

Таким образом, механизм и величину формируемых остаточных напряжений при газотермическом осаждении покрытий на поверхность в первом приближении можно оценить,

используя основные положения теорий термоупругости, многослойных пластин и механики сплошной среды.

УДК 620.178.153

К ВОПРОСУ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ТВЕРДОСТИ ПОКРЫТИЙ МЕТОДОМ ДИНАМИЧЕСКОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ*

Докт. техн. наук, проф. РУДНИЦКИЙ В. А., асп. МИНЧЕНЯ В. В.

Институт прикладной физики НАН Беларуси

Как известно [1], изменение микроструктуры при пластическом деформировании характеризуется двумя параметрами: средней плотностью подвижных и неподвижных дислокаций. Атермическая компонента твердости ассоциируется с уже накопленными неподвижными дислокациями и другими атермическими препятствиями, которыми могут являться связанные, сидячие дислокации, стенки ячеек, границы зерен и т. д. Вторичные препятствия, например лес дислокаций или растворенные атомы, являются слабыми и могут быть преодолены подвижными дислокациями за счет тепловых колебаний кристаллической решетки, т. е. за счет термоактивационного процесса и эффективного напряжения сдвига, пропорционального термической компоненте твердости.

Для оценки атермической компоненты твердости можно воспользоваться выражением [2]

$$H_i = \alpha G_c b \sqrt{\rho_n}, \quad (1)$$

где G_c – модуль сдвига; b – то же вектора Бюргера; ρ_n – плотность неподвижных дислокаций; α – постоянная, учитывающая трехосное напряженное состояние под индентором.

В уравнении (1) плотность неподвижных дислокаций, или плотность стопоров, непосредственно связана со структурным параметром L , равным половине среднего расстояния между наиболее сильными стопорами, соотношением $\rho_n \sim 1/L$. Понятие структурного параметра L позволяет выделить слой материала, непосредственно примыкающий к индентору, толщина которого l определяется этим параметром. По данным авторов [3, 4], процесс деформационного упрочнения максимально раз-

вит в этом слое, и именно этот очаг деформации в основном определяет значение твердости.

Как известно, изменение твердости с глубиной при квазистатическом вдавливании можно описать эмпирическим уравнением, полученным на основании закона Мейера [5]:

$$P = ah^n, \quad (2)$$

где P – контактное усилие; h – глубина вдавливания; a , n – размерная и безразмерная постоянные.

После деления левой и правой частей уравнения (2) на площадь проекции отпечатка πkh^2 (k – коэффициент, определяемый углом при вершине конусного наконечника) получим

$$H_c = H_0 h^{n-2}. \quad (3)$$

При макроизмерениях твердости коническим или пирамидальным индентором, как правило, $n = 2$, а измеряемая твердость не зависит от глубины вдавливания h .

При малых отпечатках, соответствующих небольшим нагрузкам, как показывает эксперимент, n может отличаться от 2.

В работе [2] приведено выражение, характеризующее величину n в зависимости от диаметра отпечатка:

$$n = \frac{2d}{d + 2l}. \quad (4)$$

Значения величины l при квазистатическом режиме и динамическом нагружении различны. Установив эмпирическим путем соотношение $l = f(d)$, можно получить выражение изменения твердости для случаев динамического вдавливания. Однако представляет интерес проанализировать

* Работа выполнена при поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (договор Т99/128) и международного фонда INTAS (договор YSF 2001/2-107).

зирать процесс динамического вдавливания, рассматривая термическую составляющую твердости и ее влияние на измеренное значение твердости. Сначала определимся с понятием скорости деформации при ударном нагружении и оценим влияние переменной скорости деформации на конечную величину деформации. Известно, при квазистатическом вдавливании или вдавливании с постоянной скоростью скорость деформации определяется выражением

$$\dot{\epsilon} = k\dot{h}/h,$$

где h – глубина вдавливания; k – коэффициент, зависящий от геометрии индентора.

Интегрирование скорости деформации дает постоянную величину деформации ϵ , что и наблюдается при макровдавливании.

При ударном нагружении скорость деформации переменная и меняется от бесконечности до нуля в конце активного этапа удара, поэтому в качестве скорости деформации принимается средняя скорость деформации, определяемая для конических и пирамидальных инденторов выражением [6]:

$$\bar{\dot{\epsilon}} = k \frac{V_0}{h_{\max}},$$

где V_0 – предударная скорость; h_{\max} – максимальная глубина вдавливания. Поскольку при ударном взаимодействии индентора с испытуемым материалом максимальные значения глубины вдавливания, контактной силы и продолжительности активного этапа удара являются функцией величины предударной скорости (для инденторов заданной геометрии и массы), значения средней скорости деформации можно выразить через V_0 . Так, учитывая, что $h \sim V_0^{\frac{2}{n+1}}$ [7], можно записать

$$\dot{\epsilon} = k_1 V_0^{\frac{n-1}{n+1}}. \quad (5)$$

Помня, что продолжительность активного этапа удара $\tau_a \sim V_0^{\frac{1-n}{1+n}}$, получим выражение для ϵ

$$\epsilon = \dot{\epsilon}\tau_a = k_2. \quad (6)$$

Выражение (6) показывает, что значение деформации определяется только геометрией индентора и не зависит от предударной скорости, что и подтверждается для относительно больших значений V_0 , а значит, и относительно больших отпечатков.

Используя выражение (4) для случая динамического нагружения после деления на площадь проекции отпечатка, соответствующего h_{\max} , и соотношение $h \sim V_0^{\frac{2}{n-1}}$, получим выражение для динамической твердости

$$H_d = H_{d0} h_{\max}^{n-2} = H_{d0} V_0^{\frac{2n-4}{n+1}}. \quad (7)$$

Уравнение (7) показывает, что при динамическом нагружении измеренная твердость не зависит от условий эксперимента (предударной скорости). Отклонение n от 2 при малых нагрузках, как в случае квазистатического нагружения, будет характеризовать влияние масштабного фактора. При этом, как будет показано ниже, изменение в n , а значит, и в величину твердости, будет вносить термическая составляющая твердости, которую можно характеризовать соотношением [6]

$$H_i = k \dot{\epsilon}^m, \quad (8)$$

где m – постоянная, равная 0,01...0,03 для различных металлов.

Проанализируем уравнение (8) с точки зрения дислокационной теории пластического деформирования, согласно которой можно записать:

$$\dot{\epsilon}_n = \dot{\epsilon}_0 \exp\left(\frac{-G}{k_B T}\right), \quad (9)$$

где G – энергия активации движения дислокаций; k_B – постоянная Больцмана; T – абсолютная температура; $\dot{\epsilon}_0$ – постоянная материала,

$$\dot{\epsilon}_0 = \rho_n b^2 v_D / 2, \quad (10)$$

ρ_n – плотность подвижных дислокаций; v_D – частота Дебая.

Принимая согласно [7] $G = G_0 \ln(H_0/H_i)$ уравнение (9) будет

$$\dot{\epsilon}_n = \dot{\epsilon}_0 \exp\left(\frac{-G_0 \ln(H_0/H_i)}{k_B T}\right) \quad (11)$$

Разрешив уравнение (11) относительно H_i , получим

$$H_i = H_0 \left(\frac{\dot{\epsilon}_n}{\dot{\epsilon}_0}\right)^{\frac{k_B T}{G_0}} \quad (12)$$

Сопоставив уравнения (12) и (8), можно говорить об их идентичности при условии $k = \frac{H_0}{\epsilon_0^m}$, где $m = G_0/k_B T$ или с учетом выражения (12)

$$k = \frac{H_0}{\rho_n^m (b^2 v_D / 2)^m} \quad (13)$$

В уравнении (13) переменной величиной является плотность подвижных дислокаций, которая увеличивается от начального значения до предельного по мере роста степени пластического деформирования при ударных испытаниях.

Изменения плотности подвижных дислокаций приводит к росту измеренных значений твердости при малых значениях h_{max} и V_0 , тем самым усиливая эффект масштабного фактора по сравнению с квазистатическими испытаниями. Количественно учитывать влияние масштабного фактора целесообразно через показатель степени Мейера в (7).

На рис. 1 приведены зависимости изменения твердости от максимальной глубины вдавливания при квазистатическом (линия 1) и динамическом (линия 2) индентировании пластины электролитического хрома. Как видно из рисунка, влияние масштабного фактора сильнее проявляется при динамическом индентировании, что с достаточной степенью точности можно описать изменением показателя n . На рис. 2 представлены кривые изменения n в зависимости от максимальной глубины вдавливания при динамическом (линия 1) и статическом (линия 2) индентировании.

С учетом приведенных рассуждений нами получена следующая зависимость для композитной твердости двухслойной металлической структуры с учетом эффекта масштабного фактора и динамичности нагружения

$$H_k = \frac{0,96 B t H_n d^{n-2}}{A + 0,96 B t} + \frac{A H_{од} (H_{ос} - C)}{0,96 B t + A H_{ос}} \quad (14)$$

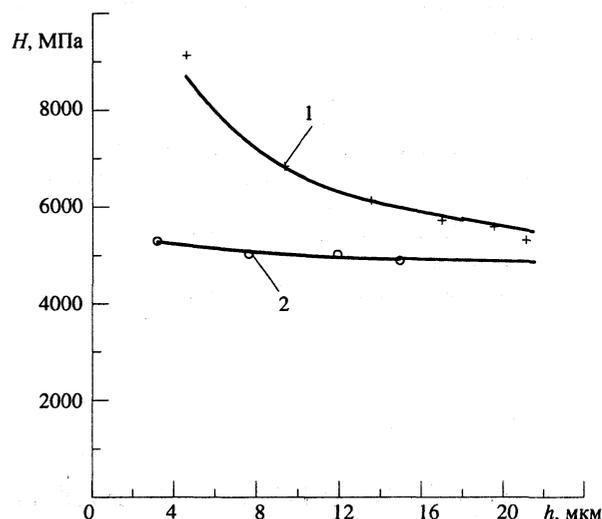


Рис. 1

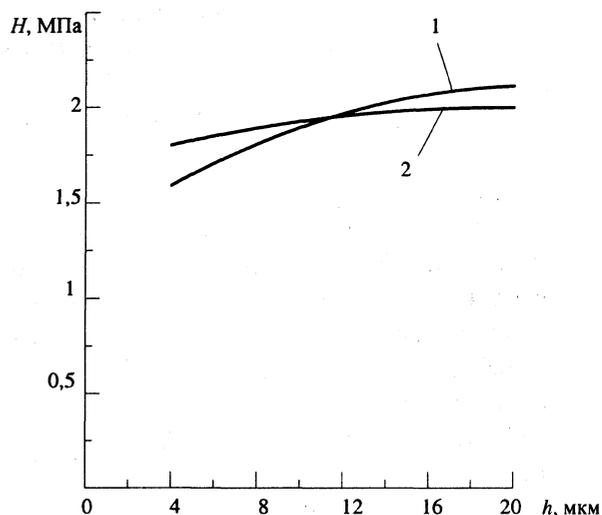


Рис. 2

где $A = (1,24\sqrt{B} - t)^2 [2,48\sqrt{B} + t]$; $B = 1,27 h^2 t g^2 \gamma$;
 $n = \frac{2d}{d + 2l}$;

H_n – твердость покрытия; $H_{од}$, $H_{ос}$ – твердость основы, измеренная в динамическом и квазистатическом режимах соответственно; γ – половинный угол при вершине конусного индентора; t – толщина покрытия.

Рассмотренная методика позволяет определить твердость защитного покрытия по данным

процесса динамического индентирования структуры при условии гомогенности нанесенного слоя. Этому требованию в полной мере отвечают гальванические покрытия специального назначения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Klerachko J. R. // Proceedings of the Sixth International Conference «Mechanical Behaviour of Materials-VI». – Kyoto, Japan, 1991. – С. 235–244.
2. Шоршоров М. Х., Алехин В. П., Булычев С. И. О масштабной зависимости твердости // Физика металлов и металловедение. – 1977. – Т. 3, вып. 2. – С. 374–379.

3. Предводителев А. А., Рожанский В. Н., Степанов В. М. // Кристаллография. – 1962. – 418 с.
4. Алехин В. П., Терновский А. П. // Новое в испытаниях на микротвердость. – М.: Наука, 1974. – С. 29.
5. Мотт Б. В. Испытание на твердость микровдавливанием. – М.: Металлургиздат, 1960.
6. Витман Ф. Ф., Златин Н. А., Иоффе Б. С. Сопротивление деформированию металлов при скоростях 10^{-6} – 10^2 м/с // Журнал технической физики. – 1949. – Т. 19, вып. 3. – С. 301–326.
7. Инженерные методы исследования ударных процессов / Г. С. Батуев, Ю. В. Голубков, А. К. Ефремов, А. А. Федосов. – М.: Машиностроение, 1977.

УДК 621.785.52

ПОЛУЧЕНИЕ НА ПОВЕРХНОСТИ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ КАРБИДОУПРОЧНЯЕМЫХ ДИФфуЗИОННЫХ СЛОЕВ ЗАДАННОГО УРОВНЯ СВОЙСТВ

*Канд. техн. наук КУХАРЕВА Н. Г., инж. ПЕТРОВИЧ С. Н.,
канд. техн. наук ГАЛЫНСКАЯ Н. А., инж. МАШКОВ К. Н., асп. МУХА М. Н.*

Белорусский национальный технический университет

Упрочнение в порошковых смесях – весьма перспективно благодаря экономичности и экологической безопасности, простоте реализации в производственных условиях, отсутствию необходимости в специальном оборудовании и обработке изделий до упрочнения, а также идентичности технологической схемы при обработке мелкомерных и крупногабаритных деталей.

Практический интерес представляют те методы поверхностной обработки, которые обеспечивают получение качественно отличных типов покрытий и их разновидностей без принципиальных изменений технологических особенностей реализации метода. Важным фактором является возможность оперативного воздействия на параметры технологического процесса, определяющие формирование покрытия заданного химического и фазового состава определенной морфологии. В этом случае выгодно выделяется метод термодиффузионного поверхностного легирования (метод термодиффузионной обработки), который широко при-

меняется в современном промышленном производстве и позволяет получать на поверхности полиметаллические материалы заданного уровня свойств.

Карбидизация высокохромистых сталей типа Х12 с последующей термической обработкой дает возможность создать благоприятный комплекс механических свойств: достаточно прочную и пластичную сердцевину с твердым, износостойким, нехрупким поверхностным слоем [1–5]. При карбидизации высокохромистых сталей в диффузионном слое образуются скоагулированные карбидные включения, равномерно распределенные в аустените, количество которых плавно уменьшается по мере удаления от поверхности в глубь металла. Последующей термической обработкой аустенит можно превратить в любую из известных структур: мартенсит, бейнит, троостит и т. д., что позволяет в широком пределе варьировать свойствами диффузионно-упрочненного изделия.

Основной недостаток известных технологий – окисление поверхности изделий и нали-