

DOI: 10.11973/jxgccl202311009

Al_xCoCrFeNi 高熵合金黏结剂对 Ti(C,N)基金属陶瓷微观结构和高温抗氧化性能的影响

方 丁,余 泽,苟绍轩

(航空工业成都飞机工业(集团)有限责任公司,成都 610092)

摘 要:以 Al_xCoCrFeNi 高熵合金($x=0, 0.5, 1$, 物质的量比)作为黏结剂,采用低压烧结法制备 Ti(C,N)基金属陶瓷,研究了 Al_xCoCrFeNi 高熵合金黏结剂对金属陶瓷微观结构和高温抗氧化性能的影响。结果表明:所制备的金属陶瓷均主要由面心立方(FCC)结构的 Ti(C,N)相和 FCC 结构的高熵合金黏结相组成,在高温烧结时 Al_{0.5}CoCrFeNi 和 AlCoCrFeNi 高熵合金发生了体心立方(BCC)结构相到 FCC 结构相的转变;金属陶瓷中均形成了典型的芯-环结构,以 AlCoCrFeNi 高熵合金为黏结剂制备的金属陶瓷中含有较多孔隙;在 1 000 °C 氧化 6 h 后,以 CoCrFeNi、Al_{0.5}CoCrFeNi 和 AlCoCrFeNi 高熵合金为黏结剂制备的金属陶瓷的单位面积质量增加量分别为 3.58, 2.95, 2.81 mg·cm⁻²,以 AlCoCrFeNi 高熵合金为黏结剂制备的金属陶瓷具有最优的高温抗氧化性能。

关键词: Ti(C,N)基金属陶瓷; Al_xCoCrFeNi 高熵合金; 微观结构; 高温抗氧化性能

中图分类号: TP217.4

文献标志码: A

文章编号: 1000-3738(2023)11-0051-06

Effect of Al_xCoCrFeNi High-Entropy Alloy Binder on Microstructure and High-Temperature Oxidation Resistance of Ti(C,N)-Based Cermets

FANG Ding, YU Ze, GOU Shaoxuan

(AVIC Chengdu Aircraft Industrial (Group) Co., Ltd., Chengdu 610092, China)

Abstract: Ti(C, N)-based cermets were prepared by low-pressure sintering with Al_xCoCrFeNi high-entropy alloy ($x=0, 0.5, 1$, molar ratio) as the binder, and the effects of Al_xCoCrFeNi high-entropy alloy binder on the microstructure and high-temperature oxidation resistance of cermets were investigated. The results show that the prepared cermets were mainly composed of Ti(C, N) phase with face-centered cubic (FCC) structure and high-entropy alloy binder phase with FCC structure, and the transformation from body-centered cubic (BCC) structure phase to FCC structure phase occurred in Al_{0.5}CoCrFeNi and AlCoCrFeNi high-entropy alloys during high-temperature sintering. The cermets all had a typical core-ring structure, and there were more pores in the cermets prepared with AlCoCrFeNi high-entropy alloy binder. After oxidizing at 1 000 °C for 6 h, the mass gains per unit area of cermets prepared with CoCrFeNi, Al_{0.5}CoCrFeNi, and AlCoCrFeNi high-entropy alloy binders were 3.58, 2.95, 2.81 mg·cm⁻², respectively, and the cermets prepared with AlCoCrFeNi high-entropy alloy binder had the best high-temperature oxidation resistance.

Key words: Ti(C, N)-based cermet; Al_xCoCrFeNi high-entropy alloy; microstructure; high-temperature oxidation resistance

0 引 言

Ti(C,N)基金属陶瓷是一种兼具金属塑韧性和

陶瓷耐磨性的材料,广泛用作金属切削刀具材料^[1]。金属陶瓷刀具在服役时面临着高温、氧化、应力、磨损等多重复杂的工况条件^[2]。在高速干切削加工条件下,金属陶瓷刀具的工作温度高达 1 000 °C,此时材料的抗氧化性能比耐磨性更能影响刀具的使用寿命^[3-4]。然而,使用传统金属黏结剂(包括钴、镍、铁

收稿日期:2022-05-26;修订日期:2023-06-09

作者简介:方丁(1975—),女,江苏沭阳人,高级工程师,硕士

等)的刀具材料在如此恶劣的使用条件下服役时,容易因金属黏结剂的氧化剥落而出现力学性能显著下降、抗氧化性不足的问题。因此,开发一种高抗氧化性的黏结剂对扩展金属陶瓷材料的应用范围具有重要意义。

近些年,高熵合金(HEAs)因具有优异的力学性能、高温耐磨性和高温抗氧化性而吸引了研究人员的关注。与合金化设计理念不同,高熵合金由5种及以上等或近物质的量比的主要元素组成^[5-9]。 $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ (x 为物质的量比)合金体系是被广泛研究的高熵合金体系之一,铝的含量决定了该体系的晶体结构和力学性能^[10]。随着铝的物质的量比从0增加到3, $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ 高熵合金的晶体结构由面心立方(FCC)结构转变为FCC+体心立方(BCC)结构,再转变为BCC结构,合金的硬度和强度提高,塑性降低^[11-12]。LU等^[13]研究发现,采用气体雾化法制备的 AlCoCrFeNi 高熵合金粉末在900~1 100℃温度下表现出优良的抗氧化性,这主要归因于氧化铝层的形成。 $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ 合金体系也是较早且较广泛地被提议作为硬质合金/金属陶瓷黏结剂的体系之一。ZHU等^[14]以 AlCoCrFeNi 高熵合金粉作为黏结剂,使用机械合金化法制备了 $\text{Ti}(\text{C}_{0.7},\text{N}_{0.3})$ 基金属陶瓷,发现该金属陶瓷在800~1 100℃下的抗氧化性优于以镍/钴作为黏结剂的金属陶瓷。然而,目前未见有关 $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ 高熵合金黏结剂的铝含量对 $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ 基金属陶瓷微观结构和高温抗氧化性影响的报道,而研究该金属陶瓷的高温氧化机理对延长金属陶瓷刀具的耐用性具有深远意义。因此,作者以采用气体雾化法制备的 $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ ($x=0, 0.5, 1$)高熵合金粉末作为黏结剂,采用低压烧结法制备了 $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ 基金属陶瓷,研究了不同金属陶瓷的微观结构和高温抗氧化性能。

1 试样制备与试验方法

试验材料包括:气体雾化法制备的 $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ ($x=0, 0.5, 1$)高熵合金粉末,平均粒径为1.2 μm ,市售,其化学成分如表1所示; $\text{Ti}(\text{C}_{0.7},\text{N}_{0.3})$ 粉末,平均粒径为0.86 μm ,市售;WC粉末,平均粒径为0.98 μm ,纯度为99.76%,游离碳质量分数为0.24%,市售;TaC粉末,平均粒径为2.03 μm ,纯度为99.86%,市售; Mo_2C 粉末,平均粒径为1.15 μm ,纯度为99.83%,市售。按照 $\text{Ti}(\text{C}_{0.7},$

$\text{N}_{0.3})$ 粉末、WC粉末、TaC粉末、 Mo_2C 粉末、 $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ 高熵合金粉末的质量比为60:19:2:4:15进行配料,将称好的原料粉末放入研磨罐中,在直筒型球磨机中混料72 h,磨球为硬质合金球,球料质量比为10:1,转速为56 $\text{r}\cdot\text{min}^{-1}$,湿磨介质为工业汽油。在真空干燥炉中将混合物浆料干燥,过60目筛后,压制成尺寸为5.25 mm×6.5 mm×20.00 mm的矩形坯体,压力为15 MPa,压制温度为25℃,相对湿度为42%。将坯体在1 440℃下低压烧结1 h,压力为 1×10^{-3} Pa。将采用 $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ ($x=0, 0.5, 1$)高熵合金黏结剂制备得到的 $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ 基金属陶瓷依次命名为 $\text{TA}_0, \text{TA}_{0.5}, \text{TA}_1$ 陶瓷。

表1 $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ 高熵合金粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ high-entropy alloy powders

x	原子分数/%				
	Al	Co	Cr	Fe	Ni
0		25.14	25.42	24.67	24.77
0.5	10.99	22.08	23.07	21.58	22.29
1	18.26	20.41	20.37	20.45	20.51

将陶瓷试样用金刚石研磨膏抛光后,放入BF51794C-1型马弗炉中进行等温循环氧化试验,加热速率为10℃·min⁻¹,加热温度为1 000℃,保温时间为6 h,试验环境为大气环境,随炉冷至室温。通过精度为0.1 mg的电子天平称取不同时间氧化前后试样的质量,计算单位面积质量增加量,测3次计算平均值。采用PW-1700型X射线衍射仪(XRD)对 $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ 高熵合金粉末、氧化前后金属陶瓷试样的物相组成进行分析,采用铜靶,工作电压为20 kV,工作电流为36 mA,扫描范围为0°~90°,扫描速率为0.02(°)·min⁻¹。采用JXA-8530F PLUS型电子探针(EPMA)对金属陶瓷的微观结构和元素分布进行分析。采用Hitachi S-4800型扫描电子显微镜(SEM)观察 $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ 高熵合金粉末的微观形貌以及氧化后金属陶瓷的横截面形貌,并用附带的能谱仪(EDS)进行微区成分分析。

2 试验结果与讨论

2.1 物相组成和微观结构

由图1可知,当 $x=0, 0.5, 1$ 时, $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ 高熵合金粉末的晶体结构依次为FCC、FCC+BCC、BCC。在 $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ 高熵合金体系中,相对其他

金属原子,铝具有较大的原子半径,在气体雾化过程中,其固溶反应会使晶体结构产生严重的晶格畸变;随着铝含量的增加,类 BCC 的 D03 结构获得的能量增益变得特别大,随即发生 $\text{FCC} \rightarrow \text{BCC}$ 的转变^[15]。由图 2 可以看出, $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ 高熵合金粉末主要为球形或近似球形。由 EDS 元素面扫描结果可知,各元素在粉末颗粒表面均匀分布,几乎观察不到元素偏析,这表明在雾化过程中,主要元素在晶格中随机分配。

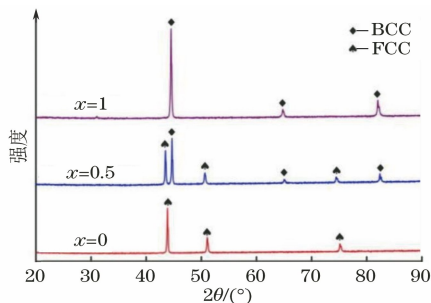


图 1 $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ 高熵合金粉末的 XRD 谱

Fig.1 XRD patterns of $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ high-entropy alloy powders

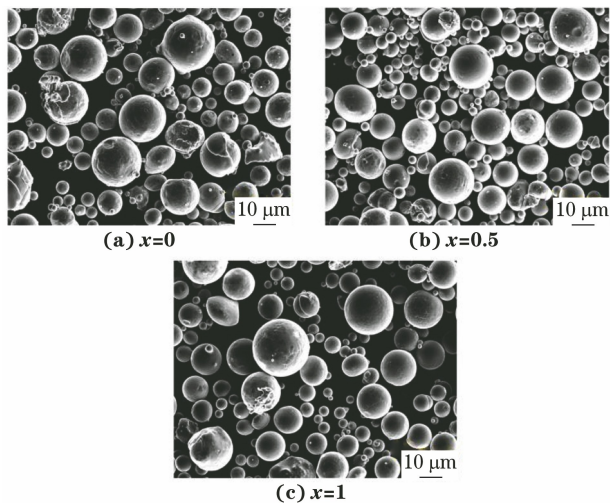


图 2 $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ 高熵合金粉末的 SEM 形貌

Fig.2 SEM morphology of $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ high-entropy alloy powders

由图 3 可见,3 种金属陶瓷均主要由 FCC 结构的 $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ 相和 FCC 结构的高熵合金黏结相组成。随着黏结相中铝含量的增加, $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ 相向小角度方向偏移,表明 $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ 相的晶格参数增大。此外,含有铝元素的高熵合金黏结相在高温烧结后发生了从 BCC 相到 FCC 相的转变。高熵合金 FCC/BCC 相的稳定性和体系的价电子浓度有关,当价电子浓度小于 6.87 时,BCC 相更稳定。双相的 $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFeNi}$ 高熵合金和 BCC 相的 AlCoCrFeNi 高熵合金的价电子浓度分别为 7.66,7.20^[16],因此

二者的 BCC 相均处于亚稳态;在高温烧结过程中,含铝的高熵合金发生亚稳态分解,原子重排,形成更稳定的 FCC 结构^[17]。

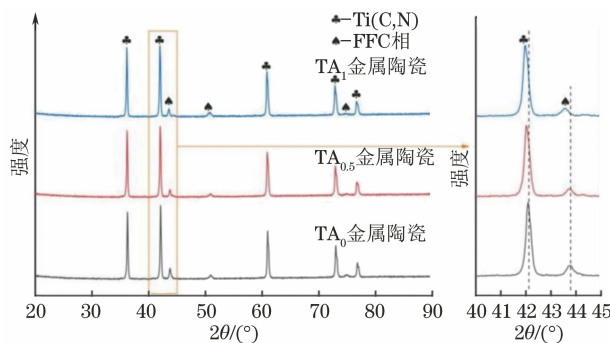


图 3 不同金属陶瓷的 XRD 谱

Fig.3 XRD patterns of different cermet

由图 4 可见,不同金属陶瓷中均形成了典型的芯-环结构,主要包括黑芯-白色内环-灰色外环结构、亮芯-灰环结构以及灰色无芯结构^[18]。 $\text{TA}_{0.5}$ 金属陶瓷和 TA_1 金属陶瓷含有更多的黑芯-白色内环-灰色外环结构相, TA_0 金属陶瓷含有更多的灰色无芯结构相。3 种金属陶瓷中均出现了黑芯-白色内环-灰色外环结构相的团聚,且 TA_1 金属陶瓷中出现了更多不规则形状的黑芯-白色内环-灰色外环结构相。黑芯-白色内环-灰色外环结构相的黑相是未完全溶解的 $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ 固溶体。黏结相元素铁、钴、镍主要分布于硬质颗粒 [$\text{Ti}(\text{C},\text{N})$, WC 等] 晶界处,这表明形成了一种黏结相嵌入到硬质相的结构。 TA_0 金属陶瓷中黏结相元素铁、钴、镍分布基本一致,但是 $\text{TA}_{0.5}$ 金属陶瓷和 TA_1 金属陶瓷中镍元素的分布发生了局部变化。3 种金属陶瓷的黏结相元素铬均产生了明显的偏析,形成了局部贫镍贫铝的富铬相。 $\text{TA}_{0.5}$ 金属陶瓷和 TA_1 金属陶瓷中铝元素产生了明显的偏析,且其含量明显低于其名义含量,这是由于低熔点(660°C)的铝在高温烧结时发生挥发。此外, TA_1 金属陶瓷中出现了很多孔隙,这是因为一方面铝元素烧损阻碍了致密化过程,另一方面铝含量的提高使得黏结相对硬质碳化物颗粒的润湿性下降^[19]。

2.2 高温抗氧化性能

由图 5 可见,在氧化初期,3 种金属陶瓷的单位面积质量增加量均快速增大,至一定氧化时间后其增大速率减缓。这是由于在氧化初期,高温使得体系中的活泼元素持续氧化,形成的氧化层不致密且存在较多的缺陷,氧元素会继续向内扩散,造成严重氧化;随着时间的延长,形成的氧化层越来越厚且致

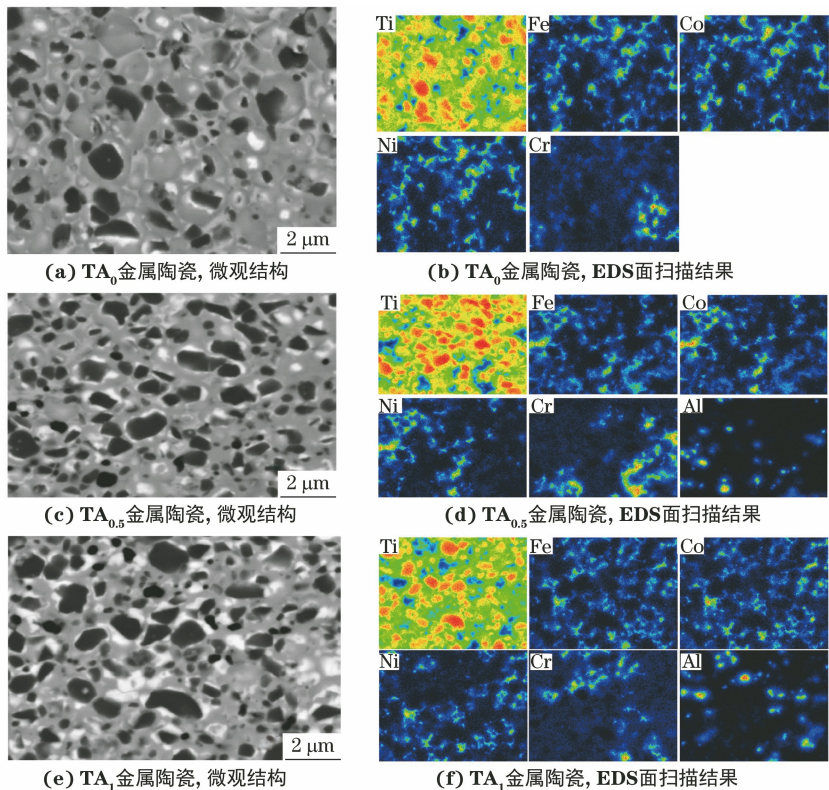


图 4 不同金属陶瓷的微观结构和元素面扫描结果

Fig.4 Microstructures (a, c, e) and elemental mapping results (b, d, f) of different cermets: (a—b) TA_0 cermet; (c—d) $\text{TA}_{0.5}$ cermet and (e—f) TA_1 cermet

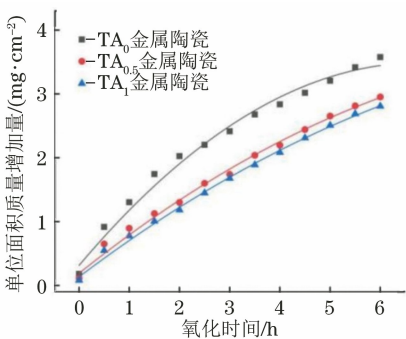


图 5 1 000 °C 氧化时不同金属陶瓷的单位面积质量增加量变化曲线
Fig.5 Variation curves of mass gain per unit area of different cermets during oxidation at 1 000 °C

密,阻碍了氧元素的向内扩散,因此单位面积质量增加量的增大速率减缓^[17]。在整个氧化阶段,金属陶瓷的单位面积质量增加量随着黏结相中铝含量的增加而减少。当氧化时间为 6 h 时, TA_0 , $\text{TA}_{0.5}$, TA_1 金属陶瓷的单位面积质量增加量分别为 3.58,2.95,2.81 $\text{mg}\cdot\text{cm}^{-2}$; TA_1 金属陶瓷表现出最优异的高温抗氧化性能。

由图 6 可知:在 1 000 °C 氧化 6 h 后, TA_0 金属陶瓷的氧化产物主要为金红石型 TiO_2 、 $(\text{Fe},\text{Co},\text{Ni})\text{TiO}_3$ 和少量的 Fe_2TiO_5 钛酸盐等氧化物; $\text{TA}_{0.5}$

金属陶瓷的氧化产物主要为金红石型 TiO_2 和 Fe_2TiO_5 钛酸盐等氧化物; TA_1 金属陶瓷的氧化产物则为金红石型 TiO_2 、 Fe_2TiO_5 钛酸盐和 Co_2NiO_4 等氧化物。 $\text{TA}_{0.5}$, TA_1 金属陶瓷的氧化产物 Fe_2TiO_5 的衍射峰相比 TA_0 金属陶瓷明显增强。在高温氧化阶段,黏结剂元素形成的 Al_2O_3 、 FeO 、 Cr_2O_3 、 NiO 、 CoO 氧化物难以稳定存在,而是相互之间反应或者与 TiO_2 反应形成 Co_2NiO_4 和钛酸盐等产物^[18]。

由图 7 可知:金属陶瓷在经过一定时间的高温

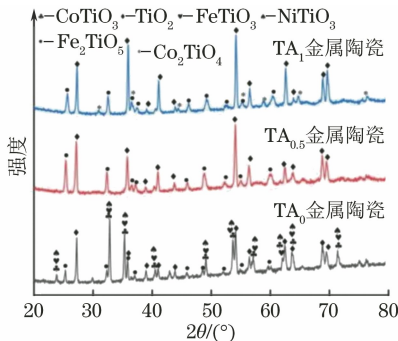


图 6 1 000 °C 氧化 6 h 后不同金属陶瓷的 XRD 谱
Fig.6 XRD patterns of different cermets after oxidation at 1 000 °C for 6 h

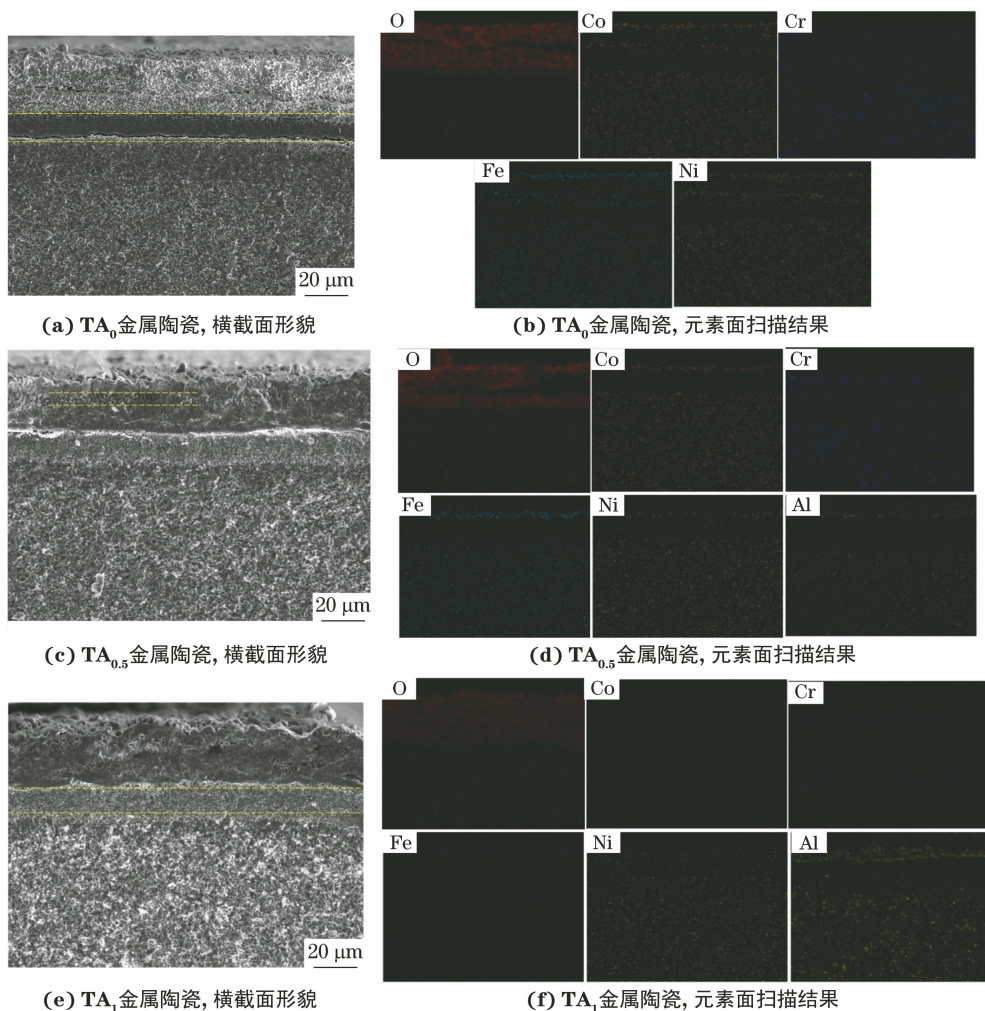


图 7 1 000 °C 氧化 6 h 后不同金属陶瓷的横截面形貌与元素面扫描结果

Fig. 7 Cross-sectional morphology (a, c, e) and elemental mapping results (b, d, f) of different cermets after oxidation at 1 000 °C for 6 h:

(a—b) TA_0 cerment; (c—d) $\text{TA}_{0.5}$ cerment and (e—f) TA_1 cerment

氧化后均形成了较厚的氧化层,且氧化层出现明显的分层现象,氧化层与基体之间存在过渡层;随着黏结剂中铝含量的提高,氧化层有变薄的趋势。 TA_0 金属陶瓷的各层之间存在明显的裂纹和孔洞,而 $\text{TA}_{0.5}$ 和 TA_1 金属陶瓷的氧化层和过渡层结合较紧密且致密。连续且致密的氧化层能有效阻止氧元素向金属陶瓷内部扩散,提高基体的高温抗氧化性。 $\text{TA}_{0.5}$ 和 TA_1 金属陶瓷表面形成的氧化层富铝,且较厚较致密,在富铝氧化层下方则为铝耗尽层。金属陶瓷的氧化是扩散主导的氧化过程^[20]。在氧化时,硬质相中的钛元素被氧化为 TiO_2 ,黏结剂中的铝、铁、钴、镍等元素氧化形成的金属离子溶解在 TiO_2 中,从而降低了氧空位浓度,减缓了氧向内扩散,起到了保护陶瓷基体的作用^[21-22];随着氧化时间的延长,铝离子迁移到表面形成一层钝化层,且铝含量越高,钝化层越厚,而主要氧化产物钛酸盐和

TiO_2 氧化层也变得厚且致密,这使得氧元素更难进入基体中,从而提高了金属陶瓷的抗氧化性能。

3 结 论

(1) 以 $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ 高熵合金($x=0, 0.5, 1$) 作为黏结剂制备得到的 $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ 基金属陶瓷均主要由 FCC 结构的 $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ 相和 FCC 结构的高熵合金黏结相组成,在高温烧结金属陶瓷过程中, $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFeNi}$ 和 AlCoCrFeNi 高熵合金发生了 BCC 结构相向 FCC 结构相的转变。

(2) 不同金属陶瓷均形成了典型的芯-环结构,以 $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFeNi}$ 和 AlCoCrFeNi 高熵合金为黏结剂制备的金属陶瓷均含有孔隙,且以 AlCoCrFeNi 高熵合金为黏结剂制备的金属陶瓷中的孔隙更多。

(3) 在 1 000 °C 氧化 6 h 后,以 CoCrFeNi 、 $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFeNi}$ 和 AlCoCrFeNi 高熵合金为黏结剂

制备的 $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ 基金属陶瓷的单位面积质量增加量分别为 3.58, 2.95, 2.81 $\text{mg}\cdot\text{cm}^{-2}$, 采用 AlCoCrFeNi 高熵合金黏结剂时金属陶瓷具有最优的高温抗氧化性能,这是由于其表面所生成的连续且致密的氧化层阻碍了氧的向内扩散。

参考文献:

- [1] LIU N, CHAO S, YANG H D. Cutting performances, mechanical property and microstructure of ultra-fine grade $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ -based cermets [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2006, 24(6): 445-452.
- [2] YANG S D, XIONG J, GUO Z X, et al. Effects of CrMnFeCoNi additions on microstructure, mechanical properties and wear resistance of $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ -based cermets[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 17: 2480-2494.
- [3] MANOJ KUMAR B V, KUMAR J R, BASU B. Crater wear mechanisms of TiCN-Ni-WC cermets during dry machining [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2007, 25(5/6): 392-399.
- [4] CHICARDI E, CORDOBA J M, GOTOR F J. High temperature oxidation resistance of $(\text{Ti}, \text{Ta}) (\text{C}, \text{N})$ -based cermets[J]. Corrosion Science, 2016, 102: 125-136.
- [5] YEH J W, CHEN S K, LIN S J, et al. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes [J]. Advanced Engineering Materials, 2004, 6(5): 299-303.
- [6] CANTOR B. Multicomponent high-entropy cantor alloys[J]. Progress in Materials Science, 2021, 120: 100754.
- [7] 曾聪, 何文, 艾云龙, 等. 高熵合金研究概况[J]. 材料热处理学报, 2020, 41(12): 37-48.
- [8] ZENG C, HE W, AI Y L, et al. Research overview of high entropy alloy [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2020, 41(12): 37-48.
- [9] MIRACLE D B. High entropy alloys as a bold step forward in alloy development [J]. Nature Communications, 2019, 10: 1805.
- [10] GEORGE E P, CURTIN W A, TASAN C C. High entropy alloys: A focused review of mechanical properties and deformation mechanisms[J]. Acta Materialia, 2020, 188: 435-474.
- [11] TANG C C, SHI H, JIANU A, et al. High-temperature oxidation of $\text{AlCrFeNi}-(\text{Mn or Co})$ high-entropy alloys: Effect of atmosphere and reactive element addition[J]. Corrosion Science, 2021, 192: 109809.
- [12] WANG W R, WANG W L, YEH J W. Phases, microstructure and mechanical properties of $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ high-entropy alloys at elevated temperatures [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 589: 143-152.
- [13] YANG T F, XIA S Q, LIU S, et al. Effects of Al addition on microstructure and mechanical properties of $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ high-entropy alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 648: 15-22.
- [14] LU J, LI L, ZHANG H, et al. Oxidation behavior of gas-atomized AlCoCrFeNi high-entropy alloy powder at 900 — 1 100 $^{\circ}\text{C}$ [J]. Corrosion Science, 2021, 181: 109257.
- [15] ZHU G, LIU Y, YE J W. Early high-temperature oxidation behavior of $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ -based cermets with multi-component AlCoCrFeNi high-entropy alloy binder [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2014, 44: 35-41.
- [16] OGURA M, FUKUSHIMA T, ZELLER R, et al. Structure of the high-entropy alloy $\text{Al}_x\text{CrFeCoNi}$: FCC versus BCC [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 715: 454-459.
- [17] GUO S, NG C, LU J A, et al. Effect of valence electron concentration on stability of FCC or BCC phase in high entropy alloys[J]. Journal of Applied Physics, 2011, 109(10): 103505.
- [18] JI W, FU Z Y, WANG W M, et al. Mechanical alloying synthesis and spark plasma sintering consolidation of CoCrFeNiAl high-entropy alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 589: 61-66.
- [19] PENG Y, MIAO H Z, PENG Z J. Development of TiCN -based cermets: Mechanical properties and wear mechanism [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2013, 39: 78-89.
- [20] LUO W Y, LIU Y Z, TU C. Wetting behaviors and interfacial characteristics of molten $\text{Al}_x\text{CoCrCuFeNi}$ high-entropy alloys on a WC substrate [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 78: 192-201.
- [21] HE L, GAO Y M, LI Y F, et al. An effective way to solve the abnormal oxidation behavior of Fe in $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ -304ss cermet [J]. Corrosion Science, 2019, 155: 164-172.
- [22] LI Z J, LIU X Q, GUO K K, et al. Microstructure and properties of $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ - TiB_2 - FeCoCrNiAl high-entropy alloys composite cermets[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 767: 138427.
- [23] DING Z Y, CAO B X, LUAN J H, et al. Synergistic effects of Al and Ti on the oxidation behaviour and mechanical properties of L1_2 -strengthened FeCoCrNi high-entropy alloys [J]. Corrosion Science, 2021, 184: 109365.

欢 迎 来 稿

欢 迎 订 阅

欢 迎 刊 登 广 告