

The process of packaging products in shrink film consists of two phases: formation package by sealing it in shrink film; shrinkage of the film through its blowing hot air. Hot air is blowing of package realizing by heat chamber or by heat tunnel.

The aim of the paper is to investigate the shrink coefficient polypropylene film in the transverse and longitudinal directions, depending on the process temperature.

During the implementation of the shrink method in case the object is subjected packing, sharp transitions or sharp edges possible undesirable deformation and/or damage to the object itself, or injury (up to fracture) packaging film (that is destroying the integrity of the package), it would be appropriate to use a two-step incremental shrinkage. Stepwise shrinkage was carried out in two stages: the first stage of the film was in the heat chamber 2 s, and at the next shrink stage – 5 s. In carrying out the experiment was seen addiction at the time that the first shrink stage exceeding 2 s, the relaxation of the film makes it almost fully realized and further shrinkage is negligible. After finishing shrinkage processes coefficient determined after the first stage and the overall shrink and total in the transverse and longitudinal directions, depending investigated transverse and longitudinal coefficients shrink temperature.

A comparison of the experimentally obtained graph of the one-step and two-step in shrink follows that when shrink film at one stage, shrink ratio is increasing with increasing operating temperature, whereas the two-stage shrink biggest factor shrink was obtained at a temperature 170°C. The total shrink degree in two-stage process is almost the same as in the one-step shrink.

Keywords: polymeric pipe, cooling, thermal and mechanical condition, efficiency.

References

1. Gavva O. M. Pakovalne obladnannya [Packaging equipment] / O. M. Gavva, A. P. Bespalko, A. I. Volchko, O. O. Kohan. — К. : IAC «Упаковка», 2010. – 583 p.
2. Zaiavka u2014 03610 Ukraine. МРК В 29 С 61/02. Sposib upakovuvannia v termousadnu polimernu plivku [Method of packing in shrinkage polymer film] / O. L. Sokolskyi, I. O. Mikulonok, I. A. Plakhotnyi. – Zaiavl. 08.04.2014.

УДК 621.793.7

СМИРНОВ І. В., д.т.н., доц.

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут»

ПІДВИЩЕННЯ КОРОЗІЙНОЇ СТІЙКОСТІ ПЛАЗМОВИХ ПОКРИТТІВ НА ОСНОВІ ПЛАКОВАНОГО ПОРОШКУ ОКСИДУ АЛЮМІНІЮ

Експериментально досліджено корозійну стійкість покриттів, отриманих плазмовим напилюванням порошку оксиду алюмінію плакованого двошаровими оболонками з титану, алюмінію або міді на сталеву та магнієву основу. Проведена термодинамічна оцінка взаємодії оксиду алюмінію з металевими оболонками при плакуванні. Встановлено вплив плакованих порошоків на мікроструктуру та пористість плазмових покриттів і зміну поляризаційного опору під час випробувань в рідких агресивних середовищах.

Ключові слова: плазмові покриття, плакований порошок, корозійна стійкість, поляризаційний опір.

© Смирнов І. В., 2014.

Постановка проблеми. У захисті деталей і конструкцій від агресивних корозійних середовищ, особливо за високих температур, велику увагу приділяють газотермічному напилюванню металокерамічних покриттів на основі порошоків оксидів алюмінію, цирконію, титану та їхніх сумішей. Такі покриття застосовують для підвищення ресурсу роботи футеровок високотемпературних агрегатів (печей, ванн, котлів, реакторів, ковшів, тиглів). У деяких випадках застосування покриттів з оксидної кераміки доцільно при вирішенні проблем захисту магнієвих сплавів, які через електронегативний електрохімічний потенціал і поганий захист природної окисної плівки мають низьку корозійну стійкість. Більш широке впровадження керамічних напилених покриттів стримується особливостями їхньої структури, пористістю, залишковими напруженнями, нерівномірністю властивостей на різних ділянках, недостатньою міцністю зчеплення покриття з основою.

Аналіз публікацій. Проблема газотермічного, зокрема плазмового напилювання корозійностійких покриттів, у тому числі на магнієві сплави, присвячено достатню кількість робіт, які базуються на використанні композиційних керамічних, металокерамічних, наноструктурованих та інших порошків [1–5]. Так, у праці [1] зроблено висновок про перспективність використання плазмових покриттів для захисту внутрішніх поверхонь корпусів реакторів від корозії в процесах синтезу акрилових мономерів. У праці [2] досліджено структуру й корозійні властивості плазмових композиційних керамічних покриттів на основі оксидів Al_2O_3 , CrO_2-TiO_2 та $Al_2O_3-TiO_2$ у 0,5М-розчині H_2SO_4 за температури 25 °С. Фазових перетворень у покриттях під час випробувань не виявлено, тобто фазовий склад покриттів не впливає на корозійну стійкість. Електрохімічні вимірювання й результати скануючої металографії свідчать, що покриття $Al_2O_3-TiO_2$ незалежно від наявності підшару виявляє найкращу антикорозійну стійкість завдяки низькій пористості (5,4 %), шорсткості поверхні (4,5 мкм) і щільності струму ($6,3 \cdot 10^{-8} A/cm^2$) у пасивній області нижче потенціалу корозії E_{corr} (-0,55V) та відсутності пітингової корозії. Основні задачі в працях [3, 4] зводилися до підвищення щільності й міцності зчеплення керамічних покриттів із поверхнею магнієвих сплавів для забезпечення їх надійного захисту. У праці [5] описано процеси отримання композиційних порошків (зокрема шляхом плакування), що формують градієнтно-шарові структури з унікальним комплексом властивостей.

Таким чином, загальною науковою проблемою є створення багатофункціональних захисних газотермічних покриттів із високими фізико-механічними та адгезійно-когезійними характеристиками і стійких в агресивних середовищах.

Підвищення корозійної стійкості плазмових покриттів значною мірою досягають шляхом плакування вихідних керамічних порошків металевими оболонками (Ti, Al, Cu), що відіграють роль зв'язуючого, сприяють підвищенню когезійної та адгезійної міцності й фізико-механічних властивостей покриття в цілому [6]. Особливу роль при цьому відводять титану як адгезійно-активному елементу, який, завдяки близькому до нуля куту змочування і роботі адгезії до 3000 мДж/м², здатний змочувати оксидну кераміку, утворюючи міцні зв'язки в плакованих частинках і напиленому покритті [7].

Попри достатній досвід, наявний у теорії та практиці газотермічного напилювання, невирішеною частиною наукової проблеми є деякі питання дослідження корозійної стійкості плазмових покриттів на основі плакованих металокерамічних порошків в рідких агресивних середовищах.

Мета роботи полягала в підвищенні корозійної стійкості в рідких кислотних і сольових розчинах плазмових покриттів на основі порошку оксиду алюмінію, плакованого металевими оболонками з титану, алюмінію й міді для захисту сталі та магнієвих сплавів.

Матеріали та методики. Як вихідний вибрано порошок оксиду алюмінію ТУ 6-09-426-75 фракцією 40...63 мкм, що має високу хімічну стійкість, експлуатаційні властивості, не бере участі в електродних процесах і є досить поширеним (табл. 1).

Таблиця 1 – Хімічний склад порошку оксиду алюмінію, %

Масова частка основної речовини	Втрати після прожарювання	Сульфати	Хлориди	Залізо	Кремній	Лужні та лужноземельні метали
не менше 95,0	не більше 2,0	не більше 0,5	не більше 0,1	не більше 0,1	не більше 0,1	не більше 0,2

Порошок плакували на спеціалізованій установці АНГА-1 вакуумно-дуговим методом, перевагою якого є висока адгезія металевої оболонки до ядра, завдяки значній кількості високоенергетичних іонів металу в плазмовому потоці, що конденсується. Катоди, що випарувалися, виготовляли з титанового сплаву ВТ1 ГОСТ 26492-85 із міді марки М0 ГОСТ 859-2001 та алюмінію ГОСТ 21488-76. Технологія та режими плакування порошків наведені в праці [6]. Оболонки на частинки порошку наносили пошарово, перший шар – із титану, другий шар – з алюмінію або міді (у тексті ці порошки позначено $Al_2O_3/Ti/Al$ і $Al_2O_3/Ti/Cu$ відповідно). Щоб оцінити вплив технологічних режимів вакуумно-дугового плакування на рівномірність і товщину металевих оболонок на керамічних порошках, виконали металографічний та електронно-растровий мікροаналіз морфології поверхні і структури оболонок (рис. 1). Установлено, що оболонки мають високу щільність, досить рівний рельєф і цілком укривають поверхню частинок порошку.

Плаковані порошки напилювали на плазмотроні з часткового винесеною дугою й додатковим обдуванням плазмового струменя концентричним потоком захисного газу – аргону. Робочий струм встановлювали в межах 80...100 А, напругу – 50...60 В, витрату аргону – 2...3 л/хв., діаметр сопла – 2 мм.

Завдяки конструкційним особливостям і встановленим режимам, формувалася близький до ламінарного плазмовий струмінь із подовженою високотемпературною ділянкою, що забезпечує кращі умови для збере-

ження металевої оболонки та розплавлення тугоплавкого керамічного ядра плакованого порошку. Покриття наносили на плоскі зразки розміром $3 \times 10 \times 70$ мм, виконані зі сталі Ст3 і магнієвого сплаву AM50.

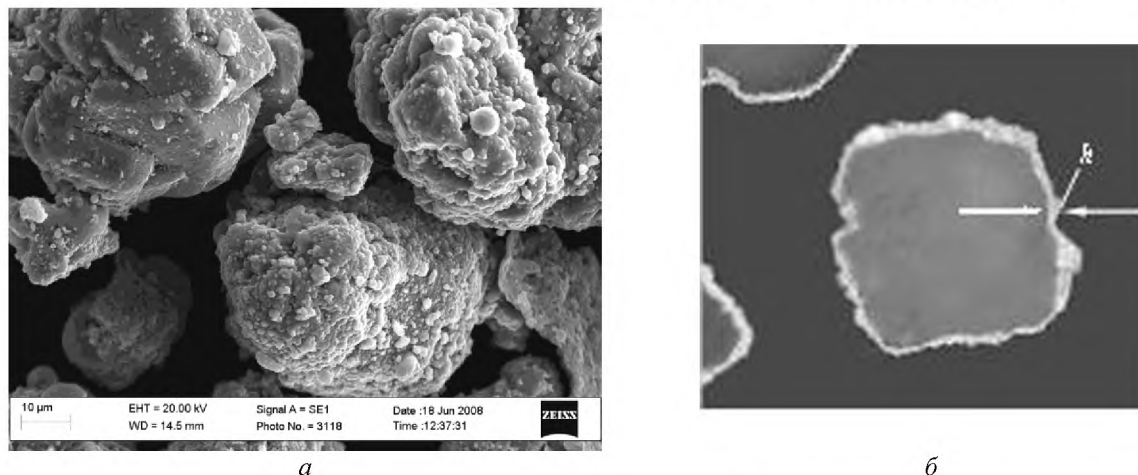


Рис. 1 – Морфологія (а) і мікрошліф (б) порошку $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}/\text{Al}$

Оцінка взаємодії оксиду алюмінію з титаном та міддю. За працею [7], адгезія титану до оксиду алюмінію є досить високою, поверхневий натяг – помірним, і плівка титану завтовшки 100 нм майже повністю вкриває поверхню оксиду алюмінію (на 98...100 %). Відхилення від 100 % обумовлено тим, що КТР титану становить близько $7,5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, не співпадаючи з КТР оксиду алюмінію ($4,5 \dots 5,0 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$), що під час охолодження кераміки призводить до виникнення тангенціальних напружень, які розривають плівку. Стан суцільності плівки титану після відпалу є термодинамічно рівноважним, а в зоні контакту можуть відбуватися окислювально-відновлювальні процеси. У цьому випадку, коли термодинамічні розрахунки вказують на неможливість безпосередньої прямої хімічної взаємодії оксиду алюмінію з титаном, взаємодія може виникати завдяки утворенню твердих розчинів за схемою $\text{Me}''\text{O} = [\text{O}]_{\text{Me}'} + [\text{Me}'']_{\text{Me}'}$, де Me'' – конструкційний метал; Me' – метал оксиду кераміки.

Однією з причин такої взаємодії є значна зміна парціальних значень ентропії під час утворення твердих розчинів. Взаємодію оксиду алюмінію з титаном оцінювали, припускаючи, що оксид алюмінію розчиняється в титані. Цей процес можна описати рівнянням $\text{Al}_2\text{O}_3 = 2[\text{Al}]_{\text{Ti}} + 3[\text{O}]_{\text{Ti}}$, яке можна подати як суму трьох реакцій: $a - \text{Al}_2\text{O}_3 = 2\text{Al} + 1,5\text{O}_2$; $b - 1,5\text{O}_2 = 3[\text{O}]_{\text{Ti}}$; $c - 2\text{Al} = 2[\text{Al}]_{\text{Ti}}$.

Відповідні цим реакціям ізобарні потенціали:

– розкладання алюмінію $\Delta G_a = 400900 - 76,2T$;

– розчинення кисню в титані $\Delta G_b = \Delta H_b + BT + 4,57T \lg N_{\text{O}}$, де ΔH_b – парціальна зміна тепловмісту під час розчинення кисню в твердому металі; B – характеризує сумарну зміну руху атомів розчинника під час утворення розбавленого твердого розчину; N_{O} – атомна частка кисню в твердому розчині.

При цьому межа розчинення кисню в α -Ti в інтервалі 500...1400 °C змінюється незначно і становить приблизно 33 % ат. Із подальшим підвищенням концентрації кисню утворюються оксидні фази TiO , Ti_2O_3 , Ti_3O_5 і TiO_2 ;

– розчинення алюмінію в титані $\Delta G_c = -11308 + 4,57T \lg N_{\text{Al}}$. У системі алюміній-титан за умов рівноваги утворюються різні інтерметалідні сполуки з протяжною зоною гомогенності. Інтегральна теплота розчинення алюмінію в титані для атомної частки $N_{\text{Al}} = 0,75$ становить 8,481 ккал/(г · атом сплаву), що відповідає парціальній теплоті 11308 ккал/(г · атом Al).

За умов рівноваги $\Delta G = \Delta G_a + \Delta G_b + \Delta G_c = 0$, або $12107,7 - 5,8T + 13,7T \lg N_{\text{O}} + 9,14T \lg N_{\text{Al}} = 0$.

Утворення твердого розчину відбувається за рахунок розчинення алюмінію та кисню в оксиді алюмінію, тому $N_{\text{O}} = 1,5N_{\text{Al}}$. Після відповідної підстановки одержимо температурні залежності концентрації алюмінію й кисню в твердому розчині на основі титану.

Формула для розрахунку концентрації кисню в титані матиме вигляд $\lg N_{\text{O}} = -529,9/T + 0,3$; алюмінію в титані – $\lg N_{\text{Al}} = -529,9/T + 0,15$.

Таким чином, за температури 573 K, характерної для вакуумно-дугового плакування $\lg N_{\text{O}} = -0,59$ і $\lg N_{\text{Al}} = -0,77$, що відповідає атомарним концентраціям $C_{\text{O}} = 8,4\%$ і $C_{\text{Al}} = 5,6\%$.

Оцінка взаємодії міді з оксидом алюмінію. Реакції взаємодії міді з оксидом алюмінію є аналогічним реакціям із титаном. Ізобарні потенціали:

– розчинення кисню в міді $\Delta G_6 = -35000 + 27,5T + 4,57T \lg N_{\text{O}}$;

– розчинення алюмінію в міді $\Delta G_6 = -16000 + 4,57T \lg N_{\text{Al}}$.

Відповідно, частки кисню та алюмінію в міді $\lg N_{\text{O}} = -11549/T - 0,2$ і $\lg N_{\text{Al}} = -11549/T - 0,38$. Концентрації кисню та алюмінію в міді за температури 573 К, обчислені за цими формулами, є нехтовно малими порівняно з їх концентраціями в титані, що підтверджує необхідність першочергового нанесення на частинки порошку оксиду алюмінію оболонки з титану.

Результати металографічного аналізу. Установлено, що плазмове покриття із порошку, плакованого титаном і міддю, має нижчу пористість (3...5 %) (рис. 2, в), аніж покриття з чистого оксиду алюмінію (10 % і більше) (рис. 2, а) та оксиду алюмінію, плакованого титаном і алюмінієм (4...6 %) (рис. 2, б).

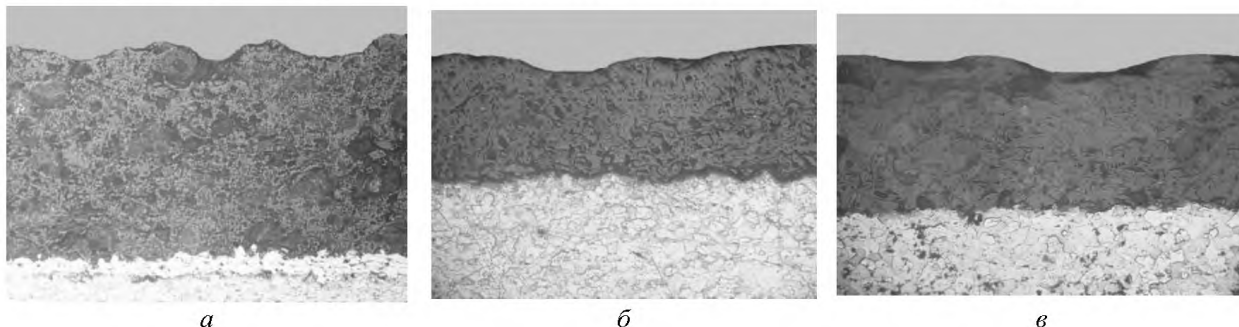


Рис. 2 – Мікроструктура плазмових покриттів на сталевій основі (×250):
а – із чистого Al_2O_3 , напиленого на підшар із NiAl завтовшки 40...50 мкм;
із плакованих порошоків: б – $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}/\text{Al}$; в – $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}/\text{Cu}$

Попередні рентгеноспектральні дослідження вмісту й розподілення елементів оболонки в покритті свідчать про рівномірний розподіл титану, алюмінію та міді за перерізом покриття [6]. Використання плакованого порошку утворює навколо частинок кераміки ділянок із міцними когезійними зв'язками, що сприяє формуванню щільного покриття, покращанню його механічних і корозійних властивостей.

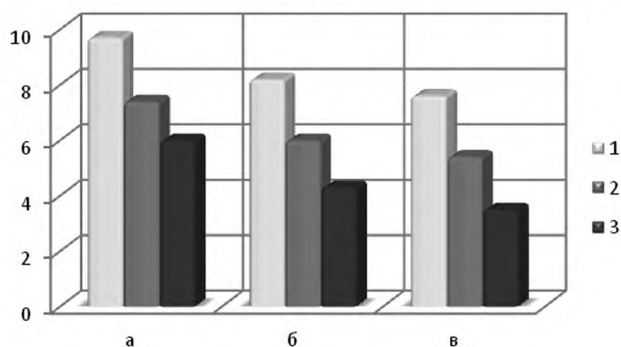


Рис. 3 – Пористість, %, плазмових покриттів на основі плакованих керамічних порошоків (1 – Al_2O_3 ; 2 – $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}/\text{Al}$; 3 – $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}/\text{Cu}$) за сили струму: а – 70 А; б – 80 А; в – 100 А

зії. Механізм такої корозії наведено в праці [8] при випробуванні зразків з одношаровим покриттям Al_2O_3 у киплячому розчині HCl (5 %). При цьому корозійне середовище, що проникло крізь зв'язані пори до підшару з нікель-алюмінієвого сплаву, зруйнувало як підшар, так і покриття з основного матеріалу.

Вплив агресивних середовищ на покриття вивчали методом поляризаційного опору, що базується на вимірюванні зміни поляризаційного струму між двома однаковими електродами з одного металу і однаковим покриттям при накладанні поляризації в межах менше 20 мВ. Досліджували вплив на поляризаційний опір складу плакувальної оболонки й наявності підшару.

Результати випробувань зразків плазмових покриттів. Установлено, що пористість покриттів є найнижчою у разі напилювання плакованого порошку $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}/\text{Cu}$ за сили струму 100 А і витраті плазмоутворювального газу 0,146 м³/год (рис. 3). Із збільшенням сили струму й витрати газу пористість покриттів зростає, особливо за використання плакованих порошоків. Це можна пояснити інтенсифікацією фізико-хімічних процесів на поверхні частинок плакованих порошоків і турбулізацією плазмового струменя.

Випробування зразків із керамічним покриттям, зануреними в кислотний розчин, свідчать, що втрата маси залежить, передусім, від кількості зв'язаних пор у покритті. Агресивне середовище, проникаючи крізь пори, руйнувало метал основи, утворюючи під покриттям локальні вогнища корозії.

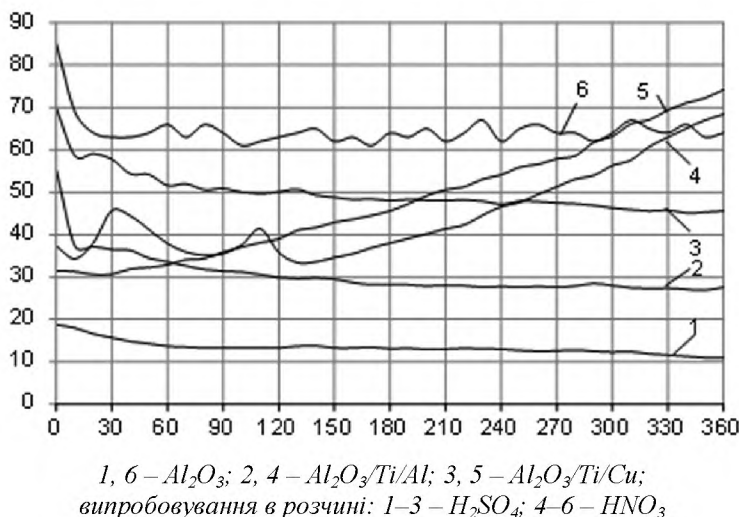


Рис. 4 – Залежність від тривалості випробувань, хв., поляризаційного опору, Ом, покриттів, напилених на сталеві зразки

щивши опір для чистого оксиду алюмінію через 5 год., що може бути пояснено здатністю титану до пасивації в азотній кислоті. Найбільш стабільні показники спостерігалися у покриттів із порошку $Al_2O_3/Ti/Cu$.

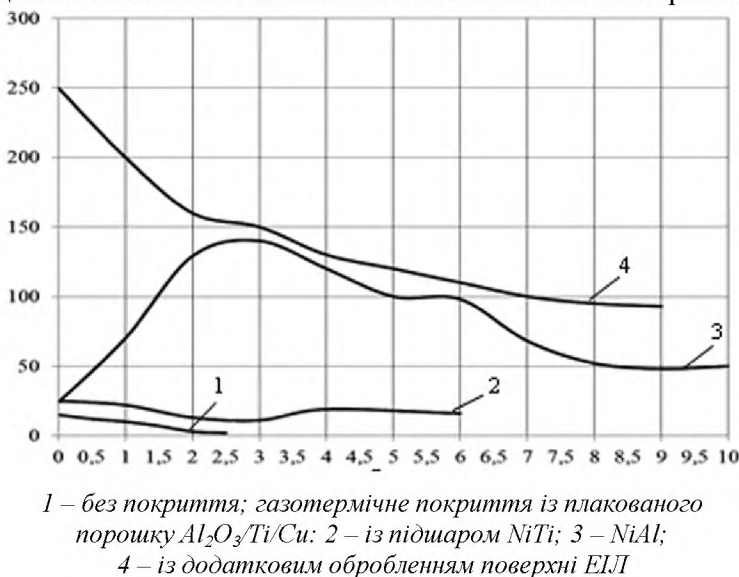


Рис. 5 – Залежність від тривалості випробувань, год., поляризаційного опору, Ом, покриттів, напилених на магнієвий сплав AM50

мічного керамічного покриття з поверхнею магнієвих сплавів, що відображається на кривій 3 (див. рис.5) різким падінням опору через часткове відшарування покриття. У разі застосування додаткового електроіскрового легування (EIL) електродом із нікельхромового сплаву відшарування протягом 10 год не спостерігалось, а поляризаційний опір стабілізувався на рівні 90...100 Ом, що в десятки разів перевищує стійкість магнієвого сплаву без покриття.

Висновки. Використання керамічного порошку оксиду алюмінію, плакованого оболонками з титану, алюмінію та міді для плазмового напилювання, зменшує загальну пористість і підвищує корозійну стійкість покриттів на сталевих зразках у 2...3 рази (у 10 % розчинах H_2SO_4 і HNO_3) і більш ніж на порядок – на зразках із магнієвого сплаву (у 3 % NaCl).

Установлено, що поляризаційний опір для всіх видів покриттів в розчині H_2SO_4 досягає сталого значення за 60...80 хв. (рис. 4). Це значення може бути критерієм корозійної стійкості під час порівняльних випробувань. Помітне підвищення опору (на 50 %) спостерігається, якщо в плакованих порошках замінити алюміній на мідь. Це пояснюється більшою стійкістю міді в сірчаній кислоті. Підвищити опір і, відповідно, знизити корозію, можна також, збільшивши товщину покриття, що пояснюється зменшенням кількості зв'язаних пор і узгоджується з даними праці [8].

На початку випробувань у розчині HNO_3 (10 %) опір покриттів на основі плакованих порошків виявився нижчим, аніж у покриттів з оксиду алюмінію. Але з часом опір покриттів на основі плакованих порошків зростає, перевищивши опір для чистого оксиду алюмінію через 5 год., що може бути пояснено здатністю титану до пасивації в азотній кислоті.

Під час випробувань у розчині H_2SO_4 покриттів із підшаром завтовшки 15 мкм, поляризаційний опір стабілізувався на рівні 40...45 Ом незалежно від матеріалу підшару (NiTi чи NiAl), із збільшенням товщини підшару спостерігалось незначне зростання опору (до 50...60 Ом). Таких же показників можна було досягти, збільшивши товщину основного керамічного шару до 250...300 мкм.

Як свідчать результати випробувань покриттів із плакованих порошків, напилених на магнієвий сплав AM50, у розчині NaCl (3 %), протягом кількох годин поляризаційний опір зменшується майже до нуля (рис. 5). Найкращі захисні властивості мають покриття на основі плакованого оксиду алюмінію, напилені на підшар із NiAl. При цьому традиційне попереднє абразивно-струменеве оброблення не забезпечує надійної міцності зчеплення газотер-

У разі напилювання на сталеву основу найвищий поляризаційний опір у розчинах кислот демонструють покриття на основі порошку оксиду алюмінію, плакованого двошаровими оболонками з титану й міді. При цьому підвищення корозійної стійкості більше залежить від товщини основного шару покриття, аніж від матеріалу й товщини підшару, що пов'язано зі зменшенням кількості зв'язаних пор.

У разі напилювання на магнієвий сплав найвищий поляризаційний опір у 3 % NaCl мають покриття на основі плакованих порошоків із підшаром NiAl і додатковою активацією поверхні електроіскровим легуванням, завдяки підвищенню міцності зчеплення покриття з основою.

Перспективи подальших досліджень полягають у розширенні номенклатури плакованих порошоків і більш детальному вивченні механізму корозійного руйнування плазмових покриттів на їх основі за підвищених температур.

Список використаної літератури

1. Валуев А. В. Защита деталей от коррозии в жидких агрессивных средах при повышенных температурах / А. В. Валуев, В. П. Валуев, Е. Л. Санчугов и др. // Инструмент. – 2006. – № 23. – Вып. 1. – С. 36–39.
2. Song Y. Corrosion properties of plasma-sprayed Al_2O_3 - TiO_2 coatings on Ti metal / Y. Song, I. Lee, S. N. Hong et al // J. Mater. Sci. – 2006. – 41. – P. 2059-2065.
3. Gray J. E. Protective coatings on magnesium and its alloys – a critical review / J. E. Gray, B. Luan // J. of Alloys and Compounds. – 2002. – 336. – P. 88–113.
4. Spencer K. The use of Al- Al_2O_3 cold spray coatings to improve the surface properties of magnesium alloys / K. Spencer, D. M. Fabijanic, M. Zhang // Surface & Coatings Technology. – 2009. – 204. – P. 336–344.
5. Руденская Н. А. Новые плазменные покрытия многофункционального назначения и их самоорганизация / Н. А. Руденская // Защита металлов. – 2004. – Т. 40. – № 2. – С. 173–177.
6. Смирнов И. В. Формирование плазменных покрытий при использовании плакированных и ультрадисперсных керамических порошков / И. В. Смирнов // Вісник НТУУ КПІ ; сер. «Машинобудування». – 2011. – № 61. – С. 117–122.
7. Найдич Ю. В. Нанопленки металлов в процессах соединения (пайки) керамических материалов / Ю. В. Найдич, И. И. Габ, Б.Д. Костюк и др. // Доп. НАН України. – 2007. – № 5. – С. 97–104.
8. Dianran Y. Corrosion Behavior in Boiling Dilute HCl Solution of Different Ceramic Coatings Fabricated by Plasma Spraying / Y. Dianran, H. Jining, X. Li et al. // J. Thermal Spray Technol. – 2004. – 13 (4). – P. 503–507.

Надійшла до редакції 10.03.2014.

Smirnov I. V.

STUDY THE CORROSION RESISTANCE OF PLASMA-SPRAYED COATINGS DEPOSITED FROM METAL-COATED CERAMIC POWDERS

Corrosion resistance coatings deposited by plasma spraying of alumina powders with clad metal PVD film were studied. Thermodynamical evaluation of the interaction of alumina with titanium and copper in cladding was produced. Possibility of interaction was evaluated assuming that the alumina dissolved in the titanium. The result was defined atomic percentage of oxygen and aluminum in the titanium at temperature of cladding. The influence of clad powders on the microstructure, porosity and polarization resistance of plasma-sprayed coatings during testing in corrosive environments was studied. The corrosion behavior of coating was studied by technique of a polarization change based on the measurement of the current between the two electrodes from the same metal and a coating when applied the polarization less than 20 mV.

Alumina powder for plasma spraying coated dual layer of titanium, aluminum or copper reduces the total porosity and improves in a 2–3 times the corrosion resistance of coated steel in 10 % solution H_2SO_4 , HNO_3 as well as more than an order of corrosion resistance of magnesium alloy in a 3 % NaCl solution.

Largest values at spraying on steel substrate of the polarization resistance in acid solutions respond coatings from alumina powder with dual layer clad PVD film of titanium and copper. This increase in the corrosion resistance depends more on the thickness of the top sprayed coating than to the material and thickness of sprayed underlayer. It is associated with a decrease in the amount connected pores. Largest values at spraying on the magnesium alloy of the polarization resistance in 3 % NaCl solution had coating on base of clad alumina powder with underlayer and the additional activation of the substrate surface by electrospark doping for improving adhesion strength.

Further research perspectives are to enhance materials for clad powders and more detailed studying of the corrosion damage mechanism at elevated temperatures of plasma-sprayed coatings from clad powders.

Keywords: plasma-sprayed coatings, clad powder, corrosion resistance, polarization.

References

1. Valuev A. V. Zashhita detalej ot korrozii v zhidkikh agressivnyh seredah pri povyshennyh temperaturah [Protect of parts against corrosion in corrosive liquids at elevated temperatures] / A. V. Valuev, V. P. Valuev, E. L. Sanchugov i dr. // Instrument. – 2006. – № 23. – Вып. 1. – S. 36–39.
2. Song Y. Corrosion properties of plasma-sprayed Al_2O_3 - TiO_2 coatings on Ti metal / Y. Song, I. Lee, S. N. Hong et al // J. Mater. Sci. – 2006. – 41. – P. 2059-2065.
3. Gray J. E. Protective coatings on magnesium and its alloys – a critical review / J. E. Gray, B. Luan // J. of Alloys and Compounds. – 2002. – 336. – P. 88–113.
4. Spencer K. The use of Al- Al_2O_3 cold spray coatings to improve the surface properties of magnesium alloys / K. Spencer, D. M. Fabijanic, M. Zhang // Surface & Coatings Technology. – 2009. – 204. – P. 336–344.
5. Rudenskaja N. A. Novye plazmennye pokrytija mnogofunkcional'nogo naznachenija i ih samoorganizacija [New multifunctional purposes plasma-sprayed coatings and their self-organization] / N. A. Rudenskaja // Zashhita metallov. – 2004. – T. 40. – № 2. – S. 173–177.
6. Smirnov I. V. Formirovanie plazmennyh pokrytij pri ispol'zovanii plakirovannyh i ul'tradispersnyh keramicheskikh poroshkov [Formation of plasma coatings using ultradi-clad and spersnyh ceramic powders] / I. V. Smirnov // Visnik NTUU KPI ; ser. «Mashinobuduvannja». – 2011. – № 61. – S. 117–122.
7. Najdich Ju. V. Nanoplenki metallov v processah soedinenija (pajki) keramicheskikh materialov [Metal nanofilms in processes of joint (brazing) ceramic materials] / Ju. V. Najdich, I. I. Gab, B.D .Kostjuk i dr. // Dop. NAN Ukrayini. – 2007. – № 5. – S. 97–104.
8. Dianran Y. Corrosion Behavior in Boiling Dilute HCl Solution of Different Ceramic Coatings Fabricated by Plasma Spraying / Y. Dianran, H. Jining, X. Li et al. // J. Thermal Spray Technol. – 2004. – 13 (4). – P. 503–507.

УДК [678.027.3+678.057.3]:678.073

СОКОЛЬСЬКИЙ О. Л., к.т.н., доц.

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут»

ВПЛИВ КОНСТРУКТИВНИХ І ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ПРОЦЕСУ ФОРМУВАННЯ ТЕРМОПЛАСТІВ НА ЯКІСТЬ ЕКСТРУДОВАНОЇ ПРОДУКЦІЇ

Розглянуто процеси екструзійного формування безперервних виробів із термопластичних матеріалів та устаткування для їх реалізації. Проаналізовано проблеми, що виникають під час екструзійного формування, і засобів їх усунення, запропоновано шляхи удосконалення існуючих формувальних пристроїв.

Ключові слова: полімери, екструзія, формування, дефекти.

© Сокольський О. Л., 2014.

Постановка проблеми. Попит на вироби з полімерних матеріалів безперервно зростає [1]. Одночасно підвищуються складність полімерних виробів, а також вимоги до їхньої якості, зокрема точності розмірів і фізико-механічних показників тощо. Задоволення потреб у вітчизняних виробках складної геометричної форми з пластмас неможливе без оптимізації конструктивних і технологічних параметрів устаткування і процесів переробки полімерів і композицій з їхнім використанням. Остаточних параметрів (форма, розміри, фізико-механічні властивості) продукція з полімерних і композиційних матеріалів набуває у формувальному інструменті, яким споряджається технологічне обладнання для підготовки перероблюваного матеріалу до формування. Під час проектування формувального устаткування потрібно враховувати, що його робочі канали можуть мати різну геометрію, а матеріал – перероблятися за різних гідродинамічних і теплових режимів. Усе це пов'язано зі зміною реологічних властивостей перероблюваного матеріалу на стадіях пластикації та формування [2].

Метою статті є аналіз основних чинників, що впливають на якість процесу формування полімерних виробів методом екструзії, та засобів усунення дефектів екструдованих виробів.