

# Mo<sub>2</sub>C/WC 对金属陶瓷组织和性能的影响

马一川<sup>1</sup> 张雪峰<sup>2</sup> 陈敏<sup>2</sup> 张宁<sup>2</sup>

(1.西华大学材料科学与工程学院,四川成都610039;2.攀枝花学院,四川攀枝花617000)

**摘要:**以TiC、TiN、Mo<sub>2</sub>C、WC、Co、Ni为原料,采用粉末冶金法制备Ti(C,N)基金属陶瓷。结合XRD物相检测、显微组织分析以及力学性能测试研究了Mo<sub>2</sub>C/(WC+Mo<sub>2</sub>C)对Ti(C,N)基金属陶瓷显微组织和力学性能的影响。结果表明:随着Mo<sub>2</sub>C/(WC+Mo<sub>2</sub>C)的增加,Ti(C,N)基金属陶瓷的硬度逐渐增加,抗弯强度先降低后增加。当Mo<sub>2</sub>C/(WC+Mo<sub>2</sub>C)=0.8时,Ti(C,N)基金属陶瓷的显微组织细化明显,综合力学性能最佳,维氏硬度(HV)为1411.15,抗弯强度为1053.7 MPa。

**关键词:** Ti(C,N)基金属陶瓷; Mo<sub>2</sub>C; WC; 组织; 力学性能

中图分类号: TF823, TG148

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2020)02-0042-06

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2020.02.009

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听语音  
与作者  
聊科研

## Effect of Mo<sub>2</sub>C/WC Ratio on Microstructure and Properties of Cermet

Ma Yichuan<sup>1</sup> Zhang Xuefeng<sup>2</sup> Chen Min<sup>2</sup> Zhang Ning<sup>2</sup>

(1.College of Materials Science and Engineering, Xihua University, Chengdu 610039, Sichuan, China; 2.Panzhihua University, Panzhihua 617000, Sichuan, China)

**Abstract:** Ti(C,N)-based cermets were prepared by powder metallurgy using TiC, TiN, Mo<sub>2</sub>C, WC, Co and Ni as raw materials. The effects of Mo<sub>2</sub>C/(WC+Mo<sub>2</sub>C) ratio on the microstructure and mechanical properties of Ti(C,N)-based cermets were investigated by XRD, SEM and mechanical properties test. The results show that with the increase of Mo<sub>2</sub>C/(WC+Mo<sub>2</sub>C), the hardness of Ti(C,N)-based cermets increases gradually, and the bending strength decreases first and then increases. At Mo<sub>2</sub>C/(WC+Mo<sub>2</sub>C)=0.8, the microstructure of Ti(C,N)-based cermets is refined significantly and the comprehensive mechanical properties are the best, with the Vickers hardness (HV) and bending strength reaching 1411.15 and 1053.7 MPa, respectively.

**Key words:** Ti(C,N)-based cermet, Mo<sub>2</sub>C, WC, microstructure, mechanical properties

## 0 引言

Ti(C,N)基金属陶瓷具有硬度高、耐磨性好、切削工件表面光洁度好、高温性能稳定等优异性能,广泛应用于机械加工、石油化工、精密器件等领域<sup>[1-4]</sup>。由于Ti(C,N)基金属陶瓷中粘结相对硬质

相的润湿性较差,导致粘结相和硬质相的界面结合强度低,通过添加过渡族金属碳化物可以改善粘结相和粘结相的润湿性,从而提高Ti(C,N)基金属陶瓷的综合力学性能<sup>[5-14]</sup>。Mo<sub>2</sub>C和WC在过渡族金属碳化物中的结合能最低,液相烧结过程中在粘结相中的溶解度最大,添加Mo<sub>2</sub>C和WC能够增加液

收稿日期: 2019-10-10

基金项目: 四川省科技支撑计划项目(No.2018GZ0453, No.2017GZ0417), 攀枝花市科技支撑项目(No.2018CY-G-7)。

作者简介: 张雪峰(1965—),男,教授,通讯作者,主要从事粉末冶金材料的制备研究。E-mail: 532256335@qq.com。

相含量,有利于烧结制品的致密化。但是关于 Mo<sub>2</sub>C/(WC+Mo<sub>2</sub>C) 的研究报道较少,笔者在前期试验基础上系统研究了 Mo<sub>2</sub>C/(WC+Mo<sub>2</sub>C) 对 Ti(C,N) 基金属陶瓷显微组织和力学性能的影响,对 Ti(C,N) 基金属陶瓷中 Mo<sub>2</sub>C 和 WC 复合添加的成分控制提供了理论依据。

1 试验研究方法

1.1 试验原料与制备方法

以微米级 TiC、TiN、Mo<sub>2</sub>C、WC、Co、Ni 粉体为原

料,原料纯度高于 99.5% 且粒度小于 3 μm。Ti(C,N) 基金属陶瓷的成分设计如表 1 所示。混合球料在行星式球磨机内进行湿法球磨混匀,球磨介质为酒精,球料比为 10:1,球磨转速为 200 r/min,球磨时间为 72 h。为了改善压制性能,混合粉料干燥后手动掺入 SD-2X 橡胶成型剂溶液(以汽油为溶剂)。掺胶后的混合粉料干燥后在 30 MPa 压力下单向压制成 25 mm×8 mm×8 mm 的矩形压坯。压坯经真空烧结制得 Ti(C,N) 基金属陶瓷,烧结温度为 1 460 ℃,保温时间为 0.5 h。

表 1 Ti(C,N) 基金属陶瓷成分设计  
Table 1 Composition design of Ti(C,N)-based cermets

| 试样编号 | TiC/g | TiN/g | Mo <sub>2</sub> C/g | WC/g | Co/g | Ni/g | Mo <sub>2</sub> C/(Mo <sub>2</sub> C+WC) |
|------|-------|-------|---------------------|------|------|------|------------------------------------------|
| A    | 47.4  | 8.6   | 1.6                 | 6.4  | 3.2  | 12.8 | 0.2                                      |
| B    | 47.4  | 8.6   | 3.2                 | 4.8  | 3.2  | 12.8 | 0.4                                      |
| C    | 47.4  | 8.6   | 4.8                 | 3.2  | 3.2  | 12.8 | 0.6                                      |
| D    | 47.4  | 8.6   | 6.4                 | 1.6  | 3.2  | 12.8 | 0.8                                      |

1.2 测试方法

使用 DX-2700 型 X 射线衍射仪对烧结后的 Ti(C,N) 基金属陶瓷进行物相分析。操作过程中的试验参数为:管电压 40 kV、电流 30 mA、Cu 靶(波长为 1.540 56 Å,即 0.154 nm)、使用单色器滤波、扫描步长为 0.02°。试验中使用 TESCAN Vega II LMU 型扫描电子显微镜的背散射模式观察 Ti(C,N) 基金属陶瓷的显微组织。使用长沙贤友电子科技开发有限公司生产的 WDW-50A 型万能试验机以三点弯曲法测试 Ti(C,N) 基金属陶瓷的抗弯强度,其中跨距为 14 mm,加载速度为 0.5 mm/min,测试 5 个样品取平均值。采用特视检测技术上海有限公司的 THV-50DX 型维氏硬度计,在样品断面不同位置取三个点进行硬度测试,加载载荷为 30 kg。

2 结果与分析

2.1 Ti(C,N) 基金属陶瓷的物相

图 1 为烧结后得到的 Ti(C,N) 基金属陶瓷 XRD 衍射图谱。从图 1 可看出,Ti(C,N) 基金属陶瓷由两种结构的物相组成,分别为 Ti(C,N)、(Ti,M)C(M=Mo,W) 硬质相和 Co-Ni-X 粘结相<sup>[15-17]</sup>。烧结产物中没有 Mo<sub>2</sub>C 和 WC 的衍射峰,说明 Mo<sub>2</sub>C 和 WC 在烧结过程中全部溶解到粘结相中。由于 TiN 在粘结相中的溶解度极低(<0.5%),

液相烧结过程中溶解—析出达到饱和后粘结相中的 Mo<sub>2</sub>C、WC 和 TiC 以(Ti,M)C 固溶体的形式析出。图 1 右侧为 34°~39°局部放大衍射图谱,可以看出随着 Mo<sub>2</sub>C 添加量的增加,硬质相的衍射峰向低角度方向偏移。随着 Mo<sub>2</sub>C 添加量的增加,有利于促进更多的碳化物溶于粘结相,导致粘结相含量增加,进而析出的(Ti,M)C 固溶体增加,由于 Mo、W 固溶到 TiC 中引起晶胞尺寸增大,衍射峰向低角度方向偏移。同时,溶解到粘结相中的金属元素含量增加,粘结相固溶强化效果增加。

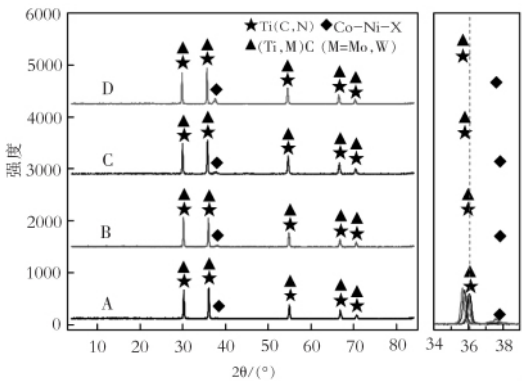


图 1 Ti(C,N) 基金属陶瓷的 XRD 图谱  
Fig.1 XRD patterns of Ti(C,N)-based cermets

2.2 Ti(C,N) 基金属陶瓷的显微组织

图 2 为 Mo<sub>2</sub>C/(WC+Mo<sub>2</sub>C) 变化时 Ti(C,N) 基金属陶瓷的背散射显微组织。由于在背散射显微模

式下原子序数越小,对应的显微组织颜色越深,图2中Ti(C,N)基金属陶瓷的显微组织呈现出黑芯—灰环包覆结构和白色粘结相。如前所述,Ti(C,N)基金属陶瓷的硬质相为Ti(C,N)和(Ti,M)C。Ti(C,N)和(Ti,M)C的晶体结构相同,均为面心立方,即Ti(C,N)基金属陶瓷的芯、环晶体结构相同,共同组成硬质相。

由于TiC在粘结相中的溶解度有限,未溶解的TiC和TiN高温下固溶形成Ti(C,N)。液相烧结过程中添加的 $\text{Mo}_2\text{C}$ 、WC和部分TiC溶解到粘结相中,当溶解达到饱和后粘结相中的 $\text{Mo}_2\text{C}$ 、WC和TiC包覆未溶解的Ti(C,N)析出,形成和Ti(C,N)晶体结构相同的(Ti,M)C固溶体<sup>[18]</sup>。由于(Ti,M)C中固溶的Mo、W原子序数大,硬质相中的包覆环相结构呈灰色,形成了衬度明显的Ti(C,N)黑芯—(Ti,M)C灰环包覆组织<sup>[19-21]</sup>。当 $\text{Mo}_2\text{C}/(\text{WC}+\text{Mo}_2\text{C})$ 从0.2增加到0.6时,Ti(C,N)基金属陶瓷的显微组织中部分硬质相包覆组织粗化明显。当 $\text{Mo}_2\text{C}/(\text{WC}+\text{Mo}_2\text{C})$ 继续增加到0.8时,Ti(C,N)基金属陶瓷的显微组织分布均匀。

$\text{Mo}_2\text{C}/(\text{WC}+\text{Mo}_2\text{C})$ 不同比例时对Ti(C,N)基金属陶瓷黑芯硬质相的粒径通过Image软件进行了统计,其分布概率统计以及平均粒径统计结果分别如图3(a)和图3(b)所示。在图3(a)中可以看出,当 $\text{Mo}_2\text{C}/(\text{WC}+\text{Mo}_2\text{C})=0.8$ 时,黑芯硬质相粒径分布在 $0\sim 1\ \mu\text{m}$ 区间内的概率最高,且粒径在 $2\ \mu\text{m}$

以上区间的分布概率低。当 $\text{Mo}_2\text{C}/(\text{WC}+\text{Mo}_2\text{C})$ 从0.2增加到0.6时,黑芯硬质相粒径在 $2\ \mu\text{m}$ 以上区间内的分布概率波动较大,和显微组织中硬质相分布不均匀相对应。结合图3(b)所示,随着 $\text{Mo}_2\text{C}/(\text{WC}+\text{Mo}_2\text{C})$ 的增加,黑芯硬质相的平均晶粒尺寸呈下降趋势,说明 $\text{Mo}_2\text{C}/(\text{WC}+\text{Mo}_2\text{C})$ 的增加有利于细化Ti(C,N)基金属陶瓷的黑芯硬质相晶粒。

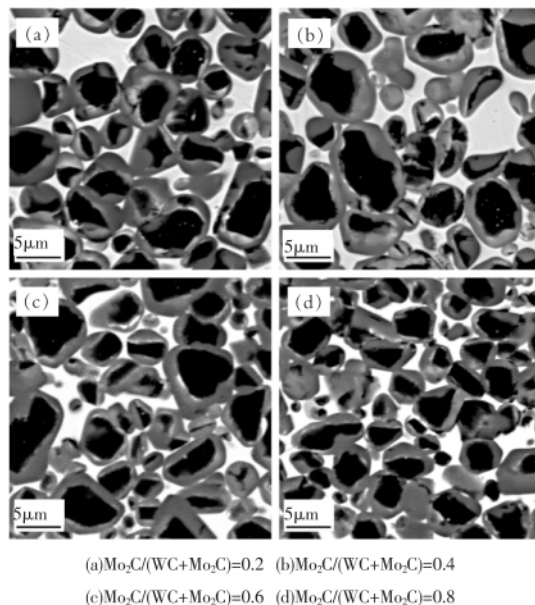


图2  $\text{Mo}_2\text{C}/(\text{WC}+\text{Mo}_2\text{C})$ 不同比例时Ti(C,N)基金属陶瓷背散射电子像( $\times 5\ 000$ )

Fig.2 Backscattered electron images of Ti(C,N)-based cermets at different ratios of  $\text{Mo}_2\text{C}/(\text{WC}+\text{Mo}_2\text{C})$  ( $\times 5\ 000$ )

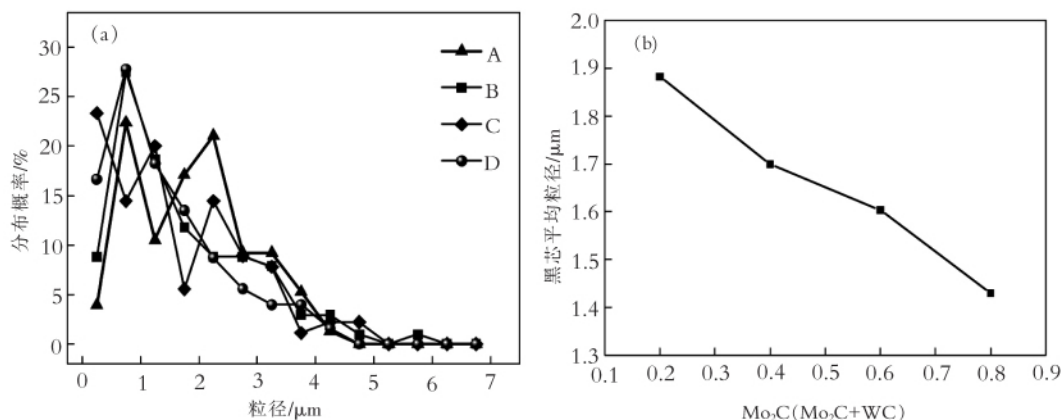


图3  $\text{Mo}_2\text{C}/(\text{WC}+\text{Mo}_2\text{C})$ 不同比例时Ti(C,N)基金属陶瓷黑芯硬质相的平均粒径及概率分布统计

Fig.3 Statistics of average particle size and probability distribution of Ti(C,N)-based cermet black core hard phase at different ratios of  $\text{Mo}_2\text{C}/(\text{WC}+\text{Mo}_2\text{C})$

图4(a)和图4(b)分别是 $\text{Mo}_2\text{C}/(\text{WC}+\text{Mo}_2\text{C})$ 不同比例时对Ti(C,N)基金属陶瓷环形相粒径分

布概率统计以及平均粒径统计结果。当 $\text{Mo}_2\text{C}/(\text{WC}+\text{Mo}_2\text{C})=0.2$ 时,环相粒径分布在 $1\ \mu\text{m}$ 以内区

间的概率最高且粒径分布在  $1\ \mu\text{m}$  以上区间的概率最低。当  $\text{Mo}_2\text{C}/(\text{WC}+\text{Mo}_2\text{C})$  从 0.2 增加到 0.6 时, 环形相粒径分布在  $1\ \mu\text{m}$  区间内的概率降低且粒径分布在  $1\ \mu\text{m}$  以上区间的概率增大。说明环形相粒径在该成分变化范围内发生粗化。当继续增加

$\text{Mo}_2\text{C}/(\text{WC}+\text{Mo}_2\text{C})$  至 0.8 时, 环形相粒径分布在  $1\ \mu\text{m}$  以内区间的概率增加。结合图 4 (b) 可以看出, 当  $\text{Mo}_2\text{C}/(\text{WC}+\text{Mo}_2\text{C})$  从 0.2 增加到 0.6 时, 环形相平均粒径逐渐增加, 继续增加  $\text{Mo}_2\text{C}/(\text{WC}+\text{Mo}_2\text{C})$ , 环形相平均粒径下降。

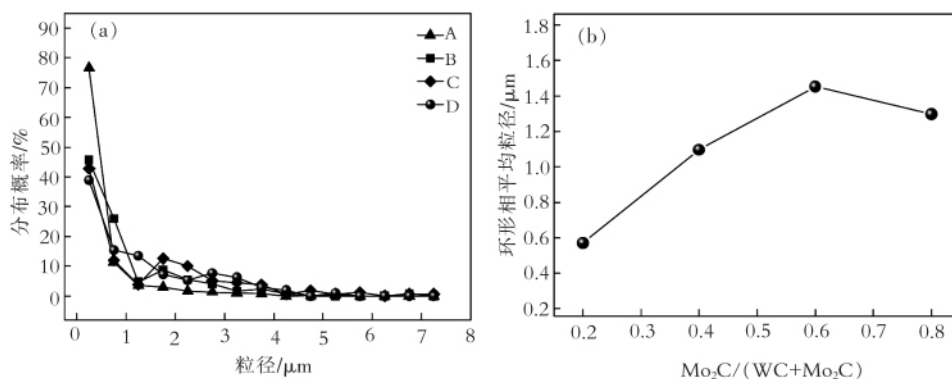


图 4  $\text{Mo}_2\text{C}/(\text{WC}+\text{Mo}_2\text{C})$  不同比例时  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$  基金属陶瓷环形相的平均粒径及其概率分布统计

Fig.4 Statistics of average particle size and probability distribution of  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ -based cermet ring phase at different ratios of  $\text{Mo}_2\text{C}/(\text{WC}+\text{Mo}_2\text{C})$

### 2.3 $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ 基金属陶瓷的力学性能

$\text{Mo}_2\text{C}/(\text{WC}+\text{Mo}_2\text{C})$  不同比例时对  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$  基金属陶瓷的硬度及抗弯强度变化分别如图 5 和图 6 所示。

从图 5、6 可看出, 当  $\text{Mo}_2\text{C}/(\text{WC}+\text{Mo}_2\text{C})$  从 0.2 增加到 0.6 时,  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$  基金属陶瓷的硬度波动变化较小, 但是抗弯强度呈下降趋势。

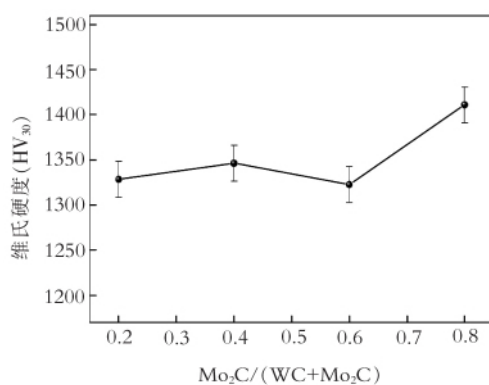


图 5  $\text{Mo}_2\text{C}/(\text{WC}+\text{Mo}_2\text{C})$  不同比例时  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$  基金属陶瓷硬度变化

Fig.5 Hardness of  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ -based cermet at different ratios of  $\text{Mo}_2\text{C}/(\text{WC}+\text{Mo}_2\text{C})$

由于  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$  基金属陶瓷的硬度主要由硬质芯相和环相共同决定, 该成分变化范围内的芯相呈

细化趋势, 而环相呈粗化趋势, 因此, 芯相和环相共同作用使得  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$  基金属陶瓷的硬度波动小。而抗弯强度受环相厚度变化影响较大, 成分变化范围内的环相粗化使得  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$  基金属陶瓷的脆性增加, 引起  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$  基金属陶瓷的抗弯强度下降。继续增加  $\text{Mo}_2\text{C}/(\text{WC}+\text{Mo}_2\text{C})$  至 0.8 时,  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$  基金属陶瓷的硬度及抗弯强度均增加, 力学性能最佳。结合前面分析的显微组织中硬质芯相和环相分布可知, 当  $\text{Mo}_2\text{C}/(\text{WC}+\text{Mo}_2\text{C})$  为 0.8 时, 芯相和环相平均粒径均得到细化且组织分布均匀, 因此  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$  基金属陶瓷的硬度和抗弯强度综合性能最佳。

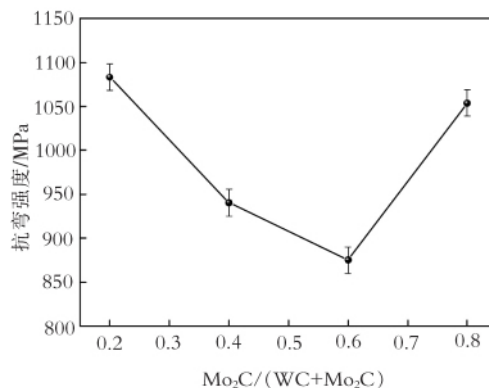


图 6  $\text{Mo}_2\text{C}/(\text{WC}+\text{Mo}_2\text{C})$  不同比例时  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$  基金属陶瓷抗弯强度变化

Fig.6 Bending strength of  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ -based cermet at different ratios of  $\text{Mo}_2\text{C}/(\text{WC}+\text{Mo}_2\text{C})$

### 3 结 论

研究了  $\text{Mo}_2\text{C}/(\text{WC}+\text{Mo}_2\text{C})$  不同比例时对 Ti (C,N) 基金属陶瓷显微组织和力学性能的影响,得到以下结论:

1) Ti (C,N) 基金属陶瓷的硬质相由晶体结构相同的 Ti (C,N) 芯相和 (Ti,M)C 环相共同组成。添加的 WC 和  $\text{Mo}_2\text{C}$  通过液相烧结过程中的溶解—析出机制形成环形 (Ti,M)C。

2) 当  $\text{Mo}_2\text{C}/(\text{WC}+\text{Mo}_2\text{C})$  从 0.2 增加到 0.6 时,显微组织中芯相的平均粒径逐渐减小,环相的平均粒径逐渐增加,Ti (C,N) 基金属陶瓷的硬度变化波动较小,抗弯强度呈下降趋势。

3) 当  $\text{Mo}_2\text{C}/(\text{WC}+\text{Mo}_2\text{C})$  为 0.8 时,显微组织中芯相和环相的平均粒径得到细化,组织分布均匀,Ti (C,N) 基金属陶瓷的综合力学性能最佳。维氏硬度 (HV) 为 1411.15,抗弯强度为 1053.7MPa。

### 参考文献

- [1] Zhou W,Zheng Y,Zhao Y *et al.* Microstructure characterization and mechanical properties of Ti (C,N)-based cermets with AlN addition [J]. *Ceramics International* 2015 41(3): 5010–5016.
- [2] Zhang Qian,Liu Bing,Chen Hui. Factors affecting the performance of Ti (C,N)-based cermet tool materials [J]. *Journal of Chongqing University of Arts and Sciences* 2014 33(5): 5–10.  
(张茜,刘兵,陈慧. Ti (C,N) 基金属陶瓷刀具材料的性能影响因素 [J]. 重庆文理学院学报 2014 33(5): 5–10.)
- [3] Rajabi A,Ghazali M J,Daud A R. Chemical composition, microstructure and sintering temperature modifications on mechanical properties of TiC-based cermet—A review [J]. *Mater. Des.* 2015 67: 95–106.
- [4] Lemboub S,Boudebane S,Gotor F J *et al.* Core-rim structure formation in TiC-Ni based cermets fabricated by a combined thermal explosion/hot-pressing process [J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials* 2018 70: 84–92.
- [5] Chao S,Liu N,Yuan Y *et al.* Microstructure and mechanical properties of ultrafine Ti (CN)-based cermets fabricated from nano/submicron starting powders [J]. *Ceramics International* 2004 31(6): 851–862.
- [6] Chen X,Xiong W,Qu J *et al.* Microstructure and mechanical properties of (Ti,W,Ta)C-x Mo-Ni cermets [J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials* 2012 31: 56–61.
- [7] Andrén H. Microstructure development during sintering and heat-treatment of cemented carbides and cermets [J]. *Materials Chemistry and Physics* 2001 67(1): 209–213.
- [8] Parikh N M,Humenik M. Cermets II: Wettability and microstructure studies in liquid phase [J]. *Journal of the American Ceramic Society* 1957 40(9): 315–320.
- [9] Zhou Shiquan,Zhao Wei,Xiong Weihao *et al.* Microstructure and properties of the cermets based on Ti (C,N) [J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials* 2009 27(1): 26–32.
- [10] Chun Dongil,Kim Dohyeon,Eun Kwangyong. Microstructural evolution during the sintering of TiC-Mo-Ni cermets [J]. *Journal of the American Ceramic Society* 1993 76(8): 2049–2052.
- [11] Wan W C,Xiong J,Liang M X. Effects of secondary carbides on the microstructure, mechanical properties and erosive wear of Ti (C,N)-based cermets [J]. *Ceram. Int.* 2017 43(1): 944–952.
- [12] Farag S,Konyashin I,Ries B. The influence of grain growth inhibitors on the microstructure and properties of submicron, ultrafine and nano-structured hardmetals—A review [J]. *Int. J. Refract. Met. Hard. Mater.* 2018 77: 12–30.
- [13] Zhang Heng. Preparation and microstructure and properties of  $\text{Mo}_2\text{NiB}_2$  based cermets [D]. Wuhan: Wuhan University of Science & Technology 2016.  
(张恒.  $\text{Mo}_2\text{NiB}_2$  基金属陶瓷的制备及其组织性能研究 [D]. 武汉: 武汉科技大学 2016.)
- [14] Wang Xiru. Preparation and mechanical properties of (Ti,V,M)C-based cermets [D]. Chengdu: Xihua University 2018.  
(王淅茹. (Ti,V,M)C 基金属陶瓷的制备及力学性能研究 [D]. 成都: 西华大学 2018.)
- [15] Xiao Shuiqing,Wu Shanghua. Research progress on microstructure and properties of Ti (C,N)-based cermet materials [J]. *Cemented Carbide* 2014 31(2): 112–119.  
(肖水清,伍尚华. Ti (C,N) 基金属陶瓷材料显微结构与性能研究进展 [J]. 硬质合金 2014 31(2): 112–119.)
- [16] Yang Tianen,Xiong Ji,Guo Zhixing *et al.* Research progress of Ti (C,N) based cermet core/ring structure [J]. *Cemented Car-*

- bide 2010 27(1): 55-64.  
(杨天恩,熊计,郭智兴,等.Ti(C,N)基金属陶瓷芯/环结构的研究进展[J].硬质合金 2010 27(1): 55-64.)
- [17] Liu Weiliang, Li Shaofeng, Li Youbao. Core-shell microstructure and properties of Ti(C,N)-based cermets [J]. Rare Metal Materials and Engineering 2011 40(1): 578-581.  
(刘维良,李少峰,李友宝.Ti(C,N)基金属陶瓷的芯-壳显微结构与性能研究[J].稀有金属材料与工程 2011 40(1): 578-581.)
- [18] Li P, Ye J, Liu Y *et al.* Study on the formation of core-rim structure in Ti(C,N)-based cermets [J]. Int. J. Refract. Met. Hard. Mater. 2012 35: 27-31.
- [19] Lemboub S, Boudebane S, Gotor F J *et al.* Core-rim structure formation in TiC-Ni based cermets fabricated by a combined thermal explosion/hot-pressing process [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials 2018 70: 84-92.
- [20] Zackrisson J, Andrén H O. Effect of carbon content on the microstructure and mechanical properties of (Ti,W,Ta,Mo)(C,N)-(Co,Ni) cermets [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials 1999 17(4): 265-273.
- [21] Zhou Shuzhu. Cemented carbide production principle and quality control [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press 2014: 13.  
(周书助.硬质合金生产原理和质量控制[M].北京:冶金工业出版社 2014: 13.)

编辑 杨冬梅

## 青岛滨海学院钛合金高温防护涂层研究取得新进展

(2020年3月27日消息)近日,材料腐蚀类国际顶级期刊《Corrosion Science》在线发表学术论文“The effect of Nb and Si on the hot corrosion behaviors of TiAl coatings on a Ti-6Al-4V alloy”,阐释了钛合金高温防护涂层在高温-腐蚀耦合作用下的损伤机制及多合金元素协同作用机理,青岛滨海学院戴景杰博士为第一作者和通讯作者。此文标志着钛合金高温防护涂层研究取得新进展。

据介绍,钛合金因其具有质轻、高强及高温力学性能优异特性,是高推重比先进航空发动机压气机叶片首选材料。然而,钛合金抗高温氧化和热腐蚀性差,高温氧化环境下,必将造成钛合金压气机叶片因严重高温氧化和热腐蚀失效,降低发动机效率,造成严重事故。戴景杰博士团队在钛合金表面设计了系列高温防护涂层,并对涂层在800℃下1000h的循环高温氧化行为和800℃下300h的热腐蚀行为进行了研究,构建了涂层在高温氧化和热腐蚀行为下的损伤模型,阐明了涂层在高温-腐蚀耦合作用下的损伤机制及多合金元素的协同作用机理。

戴景杰是山东省高等学校优势学科团队——青岛滨海学院“新金属功能材料研究团队”材料表面工程研究方向学术带头人。近年来,戴景杰博士团队在航空钛合金领域对耐磨蚀及高温防护涂层设计制备做出了卓有成效的研究,研究成果陆续刊发于《Corrosion Science》《Journal of Materials Processing Technology》《Journal of Alloys and Compounds》《Surface & Coatings Technology》等多家腐蚀与材料类国际知名期刊,受到国内外同行关注。其研究分别得到山东省自然科学基金项目(2018MEM009)、山东省高等学校青创科技计划项目(2019KJA022)、山东省高等学校优势学科人才团队培育计划项目的支持。

(摘自 <http://www.xihaiannews.com/article/4300498.html>)