

# 稀土改性 Cr 涂层对开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金组织结构及抗高温氧化性能的影响

庞 秋<sup>1,2</sup>, 胡志力<sup>2</sup>, 张 荣<sup>1</sup>, 左小琼<sup>1</sup>, 武高辉<sup>3</sup>

(1. 武汉东湖学院, 湖北 武汉 430212)

(2. 武汉理工大学, 湖北 武汉 430070)

(3. 哈尔滨工业大学, 黑龙江 哈尔滨 150001)

**摘 要:** 为了提高三维网状开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的抗高温氧化性能, 采用固体粉末包埋工艺在开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金表面分别制备 Y-Cr 和 Ce-Cr 涂层, 再将涂层试样加热到 900 和 1000 °C 进行 120 h 高温静态氧化试验。利用扫描电镜、X 射线衍射仪对 2 种涂层改性 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的微观组织结构和氧化产物的形貌、成分和相组成进行对比分析。结果表明: Ce-Cr 涂层改性开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金组织均匀致密、涂层表面晶粒明显细化, 且涂层与基体界面结合紧密。同时, Ce-Cr 涂层改性泡沫合金的抗高温氧化性能优于 Y-Cr 涂层, 氧化动力学曲线符合抛物线氧化规律。这主要由于其表面生成了均匀致密的 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 氧化膜; 涂层与基体之间形成了由 Ni-Cr-Fe, [Fe, Ni] 相构成的过渡层, 使基体与涂层冶金结合, 从而加强了涂层与基体的结合力。

**关键词:** 泡沫金属; 固体粉末包埋工艺; Ce-Cr 涂层; Y-Cr 涂层; 抗高温氧化性能

中图分类号: TB34

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)07-1826-06

三维网状开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金作为高温镍基合金材料的一种, 通常应用于 800~1000 °C 高温环境, 如金属热防护系统以及发动机、燃烧室等高温环境下的隔热和热防护等。根据泡沫合金的工作温度, 要求开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金必须维持优异的抗高温氧化性能。由于开孔泡沫金属材料是由金属基体骨架连续相和气孔分散相或连续相组成的两相复合材料, 它的性质会受到金属基体元素、气孔率及气孔结构等的影响<sup>[1]</sup>。因此, 开孔泡沫合金在高温使用范围内极易发生氧化, 使用范围受到限制。为了弥补泡沫合金抗高温氧化性能的不足, 唯一的途径是在开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金表面制备耐高温涂层。

目前, 在高温氧化性气氛条件下, 通常选用 Al 或 Cr 高温稳定元素作为抗高温氧化涂层元素<sup>[2,3]</sup>。抗氧化 Al 或 Cr 涂层的制备方法包括: 高温快速熔结工艺、热浸镀工艺、电子束蒸发工艺和固体粉末包埋工艺等。对于三维网状开孔泡沫金属复杂的几何形貌而言, 由于孔洞的存在是一种不均匀的材料, 抗高温氧化涂层的制备相对实体材料存在一定困难。其中, 高

温快速熔结工艺仅适用于平整表面样件, 应用于开孔泡沫金属受到局限; 热浸镀、电子束蒸发工艺应用于形状复杂的部件时, 容易导致不均匀的涂层厚度<sup>[4]</sup>。固体粉末包埋工艺相对比较适合于开孔泡沫金属的表面改性。此前一些研究已经证实, 固体粉末包埋渗铝和渗铬工艺能够在开孔泡沫镍样品表面形成抗氧化保护层<sup>[5-7]</sup>。但是, 目前研究仅局限于单层 Al 或 Cr 涂层改性开孔镍基合金泡沫。

加入微量的稀土元素(Reactive Element, 简称 RE), 如钇(Y)、铈(Ce)于涂层或金属基体中, 涂层改性金属基体的抗高温氧化性能可以得到显著改善<sup>[8-10]</sup>, 产生活性元素效应(Reactive Element Effect, 简称 REE)。目前, 在实体高温合金和抗高温氧化的防护涂层上活性元素效应已经得到大量应用。但是, 对于高孔隙率、高熔点三维网状泡沫金属而言, 由于高熔点开孔泡沫金属涂层制备较为困难, 加入微量的活性元素于开孔泡沫金属涂层方面的研究更少。

本研究采用固体粉末包埋法在开孔泡沫合金表面分别制备 Y-Cr 和 Ce-Cr 2 种涂层。研究了 2 种涂层在

收稿日期: 2015-07-07

基金项目: 国家自然科学基金(51501133); 现代汽车零部件技术湖北省重点实验室开发基金资助(2014-07); 湖北省自然科学基金重点项目(2013CFA136)

作者简介: 庞 秋, 女, 1979 年生, 博士, 讲师, 武汉东湖学院机械与电子工程学院, 湖北 武汉 430212, 电话: 027-81931178, E-mail: pqiuhit@126.com

相同制备条件下的组织形貌, 相组成及成分分布。同时, 对 Y-Cr 和 Ce-Cr 涂层改性 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的抗高温氧化性能进行了对比, 分析了 2 种涂层改性开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金高温氧化动力学、涂层氧化物组成、涂层与基体界面过渡层的组成及 Y, Ce 稀土元素的作用机理。

## 1 实验

实验采用孔隙率 20ppi 的开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金为基体<sup>[11]</sup>。首先利用线切割将开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金加工成尺寸为  $\Phi 20 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$  试样。然后, 以开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金为基体, 利用固体粉末包埋工艺对开孔泡沫合金进行表面涂层改性, 分别在其表面沉积 Y-Cr 和 Ce-Cr 涂层。其中, Y-Cr 涂层所用共渗剂原料为 70%氧化铝粉、3%固体氯化铵、22%纯铬粉、5%氧化铈; Ce-Cr 涂层所用共渗剂原料为 70%氧化铝粉、3%固体氯化铵、22%纯铬粉、5%氧化铈( $\text{CeO}_2$ ), 以上含量均为质量分数。固体粉末包埋  $980 \text{ }^\circ\text{C}$  保温 10 h, 随后空冷。

利用 S-570/Hitachi-4700 扫描电子显微镜(SEM)、X 射线衍射(XRD) 仪等对开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金基体组织形貌、2 种涂层改性泡沫合金显微组织、相组成及成分分布进行分析, 并观察涂层与基体之间的结合情况。同时, 对 2 种涂层改性 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的高温氧化动力学、涂层氧化形貌及氧化相组成进行对比分析。

## 2 结果与讨论

### 2.1 Y-Cr 和 Ce-Cr 2 种涂层改性开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的宏观结构

图 1 分别为 2 种涂层改性泡沫合金的形貌。从图中可以看出, Y-Cr 和 Ce-Cr 2 种涂层改性后的 Ni-Cr-Fe 泡沫合金保持着初始开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的三维网状 Kelvin 结构, 未出现泡沫合金网丝扭曲和变形。从几何观点出发, 泡沫合金可以看成是由固体杆相互连接构成的胞孔单元, 孔隙均匀细密<sup>[12-14]</sup>。

### 2.2 Y-Cr 和 Ce-Cr 2 种涂层改性 Ni-Cr-Fe 泡沫的微观结构

图 2 为开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金基体在  $980 \text{ }^\circ\text{C}$  保温 10 h 后 Y-Cr 涂层泡沫合金横截面形貌及 EDS 元素线分析。从图 2a 中可以看出, Y-Cr 涂层均匀分布在 Ni-Cr-Fe 泡沫合金网丝外围, 且总厚度约为  $30 \text{ } \mu\text{m}$ 。同时, 从 SEM 形貌照片可以看出, Y-Cr 涂层与泡沫合金基体结合处出现大量的圆形孔洞(如图 2a 中椭圆所示), 这主要是因为 在  $980 \text{ }^\circ\text{C}$  保温 10 h 共渗过程中

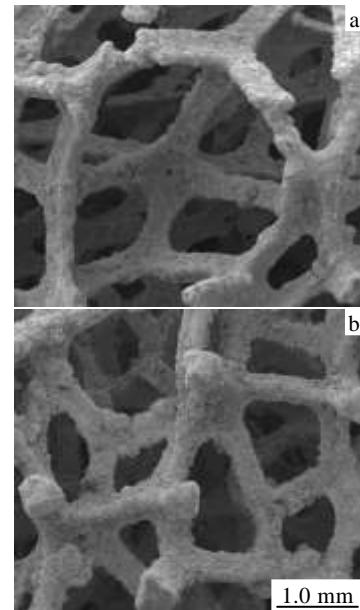


图 1 2 种涂层改性泡沫合金 SEM 形貌  
Fig.1 Overall morphology of coating modified Ni-Cr-Fe alloy foam: (a) Y-Cr coated alloy foam and (b) Ce-Cr coated alloy foam

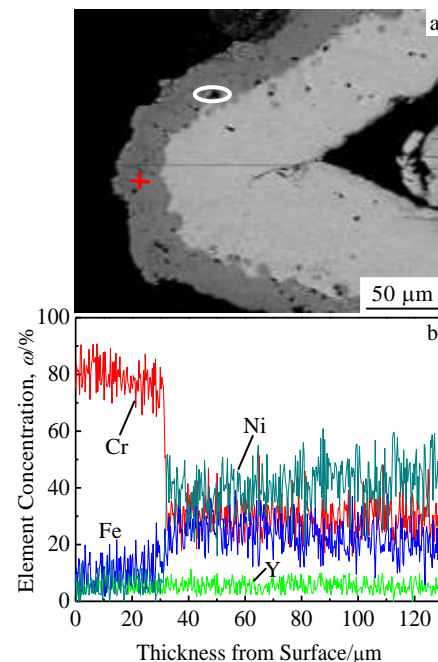


图 2 Y-Cr 涂层泡沫合金横截面形貌及各元素线分布  
Fig.2 Cross-sectional image and element concentration profiles of the Y-Cr coating: (a) Y-Cr coating and (b) the element distribution profiles

渗剂中  $\text{NH}_4\text{Cl}$  活化剂促进 Cr 离子向内扩散, 最终导致 Kirkendall 效应<sup>[15]</sup>。

EDS 分析进一步表明, Y-Cr 涂层元素组成主要是由 Cr 和少量从基体内部向外扩散的 Ni 和 Fe 元素组成, 其中, Y 元素均匀分布于 Y-Cr 涂层中, 无明显团聚现象, 如图 2b 中所示。试验结果也进一步证实了 Y-Cr 涂层与 Ni-Cr-Fe 泡沫合金基体之间存在明显的元素互扩散。

图 3 为开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金基体在 980 °C 保温 10 h 后所得 Ce-Cr 涂层泡沫合金横截面形貌及 EDS 分析结果。从图 3a 中可以看出, 与 Y-Cr 涂层改性 Ni-Cr-Fe 泡沫合金相比, Ce-Cr 涂层更加均匀、致密地分布于 Ni-Cr-Fe 泡沫合金网丝的外围, 涂层厚度约为 30 μm, 并与 Ni-Cr-Fe 泡沫合金基体结合更加紧密, 界面处无孔洞。

EDS 结果表明, Ce-Cr 涂层与泡沫基体的界面处存在明显的扩散过渡层, 其中, 涂层元素 Cr、Ce 向内扩散, 而基体中 Fe、Ni 元素向外扩散, 如图 3b 中所示。同时, 1 个明显的 Ce 峰出现在近邻 Ce-Cr 涂层与基体的界面处, 形成 Ce 元素富集层, 相当于一层“栅栏”, 阻碍基体合金中 Fe、Ni 原子沿晶界向外短路扩散<sup>[16,17]</sup>。

图 4 分别为 980 °C 保温 10 h 后 Y-Cr 和 Ce-Cr 2 种涂层泡沫合金表面形貌。2 种涂层改性 Ni-Cr-Fe 泡沫合金表面形貌存在较大差异。从图 4a 中可以看出,

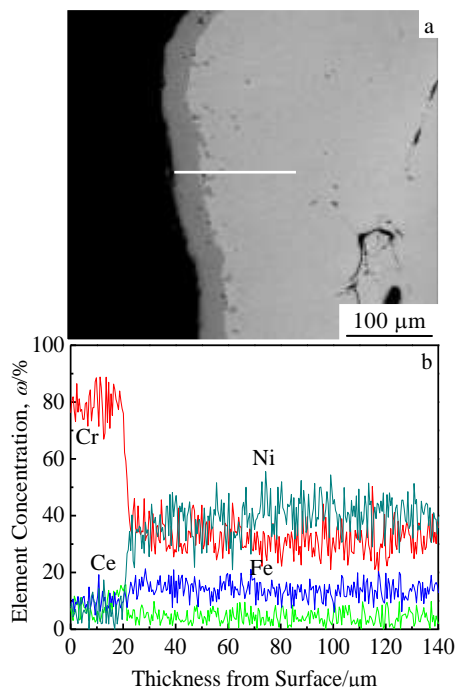


图 3 Ce-Cr 涂层泡沫合金横截面背散射电子形貌及各元素线分布  
Fig.3 Cross-sectional BSE image and concentration profiles of the Ce-Cr coating: (a) Ce-Cr coating and (b) the element distribution profiles

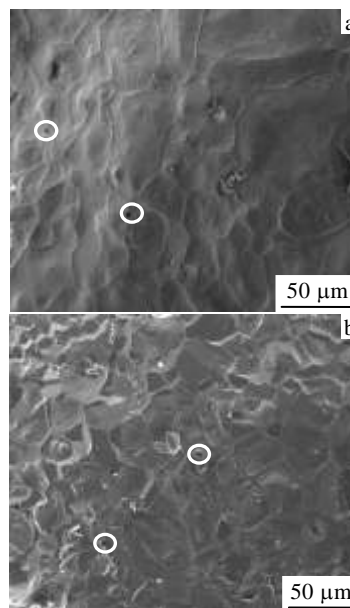


图 4 980 °C 保温 10 h 下 2 种涂层改性 Ni-Cr-Fe 泡沫合金表面形貌

Fig.4 Surface micrographs of the Y-Cr coating (a) and the Ce-Cr coating (b) at 980 °C for 10 h

Y-Cr 涂层改性 Ni-Cr-Fe 泡沫合金表面呈波浪状, 由多边形晶粒组成, 晶粒尺寸大小分布不均。其中, 中心的小部分区域, 晶粒尺寸略小, 四周分布着数量较多的椭圆形状的大晶粒, 平均晶粒直径在 40 μm 左右。

与 Y-Cr 涂层相比, Ce-Cr 涂层泡沫合金表面比较平坦, 涂层与基体粘合程度较好, 且组织结构致密, 表面完全由多边形晶粒构成, 且晶粒明显细化, 平均晶粒直径约为 25 μm (如图 4b 中所示)。同时, Y-Cr 和 Ce-Cr 2 种涂层表面都存在少量孔洞缺陷(如图 4 中椭圆), 这是由于稀土改性 Cr 共渗时, 表面涂层产生空位迁移<sup>[18]</sup>。

### 2.3 Y-Cr 和 Ce-Cr 涂层改性 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的高温静态氧化动力学

采用泡沫合金样品氧化前后相对增重率进行 2 种涂层改性泡沫样品的氧化动力学分析<sup>[19]</sup>。图 5 分别给出 1000 °C 下开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金基体及 Y-Cr、Ce-Cr 涂层泡沫合金的氧化增重与时间变化的函数关系。从图 5 中可以看出, 在 1000 °C 高温环境下初始 Ni-Cr-Fe 泡沫合金在氧化初期氧化较快, 这是由于高温环境下 Ni-Cr-Fe 泡沫合金与氧气迅速反应表面生成了 NiFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 和 NiCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 混合氧化物。而后, 生成 NiFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 和 NiCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 混合氧化层能保护内层金属不被空气迅速氧化。

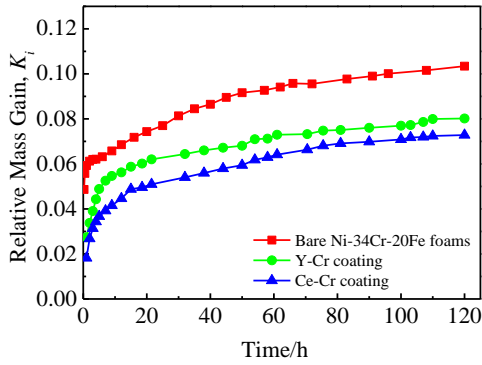


图 5 1000 °C 氧化 120 h 后 Ni-Cr-Fe 泡沫合金基体及 2 种涂层改性泡沫合金的氧化增重与时间变化的函数关系

Fig.5 Mass gain versus oxidation time for Ni-Cr-Fe foams compared with Y-Cr and Ce-Cr coated foam after oxidation at 1000 °C for 120 h

然而，与初始 Ni-Cr-Fe 泡沫合金基体的氧化动力学曲线相比，Y-Cr 和 Ce-Cr 涂层改性 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的高温氧化动力学曲线符合抛物线规律，如图 5 所示。氧化动力学曲线可分为 2 个阶段，即快速氧化阶段和稳定氧化阶段，在快速氧化阶段 (0~20 h 之间)，2 种涂层改性泡沫合金的氧化增重率增加迅速。但是，与初始 Ni-Cr-Fe 泡沫合金基体相比，2 种涂层改性泡沫合金的氧化动力学曲线增加缓慢。随后稳定氧化阶段内随着氧化时间的延长，2 种涂层改性泡沫合金的氧化增重曲线更加趋于平稳，这可能由于随着氧化时间的增加，涂层合金表面逐渐形成连续的氧化层起到较好的抗氧化作用。尤其，1000 °C 氧化 120 h 后 2 种涂层改性样品氧化增重值分别比初始 Ni-Cr-Fe 泡沫合金样品降低了 21% 和 30%，结果表明 Y-Cr 和 Ce-Cr 涂层具有优异的抗高温氧化性能。

同时，从 Y-Cr 和 Ce-Cr 2 种涂层改性 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的氧化动力学曲线对比可以看出，1000 °C 时 2 种涂层的氧化动力学曲线存在较大的差异。Ce-Cr 涂层氧化增重曲线明显比 Y-Cr 涂层平缓，尤其在 1000 °C 氧化 120 h 后 Ce-Cr 涂层氧化增重率比 Y-Cr 涂层降低了 11%。研究表明：Ce-Cr 涂层改性泡沫合金在 1000 °C 高温环境下表现出更加稳定的抗氧化性能。

#### 2.4 1000 °C 下 2 种涂层改性 Ni-Cr-Fe 泡沫合金高温静态氧化横截面形貌

图 6 为 Y-Cr 涂层改性 Ni-Cr-Fe 泡沫合金在 1000 °C 氧化 120 h 后的 SEM 截面形貌及相应各元素线分布。从图 6a 中 SEM 横截面形貌可以看出，1000 °C 氧化

120 h 后，Y-Cr 涂层改性泡沫合金氧化层厚度为 35

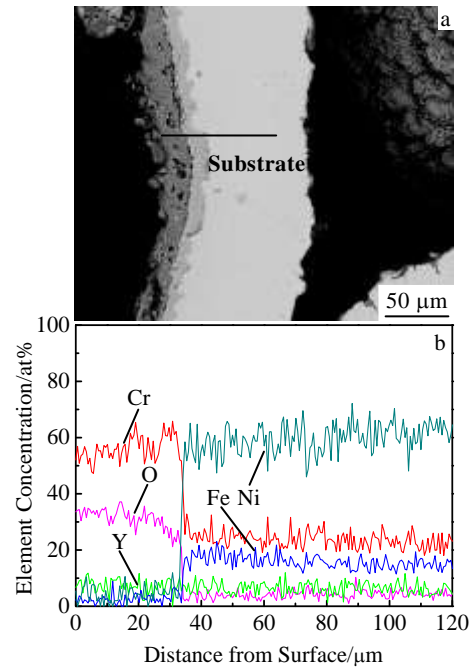


图 6 1000 °C 氧化 120 h 后 Y-Cr 涂层改性 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的 SEM 截面形貌及各元素线分布曲线

Fig.6 Cross-sectional microstructure (a) and EDS element analysis (b) of the Y-Cr coatings after oxidation at 1000 °C for 120 h

μm，氧化层疏松、不连续。同时，在氧化层与基体的界面处呈现出大量的孔洞甚至缝隙，这些孔隙和疏松结构更有利于环境氧穿透氧化层，加速氧与基体的氧化反应，最终导致氧化膜开裂、剥落。

从 EDS 元素分析可以看出(如图 6b 所示)，氧化层主要由 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 和 Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 组成的混合氧化物。因此，Y-Cr 涂层氧化失效主要归因于温度升高，扩散反应加快，氧化产物中 Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含量增多，氧化层组织结构疏松，容易脱落，最终导致涂层抗高温氧化性能较差<sup>[20,21]</sup>。

图 7 给出了 Ce-Cr 涂层改性 Ni-Cr-Fe 泡沫合金在 1000 °C 氧化 120 h 后的 SEM 横截面形貌及各元素线分布。与 Y-Cr 涂层改性样品相比，Ce-Cr 涂层改性泡沫合金在 1000 °C 高温环境下表现出更加稳定的抗氧化行为，Ce-Cr 涂层的氧化层厚度仅为 20 μm，比 Y-Cr 涂层氧化层的厚度降低了 43%。

EDS 分析表明：氧化层主要是 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>，与氧化前相比(如图 3b 所示)，氧化后 Ce-Cr 涂层中 Ce 元素线分布曲线平直，且 Cr 元素线分布变得平滑。结果表明：Ce-Cr 涂层 Ce、Cr 2 种元素与泡沫合金基体存在互扩散反应。

图 8 为 1000 °C 高温氧化 120 h 后 Y-Cr 和 Ce-Cr

2 种涂层试样在表面及中间层的 XRD 图谱。从图 8a

度。一方面,添加 Y、Ce 稀土可起到“钉扎”氧化膜

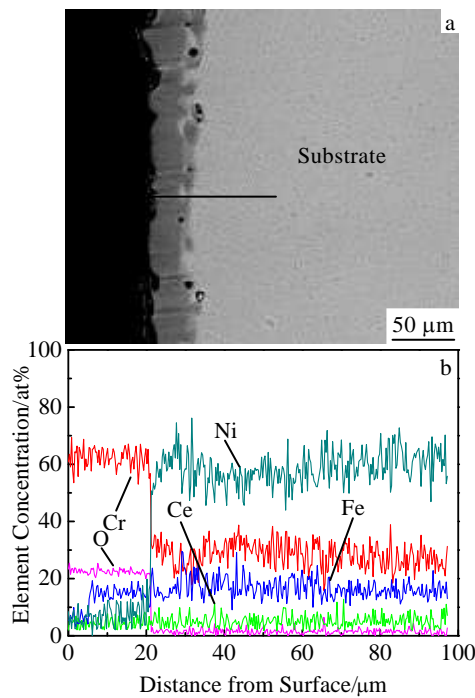


图 7 1000 °C 氧化 120 h 后 Ce-Cr 涂层改性 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的 SEM 截面形貌及各元素线分布曲线

Fig.7 Cross-sectional microstructure and EDS analysis of the Ce-Cr coatings after oxidation at 1000 °C for 120 h: (a) cross-sectional SEM image and (b) element concentration profiles

和 8b 对比可以看出, Y-Cr 涂层试样氧化后表面层主要由 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 和 Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 混合氧化物组成; Ce-Cr 涂层氧化后表面层主要由 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 组成, 过渡层主要由 Ni-Cr-Fe、[Fe, Ni] 两相固溶体组成。与氧化后的 Y-Cr 涂层相比, Ce-Cr 涂层改性样品表面生成的 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 较多, 过渡层中 Ni-Cr-Fe、[Fe, Ni] 固溶体含量较多, 这两相具有良好的抗高温氧化性能, 可以保护基体不受氧化。

### 2.5 Y, Ce 稀土元素提高 Ni-Cr-Fe 泡沫合金抗高温氧化性的作用机理

(1) 促进氧化初期保护性 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 膜的形成。由稀土与基体中 Fe、Cr 和 Ni 元素氧化物的氧分压和标准生成自由能相比, 稀土平衡氧分压和标准生成自由能  $\Delta G_0$  较低, 由于添加微量稀土氧化物晶核间距明显减小, Y-Cr 和 Ce-Cr 涂层中 Cr 元素的氧化被优先选择。

(2) 降低氧化层的生长速度。对于 Y-Cr 涂层和 Ce-Cr 涂层而言, 稀土元素改善了泡沫合金氧化过程的扩散动力学。从而使 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 膜的生长机制发生逆转, 减缓了氧化膜的生长速度。

(3) 提高抗氧化涂层与泡沫合金基体的结合强

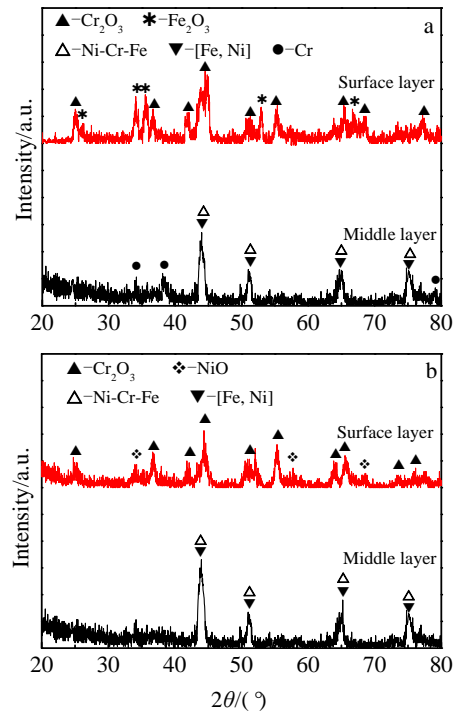


图 8 在 1000 °C 氧化 120 h 后 2 种涂层泡沫合金的 XRD 图谱

Fig.8 XRD patterns of two coated foam after oxidation at 1000 °C for 120 h: (a) Y-Cr coating and (b) Ce-Cr coating

的作用, 进一步增强氧化膜与基体的粘附性。另一方面, 与 Y-Cr 涂层相比, Ce-Cr 涂层中由于金属基体的 Cr<sup>3+</sup>、Fe<sup>3+</sup>、Ni<sup>2+</sup> 阳离子向外迁移受到 Ce 稀土峰有效抑制。

## 3 结 论

1) 以开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金为基体, 采用固体粉末包埋工艺分别制备了 Y-Cr 涂层和 Ce-Cr 涂层, 且涂层元素与基体发生互扩散, 提高了涂层与基体的结合力。

2) 与 Y-Cr 涂层相比, Ce-Cr 涂层与泡沫合金基体结合更加紧密。这是由于界面处出现明显的 Ce 峰, 有效阻碍基体合金中 Cr<sup>3+</sup>、Fe<sup>3+</sup>、Ni<sup>2+</sup> 阳离子沿晶界向外短路扩散, 使得氧化层/泡沫合金基体界面的金属空位减少。

3) 2 种涂层泡沫合金的高温氧化动力学曲线符合抛物线规律。尤其, Ce-Cr 涂层在 1000 °C 下表现出更加稳定的抗高温氧化行为。

4) Ce-Cr 涂层抗高温氧化性能优于 Y-Cr 涂层, 主要由于 Ce-Cr 涂层表面氧化层主要由 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 组成, 并且, Ce-Cr 涂层中间层完全由 Ni-Cr-Fe、[Fe, Ni] 两相固溶, 加强了涂层与基体的结合力, 进一步阻止氧的

侵入。

#### 参考文献 Reference

- [1] Ashby M F, Evans A G, Fleck N A eds. *Metal Foams: a Design Guide*[M]. New York: Butterworth-Heinemann Press, 2000: 43
- [2] Mevrel R. *Materials Science and Engineering A*[J], 1989, 120: 13
- [3] Wahl G. *Thin Solid Films*[J], 1983, 107(4): 417
- [4] Lu J, Zhu S, Wang F. *Oxidation of Metals*[J], 2011, 76(1-2): 67
- [5] Hodge A M, Dunand D C. *Intermetallics*[J], 2001, 9(7): 581
- [6] Boonyongmaneerat Y, Schuh C A, Dunand D C. *Scripta Materialia*[J], 2008, 59(3): 336
- [7] Choe H, Dunand D C. *Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 384(1-2): 184
- [8] Cuffe R, Buscail H, Caudron E *et al. Applied Surface Science* [J], 2004, 229(1-4): 233
- [9] Chevalier S, Larpin J P. *Acta Materialia*[J], 2002, 50(12): 3107
- [10] Chevalier S, Larpin J P. *Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 363(1-2): 116
- [11] Pang Q, Wu G H, Xiu Z Y *et al. Materials Characterization* [J], 2012, 70: 125
- [12] He Deping(何德坪), Ma Liqun(马立群), Yu Xingquan(余兴泉). *Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 1997, 11(4): 431
- [13] Gibson L J, Ashby M F. *Cellular Solids: Structure and Properties, 2nd Edition*[M]. New York: Cambridge University Press, 1997: 205
- [14] Huang Xiaoli(黄晓莉), Wu Gaohui(武高辉), Zhang Qiang(张强) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(4): 731
- [15] Lin N, Xie F, Zhong T *et al. Rare Earths*[J], 2010, 28: 301
- [16] Yan J, Peng X, Wang F. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 426(1-2): 266
- [17] Pint B A. *Oxidation of Metals*[J], 1996, 45(1-2): 1
- [18] Kipkemoi J, Tsipas D. *Journal of Materials Science*[J], 1996, 31(23): 6247
- [19] Chyrkin A, Leif Schulze S, Piro ñ-Abella ñ J *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2010, 9(12): 873
- [20] Blau P J, Brummett T M, Pint B A. *Wear*[J], 2009, 267(1-4): 380
- [21] He Dingyong, Wang Xiafang, Cui Li *et al. Journal of Materials Engineering*[J], 2009, 8: 2

## Effects of Rare Earth Modified Cr Coating on Structure and Oxidation Resistance of Open-cell Ni-Cr-Fe Alloy Foam

Pang Qiu<sup>1,2</sup>, Hu Zhili<sup>2</sup>, Zhang Rong<sup>1</sup>, Zuo Xiaoqiong<sup>1</sup>, Wu Gaohui<sup>3</sup>

(1. Wuhan Donghu University, Wuhan 430212, China)

(2. Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, China)

(3. Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

**Abstract:** In order to further improve the oxidation resistance of the open-cell Ni-Cr-Fe alloy foam, a Y-Cr coatings and a Ce-Cr coating were deposited onto the Ni-Cr-Fe alloy foam by a pack cementation process. The oxidation resistance of Y-Cr and Ce-Cr coatings was also studied under static oxidation conditions at 900 and 1000 °C for 120 h. The phase composition, the morphology and microstructure of the Y-Cr coating and the Ce-Cr coating before and after oxidation were studied by scanning electron microscopy (SEM) and X-ray diffraction (XRD). The results show that the Ce-Cr coating is continuous and compact. The surface grain refinement in Ce-Cr coating can be achieved. The interface between the coating and the substrate is combined closely. In addition, the Ce-Cr coated alloy foam has better high-temperature oxidation resistance than the Y-Cr coated foams, and the oxidation kinetics curve of Ce-Cr coated alloy foam follows a parabolic law. It is because a uniform and dense Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> layer is formed on the surface of the Ce-Cr coating. At the same time, an interfacial transition layer consisting of Ni-Cr-Fe and [Fe, Ni] is formed around the interface of Ce-Cr coating and substrate to facilitate metallurgical bonding, resulting in enhanced interfacial bonding between the coating and the substrate.

**Key words:** porous metal foam; pack cementation process; Ce-Cr coating; Y-Cr coating; high temperature oxidation

