

6. Sehitoglu H., Efstathiou C., Maier H.J. Hysteresis and deformation mechanisms of transforming FeNiCoTi // *Mechanics of Materials*. – 2006. – 38. – P. 538 – 550.

Одержано 26.06.13

А. Н. Титенко, Л. Д. Демченко

Свойства сплава на основе железа с эффектом памяти формы после термомеханической обработки

Резюме

Установлено, что предварительная пластическая деформация закаленного аустенита в сплаве Fe – Ni – Co – Ti с памятью формы и последующее старение способствуют увеличению обратимой сверхупругой деформации до ~ 3 %.

A. N. Titenko, L. D. Demchenko

Properties of iron-based shape memory alloy after thermomechanical treatment

Summary

It was experimentally shown that preliminary plastic deformation of quenched austenite in shape memory Fe – Ni – Co – Ti alloy followed by the subsequent aging gives rise to the increase of reversible superelastic strain up to ~ 3 %.

УДК 669.71.017.3:536.421.4:539.213

Квазікристалічні структури в Al – Cu – Fe покриттях, отриманих іонно-плазмовим осадженням

Н. В. Зайцева, кандидат технічних наук

С. М. Захаров, кандидат фізико-математичних наук

Т. Д. Внукова, В. В. Жолудь

Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ

Методами іонно-плазмового осадження на поверхні алюмінію та сплаву Д16Т отримано гетерофазні Al – Cu – Fe покриття з квазікристалічними компонентами структури. Показано, що таке покриття суттєво зміцнює не тільки поверхню, але й досить значні приповерхневі шари матеріалу.

Останніми роками було показано, що цілий ряд інтерметалевих сполук алюмінію може існувати у вигляді квазікристалів [1 – 3]. Інтерметаліди з такою структурою можуть мати фізико-хімічні та механічні властивості

вищі за властивості інтерметалідів з кристалічною структурою, зокрема, високу твердість, низькі коефіцієнти тертя і теплопровідності, корозійну стійкість у вологій атмосфері. Тому покриття на основі алюмінідів з квазікристалічною структурою мають певні перспективи в якості зміцнюючих та захисних покриттів алюмінію і сплавів на його основі. Принциповою є можливість створення таких покриттів досяжними технічними засобами. У даній роботі викладено результати спроби отримання такого покриття методом іонно-плазмового осадження (ІПО) на серійному технологічному обладнанні.

Покриття на поверхні чистого ливарного алюмінію (99,99 %) і сплаву Д16Т наносили шляхом осадження продуктів розпилення катоду зі сплаву Al – Cu – Fe в серійній установці ННВ-6,6И1 (типу «Булат») в режимі обмеженого нагріву підкладки ($T \leq 170$ °С). Дослідження структури покриттів проводили методами мікродюрометрії, рентгенофазового аналізу і растрової електронної мікроскопії з локальним рентгеноспектральним аналізом хімічного складу матеріалу.

Досліджувані матеріали мають чітко виражену текстуру росту, яку нескладно спостерігати не тільки рентгенівськими методами, але й методами світлової мікроскопії. Для вивчення впливу текстур підкладки на формування покриття продукти розпилення катоду осаджували на різних текстурно орієнтованих гранях зразків (рис. 1). Орієнтація поверхонь, на які осаджували покриття, істотно впливає на всі вивчені властивості покриттів: фазовий склад, структуру, глибину проникнення легуючих складових хімічних елементів покриття в глибину підкладки і рівень зміцнення як самого покриття, так і підкладки. Викладені далі результати досліджень відносяться до осадження покриття на поверхню, орієнтовану перпендикулярно напрямку зростання зерен (на схемі позначено, як поверхня А). Покриття, нанесені на грані, орієнтовані вдовж напрямку росту кристалітів (Б і В), мають твердість меншу, ніж покриття, нанесені на грань А. Також приблизно на порядок знижуються товщина зміцнених шарів підкладки і проникнення хімічних елементів покриття вглиб підкладки.

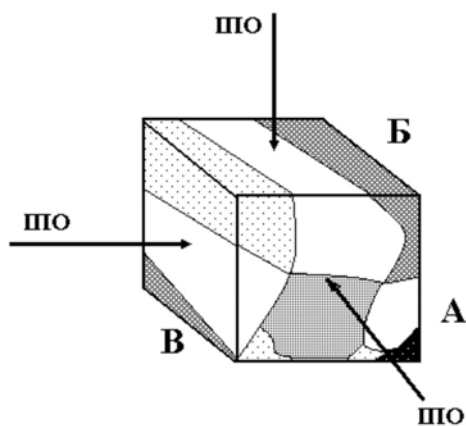


Рис. 1. Схема іонно-плазмового осадження на текстурно орієнтовані грані зразків ливарного алюмінію і сплаву Д16Т.

Рентгеноструктурним фазовим аналізом встановлено, що покриття є гетерофазною системою, яка складається з суміші інтерметалічних кристалічних сполук та деяких інших кристалічних фаз ($Al_{13}Fe_4$, $\eta-Al_{15}Fe_2$, твердий розчин на основі α -Fe, збагачений 4,54 % (по масі) Al та ~ 1 % (по масі) Cu) і, що найцікавіше, містить значну частку квазікристалічної фази. Рентгенівська дифрактограма (рис. 2) містить лінії, типові для ікосаедричних квазікристалів. Найбільш ймовірно дифракційні лінії належать квазікристалічній сполуці $i-Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$, яку спостерігали також в роботі [4].

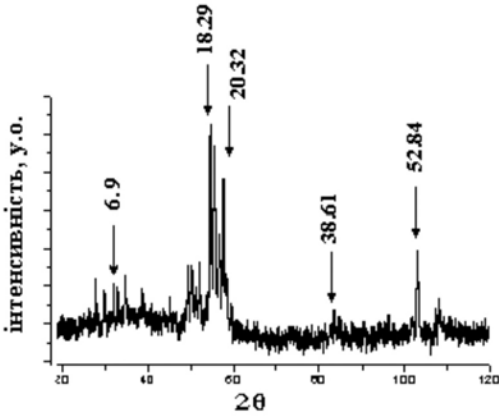


Рис. 2. Рентгенівська дифрактограма покриття на підкладці з алюмінію, яке містить ікосаедричну фазу $i\text{-Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$.

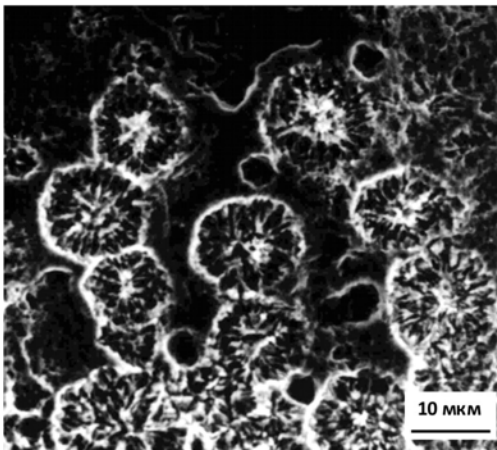


Рис. 3. Мікроструктура покриття, яке містить квазікристалічні частки $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$.

Растрова електронна мікроскопія і локальний рентгеноспектральний аналіз також підтверджують наявність цієї квазікристалічної фази $i\text{-Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$ в покритті як за морфологією, так і за хімічним складом. На рис. 3 показано розетки – структуру покриття, характерну для ікосаедричних квазікристалів.

Хімічні елементи – компоненти покриття – в процесі осадження проникають на значну глибину в підкладку (рис. 4). В алюмінієвій підкладці залізо і мідь рееструються на глибині, більшій за 1500 мкм, на рівні концентрацій $\sim 1,5 - 2,5\%$ (по масі), що свідчить про інтенсивне дифузійне масоперенесення в умовах іонного бомбардування. Між рівнем зміцнення і концентрацією заліза спостерігається хороша кореляція (краща, ніж з концентрацією міді). Залізо знаходиться в глибині підшарку, переважно у вигляді алюмінідних фаз ($\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$, $\eta\text{-Al}_{15}\text{Fe}_2$), а також потрійних твердих розчинів $\text{Fe} - \text{Cu} - \text{Al}$, тоді як на поверхні переважають квазікристали. Саме ці фази забезпечують зміцнення підшарку за механізмом дисперсійного твердіння. Враховуючи

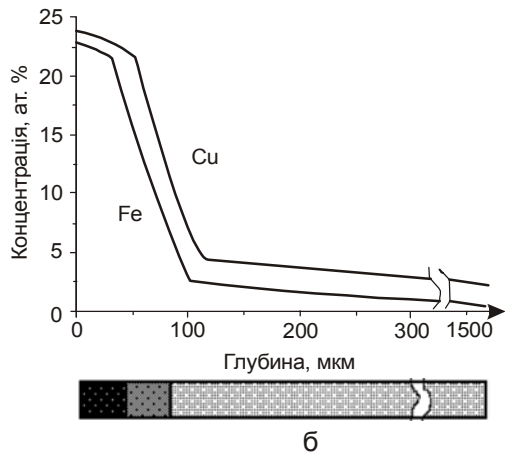
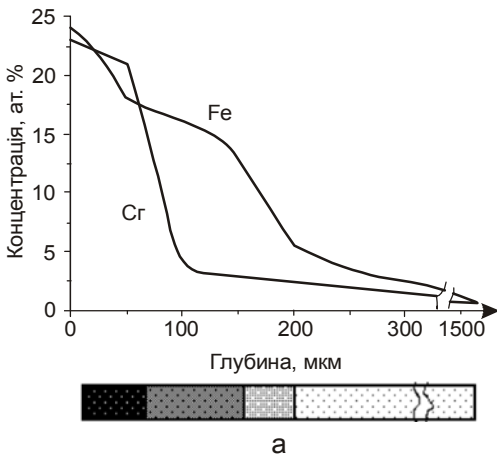


Рис. 4. Розподіл по глибині іонно-плазмових покриттів концентрацій основних легуючих елементів в алюмінії (а) і сплаві Д16Т (б) у співвідношенні з мікротвердістю відповідних шарів. ■ – 6 – 9 ГПа, ■ – 3 – 6 ГПа, ■ – 1,5 – 3,0 ГПа, □ – 0,5 – 1,5 ГПа.

залежність зміцнення і перерозподілу елементів від текстурної орієнтації зерен, можна вважати, що масоперенесення, зокрема заліза, відбувається переважно по межах зерен.

У разі сплаву Д16Т проникнення міді з покриття маскується її наявністю у вихідному сплаві (4 – 5 % (по масі)), а дифузія заліза, ймовірно, стримується меншою протяжністю меж границь зерен у порівнянні з алюмінієм.

Утворення твердих алюмінідних інтерметалідів в покритті забезпечує його високу мікротвердість, яка складає не менше 6 ГПа, а в окремих ділянках досягає 35 ГПа (рис. 4). Такі значення твердості для алюмінію і його сплавів є надзвичайно високими, оскільки істотно перевищують твердість не лише будь-яких конструкційних алюмінієвих сплавів, але і більшості сталей [5].

Зміцнення алюмінію і сплаву Д16Т не обмежується власне покриттям, а поширюється і в приповерхневій шарі підкладки на досить значну глибину. Глибина зміцнення приповерхневого шару істотно залежить від структури підкладки і добре корелює з концентрацією в ній заліза та міді – складових елементів покриття. Подібну кореляцію спостерігали раніше при використанні катода Al – Cu – Fe – Ni – Si [6].

Відзначимо, що твердість іонно-плазмових покриттів на сплаві Д16Т практично не відрізняється від твердості покриття на чистому алюмінії. Проте зміцнення підшару сплаву Д16Т не так помітне, як в чистому алюмінії, ймовірно з причини старіння дюралюмінієвого сплаву в умовах іонного бомбардування.

Високі значення мікротвердості покриттів пов'язані з наявністю в них значної частки квазікристалічної складової структури. Ця фаза знаходиться переважно у високодисперсному стані (0,1 – 3,0 мкм), хоча зустрічаються і більші за розміром частинки (рис. 3).

Відомо [7], що квазікристалічним фазам притаманна пористість, зумовлена геометричними умовами сполучення квазікристалів з кристалічними апроксимантами. Пористість покриття спостерігали і в даному експерименті (рис. 5).

Пористість розвивається не лише в самому покритті, але і в підшарі. Це явище можна розглядати як особливий різновид ефекту Френкеля, який має місце при осадженні продуктів розпилення катода в умовах іонного бомбардування. Іонне бомбардування створює потужний потік вакансій з поверхні підкладки в глибину. Якщо цей потік вакансій не повністю компенсується зустрічним потоком атомів речовини з глибини на поверхню, то надлишкові вакансії конденсуються, утворюючи мікропори. Проте таке просте пояснення утворення пор виглядає переконливим тільки в першому наближенні, тому що за таких

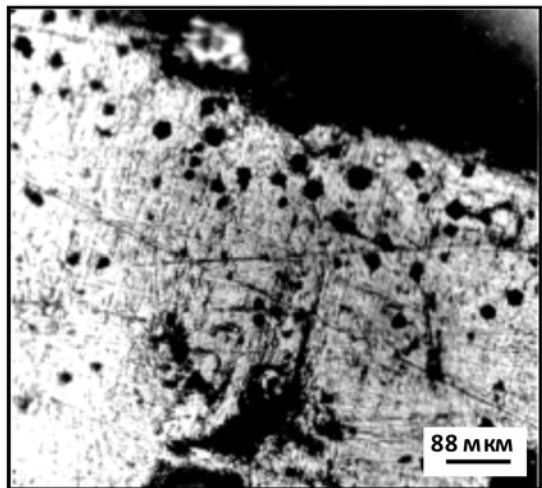


Рис. 5. Пори в іонно-плазмовому покритті на алюмінієвій підкладці.

же умов нанесення кристалічних ІПО покриттів не обов'язково супроводжується приповерхневою поруватістю. Скоріш за все, квазікристалічні фази мають свою специфіку, обумовлюючи появу ефекту Френкеля при дифузійному контакті з кристалічними фазами. Можливо причина полягає в низькій дифузійній активності квазікристалічного покриття в порівнянні з активністю кристалічної підкладки. Це може бути певним недоліком квазікристалічних алюмінідних покриттів для алюмінієвих та деяких інших конструкційних сплавів. Але використовуючи для покриттів гетерофазні системи, в яких квазікристали співіснують з кристалічними фазами, цілком можливо суттєво поліпшити структуру і покриття і перехідної зони.

Таким чином, показано, що методом ІПО на серійному обладнанні типу «Булат» можливо синтезувати квазікристалічні фази системи Al – Cu – Fe при осадженні продуктів розпилення на поверхню алюмінію і його сплавів і забезпечувати тим самим суттєве поверхнєве зміцнення матеріалу.

Роботу виконано в рамках проекту 15/13Н.

Література

1. Кутихина Ж.Я., Лариков Л.Н., Шматко О.А. Морфология квазикристаллов в сплавах // *Металлофизика*. – 1991. – 13, № 10. – С. 122 – 127.
2. Gratias D., Cahn J.W., Mozer B. Six-dimensional Fourier analysis of the icosahedral $Al_{73}Mn_{21}Si_6$ alloy // *Phys. Rev. B*. – 1988. – 38, № 3. – P. 1643 – 1646.
3. Cornier-Quiquandon M., Quivy A., Heger G. Neutron-diffraction study of icosahedral Al – Cu – Fe single // *Phys. Rev. B*. – 1991. – 44, № 5. – P. 2071 – 2084.
4. Heera V., Rauschenbach B. Some remarks on the indexing of the diffraction pattern of icosahedral quasicrystals // *Zentralist Kernforsch. Rossendorf Dresen (Ber.)*. – 1987. – N 621. – P. 68.
5. Бернштейн М.Л., Займовский В.А. Механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1979. – С. 356 – 370.
6. Безбах Н.В., Дубовицкая Н.В., Коленченко Л.Д. Структура и механические свойства поверхностных слоев алюминия и сплава дюралюминия после ионно-плазменного осаждения алюминидов // *ФХОМ*. – 1997. – № 2. – С. 39 – 42.
7. Janot C., Loreto L., Farinabo R. Clusters in quasicrystals: tiling versus covering and porosity // *Mat. Sci. Eng.* – 2000. – 294 – 296. – P. 405 – 408.

Одержано 12.11.13

Н. В. Зайцева, С. М. Захаров, Т. Д. Внукова, В. В. Жолудь

**Квазикристаллические структуры в Al – Cu – Fe покрытиях,
полученных ионно-плазменным осаждением**

Резюме

Методами ионно-плазменного осаждения на поверхности алюминия и сплава Д16Т получены гетерофазные Al – Cu – Fe покрытия с квазикристаллическими

компонентами структури. Показано, що такі покриття суттєво упрочняють не тільки поверхню, но і значительные по глубине слои основного материала.

N. V. Zaitseva, S. M. Zakharov, T. D. Vnukova, V. V. Zholud

Quasicrystal structure in Al – Cu – Fe PVD coatings

Summary

The heterophase PVD Al – Cu – Fe coating having quasicrystalline phase was obtained on the surface of aluminium and aluminium alloy D16T. It is shown that such coatings significantly increase not only the surface hardness but also hardness of the subsurface layers of the base material.

УВАГА !!!

***Змінено банківські реквізити щодо передплати
журналу
«Металознавство та обробка металів»***

Розрахунковий рахунок

p/p 31257201112215

банк ГУДК СУ в м. Києві, код банку 820019

***Отримувач – ФТІМС НАН України,
ЗКПО 05417153,
з посиланням на журнал “МОМ”***