

渗剂中铝粉含量对 Cu 基 Ni 镀层表面  
Cr-Al 渗层组织和性能的影响

Influences of Al Content in Packing on Microstructure  
and Properties of Cr-Al Coating on Cu Substrate  
Electrodeposited Nickel Layer

王红星<sup>1</sup>, 李迎光<sup>1</sup>, 储成林<sup>2</sup>

(1 南京航空航天大学 机电学院, 南京 210016;

2 东南大学 材料科学与工程学院, 南京 211189)

WANG Hong-xing<sup>1</sup>, LI Ying-guang<sup>1</sup>, CHU Cheng-lin<sup>2</sup>

(1 College of Mechanical and Electrical Engineering, Nanjing University of  
Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China; 2 School of Materials  
Science and Engineering, Southeast University, Nanjing 211189, China)

摘要: 为了提高铜金属表面硬度和耐磨性, 在铜表面预先镀镍, 然后对镍镀层进行渗 Cr、Al, 制备 Cr-Al 渗层。研究了渗剂中铝粉含量对其微观组织、显微硬度和耐磨性的影响。结果表明: 当渗剂中铝粉含量在 5% ~ 20% (质量分数, 下同) 范围, 渗层组织为 Ni(Cr, Al) 固溶体, 晶面 (200) 出现明显的择优生长, 显微硬度从 HV170 增加到 HV200, 摩擦因数由 0.55 下降到 0.35; 当铝粉含量为 25%, 渗层组织由 NiAl 主相和少量 Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 相混合组成, 硬度达到 HV970, 摩擦因数为 0.25; 当渗剂中铝粉由低含量提高到较高含量时, 包渗过程由渗 Cr 为主的二元渗转变为渗 Al 为主的 Al+Cr 二元渗。

关键词: 铜基体; 铝粉含量; 料浆包渗铬-铝; 耐磨性

中图分类号: TG156.8+6 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2011)07-0049-07

**Abstract:** The low hardness and poor wear resistance of pure copper result in the less effective use in metallurgical application. In order to increase the microhardness and wear resistance, the pure copper surface with the electrodeposited nickel layer was chromized-aluminized by slurry packing cementation process, and then Cr-Al coating was formed on the surface of Ni plating. The effects of Al powder content on microstructure, microhardness and wear resistance were investigated. The results showed that the phase of coating, which was mainly consists of a solid solution Al and Cr in Nickel, have a preferred orientation in crystal plane (200). As the mass fraction of Al powder increased from 5% to 20%, the microhardness of coating increase gradually from HV 170 to HV 200, and friction coefficient decreases from 0.55 to 0.35. However, when the mass fraction of Al powder was about 25%, the coating with microhardness of 970HV and the friction coefficient of 0.25 was composed of the main phase NiAl and a small amount of Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> phase. As a result, the pack process was changed from the chromizing-base to aluminizing-base as the Al powder content increasing.

**Key words:** copper substrate; Al content; slurry pack cementation chromizing-aluminizing; wear resistance

铜材具有导电性、导热性、韧性等许多优良特性, 在实际生产中获得了广泛应用, 如冶金行业的高炉风口、连铸机结晶器零部件等都用铜材制造<sup>[1,2]</sup>。但其硬度较低, 耐磨性能差, 而且在高温条件下极易氧化, 影响零部件的使用寿命, 限制了其应用范围<sup>[3]</sup>。

为了改善和提高铜材表面的抗氧化性能和抗磨损

性能, 一般有两种方法: 一是整体合金化, 二是表面涂覆进行改性。整体合金化虽可以提高其性能, 但同时会削弱铜的高导电、导热性能。文献[4]报道了 Cu+Be 合金化后, 虽提高了铜的耐磨性能, 但是与纯铜相比, 降低了导热性能。而采用表面涂覆技术, 可以在不牺牲铜的导热、导电性能的前提下, 提高铜的表面的抗氧

化性能和耐磨性能。目前对铜表面进行改性的方法主要有固体粉末包渗法在铜表面进行渗铝<sup>[5,6]</sup>、渗钛<sup>[1]</sup>、渗硅<sup>[7]</sup>和喷涂技术<sup>[8-11]</sup>及二元共渗<sup>[12]</sup>。在众多的表面技术中,固体粉末包渗技术,具有操作过程简单,不需要专门的设备,加工成本低,而且适用于处理形状复杂的零件,涂层和基体结合牢固,但存在漏渗的现象。浆料包渗法在具有固体粉末包渗的优点的同时,克服了固体粉末包渗漏渗的不足,渗层厚度均匀,并且涂层和基体呈冶金结合。

本课题通过在铜表面先预镀 Ni 层,然后在 Ni 镀层表面进行浆料包渗法渗处理,研究了渗剂中铝粉含量对渗层微观组织、显微硬度及耐磨性能的影响。

## 1 实验方法

### 1.1 电镀纯镍实验

将纯度为 99.99% 的紫铜块切割成尺寸为 15 mm × 10 mm × 2 mm 的试样,用 800# 金相砂纸磨亮,10% 的 NaOH 溶液清除试样表面的油污,再用 10% 的 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 清洗,然后在瓦特型镀镍溶液中电镀。将电镀后的试样清洗、烘干备用。

### 1.2 料浆包渗实验

料浆渗剂由纯铝粉(75 m)还原剂、Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(5 m)供铬剂、惰性添加剂 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(5 m)、活化剂 NH<sub>4</sub>Cl 和粘结剂鸡蛋清组成。按照 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> : Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> : NH<sub>4</sub>Cl 固定的质量比 7 : 10 : 2,铝粉占料浆质量分数分别为

5%, 10%, 20%, 25%, 其余为黏结剂,组成(1~4号)四种配方。把渗剂混合粉放入研钵中搅拌均匀后加入适量的黏结剂(鸡蛋清)调制成料浆状涂覆在试样表面,80℃ 烘干 1h,烘干后试样置于氧化铝坩埚内一起放入真空炉中抽真空,用纯度为 99.99% 的氩气洗炉 3 次,通入氩气,升温至 900℃、保温 12 h,然后在真空炉内自然冷却到室温。

### 1.3 耐磨实验

用 WTM-2E 可控气氛微型摩擦磨损实验仪进行球-盘式磨损实验,对磨材料为 2 mm 的 Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> 球,硬度为 1590HV<sub>300</sub>,磨损试样为 Cu 基体和不同条件制备的渗层。测试载荷 7.5 N,转速 500 r/min,回转半径为 4 mm,滑动时间 30 min。

采用 FEI SIRION 场发射扫描电子显微镜(SEM)分析渗层表面的形貌特征;利用能谱(EDX)分析渗层截面元素分布,X 射线衍射(XRD, D/MAX-RA)分析渗层表面的相组成。用 OLYMPUS-B202 光学显微镜观察渗层的显微组织。采用 HVS-1000 显微硬度计测定涂层的显微硬度,载荷为 100 g,保压时间都为 15 s。

## 2 结果与讨论

### 2.1 铝粉含量对渗层组织结构的影响

图 1 为 1~4 号渗剂包渗后的渗层表面形貌。采用 1 号渗剂时,渗层表面比较平整、致密,没有明显的空洞出现(图 1(a))。渗层表面 A 区的 EDS 表明:渗

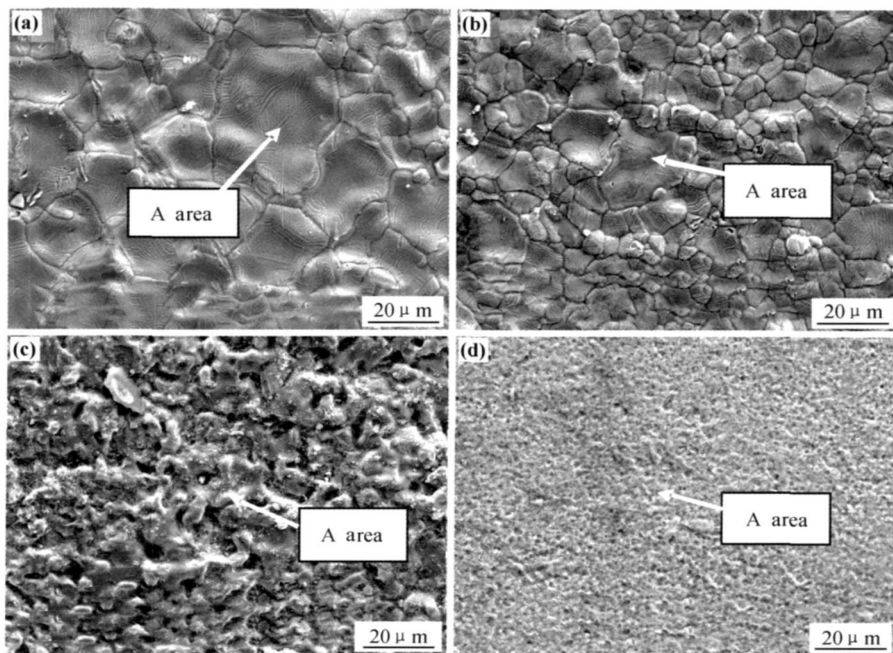


图 1 经 900℃ 12h 四种渗剂包渗后渗层表面形貌的影响 (a) 5%; (b) 10%; (c) 20%; (d) 25%

Fig. 1 SEM morphologies of coating with different Al powder content at 900℃ for 12h (a) 5%; (b) 10%; (c) 20%; (d) 25%

层表面主要含有元素 Ni 和 Cr。同时,含有浓度较低的 Al、O 元素。这是由于在包渗处理前,用氩气进行洗炉,不可避免地会在炉内残留一定分压的氧,在加热的过程中与金属反应,形成氧化物。

与图 1(a) 相比较,采用 2 号渗剂时,渗层表面的晶粒尺寸有减小。EDS 表明,渗层表面 Cr、Al 元素的原子浓度增加,见表 1。

表 1 渗层表面微区 A 元素的能谱分析结果  
Table 1 Results of EDS of elements in area  
A on surface coating

Mass fraction of Al powder %	Atom fraction/ %			
	Cr	Al	O	Ni
5	10.31	1.28	1.57	86.84
10	12.47	4.0	0.89	82.64
20	28.98	42.68	1.25	27.19
25	0.90	56.09	0.51	42.50

采用 3 号渗剂时,渗层表面粗糙,弥散分布着细小的呈白色的颗粒状物质,渗层表面局部区域出现了孔径较大的空洞(图 1(c))。EDS 表明,Cr 原子浓度达到 28.97% (原子分数,下同),Al 原子浓度为 42.68%。

采用 4 号渗剂时,渗层表面的组织细小,没有明显的空洞(图 1(d))。EDS 表明,渗层表面主要含元素 Al、Ni,其中 Al 的原子浓度高达 56.09%,Ni 的浓度为 42.50%,而元素 Cr 的原子浓度很低,为 0.9%。根据 Ni-Al 二元相图可知,渗层的组织为富铝的 NiAl 金属间化合物,同时固溶少量的 Cr。

从渗层的表面形貌变化看出,当渗剂中铝粉含量在 10%~20% (原子分数,下同) 范围内,随铝粉含量的增加,渗层表面空洞从无到有,且数量和孔径都增加。这是由于铬和镍的原子半径比较接近,容易取代镍晶格上的某些位置的原子而发生置换扩散,产生空位,空位的聚集长大形成空洞;同时表面的镍原子和气态的卤化物反应生成气态氯化镍,在渗层表面形成的气态氯化镍蒸发到周围的环境中去,造成镍原子留下的空位得不到其他原子的补充,空位聚集长大,形成空洞,产生疏松的表面。渗层表面的空洞,不利于渗层的抗氧化性能。在氧化过程中,氧气将会利用这些空洞的快速通道作用,快速进入渗层,降低渗层的抗氧化性能,使渗层过早的失去保护作用。

从渗剂中铝粉含量对渗层表面的元素 Al、Cr 浓度的影响可看出,当铝粉含量低于 25% 时,随铝粉含量的增加,被还原出来的铬元素的浓度增加,相应地增加了与气态卤化物反应的机会,提高了气态氯化铬的

浓度,有利于更多的活性铬原子通过扩散进入镍层;同时,由于供铝源的增加,活性铝原子的浓度也增加,与活性铬原子共同扩散进入镍镀层,增加渗层中铝原子的浓度,此时包渗过程以渗铬为主的 Cr-Al 二元共渗;当铝粉含量为 25% 时,一方面加速包渗体系中  $Cr_2O_3 + Al$  反应生成 Cr,增加气态氯化铬浓度,同时也提高了  $Al + HCl$  反应速度,增加气态氯化铝的浓度。从形成渗层的过程看,铬原子的沉积需经还原和活化两个过程,而铝原子活化后可直接扩散渗入。由此可知, $Al + HCl$  反应更容易发生,铝粉优先和气态卤化物反应,使得气态铝氯化物的分压和浓度增加的程度要大于气态铬氯化物,从热力学上有利于渗铝过程的进行,使活性铬原子的沉积受到抑制,包渗过程变为渗铝为主  $Al + Cr$  二元共渗。

图 2 为试样包渗前、后表面 X 射线衍射分析图谱。其中,图 2(a) 为在 900℃ 下热处理后的纯镍层表面的 X 射线衍射图谱,图 2(b)~(d) 为包渗处理后的渗层表面的 X 射线衍射图谱。从图 2(b)~(d) 中看出,未发现有 Ni-Cr、Ni-Al 化合物的衍射特征峰,表明渗层中元素 Al 和 Cr 是固溶态的形式存在于镍镀层中,形成了铝、铬在镍中的固溶体。这与前面渗层表面 EDS 结果相一致。由 Ni-Cr 二元合金的相图可知,相图中没有具有固定化学计量比的化合物相,Ni-Cr 化合物是以固溶态结构的形式存在。而晶面(200)都产生了择优生长现象。

根据晶体学的知识,在晶体生成过程中,生长速率较快的晶面容易消失,慢生长的晶面则保留下来<sup>[3]</sup>。由于晶体结构的各向异性,在晶体的不同晶面上经常发生选择性吸附,使某些晶面的生长受到阻碍,从而改变各晶面的相对生长速度。面心立方结构的镍,原子面堆积密度最疏的(100)面的生长速度最快,而原子面堆积密度最密的(111)面的生长速度最慢。但在本实验的条件下,存在着表面活性原子不同程度的吸附。由于(111)晶面的原子堆积密度比其他晶面的大得多,表面活性原子在其上的吸附能力也差得多。另外,渗层表面扩散渗入的活性原子来不及扩散到最稳定的状态,随后被扩散进入的原子阻碍了占据其扩散的通道,从而阻碍其进一步扩散。这样就导致渗层中(100)晶面所占的比例增加。由于(100)晶面反射的结构因数很小,使得 XRD 谱线上的强度很低,而体现为(200)晶面择优生长。

渗层表面的特征衍射峰的相对强度发生变化的同时,所对应的 2θ 角也发生了不同程度的偏移。随 Al 粉含量的增加,镍特征峰所对应的 2θ 角左移程度增大,如晶面(200)所对应的 2θ 角,从铝粉含量为

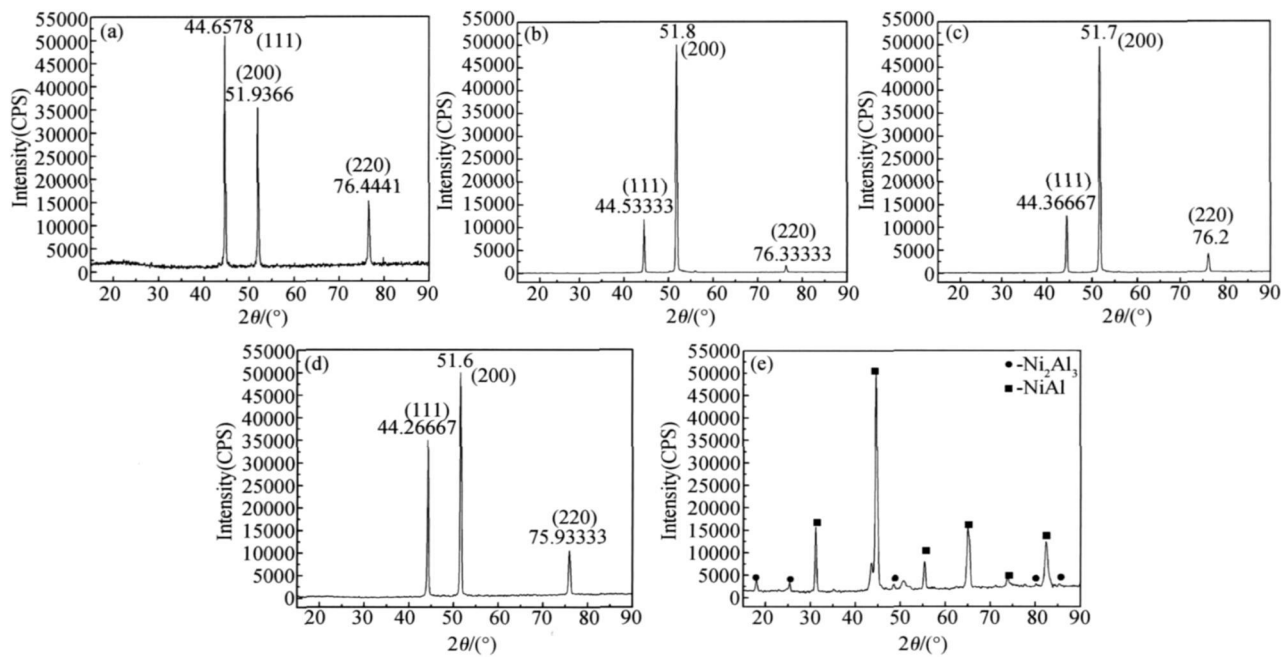


图 2 经 900 12h 四种渗剂料浆包渗后渗层表面的 XRD 图谱

(a) 原始 Ni 镀层; (b) 5%; (c) 10%; (d) 20%; (e) 25%

Fig. 2 XRD patterns of coating with different Al powder content at 900 for 12h

(a) original layer coated Ni; (b) 5%; (c) 10%; (d) 20%; (e) 25%

5% 时的 51.80，到铝粉含量为 20% 时的 51.60。这是由于：(1) 镍镀层渗入 Cr、Al 原子后，引起镍原子晶格产生畸变，渗层在冷却的过程的热收缩引起的拉应力，从而引起镍的晶格常数发生变化；(2) 固溶度的增加也会引起点阵常数的变化。Ni 标准晶格常数 = 3.523nm，原子半径为 1.25nm，Cr 标准晶格常数 = 4.588nm，原子半径为 1.28nm，Al 标准晶格常数 =

4.049nm，原子半径为 1.57nm。Cr 原子和 Ni 原子的原子半径比较接近，而 Al 原子的半径比 Ni 原子半径约大 15%。

采用 Bragg 方程  $n = d \sin$  计算出晶面 (111)、(200) 和 (220) 晶面间距  $d$ ，然后将式 (1) 计算所得  $d$  值代入式 (2) 就可得到晶格常数。计算结果见表 2。

表 2 在渗剂中不同铝粉含量下包渗，渗层 XRD 衍射峰位置的比较和晶格常数

Table 2 Comparison of XRD peak position of Ni and various of lattice parameter after slurry pack cementation at various the content of Al in the mixture powder

Coating	(111)		(200)		(220)		Lattice constant/nm
	2 / (°)	d/nm	2 / (°)	d/nm	2 / (°)	d/nm	
Untreatment	44.65	2.0306	51.93	1.7600	76.44	1.2449	3.5194
5%	44.53	2.0346	51.80	1.7645	76.33	1.2475	3.5272
10%	44.36	2.0418	51.70	1.7681	76.20	1.2493	3.5354
20%	44.26	2.0462	51.60	1.7712	75.93	1.2530	3.5435

金属元素相互之间一般都能形成置换固溶体，但固溶度的大小往往相差悬殊。根据 Hume-Rothery 提出的有利于形成固溶体的原子半径差低于 15% 的判据。镍和铬的原子半径差  $r = 1.6\%$ ，可能形成有较大溶解度的固溶体，而镍和铝的原子半径  $r = 15\%$ ，固溶度较小。另外，当溶质原子和溶剂原子的负电性相差很大，即两者之间化学亲和力很大时，则它们往往形成比较稳定的金属化合物，即使形成固溶体，其固溶

度也较小。镍的电负性为 1.9；铬的电负性为 1.6，两者都比较接近，有利于形成固溶体，而铝的电负性为 1.5，与镍的电负性相差较大。从以上的分析可知，元素 Ni 与 Cr 更容易形成固溶体，而与 Al 则易形成化合物。

图 3 为四种渗剂包渗后渗层截面的显微组织。从图看出，外层颜色浅的区域为渗层。用 1 号、2 号渗剂时，截面上没有形成具有明显特征的渗层，变化仅为截

面外层晶粒尺寸减小;用 3 号渗剂时,白亮的富铬层的厚度增加到 25  $\mu\text{m}$ ,渗层与基体界面间出现柯肯达尔效应引起的空洞;用 4 号渗剂时,渗层和镍层之间出现

明显的界面,外层为致密的  $\text{NiAl}$  和  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  金属间化合物混合组成的渗层。

图 4 为四种渗剂包渗后渗层截面 Cr, Al 元素的浓

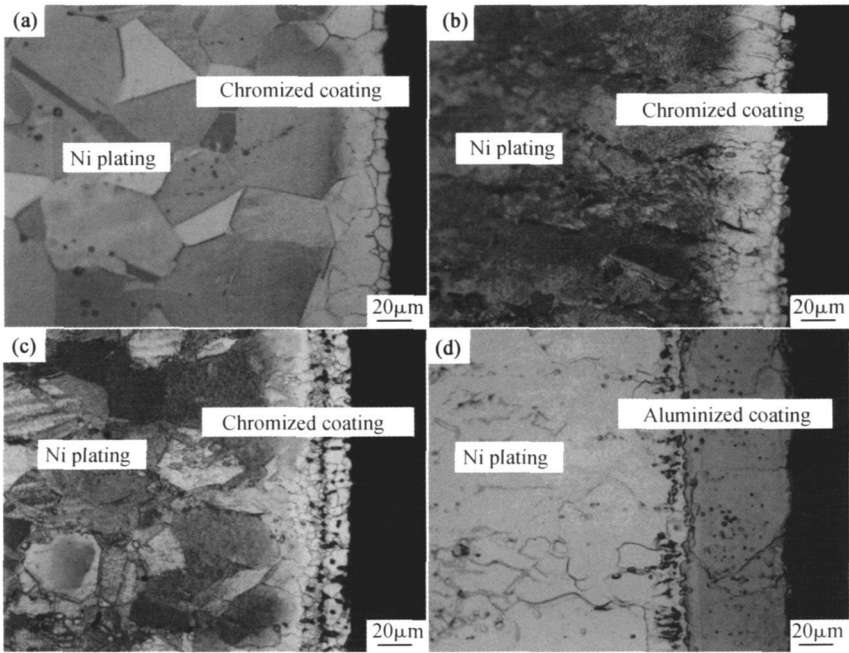


图 3 经  $900^{\circ}\text{C} \times 12\text{h}$  四种渗剂料浆包渗后渗层截面的组织

(a) 5%; (b) 10%; (c) 20%; (d) 25%

Fig. 3 Microstructures in cross section of coating with different Al powder content at  $900^{\circ}\text{C}$  for 12h

(a) 5%; (b) 10%; (c) 20%; (d) 25%

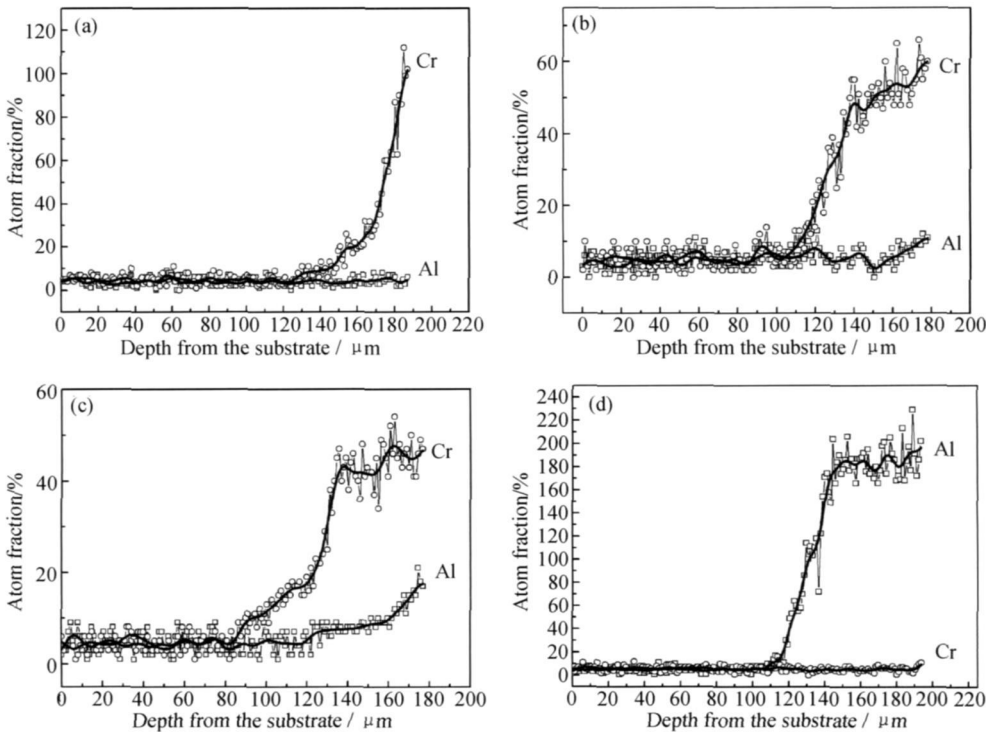


图 4 经  $900^{\circ}\text{C} \times 12\text{h}$  四种渗剂料浆包渗后渗层截面 Cr, Al 元素分布 (a) 5%; (b) 10%; (c) 20%; (d) 25%

Fig. 4 Distributions of Cr and Al elements in cross section of coatings with different Al powder content at  $900^{\circ}\text{C}$  for 12h (a) 5%; (b) 10%; (c) 20%; (d) 25%

度分布趋势。从图 4 中看出,用 1 号渗剂时,元素 Cr 的浓度曲线由渗层表面到与镍层界面处,呈连续下降的变化趋势;用 2 号、3 号渗剂时,渗层内元素 Cr 的浓度分布存在一个从表层到内部下降的变化趋势,互扩散区的厚度由 30 m 增加到 45 m 左右;用 4 号渗剂时,渗层内元素 Al 浓度曲线波动小,比较平缓,互扩散区的厚度减小,约为 20 m 左右。渗层和基体之间存在较宽的互扩散区,元素 Cr、Al 的浓度呈连续变化,没有浓度突变现象,表明渗层与基体结合牢固,避

免在使用过程中出现表层剥落等现象。

2.2 铝粉含量对渗层耐磨性能的影响

图 5 为渗剂中铝粉含量与渗层显微硬度、摩擦因数之间的关系。从图看出,随着渗剂中铝粉含量的增加,渗层的显微硬度都呈递增的变化趋势,而摩擦因数则下降。这是由于镍镀层中扩散进入的元素 Cr、Al 含量随铝粉含量的增加而增加,固溶强化的效果更加明显,当铝粉加入量为 25% 时,组织为  $NiAl + Ni_2Al_3$  金属间化合物。

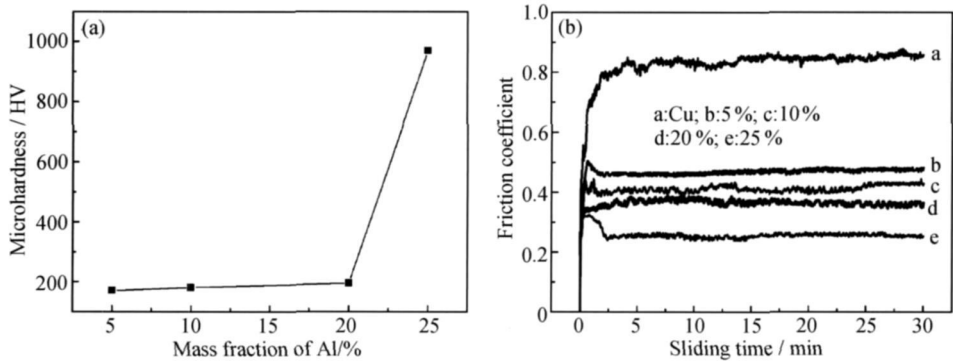


图 5 经 900 12h 四种渗剂料浆包渗后渗层显微硬度(a)和摩擦因数(b)

Fig. 5 Microhardness (a) and friction coefficient (b) of coatings with different Al powder content at 900 for 12h

图 6 为四种渗剂的渗层表面的磨痕形貌。结合图 6(b), 渗层表面在载荷 7.5 N 下, 随着磨损时间的延

长, 1 号渗剂时, 渗层的摩擦因数在整个磨损过程一直上升, 从 0.45 增加到 0.55, 磨痕表面出现较宽的沟槽

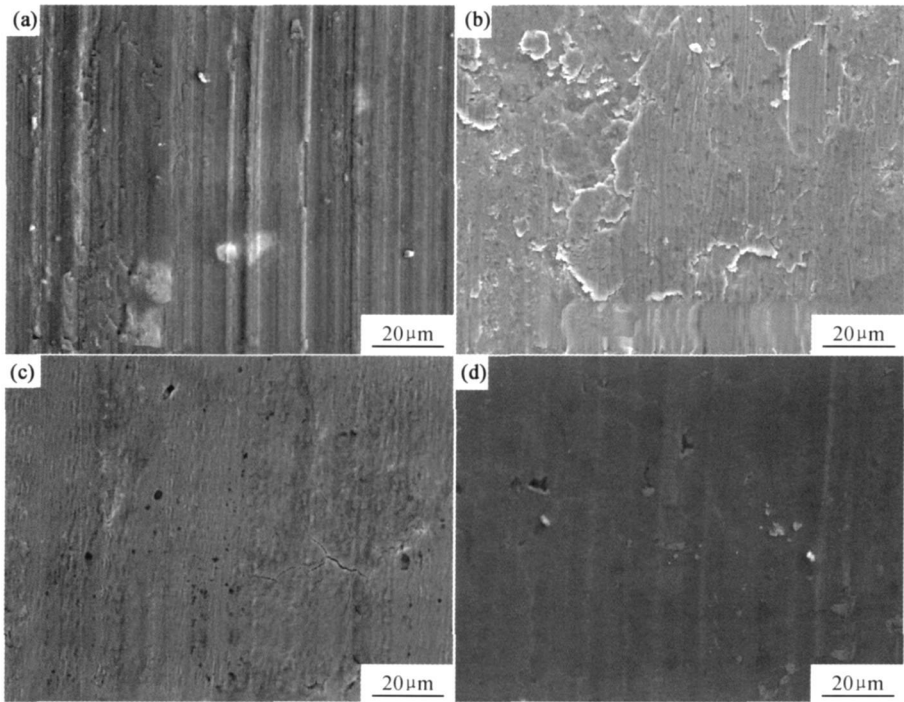


图 6 经 900 12h 四种渗剂料浆包渗后渗层的磨痕形貌 (a) 5%; (b) 10%; (c) 20%; (d) 25%

Fig. 6 Worn morphologies of coatings with various Al powder content at 900 for 12h (a) 5%; (b) 10%; (c) 20%; (d) 25%

和隆起,这可能是形成的渗层厚度薄,表面的硬化层很快受到磨损,出现镍镀层组织;2号渗剂时,摩擦因数在前10min内比较平缓,约为0.40左右,此后上升到0.42最大值后,摩擦因数的曲线波动很小,磨痕表面没有明显的沟槽出现,有片状物脱落;3号渗剂时,摩擦因数在前13min内处于上升阶段,达到0.38的最大值,此后缓慢降低到0.35并处于平缓,磨痕表面没有明显的塑性变形,表面光滑;4号渗剂时,渗层的摩擦因数一直比较平稳,在0.25左右。

从以上的分析可看出,渗层的摩擦因数除了与镍镀层中铬、铝原子的固溶度有关,渗层组织随铝粉含量的增加由Ni(Cr,Al)固溶体转变为Ni+Al金属间化合物,增加了渗层的硬度,从而降低了渗层的摩擦因数。

### 3 结论

(1)采用镀镍-料浆包渗技术相结合对铜/镍镀层表面进行渗Cr,Al,制备Ni(Cr,Al)渗层。

(2)当渗剂中的铝粉含量在5%~20%时,渗层组织为Ni(Cr,Al)固溶体,晶面(200)出现明显的择优生长;当含量为25%时,组织由NiAl主相和少量Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>相混合组成。

(3)渗层显微硬度随渗剂中铝粉含量的增加,从HV170增加到HV970,分别为纯铜的2.5,11倍,摩擦因数由0.55下降到0.25,分别为纯铜的2/3,1/3;包渗过程由渗Cr为主的Cr-Al二元渗转变为渗Al为主的Al-Cr二元渗。

#### 参考文献

[1] BATENIM R, MIRDAMADIS, ASHRAFIZADEH F. Oxidation behaviour of titanium coated substrate [J]. Surface and Coatings Technology, 2001, 139(2-3): 192-199.

[2] ZHANG D F, JING X P, HU Z C. Rolling and annealing texture of 3004 aluminium alloy [J]. Materials Science Forum, 2002, 408-412(2): 1477-1482.

[3] 寇生中,徐丽珠,马英杰. 退火温度对冷轧态3003铝合金组织性能的影响[J]. 热加工工艺, 2008, 37(4): 55-60.

[4] 张新明,吴文祥,刘胜胆,等. AA3003铝合金的析出与再结晶[J]. 中南大学学报, 2006, 37(1): 1-5.

[5] CHEN S P, KUIJPERS N C W, VAN DE ZWAAG S. Effect of microsegregation and dislocations on the nucleation kinetics of precipitation in aluminium alloy AA3003 [J]. Materials Science Engineering A, 2003, 341(1-2): 296-306.

[2] 任虎平,杨贵荣,宋文明. 铜及铜合金表面改性技术的研究进展[J]. 铸造, 2005, 54(3): 213-216.

[3] 石子源,丁志敏. 纯铜的表面弥散硬化及其性能[J]. 大连铁道学院学报, 1998, 19(1): 30-32.

[4] SUBRAMANIAM C, CAVALLARO G, WINKELMAN G. Wear maps for titanium nitride coatings deposited on copper and brass with electroless nickel interlayers [J]. Wear, 2000, 241(2): 228-233.

[5] 胡世菊,时海芳,李智超. 纯铜深层渗铝固溶时效的组织及性能[J]. 表面技术, 2008, 37(1): 48-50.

[6] 张毅,田保红,陈小红. 纯铜稀土催渗渗铝及其内氧化[J]. 铸造技术, 2006, 27(3): 134-136.

[7] 沈复初,毛志远,郇剑,等. 铜表面气体渗硅渗层的抗氧化性能研究[J]. 腐蚀科学与防护技术, 1997, 9(3): 163-167.

[8] KANG H K. Microstructure and electrical conductivity of high volume Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-reinforced copper matrix composites produced by plasma spray [J]. Surface and Coatings Technology, 2005, 190(2-3): 448-452.

[9] 张忠礼,赵娇玉,王艳燕,等. 纯铜热喷涂扩散渗铝层的显微组织[J]. 沈阳工业大学学报, 2008, 30(4): 437-442.

[10] 袁庆龙,张跃飞,苏永安. 纯铜等离子渗钛层的高温氧化[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2005, 25(2): 103-105.

[11] 张跃飞,袁庆龙,陈飞,等. 纯铜双层辉光离子渗钛组织形成机理及性能分析[J]. 电子显微学报, 2004, 23(2): 163-167.

[12] WANG H X, CHU C L, LIN P H, et al. Effect Al Content on microstructure and properties of an intermetallic Ni-Ti(Al) compound/ Ni graded coating deposited on copper substrate [J]. International Journal of Modern Physics B, 2009, 23(6-7): 1916-1923.

[13] 仲维卓,华素坤. 晶体生长形态学[M]. 北京: 科学出版社, 1999. 206.

收稿日期: 2010-01-03; 修订日期: 2011-02-23

作者简介: 王红星(1971-), 男, 博士后, 主要从事复合材料制备及性能研究, 联系地址: 南京航空航天大学机电学院(210016). E-mail: wang-zhao2000922@163.com

(上接第30页)

[12] ZHANG D F, JING X P, HU Z C. Rolling and annealing texture of 3004 aluminium alloy [J]. Materials Science Forum, 2002, 408-412(2): 1477-1482.

[13] 寇生中,徐丽珠,马英杰. 退火温度对冷轧态3003铝合金组织性能的影响[J]. 热加工工艺, 2008, 37(4): 55-60.

[14] 张新明,吴文祥,刘胜胆,等. AA3003铝合金的析出与再结晶[J]. 中南大学学报, 2006, 37(1): 1-5.

[15] CHEN S P, KUIJPERS N C W, VAN DE ZWAAG S. Effect of microsegregation and dislocations on the nucleation kinetics of precipitation in aluminium alloy AA3003 [J]. Materials Science Engineering A, 2003, 341(1-2): 296-306.

[16] 吴文祥,张新明,唐建国,等. 3003铝合金箔制备过程中的组织演变[J]. 金属热处理, 2006, 31(3): 36-39.

[17] HUANG H W, OU B L. Evolution of precipitation during different homogenization treatments in a 3003 aluminum alloy [J]. Materials and Design, 2009, 30(7): 2685-2692.

收稿日期: 2010-03-12; 修订日期: 2011-02-25

作者简介: 莫建新(1986-), 男, 硕士研究生, 主要从事高性能铝合金的研究, E-mail: 0603050319@163.com

通讯作者: 潘清林(1964-), 男, 教授, 博士, 联系地址: 湖南长沙中南大学材料科学与工程学院(410083), E-mail: pql@mail.csu.edu.cn