

Cr₃C₂-Ni-Ti₃SiC₂ 新型减摩复合材料的高温摩擦学行为

李立鑫, 柳学全, 丁存光, 李 一, 李 楠, 李金普, 李发长

(钢铁研究总院 粉末冶金研究室, 北京 100081)

摘 要: 采用粉末冶金工艺制备一种新型 Cr₃C₂-Ni-Ti₃SiC₂ 减摩材料, 并研究 Ti₃SiC₂ 添加量对其与 GCr15 摩擦副在 400 °C 大气环境下摩擦学行为的影响。结果表明: 在高温摩擦场的作用下, 复合材料中的 Ti₃SiC₂ 能够诱发形成具有良好减摩作用的摩擦氧化膜, 不仅可以降低摩擦副的摩擦因数, 避免摩擦因数的较大波动, 而且能够显著降低摩擦系统的总磨损率, 对摩擦偶件起到极好的保护作用。当 Ti₃SiC₂ 含量(质量分数)分别为 2.5%、5.0%、7.5% 和 10% 时, 复合材料的摩擦因数比未添加 Ti₃SiC₂ 的 Cr₃C₂-Ni 金属陶瓷的摩擦因数分别下降 5.3%、15.8%、26.3% 和 13.2%, 摩擦副的总磨损率也下降了一个数量级; 同时, 摩擦偶件的磨损率也由 $3.5 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ 逐步下降到 $9.8 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ 。

关键词: Cr₃C₂-Ni; Ti₃SiC₂; 摩擦学行为; 高温减摩; 摩擦氧化膜

中图分类号: TB333; TB34

文献标志码: A

High temperature tribology behavior of new anti-friction/composites Cr₃C₂-Ni-Ti₃SiC₂

LI Li-xin, LIU Xue-quan, DING Cun-guang, LI Yi, LI Nan, LI Jin-pu, LI Fa-chang

(Powder Metallurgical Research Department, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

Abstract: The new anti-friction Cr₃C₂-Ni-Ti₃SiC₂ composites were fabricated by powder metallurgy process, and the influence of Ti₃SiC₂ content on tribology behaviors of Cr₃C₂-Ni matrix composites against GCr15 was studied at 400 °C in air. The results show that the new as-prepared composites with Ti₃SiC₂ are of favorable anti-friction properties because of the tribo-oxidation film formation induced by Ti₃SiC₂ during the friction. After adding Ti₃SiC₂, not only the coefficient of friction (COF) is obviously decreased and its fluctuation is flattened, but also the wear rate of the tribo-system is sharply decreased and the friction pair is effectively protected. When the Ti₃SiC₂ contents (mass fraction) of the composites are 2.5%, 5%, 7.5% and 10%, the COFs are respectively decreased by 5.3%, 15.8%, 26.3% and 13.2% compared with that of the Cr₃C₂-Ni cermet without Ti₃SiC₂. Meanwhile, the wear rate of the friction pair is downgraded by an order of magnitude and the wear rate of the friction partner is gradually decreased from $3.5 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ to $9.8 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$.

Key words: Cr₃C₂-Ni; Ti₃SiC₂; tribology behavior; high temperature anti-friction; tribo-oxidation film

随着现代科学技术的发展, 高性能热动力机械及高温传动设备等部件对候选材料的要求越来越高, 不仅要求材料具有较优的耐磨性、抗氧化性和耐腐蚀性, 而且要求其具有较好的减摩性能。Cr₃C₂-Ni 金属陶瓷是一种较理想的耐磨、耐腐蚀材料, 具有优异的红硬

性和耐蚀性, 由于其密度低、强度高和抗氧化, 因此可作为摩擦部件^[1-5], 广泛应用于航空、航天、电力、冶金等动力机械及高温传动设备上, 并受到越来越普遍的关注。然而, Cr₃C₂-Ni 金属陶瓷虽耐磨、耐腐蚀性能优异, 但不具备减摩能力, 摩擦阻力较大, 尤其

基金项目: 国家国际科技合作资助项目(2010DFB53840); 中国钢研科技集团公司科技创新基金资助项目(12040860A)

收稿日期: 2013-02-11; **修订日期:** 2013-10-25

通信作者: 柳学全, 教授, 博士; 电话: 010-62182924; E-mail: xqniu@sina.com

在高温、重载等极端服役条件下,极易造成摩擦偶件的快速磨损,甚至导致机械设备损坏,严重影响机械设备的使用寿命。

近年来,三元层状陶瓷 Ti_3SiC_2 因其独特的结构而受到广泛关注。 Ti_3SiC_2 是一种层状六方结构化合物,晶体结构为 Ti_3C_2 层与 Si 原子所构成的平面层间隔堆垛,属 $P6_3/mmc$ 对称的空间群^[6]。 Ti_3SiC_2 兼具陶瓷和金属特性,既具有优异的抗氧化性、耐腐蚀性,又具有良好的导电、导热和高温塑性^[7-10],尤其是其类似石墨的层状结构,可能具备较好的减摩性能^[11-12]。为此,一些学者进行了初步研究,SHI 等^[13]制备了 NiAl 基 Ti_3SiC_2 复合材料,高宇等^[14]制备了 Ti_3SiC_2 增强 Al 基复合材料,FAN 等^[15]制备了含有 Ti_3SiC_2 的 C/C-SiC 复合材料,均获得了较好的减摩效果。然而,上述研究均是在室温条件下进行的,而 Ti_3SiC_2 具有优异的高温性能,在高温材料领域的应用潜力极大,但目前对于 Ti_3SiC_2 在高温条件下是否具有减摩性能的研究尚鲜有报道。

为此,本文作者拟采用粉末冶金工艺将 Ti_3SiC_2 引入 $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ni}$ 金属陶瓷中^[16],制备含有 Ti_3SiC_2 的 $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ni}$ 基新型复合材料,通过研究其在高温氧化性环境中的摩擦磨损性能及 Ti_3SiC_2 添加量对复合材料摩擦磨损行为的影响,以期研制出新型高性能 $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ni}$ 基高温减摩、耐磨材料,并验证 Ti_3SiC_2 作为高温减摩剂的可行性。

1 实验

1.1 试样制备

原料粉选用金川集团生产的羰基 Ni 粉(粒径 3 μm ,纯度大于 99%)、株洲广源硬质材料有限公司生产的冶金级 Cr_3C_2 粉(粒径 3 μm ,纯度大于 99%)以及实验室自制 Ti_3SiC_2 粉(粒径小于 5 μm ,纯度大于 98%,主要杂质为 TiC 和 TiO,见图 1)。将 Ti_3SiC_2 粉分别按 0、2.5%、5%、7.5%和 10% (质量分数)的添加量加入已混好的 CN20 金属陶瓷粉(含 80% Cr_3C_2 粉和 20% Ni 粉,质量分数)中,以无水乙醇为介质进行高能球磨,固液比 20:1,球料比 10:1,旋转频率 20 Hz,球磨时间 24 h。在预混粉中加入成形剂后,压制成密度为 4 g/cm^3 的压坯,再经脱脂、1 320 $^\circ\text{C}$ 真空烧结 100 min 后制得试验用试样,并按 Ti_3SiC_2 含量从低到高分别标记为 CN20、CN20T1、CN20T2、CN20T3 和 CN20T4。

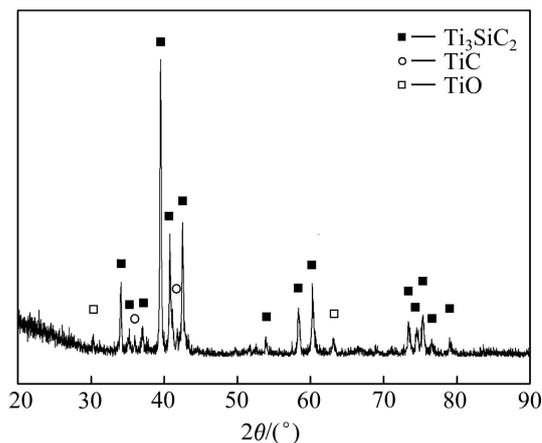


图 1 Ti_3SiC_2 粉的 XRD 谱

Fig. 1 XRD pattern of Ti_3SiC_2 powders

1.2 摩擦磨损试验

将上述 5 种试样加工成 $d 4 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 的销,以淬火 GCr15 盘(HRC58)为摩擦偶件,在 MMU-10G 型高温端面磨损试验机上进行销-盘接触式摩擦磨损试验。试验条件如下:温度 400 $^\circ\text{C}$,法向载荷 200 N,主轴转速 200 r/min ,磨痕半径 11.5 mm,时间 3 h。试验所得摩擦因数曲线由试验机自动测量并记录,磨损率由试验前后的质量差与氧化质量增益求和后换算出的磨损体积除以正压力和行程而得。测量前,所有试样均在无水乙醇中超声清洗 15 min。

1.3 测试与表征

烧结后试样的密度和硬度分别采用排水法(GB 03850)和 HVS-50Z 型维氏硬度计测量,并采用 X'pert Pro MPD 衍射仪分析试样的物相组成。试样的金相组织、摩擦磨损试验后的摩擦表面及磨屑形貌均采用 FEI 公司生产的 Quanta 650 环境扫描电子显微镜分析,以研究其减摩机理。

2 结果与讨论

2.1 材料的组织成分、密度及硬度

对所制备的 CN20T1、CN20T2、CN20T3 和 CN20T4 复合材料进行 XRD 物相分析,结果表明,这些复合材料均由 Cr_3C_2 、Ni 及 Ti_3SiC_2 3 种物相组成,所添加的 Ti_3SiC_2 在烧结过程中均未发生物相变化。其中,CN20T3 试样的 XRD 谱如图 2 所示,成分标定显示,其组织成分中仅含有 Cr_3C_2 、Ni 及 Ti_3SiC_2 3 种物相,表明已成功制得了含有 Ti_3SiC_2 的 $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ni}$ 金属陶瓷基复合材料。

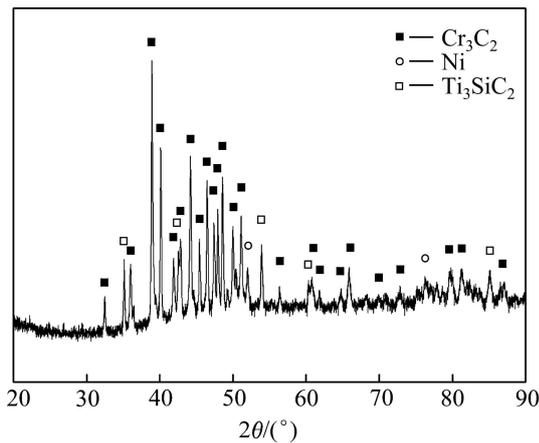


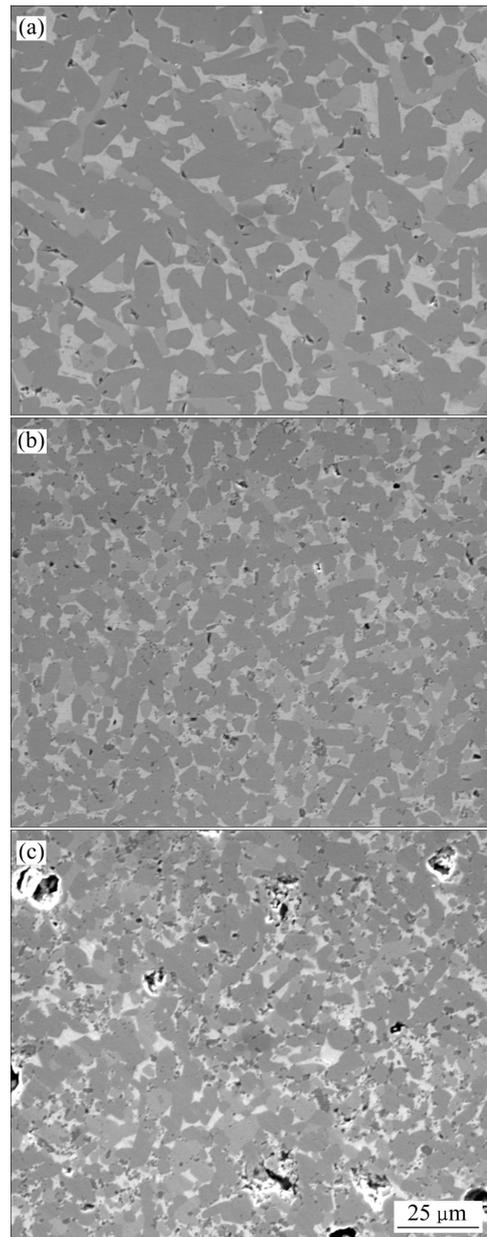
图2 CN20T3 试样 XRD 谱

Fig. 2 XRD pattern of CN20T3 composite

图3和表1所示分别为不同 Ti_3SiC_2 含量复合材料的金相照片及密度和硬度。图3显示， Ti_3SiC_2 的加入对CN20金属陶瓷基体材料的晶粒长大有一定的抑制作用，晶粒明显变得细小，但当其含量高于5%后，晶粒度基本不再发生变化；同时，由表1可以看出，由于 Ti_3SiC_2 与Ni浸润性较差^[17]， Ti_3SiC_2 的加入会降低材料的烧结性能，导致材料的相对密度不断降低，表现在材料的孔隙度随 Ti_3SiC_2 含量的增加而增大。因此，当 Ti_3SiC_2 的添加量较少时，其细晶强化作用使得材料的硬度有所增加，当 Ti_3SiC_2 的添加量为5%时，材料的硬度达到最大值(1 129.31HV)。但是，随着 Ti_3SiC_2 含量的继续增加，孔隙度的增大逐渐削弱了细晶强化的效果，导致了材料硬度的逐渐下降，当 Ti_3SiC_2 的添加量达到10%时，CN20T4的硬度下降显著，较CN20的硬度降低了30%。

2.2 摩擦学性能

图4所示为不同 Ti_3SiC_2 含量复合材料在400℃下的动态摩擦因数曲线。由图4可以看出，添加 Ti_3SiC_2

图3 不同 Ti_3SiC_2 含量复合材料的金相组织Fig. 3 Metallographs of composites with different Ti_3SiC_2 contents: (a) CN20; (b) CN20T2; (c) CN20T4表1 不同 Ti_3SiC_2 含量复合材料的密度及硬度Table 1 Density and hardness of composites with different Ti_3SiC_2 contents

Sample No.	Mass fraction of Ti_3SiC_2 /%	Volume fraction of Ti_3SiC_2 /%	Measured density/ ($\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$)	Relative density/ %	Hardness (HV)
CN20	0	0	7.01	99.72	992.71
CN20T1	2.5	3.83	6.91	99.71	1 020.38
CN20T2	5.0	7.55	6.81	99.56	1 129.31
CN20T3	7.5	11.2	6.47	95.85	1 000.49
CN20T4	10.0	14.7	5.97	89.64	693.49

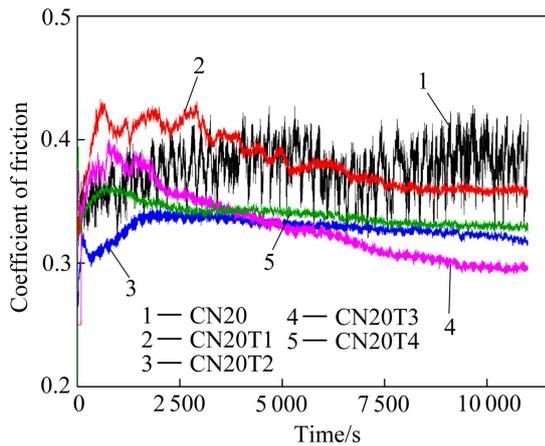


图4 不同 Ti_3SiC_2 含量复合材料的动态摩擦因数曲线

Fig. 4 Dynamic COF curves of composites with different Ti_3SiC_2 contents

可使材料获得减摩能力, 缩短磨合期。400 °C 时, CN20 与摩擦偶件 GCr15 盘之间的摩擦扰动较大, 摩擦因数较大, 约为 0.38; 添加 Ti_3SiC_2 后, 4 种复合材料的摩擦因数较 CN20 的均有所降低, 扰动明显减小, 且稳态摩擦前的磨合期随 Ti_3SiC_2 含量的增加而逐渐缩短, 虽然 CN20T1 和 CN20T3 材料在试验开始阶段的摩擦因数高于 CN20 的, 但随着摩擦磨损试验的进行, 其摩擦因数曲线均降至 CN20 曲线以下, 最后 CN20T1、CN20T2、CN20T3 和 CN20T4 的摩擦因数分别稳定在约 0.36、0.32、0.29 和 0.33, 较 CN20 的摩擦因数分别下降了 5.3%、15.8%、26.3% 和 13.2%。

表 2 所列为 Ti_3SiC_2 含量对复合材料磨损率的影响。由表 2 可以看出, 添加 Ti_3SiC_2 后, 摩擦副的总磨损率下降了一个数量级, 尽管复合材料自身的表观磨损率有所增加, 但仍处于较低的水平, 而 GCr15 盘的磨损率却降低了一个数量级, 且随着 Ti_3SiC_2 含量的继续增加, GCr15 盘的磨损率又有一个数量级的下降。但是, Ti_3SiC_2 的添加量不宜过高, 否则会导致复合材

表 2 不同 Ti_3SiC_2 含量的复合材料及其对摩擦偶件的磨损率

Table 2 Wear rates of tribosystems with different Ti_3SiC_2 contents

Dynamic partner	Static partner	$w_{\text{Rd}}/(\text{mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1})$	$w_{\text{Rs}}/(\text{mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1})$	$w_{\text{Rt}}/(\text{mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1})$
CN20	GCr15 disk	1.0×10^{-6}	3.5×10^{-5}	3.6×10^{-5}
CN20T1	GCr15 disk	2.2×10^{-6}	4.4×10^{-6}	6.6×10^{-6}
CN20T2	GCr15 disk	3.3×10^{-6}	3.7×10^{-6}	7.0×10^{-6}
CN20T3	GCr15 disk	4.1×10^{-6}	1.2×10^{-6}	5.3×10^{-6}
CN20T4	GCr15 disk	4.5×10^{-6}	9.8×10^{-7}	4.6×10^{-6}

w_{Rd} is specific wear rate of dynamic partner; w_{Rs} is specific wear rate of static partner; w_{Rt} is total wear rate of tribosystem.

料自身磨损率较大, 甚至减摩性能也会有所下降, 如图 4 所示。当 Ti_3SiC_2 含量为 10% 时, 复合材料自身的磨损率增加到 $4.5 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$, 其动态摩擦因数曲线 5 也较曲线 3 和 4 有所回升。

2.3 减摩机理分析

图 5 所示为不同 Ti_3SiC_2 添加量复合材料的摩擦表面宏观形貌。由图 5 可以看出, 在进行了 3 h 的摩擦磨损试验后, CN20 摩擦表面出现面积较大的粘附层, 而添加 Ti_3SiC_2 后, 摩擦表面粘附层消失, CN20T1、CN20T2、CN20T3 及 CN20T4 的摩擦表面上仅沿着滑动方向出现犁沟, 且随着 Ti_3SiC_2 含量的增加, 摩擦表面的犁沟逐渐变细变浅, 犁沟效应随之减弱, 当 Ti_3SiC_2 含量达到 10% 时, 摩擦表面已较为光滑, 犁沟基本消失不见, 如图 5(e) 所示。

对摩擦表面形貌进行微观观察和元素分析发现, 未添加 Ti_3SiC_2 的 CN20 摩擦表面存在明显的犁沟及塑性变形(见图 6(a)), 除含有基体 Ni、Cr、C 和氧化引入的 O 外, 其表面粘附区域还含有大量的 Fe 元素, 表明在 400 °C 高温氧化性环境和法向载荷的共同作用下, 摩擦偶件 GCr15 被剪切并转移到 CN20 表面, 发生焊合粘附, 出现严重的粘着磨损, 形成大面积的富铁粘附层, 如图 6(a) 区域 D 所示。这些较软的富铁粘附层由于在高温摩擦磨损过程中不断发生焊合、氧化和剥落, 且极易被磨屑中的硬质相切削、划伤, 在发生粘着磨损的同时伴随着磨粒磨损和磨蚀磨损, 因此导致材料的摩擦因数增大, 摩擦因数波动也较大(见图 4), 呈现出如图 6(a) 所示摩擦表面的密集犁沟和严重塑性变形。而在磨损方面, 尽管 CN20 摩擦表面上大面积富铁粘附层的存在使 CN20 的表观磨损率变得较小, 但由于焊合粘附引起的粘着磨损极大地加剧了摩擦系统的磨损, 导致摩擦副的总磨损率最大, 摩擦偶件的磨损也最快。加入 Ti_3SiC_2 后, 摩擦表面除含有 Ni、Cr、Ti、Si、C 和 O 外, 仅还含有少量的 Fe(见图

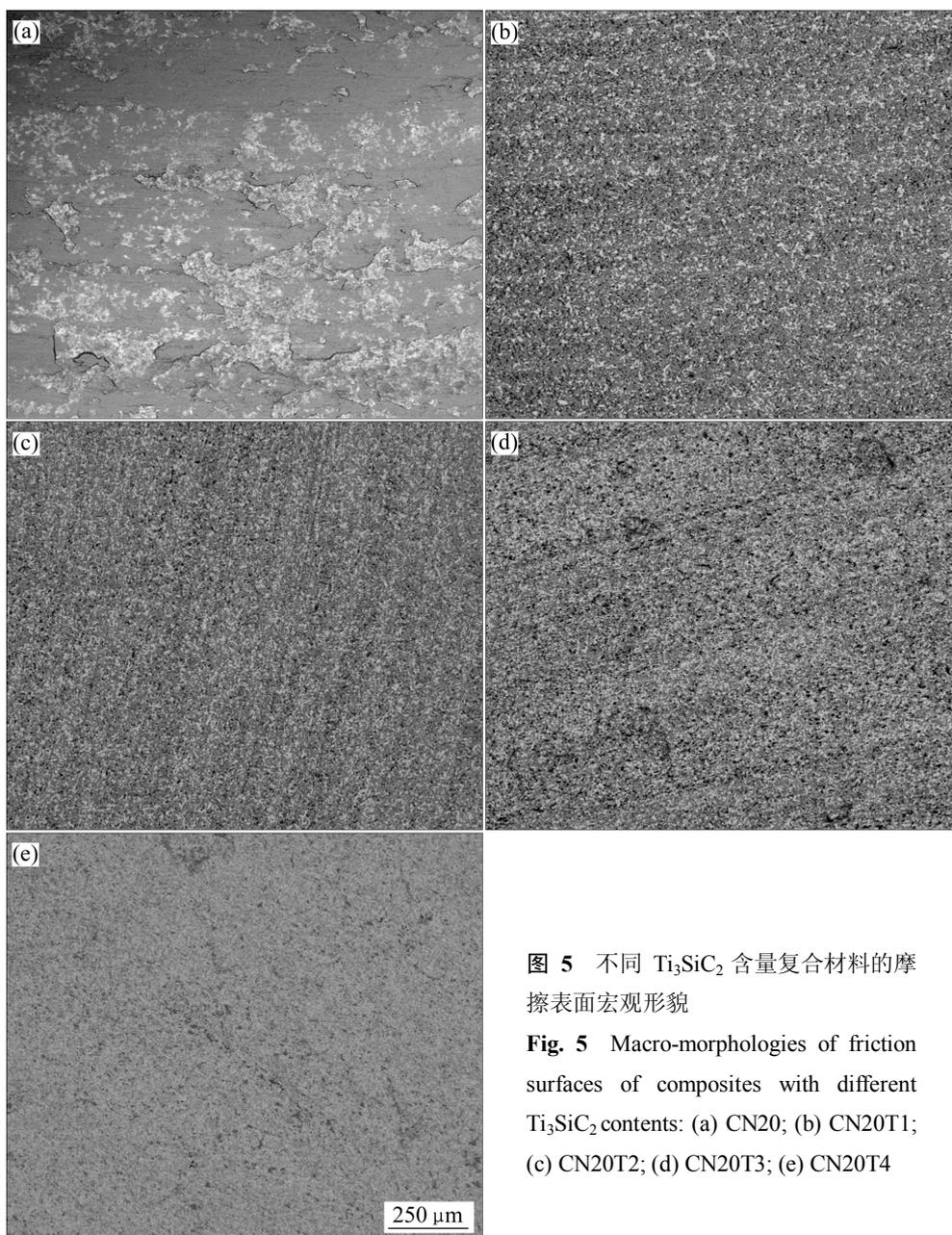


图 5 不同 Ti_3SiC_2 含量复合材料的摩擦表面宏观形貌

Fig. 5 Macro-morphologies of friction surfaces of composites with different Ti_3SiC_2 contents: (a) CN20; (b) CN20T1; (c) CN20T2; (d) CN20T3; (e) CN20T4

6(b)和(c), 图 6(a)中大面积的富铁粘附层消失, 摩擦表面形貌变得较为光滑。由此表明, 具有层状结构的 Ti_3SiC_2 在高温摩擦场的作用下, 直接参与了摩擦表面复杂的理化反应, 诱发形成摩擦氧化膜, 从而改变了复合材料的磨损形式^[18-22], 也抑制了复合材料与 GCr15 的焊接粘附, 因此, Ti_3SiC_2 的加入不仅降低了材料的摩擦因数, 避免了摩擦因数的较大波动(见图 4), 而且显著降低了摩擦副的总磨损率(见表 2)。随 Ti_3SiC_2 添加量的不断增加, 复合材料形成摩擦氧化膜的能力不断增强, 如图 6(b)、(c)、表 2 和表 3 所示复合材料摩擦表面总氧含量逐渐增加, 使得复合材料的

减摩能力不断提高, 摩擦因数随之降低, 也使摩擦偶件 GCr15 的磨损率由 $4.4 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ 逐渐下降到 $9.8 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ 。但是, 由于 Ti_3SiC_2 与 Ni 的浸润性不佳, 添加 Ti_3SiC_2 会引起复合材料烧结性能的下降, 导致 Ti_3SiC_2 与金属陶瓷基体的结合较差, 使摩擦过程中 Ti_3SiC_2 易于从摩擦表面脱落^[23], 故随着 Ti_3SiC_2 含量的增加, 复合材料的孔隙度及 Ti_3SiC_2 从摩擦表面脱落所形成的孔洞也随之增加, 导致摩擦表面的微凹体不断增多。由于微凹体边缘应力状态复杂, 且较为集中, 极易作为裂纹源在亚表面形成微裂纹, 并在法向载荷作用下沿平行于摩擦表面的方向拓展连接, 引

起脆性断裂, 以片状形式从摩擦表面剥落(见图 7 和表 4), 加之微凹体的出现使得摩擦表面实际接触面积减小, 在同等方法向载荷下的摩擦表面实际接触压强增加, 共同加剧了摩擦表面的微切削作用。因此, 复合材料中 Ti_3SiC_2 含量的增加会使摩擦表面微凹体增多, 提供了更多的裂纹源, 裂纹扩展的距离减小, 使基体摩擦表面的剥落加速, 复合材料的磨损率随之增加(见表 2), 其片状磨屑也随之逐渐变得细小, 如图 7 所示。此外, 摩擦表面微凹体的存在还破坏了摩擦表面的平整性, 使得复合材料的摩擦因数在开始阶段增大, 甚至出现图 4 所示曲线 2 和 4 在开始阶段高于曲线 1 的现象。不过, 随着摩擦过程的进行, 摩擦氧化膜逐渐生成, 同时部分微凹体区域被磨屑填充(如图 6 所示 G 和 O 等与基体成分差异较大的区域), 摩擦表面又变得平整, 摩擦因数随之降低, 并趋于平稳。但是, 如果 Ti_3SiC_2 含量过高, 复合材料烧结性能明显降低, 硬度显著降低(见表 1), 此时 Ti_3SiC_2 含量增强所起到减摩作用的增加已不足以补偿基体支撑作用下降而引起减摩作用的下降, 复合材料的摩擦因数会有所增大, 如图 4 所示 CN20T4 的摩擦因数比 CN20T3 的略大。

总之, Ti_3SiC_2 在高温摩擦场的作用下能够诱发形成摩擦氧化膜, 从而改变了 $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ni}$ 金属陶瓷与 GCr15 钢摩擦副的摩擦学行为, 赋予 $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ni-Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合材料良好的高温减摩性能。 Ti_3SiC_2 的添加不仅降低了复合材料的摩擦因数, 避免了摩擦因数的较大波动, 而且显著降低了摩擦副的磨损, 对摩擦偶件也有极好的保护作用。然而, 随 Ti_3SiC_2 含量的增加, Ti_3SiC_2 与 Ni 浸润性较差, 使摩擦表面微凹体逐渐增多, 微切削作用加剧, 导致复合材料自身磨损率增大。因此, 实际应用中应在 $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ni}$ 金属陶瓷基体中添加适量的 Ti_3SiC_2 , 在不影响基体耐磨性能的同时获得一定的减摩性能, 以减小摩擦偶件的磨损率。

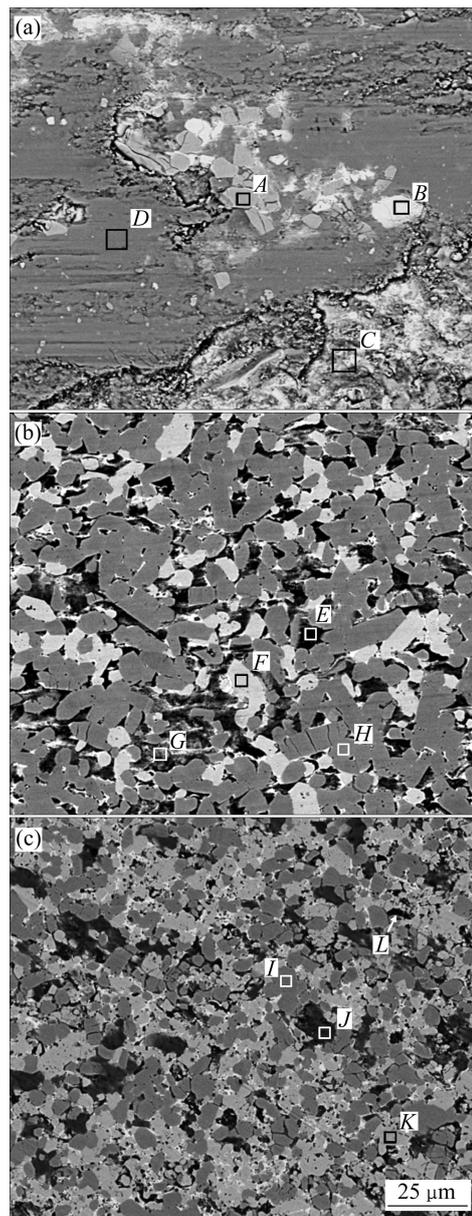


图 6 不同 Ti_3SiC_2 含量复合材料摩擦表面的微观形貌
 Fig. 6 Micro-morphologies of friction surfaces of composites with different Ti_3SiC_2 contents: (a) CN20; (b) CN20T1; (c) CN20T4

表 3 不同 Ti_3SiC_2 含量复合材料的摩擦表面的成分

Table 3 Compositions of friction surfaces of composites with different Ti_3SiC_2 contents

Region	Composition (mass fraction, %)	Region	Composition (mass fraction, %)
A	$\text{Cr}_{83.77}\text{O}_{1.67}\text{C}_{14.56}$	G	$\text{Ni}_{25.75}\text{Fe}_{7.18}\text{Cr}_{42.22}\text{Ti}_{1.01}\text{Si}_{0.57}\text{O}_{17.53}\text{C}_{5.74}$
B	$\text{Ni}_{9.87}\text{Fe}_{8.42}\text{Cr}_{69.51}\text{O}_{2.91}\text{C}_{9.29}$	H	$\text{Fe}_{2.09}\text{Cr}_{80.93}\text{Ti}_{0.83}\text{Si}_{0.11}\text{O}_{2.37}\text{C}_{13.66}$
C	$\text{Ni}_{22.44}\text{Cr}_{56.55}\text{O}_{13.44}\text{C}_{7.57}$	I	$\text{Cr}_{82.91}\text{Ti}_{0.7}\text{O}_{2.07}\text{C}_{14.3}$
D	$\text{Ni}_{2.93}\text{Fe}_{64.54}\text{Cr}_{9.39}\text{O}_{23.14}$	J	$\text{Ni}_{10.72}\text{Fe}_{3.66}\text{Cr}_{47.1}\text{Ti}_{5.26}\text{Si}_{1.47}\text{O}_{19.11}\text{C}_{12.62}$
E	$\text{Ni}_{15.99}\text{Fe}_5\text{Cr}_{2.92}\text{Ti}_{5.86}\text{Si}_{0.83}\text{O}_{13.97}\text{C}_{5.43}$	K	$\text{Ni}_{6.36}\text{Fe}_{10.46}\text{Cr}_{69.79}\text{Ti}_{0.93}\text{O}_{2.39}\text{C}_{10.06}$
F	$\text{Ni}_{8.84}\text{Fe}_{8.08}\text{Cr}_{70.36}\text{O}_{2.25}\text{C}_{10.47}$	L	$\text{Ni}_{11.22}\text{Fe}_{2.47}\text{Cr}_{9.6}\text{Ti}_{42.21}\text{Si}_{1.11}\text{O}_{29.35}\text{C}_{4.03}$

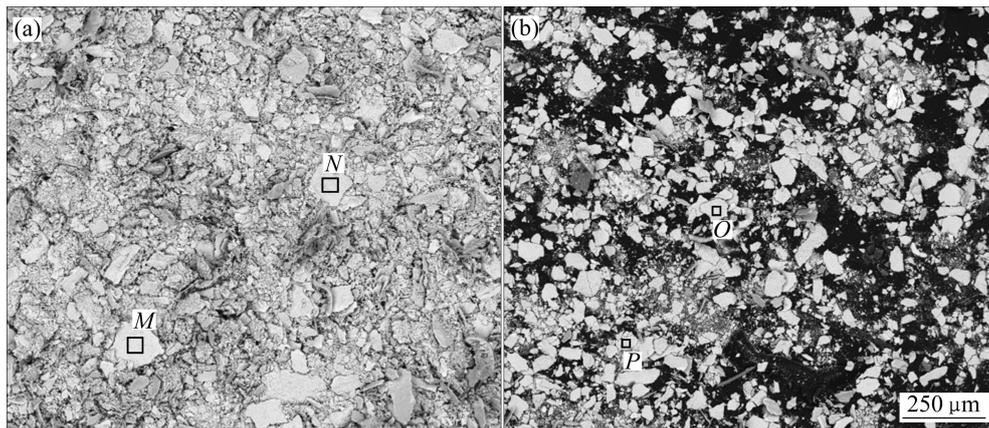


图7 不同 Ti_3SiC_2 含量复合材料磨屑的微观形貌

Fig. 7 Micro-morphologies of debris of composites with different Ti_3SiC_2 contents: (a) CN20T1; (b) CN20T4

表4 不同 Ti_3SiC_2 含量复合材料的成分

Table 4 Compositions of debris of composites with different Ti_3SiC_2 contents

Region	Composition (mass fraction, %)	Region	Composition (mass fraction, %)
M	$\text{Ni}_{14.38}\text{Fe}_{6.46}\text{Cr}_{46.71}\text{Ti}_{0.99}\text{Si}_{0.35}\text{O}_{23.25}\text{C}_{7.86}$	O	$\text{Ni}_{14.56}\text{Fe}_{5.54}\text{Cr}_{50.3}\text{Ti}_{3.09}\text{Si}_{0.81}\text{O}_{21.44}\text{C}_{4.26}$
N	$\text{Ni}_{13.91}\text{Fe}_{6.67}\text{Cr}_{53.41}\text{Ti}_{1.5}\text{Si}_{0.17}\text{O}_{19.54}\text{C}_{4.81}$	P	$\text{Ni}_{12.03}\text{Fe}_{6.55}\text{Cr}_{44.46}\text{Ti}_{3.71}\text{Si}_{1.22}\text{O}_{27.63}\text{C}_{4.41}$

3 结论

1) 采用粉末冶金工艺将 Ti_3SiC_2 引入 $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ni}$ 金属陶瓷中, 制备出含有 Ti_3SiC_2 的新型 $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ni-Ti}_3\text{SiC}_2$ 减摩材料, 当 Ti_3SiC_2 含量为 7.5%(质量分数)时, 复合材料的减摩性能最佳, 摩擦因数仅为 0.29。

2) 当添加量不高于 7.5%时, Ti_3SiC_2 可以作为高温减摩剂使用, 能在高温摩擦场的作用下诱发形成具有良好减摩作用的摩擦氧化膜, 使复合材料的摩擦因数降低, 对摩擦偶件起到了极好的保护作用, 显著降低了摩擦副的总磨损率。

3) Ti_3SiC_2 含量的增加会加剧摩擦表面的微切削作用, 导致复合材料自身的磨损率随之逐渐增大。当 Ti_3SiC_2 含量增至 10%时, 剧烈的微切削作用使复合材料减摩性能的下降, 故其含量不宜过高。

REFERENCES

[1] 吴月天. 碳化铬硬质合金密封环的研制[J]. 流体工程, 1987, 11: 32-35.
WU Yue-tian. The development of Cr_3C_2 cemented carbide sealing ring[J]. Fluid Machinery, 1987, 11: 32-35.

[2] 赵志伟, 彭泳丙, 袁海英, 郝春艳, 马建强, 刘亚培, 张静文. 碳热还原法制备纳米碳化铬粉末及其特性表征[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(7): 2005-2009.

ZHAO Zhi-wei, PENG Yong-bing, YUAN Hai-ying, HAO Chun-yan, MA Jian-qiang, LIU Ya-pei, ZHANG Jing-wen. Preparation and characterization of chromium carbide nanopowders produced by carbon thermal reduction[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(7): 2005-2009.

[3] JUHANI K, PIRSO J, LETUNOVITŠ S, VILJUS M. Phase evolution, microstructure characteristics and properties of $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ni}$ cermets prepared by reactive sintering[J]. International Journal of Materials and Product Technology, 2011, 40(1/2): 75-91

[4] HUSSAINOVA I, PIRSO J, ANTONOV M, JUHANI K, LETUNOVITŠ S. Erosion and abrasion of chromium carbide based cermets produced by different methods[J]. Wear, 2007, 263(7): 905-911.

[5] ÖZER A, KRIVEN W M, TÜR Y K. The effect of 3mol% Y_2O_3 stabilized ZrO_2 produced by a steric entrapment method on the mechanical and sintering properties of Cr_3C_2 based cermets[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 556: 878-884.

[6] GAMARNIK M Y, BARSOUM M W. Bond lengths in the ternary compound Ti_3SiC_2 , Ti_3GeC_2 and Ti_2GeC [J]. Journal of Materials Science, 1999, 34: 169-174.

[7] 卢琳琳, 尹洪峰, 袁蝴蝶. Ti_3SiC_2 层状陶瓷的研究进展[J]. 陶瓷学报, 2012, 33(2): 226-229.

LU Lin-lin, YIN Hong-feng, YUAN Hu-die. Research progress

- of the layered Ti_3SiC_2 ceramics[J]. *Journal of Ceramics*, 2012, 33(2): 226–229.
- [8] BARSOU M W. The $\text{M}_{N+1}\text{AX}_N$ phases: A new class of solids thermodynamically stable nanolaminates[J]. *Progress in Solid State Chemistry*, 2000, 28(3/4): 201–281.
- [9] PANIGRAHI B B, REDDY N S, BALAKRISHNAN A, CHO M C, GRACIO J J. Nickel assisted sintering of Ti_3SiC_2 powder under pressureless conditions[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2010, 505(1): 337–342.
- [10] ZHANG H B, BAO Y W, ZHOU Y C. Current status in layered ternary carbide Ti_3SiC_2 —A review[J]. *Journal of Materials Science and Technology*, 2009, 25(1): 1–38.
- [11] BARSOU M W, EL-RAGHY T. Synthesis and characterization of a remarkable ceramic: Ti_3SiC_2 [J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1996, 79(7): 1953–1956.
- [12] MYHRA S, SUMMERS J W B, KISI E H. Ti_3SiC_2 —A layered ceramic exhibiting ultra-low friction[J]. *Materials Letters*, 1999, 39(1): 6–11.
- [13] SHI X L, WANG M, ZHAI W Z, XU Z S, ZHANG Q X, CHEN Y. Influence of Ti_3SiC_2 content on tribological properties of NiAl matrix self-lubricating composites[J]. *Materials and Design*, 2013, 45: 179–189.
- [14] 高宇, 刘可心, 霍俊, 李响, 赵明. Ti_3SiC_2 增强铝基复合材料的摩擦磨损特性研究[J]. *长春工业大学学报: 自然科学版*, 2010, 31(4): 394–398.
- GAO Yu, LIU Ke-xin, HUO Jun, LI Xiang, ZHAO Ming. Friction and wear characteristics of Ti_3SiC_2 reinforced aluminum matrix composite materials[J]. *Journal of Changchun University of Technology: Natural Science Edition*, 2010, 31(4): 394–398.
- [15] FAN X M, YIN X W, HE S S, ZHANG L T, CHENG L F. Friction and wear behaviors of C/C-SiC composites containing Ti_3SiC_2 [J]. *Wear*, 2012, 274: 188–195.
- [16] 王常川, 王日初, 彭超群, 冯艳, 韦小凤. 金属基固体自润滑复合材料的研究进展[J]. *中国有色金属学报*, 2012, 22(7): 1945–1955.
- WANG Chang-chuan, WANG Ri-chu, PENG Chao-qun, FENG Yan, WEI Xiao-feng. Research progress of metallic solid self-lubricating composites[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2012, 22(7): 1945–1955.
- [17] LI H, PENG L M, GONG M, HE L H, ZHAO J H, ZHANG Y F. Processing and microstructure of $\text{Ti}_3\text{SiC}_2/\text{M}$ (M=Ni or Co) composites [J]. *Materials Letters*, 2005, 59(21): 2647–2649.
- [18] 管明林, 翟洪祥, 黄振莺, 周炜, 艾明星. Ti_3SiC_2 的高速摩擦特性及摩擦氧化行为[J]. *北京交通大学学报*, 2007, 31(1): 14–17.
- GUAN Ming-lin, ZHAI Hong-xiang, HUANG Zhen-ying, ZHOU Wei, AI Ming-xing. High-speed friction characteristics and frictional oxidation behavior of Ti_3SiC_2 [J]. *Journal of Beijing Jiaotong University*, 2007, 31(1): 14–17.
- [19] ZHANG Y, DING G P, ZHOU Y C, CAI B C. Ti_3SiC_2 —A self-lubricating ceramic[J]. *Materials Letters*, 2002, 55(5): 285–289.
- [20] SARKAR D, MANOJ K B V, BASU B. Understanding the fretting wear of Ti_3SiC_2 [J]. *Journal of European Ceramic Society*, 2006, 26: 2441–2452.
- [21] GUPTA S, BARSOU M W. On the tribology of the MAX phases and their composites during dry sliding: A review [J]. *Wear*, 2011, 271(9/10): 1878–1894.
- [22] REN S F, MENG J H, LU J J, YANG S R. Tribological behavior of Ti_3SiC_2 sliding against Ni-based alloys at elevated temperatures[J]. *Tribological Letters*, 2008, 31(2): 129–131.
- [23] GUPTA S, FILIMONOV D, ZAITSEV V, PALANISAMY T, BARSOU M W. Ambient and 550 °C tribological behavior of select MAX phases against Ni-based superalloys[J]. *Wear*, 2008, 264(3/4): 270–278.

(编辑 陈卫萍)