{зв}} = 5 \cdot 10^3$ м/с – скорость звука в материале, где движутся дислокации; A – константа материала; T – средняя объемная температура в очаге деформации, К; k^* – постоянная Больцмана:

$$k^* = 1,38 \cdot 10^{-23} \text{ Дж/К}.$$

Для обоснования практического использования приведенных теоретических выводов необходимо провести их дополнительное экспериментальное исследование. Поэтому цель проведенных исследований – экспериментальное исследование механизма активации поверхности металлического основания при его плакировании порошковыми покрытиями.

Методика экспериментальных исследований

Экспериментальные исследования проводились на экспериментальной установке для плакирования металлических полос порошковыми металлическими покрытиями и на экспериментально-вычислительном комплексе «Нанотоп», базирующемся на методе атомно-силовой микроскопии.

На используемой установке выполнялся процесс нанесения на стальную полосу толщиной 3 мм стали 10 алюминиевого покрытия толщиной 0,2 мм из алюминиевого порошка ПАВЧ-1 совместной деформацией прокаткой полосы и порошка. Режимы прокатки устанавливались такими, чтобы выполнялось условие активации контактной стальной поверхности, но релаксация напряжений в покрытиях была бы недостаточной и вызывала отслоение сформированного покрытия от поверхности основы. Для этой цели условие образования соединения [1], [2] выполняли в виде:

$$t_d \geq t_a \leq t_p, \quad (6)$$

где t_d – длительность совместной пластической деформации или длительность перемещения материала основы через зону деформации, с; t_a – длительность активации поверхности менее деформируемой основы в зоне соединения, с; t_p – длительность релаксации остаточных напряжений в покрытиях, с.

Из полосы вырезались образцы, поверхность которых исследовалась с помощью атомно-силовой микроскопии.

Метод атомно-силовой микроскопии основан на контактном или бесконтактном сканировании исследуемой поверхности вибрирующим зондом (иглой), имеющим механический прецизионный привод, управляемый компьютером. При сканировании определяется величина притяжения между атомами острия зонда и атомами исследуемой поверхности. В зависимости от значений составляющих компонент усилия межатомного притяжения можно получать информацию о микротопографии и качественном фазовом составе сканируемой поверхности. Фазы различимы только при условии разных значений их модулей упругости. С помощью компьютерной системы комплекса «Нанотоп» управления движением сканирующего зонда, сбора, визуализации и анализа данных можно получать изображения топографии и качественного фазового состава исследуемой поверхности на любом ее участке. Визуализация фазового состава основана на отображении разных фаз разными цветовыми оттенками (цвета задаются установками обслуживающей программы), что и определяет только качественный характер этого исследования. Уровень этого метода исследования соответствует наноуровню.

Результаты исследований и их анализ

В результате использования описанной методики получены изображения на рис. 1 и рис. 2. На рис. 1 представлена микроструктура участка поверхности стали после отслоения от нее алюминиевого покрытия. На рис. 2 представлено изображение фазового состава исследуемого участка поверхности, на котором белый цвет соответствует алюминию, а черный – стали. Фазовое изображение получено благодаря наличию разности значений модулей упругости стали и алюминия, так модуль упругости стали 2×10^{11} МПа почти в три раза больше модуля упругости алюминия $0,62 \times 10^{11}$ МПа.

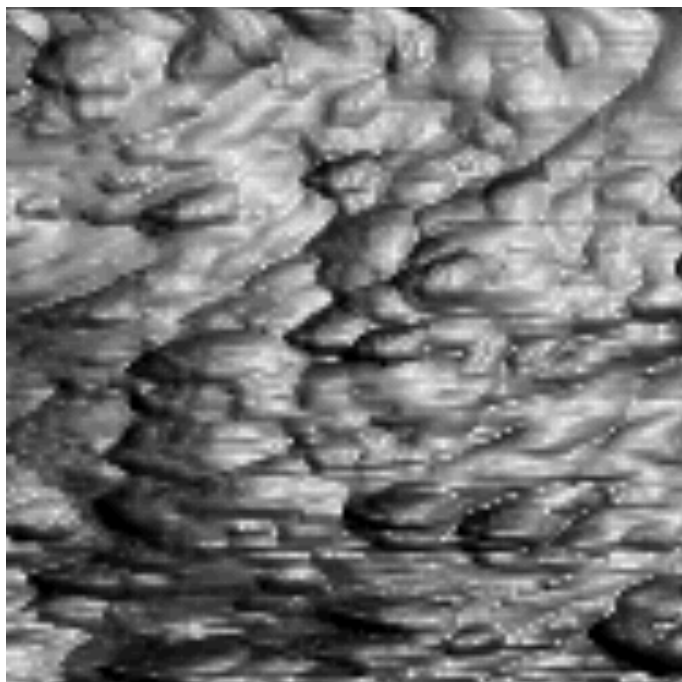


Рис. 1. Микротопография поверхности стали 10 (3 x 3 мкм)



Рис. 2. Фазовое изображение поверхности стали 10 (3 x 3 мкм)

Следы алюминия на стальной поверхности должны соответствовать очагам соединения алюминия со сталью в активных центрах. Поэтому на данных изображениях участки поверхности, занимаемые алюминием, предположительно должны соответствовать участкам активных центров в виде поверхностных зон, вокруг следов выхода дислокаций к поверхности. Микрорельеф участка поверхности (рис. 1) свидетельствует о наличии деформационных микровыступов в блочной структуре кристаллитов. Деформационные микровыступы являются следствием выхода на поверхность тонких смещаемых слоев кристаллитов, находящихся на поверхности стальной полосы. Движение тонких слоев выражается их скольжением по кристаллографическим плоскостям скольжения кристаллической решетки кристаллитов. При этом скольжении по плоскости скольжения движутся дислокации, которые, выходя к

поверхности, образуют активные центры. А так как кристаллические решетки поверхностных кристаллитов расположены в произвольных направлениях, то это определяет разные направления плоскостей скольжения в кристаллитах и, соответственно, неравномерность распределения дислокаций. Поэтому неравномерное распределение активных центров на рис. 2 является следствием неравномерного распределения следов выхода дислокаций к поверхности полосы.

Определение общей величины площади активных центров на фазовом изображении (рис. 2) осложнено неравномерностью распределения алюминия. Поэтому предположим, что исходя из визуального анализа этого изображения, площадь белого цвета (алюминия) приблизительно равна площади черного цвета (стали). Ошибка этого предположения, вероятно, не может превысить 10–15 %. Исходя из этого, на участке стальной поверхности площадью 9 мкм² площадь активных центров составит приблизительно 4,5 мкм², что является основным экспериментальным выводом.

Далее, для анализа формул (1)–(5), в соответствии с формулой (5) расчетная величина плотности дислокаций равна:

$$\rho_d = \frac{10 \cdot 1,712(1,712 + 2)}{2 \cdot 9,247 \cdot 10^{-3}(1,712 + 1) 2,86 \cdot 10^{-10} 5 \cdot 10^3 \exp\left(-\frac{7,79 \cdot 10^{-20}}{1,38 \cdot 10^{-23} \cdot 293}\right)} = 3,095 \cdot 10^{14}, 1/\text{м}^2.$$

Расчетная величина плотности дислокаций является средним значением.

Так как расчетная плотность дислокаций равна $3,095 \cdot 10^{14}$ 1/м² или $3,095 \cdot 10^2$ 1/мкм², то это означает, что в одном кубическом микрометре находятся дислокации, общая длина которых $3,095 \cdot 10^2$ мкм. Расчетное количество дислокаций на участке площадью 9 мкм² исследуемой стальной поверхности будет равно: $n_d = 3,095 \cdot 10^2 \cdot 9 = 2785$.

Расчетная площадь одного активного центра, исходя из (3), равна:

$$S = 3,14 \cdot \frac{1}{4 \cdot 3,095 \cdot 10^{14}} = 2,538 \cdot 10^{-15} \text{ м}^2.$$

Так как расчетная площадь одного активного центра $2,538 \cdot 10^{-3}$ мкм², то расчетная площадь активных центров на поверхности 9 мкм² равна:

$$S_p = S \cdot n_d = 2,538 \cdot 10^{-3} \cdot 2785 = 7 \text{ мкм}^2.$$

Точное количественное сравнение ориентировочной экспериментальной величины 4,5 мкм² площади активных центров со следами алюминия на исследуемом участке с расчетным значением площади активных центров 7 мкм² на этом участке имеют высокое относительное отклонение. Ошибка такого сравнения определяется низкой точностью визуального определения этой площади, погрешностями методики получения изображения на рис. 2, допущениями в выводах формул (1)–(5). Но наиболее существенной причиной этого отклонения является, очевидно, неплотный контакт покрытия и поверхности стали в связи с наличием микрорельефа (рис. 1). Поэтому не вся поверхность активного центра стали будет взаимодействовать с алюминиевым покрытием, и площадь активных центров на исследуемой поверхности будет несколько больше площади следов алюминия. Отношение ориентировочной экспериментальной величины 4,5 мкм² площади активных центров со следами металла покрытия на исследуемом участке к расчетному значению площади активных центров 7 мкм² равно 2/3. Это соотношение с учетом обоснования его появления можно считать допустимым для качественного эксперимента. В этой связи можно утверждать, что результаты качественного эксперимента и теоретические результаты, рассчитанные по упрощенным зависимостям (3) и (5) согласуются в допустимых пределах для наноуровня и поэтому

позволяют предположить, что получено экспериментальное обоснование формул (1)–(5) и механизма активации поверхности стали при ее плакировании.

Заключение

Экспериментально на наноуровне подтверждено, что активация поверхности металлической основы при ее плакировании металлическим покрытием осуществляется в активных центрах, находящихся в местах выхода дислокаций к поверхности основы, где образуются локальные зоны соединения поверхности основы с покрытием; подтверждена практическая возможность использования формулы (1) для определения длительности активации поверхности.

Литература

1. Кочергин, К. А. Сварка давлением / К. А. Кочергин. – Ленинград : Машиностроение, 1972. – 216 с.
2. Каракозов, Э. С. Диффузионная сварка титана / Э. С. Каракозов, Л. М. Орлова, В. В. Пешков. – Москва : Metallurgia, 1977. – 272 с.
3. Семенов, А. П. Схватывание металлов / А. П. Семенов. – Москва : Машгиз, 1958. – 279 с.
4. Баранов, И. Б. Холодная сварка пластичных металлов / И. Б. Баранов. – Ленинград : Машиностроение, 1969. – 208 с.
5. Сварка разнородных металлов и сплавов / В. Р. Рябов [и др.]. – Москва : Машиностроение, 1984. – 239 с.
6. Стройман, И. М. Холодная сварка металлов / И. М. Стройман. – Ленинград : Машиностроение, 1985. – 224 с.
7. Гельман, А. С. Основы сварки давлением / А. С. Гельман. – Москва : Машиностроение, 1970. – 312 с.
8. Сахацкий, Г. П. Технология сварки металлов в холодном состоянии / Г. П. Сахацкий. – Киев : Наук. думка, 1979. – 296 с.
9. Казаков, Н. Ф. Диффузионная сварка материалов / Н. Ф. Казаков. – Москва : Машиностроение, 1976. – 312 с.
10. Красулин, Ю. Л. Взаимодействие металла с полупроводником в твердой фазе / Ю. Л. Красулин. – Москва : Наука, 1971. – 119 с.
11. Бобарикин, Ю. Л. Аналитическое определение времени активации контактных поверхностей при плакировании / Ю. Л. Бобарикин, Н. В. Селивончик, А. Н. Швецов // Кузнечно-штамповочное производство. – 2002. – № 11. – С. 13–16.

Получено 11.04.2006 г.