

Д.В. Орлова¹, Р.А. Филиппов², В.И. Данилов³

¹ Томский политехнический университет

² Сибирский государственный индустриальный университет

³ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (г. Томск)

О ВОЗМОЖНЫХ ПРИЧИНАХ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА НА СОПРОТИВЛЕНИЕ МЕТАЛЛОВ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЮ

В работах [1, 2] проанализировано воздействие электрического потенциала на микротвердость поликристаллических циркония, алюминия, меди, сплава Fe – 3 % Si. Результаты измерений показали, что для этих металлов изменения микротвердости могут достигать 15 % от исходного значения. Установлено, что происходит это в интервале электрического потенциала $0 \div \pm 0,2$ В, а при дальнейшем увеличении потенциала изменений микротвердости практически нет. Было сделано предположение, что влияние электрического потенциала связано с изменением условий зарождения и движения деформационных дефектов на заряженной поверхности. Если обнаруженный эффект действительно связан с изменением удельной поверхностной энергии, то для установления причин эксперименты следует провести на монокристаллах, причем индентирование проводить нужно на строго определенных кристаллографических плоскостях.

В настоящей работе этот эффект изучали на монокристаллах цинка. Микротвердость измеряли на плоскости базиса (0001). Исследования проводили на микротвердомере ПМТ-3М с нагрузкой на индентор $P = 0,1$ Н. Для подачи электрического потенциала образец подключали к одному из полюсов регулируемого стабилизированного источника напряжения. Второй полюс источника заземляли. Установлено, что микротвердость плоскости (0001) монокристалла цинка уменьшается при наложении потенциала (см. рисунок), как это наблюдали ранее для поликристаллического алюминия [2].

Зависимость микротвердости от величины потенциала интерполируется экспонентой с отрицательным показателем

$$H_{\mu} = H_{\mu 0} - A[1 - \exp(-B\varphi)], \quad (1)$$

где $H_{\mu 0}$ – микротвердость без электрического воздействия; $A = H_{\mu 0} - H_{\mu \min}$ и B – константы; $H_{\mu \min}$ – микротвердость, которая устанавливается при бесконечном потенциале (по данным рисунка принята 226 МПа).

Путем использования функциональных полулогарифмических координат определены значения констант

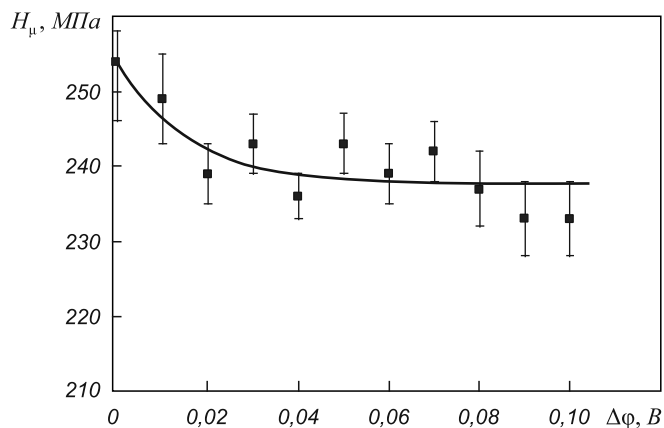
A и B . Если процесс индентирования термически активируемый, то рассматриваемая зависимость (1) должна иметь следующий вид:

$$H_{\mu} = H_{\mu 0} - D \left[1 - \exp\left(\frac{U - q\Delta\varphi}{kT}\right) \right], \quad (2)$$

где D – константа, определяемая комбинацией A и U ; U – энергия активации; q – некоторый заряд; k – постоянная Больцмана; T – абсолютная температура.

В рассматриваемом случае $q = BkT = 0,45 \cdot 10^{-19}$ Кл, что по порядку величины совпадает с элементарным электрическим зарядом $e = 1,6 \cdot 10^{-19}$ Кл.

Следуя предположению об изменении условий зарождения деформационных дефектов на исследуемой поверхности, оценим уровень влияния электризации на удельную поверхностную энергию. Здесь необходимо учесть, что на ювенильной поверхности металлов за время порядка 10^{-6} с образуется «монослой» адсорбированных молекул воды H_2O , которая обладает высокой ($\epsilon \approx 80$) диэлектрической проницаемостью [3]. Емкость этого слоя на исследуемом образце, площадь S поверхности которого составляет $4 \cdot 10^{-4}$ м², можно оценить как $C = \epsilon_0 \epsilon S / d$, где $\epsilon_0 = 8,85 \cdot 10^{-12}$ Ф/м – электростатическая постоянная; d – толщина слоя, равна размеру молекулы воды (приблизительно $2 \cdot 10^{-10}$ м [3]).



Зависимость микротвердости плоскости (0001) монокристалла цинка от электрического потенциала

Следовательно, $C \approx 1,5 \cdot 10^{-3}$ Ф. При разности потенциалов $\Delta\phi = 0,02$ В, когда произошло насыщение зависимости $H_d(\phi)$, заряд в слое составил $q = 3 \cdot 10^{-5}$ Кл. Поверхностная плотность зарядов на границе «монослоя» $\sigma = q/S = 0,075$ Кл/м². Этот слой контактирует с цинком, поэтому поверхностная плотность электронов на образце возрастает на величину $\Delta n_e = \sigma/e = 4,7 \cdot 10^{17}$ м⁻². Если считать, что энергия каждого электрона имеет порядок уровня Ферми (для цинка $E_F = 3,9 \cdot 10^{-19}$ Дж [4]), то изменение удельной поверхностной энергии $\Delta\gamma = E_F \Delta n_e = 0,18$ Дж/м². В работе [5] для цинка в температурном интервале 78 – 753 К приведены значения удельной поверхностной энергии в пределах от 0,41 до 0,83 Дж/м². Таким образом, наблюдается изменение удельной поверхностной энергии за счет электрического потенциала более чем на 20 %. Такое изменение удельной поверхностной энергии действительно существенно изменяет условия деформирования поверхностного слоя и вполне может влиять на его механические свойства. Не случайным представляется и значение характерного заряда, полученного по эмпирической зависимости (2), так как процесс изменения микротвердости под действием электрического потенциала связан с перемещением именно электронов – элементарных электрических зарядов.

Выводы. Исследовано влияние электрического потенциала на микротвердость плоскости (0001) монокристалла цинка. Микротвердость уменьшается экспоненциально с увеличением абсолютного значения потенциала. Снижение микротвердости может быть объяснено уменьшением удельной поверхностной энергии за счет электризации, которое изменяет условия зарождения и движения деформационных дефектов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Коновалов С.В., Филиппов Р.А., Котова Н.В. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2008. № 12. С. 38 – 40.
2. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Филиппов Р.А., Котова Н.В. // Металлы. 2010. № 4. С. 39 – 45.
3. Краткий справочник физико-химических величин / Под ред. К.П. Мищенко и А.А. Равделя. – М.: Химия, 1974. – 200 с.
4. Предводителей А.А., Троицкий О.А. Дислокации и точечные дефекты в гексагональных металлах. – М.: Атомиздат, 1973. – 200 с.
5. Физические величины. Справочник / А.П. Бабичев, Н.А. Бабушкина, А.М. Бартковский и др. Под ред. И.С. Григорьева и Е.З. Мейлихова. – М.: Энергоатомиздат. 1991. – 1232 с.

© 2012 г. Д.В. Орлова, Р.А. Филиппов,
В.И. Данилов
Поступила 25 мая 2012 г.

УДК 669.14.018.8

Г.В. Оглоблин¹, В.В. Стулов²

¹ Амурский гуманитарно-педагогический государственный университет

² Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН

МЕТОДИКА МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ КОРОЧКИ ЗАГОТОВКИ В КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ

В работе [1] приведены результаты моделирования на парафине охлаждения стали в емкости при различных вариантах охлаждения. Недостаток работы заключается в невозможности наблюдения за процессом роста корочки заготовки. В исследованиях [2, 3] представлены результаты моделирования на свинцово-сурьмянистом сплаве охлаждения стали в кристаллизаторе лабораторной установки с использованием тепловых труб. Значения толщины корочки заготовки установлены расчетным путем на основе экспериментальных данных.

Цель работы – моделирование процесса формирования корочки заготовки в кристаллизаторе.

На рис. 1 приведена литейно-ковочная машина для получения непрерывнолитых деформированных заготовок [4]. Роль вертикальных стенок (рис. 1) выполняет жидкокристаллический детектор с мезофазой 42 – 50 °С [5]. В качестве материала для моделирова-

ния используется парафин. Наклонные в верхней части кристаллизатора стенки изготовлены из стали.

Результаты моделирования

Динамика формирования корочки парафина в кристаллизаторе показана на рис. 2, на позиции *a* которого видно, что в полости кристаллизатора после заливки в него парафина температура расплава $t > 50$ °С, о чем свидетельствует окраска детектора – глубокий ультрафиолет. На рис. 2, *б* видно, что через время $\tau = 15$ с с момента разлива парафина в нижней части наклонных в верхней части стенок (рис. 1) начинает зарождаться корочка заготовки. Через $\tau = 45$ с с момента разлива парафина в кристаллизатор область формирования корочки заготовки четко проявляется (рис. 2, *з*). В дальнейшем процесс формирования продолжается. С использованием рис. 2, *д* и *е* определяется ско-