

等离子熔化沉积 TiC 增强 Inconel 718 基原位自生复合材料显微组织及高温耐磨性

石晨晓¹, 刘元富¹, 李 勇², 孙广宝¹, 张 政¹, 冯志成¹

(1. 北京交通大学, 北京 100044)

(2. 西藏大学, 西藏 拉萨 850000)

摘 要: 为改善镍基高温合金 Inconel 718 的高温耐磨性, 利用同轴送粉等离子熔化沉积快速成形技术原位合成了 TiC 增强 Inconel 718 高温合金基高温耐磨复合材料。分析了复合材料的显微组织结构和原位自生过程, 探讨了增强相 TiC 的含量对复合材料的显微硬度及高温干滑动摩擦磨损性能的影响规律, 研究了复合材料的高温磨损机理。结果表明: 复合材料组织细小致密, 显微硬度随 TiC 增强相体积分数增加而相应提高; 在高温干滑动磨损实验条件下, 复合材料表现出优异的耐磨性。

关键词: 等离子熔化沉积; Inconel 718; 显微组织; 原位自生; 高温耐磨性

中图分类号: TB333

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)05-1497-08

沉淀强化型镍基高温合金 Inconel 718 以亚稳的体心四方析出相 γ'' -(Ni₃Nb)及面心立方析出相 γ' -(Ni₃Al) 为主要强化相^[1,2], 具有强度高、耐腐蚀性好、抗疲劳性及高温抗氧化性能优异等特点, 广泛用于制造涡轮盘、叶片等航空发动机热端部件及有色金属挤压成形模具关键零部件^[3-5]。然而, 高温耐磨性相对较差的固有缺陷使其不能用来制造工作于高接触应力, 高温强磨损的恶劣服役环境下的摩擦副零部件^[6], 因此, 改善高温耐磨性是扩展 Inconel 718 工程应用范围的关键。

TiC 具有高硬度 (HV 20230 MPa)、高熔点 (3067 °C)、优异的室温及高温耐磨性、良好的导电导热性。与其他碳化物类金属陶瓷相相比较, TiC 具有低的体积密度 (4.95 g·cm⁻³) 和摩擦系数 (0.125), 优异的耐热冲击性及高温 (超过 1100 °C) 稳定性, 且生成 TiC 所需的自由能低, 容易合成。因此, TiC 是最常用的耐磨复合材料或耐磨复合涂层的增强相^[7-14]。TiC 颗粒增强 Inconel 718 基复合材料借助基体相和增强相的互补可显著提高 Inconel 718 合金的强度及弹性模量^[15]。Chen Hong 等^[14]利用激光熔化沉积技术在碳钢上制备了 TiC/Inconel 718 复合涂层, 发现随着输入能量的提升, TiC 树枝晶及 TiC 颗粒发生了细化, 涂层的室温耐磨性和硬度均得到显著提升, 由于上述涂层的增强相 TiC 为非原位自生, 其界面难免会受到粉末本身氧化、气体吸附以及涂层制备过程中污染的影响。如果以原

位自生方式获得熔点相对较高、标准吉布斯形成自由能较负的初生 TiC 作为复合材料的增强相, 使其均匀弥散分布在 Inconel 718 基体上, 预计在获得良好界面的基础上, 有效发挥 TiC 对 Inconel 718 的高温增强作用, 从而有效提高 Inconel 718 的高温耐磨性能及高温强度。

粉末等离子熔化沉积快速成形技术(powder plasma deposition manufacturing, PPDM)近年来发展十分迅速。该技术通过合金粉末或线材的等离子逐层熔化沉积, 由零件 CAD 模型直接成形出“近终形”复杂金属零部件^[16]。PPDM 技术有效避免了采用传统技术制造高温合金结构件时存在的工艺复杂、工序多、生产制造成本高、材料利用率低、生产周期长等缺点^[17,18]。

目前, 对于 Inconel 718 的研究主要集中在材料制备、机械加工以及热处理方法对其组织及性能的改善等方面^[19-22]。而利用 PPDM 技术原位合成 TiC 增强 Inconel 718 基高温高强耐磨复合材料的相关研究尚未见报道。本实验利用 PPDM 技术, 以 Inconel 718 合金粉末、钛粉及镍包石墨混合粉末为原料, 在 H13 钢基材上制备了以 γ -(Ni, Fe)为基体相, 以 γ'' -(Ni₃Nb)为基体强化相, 以原位自生 TiC 金属陶瓷相为高温耐磨增强相的高温合金基高温耐磨复合材料。研究复合材料的显微组织, 分析 TiC 含量对复合材料的显微硬度及高温滑动磨损性能的影响规律, 探讨复合材料的高温磨损机理。

收稿日期: 2018-05-20

基金项目: 清华大学摩擦学国家重点实验室开放基金 (SKLTKF17B06)

作者简介: 石晨晓, 男, 1997 年生, 硕士生, 北京交通大学机械与电子控制工程学院, 北京 100044, E-mail: 16121353@bjtu.edu.cn

1 实验

基材选用 H13 热作模具钢,其化学成分如表 1 所示。基材表面经机械磨光和抛光后用无水乙醇清洗。选用平均粒度为 53~150 μm 的 Inconel 718 粉末(化学成分见表 2)、粒度 ≤75 μm 的钛粉及粒度 45~109 μm 的镍包石墨(Ni 含量 72%, 质量分数)配制了 Inconel 718:Ti:Ni 包石墨(质量分数, %) 分别为 62:23.5:14.5、50:29.5:20.5、36:37.5:26.5 的 3 种混合粉末,机械混合均匀后置于干燥箱中烘干。复合材料的制备在自制的 PRM-01 型粉末等离子熔化沉积快速成形设备上,采用同轴送粉方式,利用高纯氩气对合金熔池进行保护,以表 3 所示的工艺参数进行等离子熔化沉积试验,逐层堆积出尺寸为 50 mm×20 mm×10 mm 的试样,对应上述 3 种比例混合粉末的试样编号依次为 1#、2#和 3#。

采用线切割沿垂直于等离子扫描方向切割并制备金相试样,用体积比为 HF:HNO₃:H₂O=1:3:5 的腐蚀液腐蚀试样。采用 MDS 型光学金相显微镜(OM),FEI Quanta 200 FEG 型场发射扫描电镜观察复合材料显微组织;利用 XD-3 型 X 射线衍射仪(XRD)结合能谱仪(EDS)分析复合材料的物相组成。X 射线衍射分析参数为:扫描速度 2°/min,步长 0.02°,Cu 靶 Kα 射线,扫描角 30°~80°,管电压 36 kV,管电流 20 mA。

利用 MH-5L 型显微硬度计测试复合材料的显微硬度,载荷 500 g,载荷保持时间 15 s,每种材料均测量 6 次并取平均值。高温滑动摩擦磨损实验在 HT-1000 型球-盘式高温磨损试验机上进行,对磨球为 Si₃N₄ 陶瓷球,试验温度 630 °C,磨损时间 30 min,载荷分别

为 3, 5 和 8 N,相对线速度为 16.889 m/min,总滑动行程 506.7 m。以热轧+固溶处理的原始高温合金 Inconel 718 作为标样,考察复合材料的高温摩擦磨损性能。采用表面轮廓位移传感器测量磨痕宽度、深度及磨损体积,利用以下公式计算磨损率。

$$W = \frac{V}{NS} \tag{1}$$

式中, W 为磨损率(mm³/N·m), V 为磨损体积(mm³), N 为载荷(N), S 为位移(s)。

2 结果与讨论

2.1 XRD 物相分析

复合材料 X 射线衍射图谱如图 1 所示。由图 1 可知,3 种复合材料的主要组成相均为立方 NaCl 型金属陶瓷相 TiC,亚稳态体心四方析出相 γ''-(Ni₃Nb)以及面心立方结构的 γ-(Ni, Fe)固溶体。随着混合粉末中 Inconel 718 含量的增加,TiC 的(111),(200)及(220)等主要衍射峰的强度有所下降,而 γ-(Ni, Fe)的主要衍射峰(如(111),(200)和(220))的衍射强度则显著增加。XRD 分析结果表明,混合粉末中 Inconel 718, Ti 粉及 Ni 包 C 的质量比仅影响了复合材料各组成相的含量而对其相组成没有影响。

2.2 显微组织分析

1#试样显微组织形貌如图 2a 所示,灰白色基体上弥散分布着平均尺寸为 1~3 μm 的灰黑色颗粒状组织。EDS 分析结果表明,黑灰色颗粒中各元素的含量为 Ti37.6-C46.7-Ni6.6-Cr3.4-Fe2.6-Nb1.8-Mo0.9-Si0.4 (at%),结合 XRD 分析结果可知黑灰色颗粒为 TiC 增强

表 1 H13 钢化学成分

Table 1 Chemical composition of H13 steel (ω/%)

Fe	C	Si, V	Cr	Mo	Mn	P, S
Bal.	0.32~0.45	0.82~1.20	4.75~5.50	1.10~1.75	0.20~0.50	≤0.03

表 2 Inconel 718 高温合金化学成分

Table 2 Chemical composition of Inconel 718 alloy (ω/%)

Fe	Ni	Cr	Nb	Mo	Ti	Al
Bal.	50~55	17~21	4.75~5.5	2.8~3.3	0.65~1.15	0.2~0.8

表 3 等离子熔化沉积快速成形工艺参数

Table 3 Parameters of plasma melting deposition manufacturing

Sample	Current/ A	Voltage/ V	Scanning speed/ mm·min ⁻¹	Powder feeding rate/ g·min ⁻¹	Working gas flux/ L·h ⁻¹	Shielding gas flux/ L·h ⁻¹	Overlap ratio/ %	Single layer deposition height/mm	Gun-to-sample distance (distance from bottom of nozzle to upper surface of substrate)/ mm
1#	90	35	90	3.5	80	200	30~45	3	10
2#	95	38	90	3.5	80	200	30~45	3	10
3#	100	40	90	4	80	200	30~45	3	10

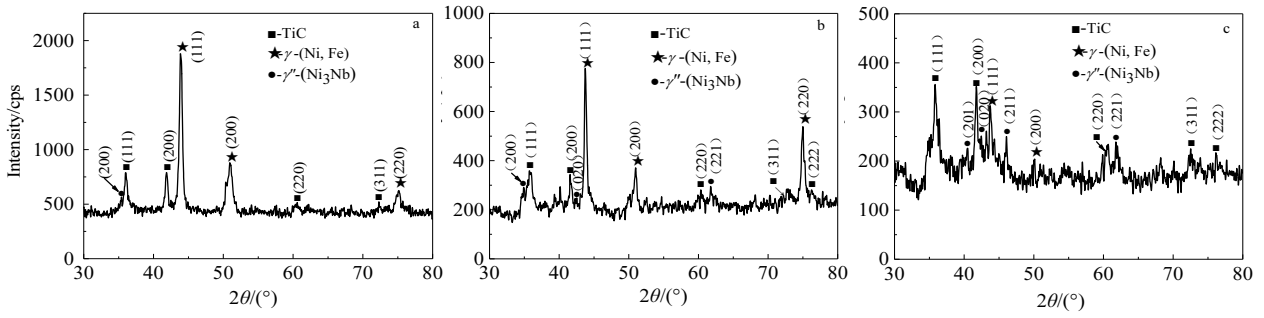


图 1 复合材料 X 射线衍射图谱

Fig.1 XRD patterns of different composite samples: (a) 1#, (b) 2#, and (c) 3#

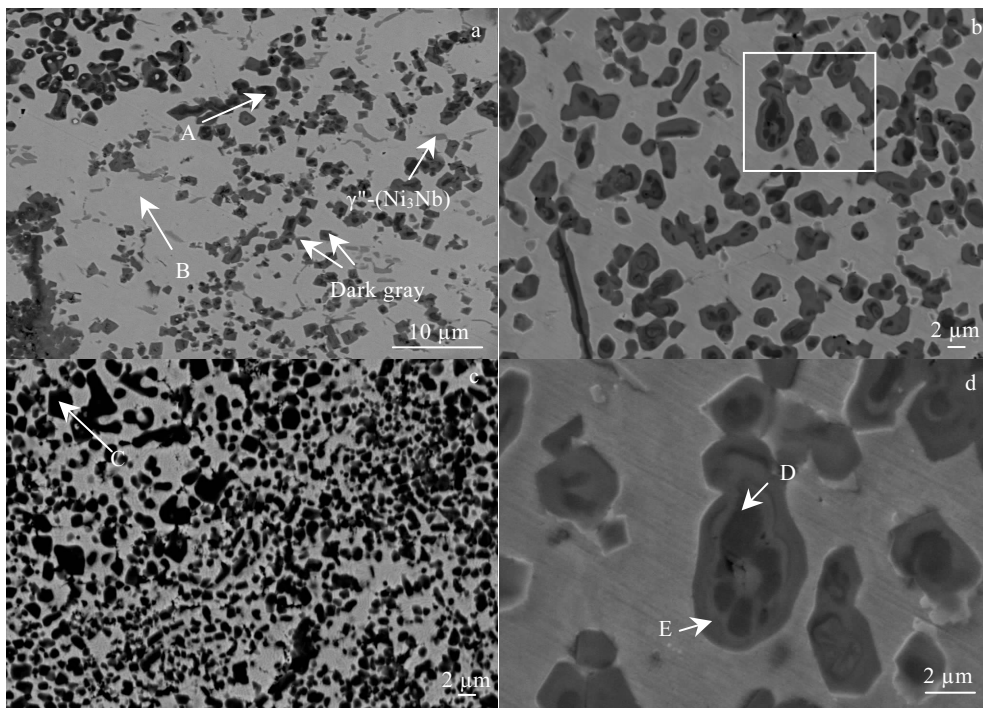


图 2 复合材料典型显微组织照片

Fig.2 SEM images showing the typical microstructures of different composites: (a) BSD micrograph of 1#, (b) BSD micrograph of 2#, (c) BSD micrograph of 3#, and (d) local magnified SEM micrograph of the rectangular region in Fig.2b

相, 通过定量分析软件计算得出, TiC 的体积分数约为 12%。B 处基体连续相元素含量为 Ti44.9-C19.8-Fe16.7-Cr14.2- Si2-Ti1.6-Mo0.8 (at%), 可以确定基体为固溶了大量 Cr 及少量 Ti、Mo 等合金元素的 γ -(Ni, Fe) 固溶体。

如图 2b 所示, 与 1# 试样相比, 随着 2# 复合材料中 Inconel 718 含量(质量分数)从 62% 降低到 50%, TiC 增强相的体积分数从 12% 增加到 22%, 且 TiC 的平均尺寸从 1~3 μm 增加到 2~4 μm 。为了更清楚的观察增强相的显微组织形貌, 把图 2b 的白色框区域放大, 如

图 2d 所示, 可以看到增强相由中心黑灰色组织以及包覆在其周围的深灰色组织组成, 这种组织形貌特征也存在于 1# 试样中。由 D 处 EDS 分析结果(见图 3a) 可知, 中心部位黑灰色组织主要含 Ti、C 及少量 Ni、Nb, 且 Ti、C 的原子分数接近 1:1, 结合 XRD 检测结果可知黑灰色组织为 TiC。E 处 EDS 分析结果如图 3b 所示, 结合 XRD 以及图 4 所示的 2# 复合材料 EDS 各元素面扫描结果可知, 包围黑灰色 TiC 相的深灰色组织为熔体中强碳化物形成元素 Nb、Mo 进入 TiC 晶格置换出部分 Ti 原子形成的 (Ti, M) C 复合碳化物 (M 为 Nb、

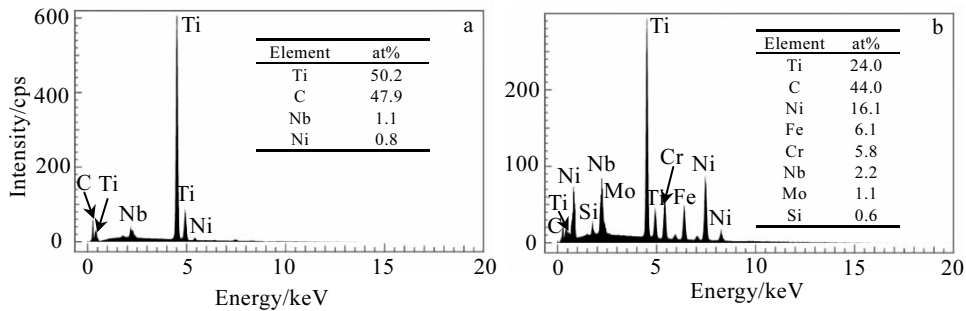


图 3 图 2d 中不同区域显微组织的 EDS 能谱

Fig.3 EDS spectra of the corresponding regions in Fig.2d: (a) region D and (b) region E

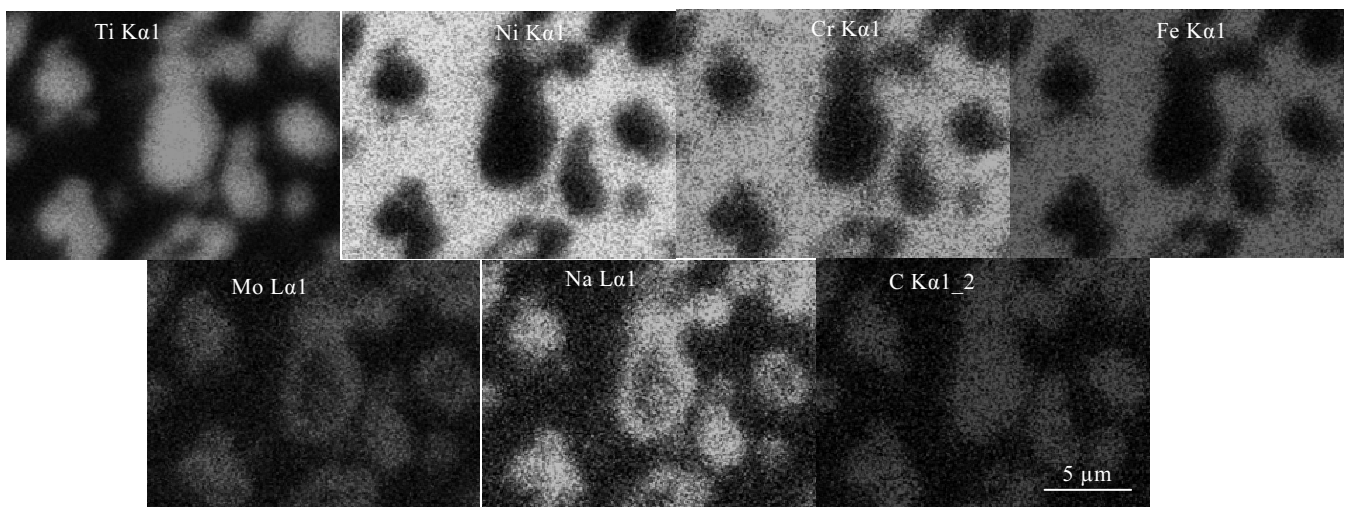


图 4 对应图 2d 的不同元素的 EDS 面扫描分析结果

Fig.4 EDS mapping showing the different elements distribution in the area of Fig.2d

Mo 元素) [23]。考虑到 X 射线的激发范围一般在 $10 \mu\text{m}^3$ [24], E 点接近基体连续相且图 2d 放大倍数高达 6000 倍, 能谱结果必然受相邻基体连续相的影响; 再加上凝固过程中, 基体连续相中会有少量 Ni、Fe、Cr 等元素扩散进入 TiC 中, 因此 E 处检测出了少量 Ni、Fe、Cr 等元素。

3#试样典型显微组织如图 2c 所示, 可见, 大量尺寸为 $1\sim 4 \mu\text{m}$ 的黑灰色细小颗粒弥散分布在灰白色基体中, 而在黑灰色颗粒外围并没有明显的观察到图 2b 所示的深灰色复合碳化物。EDS 分析表明, 图 2c 中 C 处元素构成为 Ti68.5-C22.5-Ni5.2-Cr1.6-Fe1.4-Nb0.5-Mo0.4 (at%), 结合 XRD 分析结果可推断: 分布在灰白色基体上的黑灰色颗粒状组织为 TiC 增强相。与 2#试样的显微组织相比, 随混合粉末中的 Inconel 718 含量(质量分数)从 50%降低到 36%, TiC 的体积分数从 22%增加到 45%。由于材料体系中 Ti 元素的含量高达

37.5%, 虽然与 Ti 相比, Nb 与 C 反应生成碳化物的吉布斯自由能更负 (见表 4), 但是复合材料中 Nb 和 Mo 的含量太低, 且 Mo 与 C 的亲合力远小于 Ti, 从而导致复合碳化物的生成量太少, 在显微组织中观察并不明显。

由上述分析可知, 3 种复合材料的显微组织均由 TiC 增强相、 γ'' -(Ni₃Nb)基体强化相及 γ -(Ni, Fe)固溶体基体组成。随混合粉末中钛粉及镍包石墨含量的提高, 复合材料中原位自生 TiC 的体积分数相应增加。值得注意的是, 虽然 3#试样中 TiC 增强相的体积分数高达 45%, 其组织依然均匀致密, 并未出现微裂纹和孔洞等缺陷。

等离子体熔化沉积过程中, 在等离子束高温作用下, Inconel 718、Ti 粉及 Ni 包石墨混合粉末迅速熔化, 形成含有 Ti、C、Ni、Fe、Cr、Mo、Nb 元素的合金熔池。由表 4 可知, 各元素与 C 反应形成碳化物的趋势由大到

表 4 碳化物的热力学数据

Table 4 Thermodynamic data of carbides ($\Delta G/kJ\cdot mol^{-1}$)

Carbide reaction	1000 K	1200 K	1400 K	1600 K	1800 K	2000 K	2100 K
Ti+C=TiC	-173.03	-170.72	-167.84	-164.95	-162.06	-158.43	-156.06
2Nb+C=Nb ₂ C	-181.90	-179.62	-177.38	-175.19	-173.00		
Nb+C=NbC	-137.09	-136.96	-136.89	-136.81	-136.82		
7/3Cr+C=1/3Cr ₇ C ₃	-43.80	-48.88	-53.88				
23/6Cr+C=1/6Cr ₂₃ C ₆	-74.85	-77.31	-79.56	-81.04	-82.73		
3/2Cr+C=1/2Cr ₃ C ₂	-9.75	-11.63	-13.52	-15.15			
2Mo+C=Mo ₂ C	-49.94	-51.04	-51.85				
Mo+C=MoC	-13.43						

小依次为 Nb₂C>TiC>NbC>Cr₂₃C₆>Mo₂C>Cr₇C₃>MoC>Cr₃C₂, TiC 因其高熔点(3067 °C)、低吉布斯自由能(-147.053 J/mol, 2500 K)^[25]以及 Ti 与 C 元素极强的亲和力, 首先从液相中析出, 生长为如图 2 所示的黑灰色颗粒状初生相。随着熔池不断冷却及 TiC 初生相的析出, TiC 四周熔体趋于贫 Ti、C 而富 Mo 和 Nb, Mo、Nb 等元素以固溶原子的形式进入 TiC 晶格中, 置换出部分 Ti 原子, 形成如图 2b 所示的 (Ti, M) C 复合碳化物。随着初生 TiC 及其转变组织 (Ti, M) C 复合碳化物的析出及熔池温度的降低, 剩余液相以 γ -(Ni, Fe)固溶体的形式最后凝固。

2.3 显微硬度分析

3 种复合材料试样的平均显微硬度分别为 4334, 6413, 8387 MPa。与原始 Inconel 718 (3657 MPa) 相比, 1#复合材料中主要增强相 TiC 的含量相对较低, 其硬度提高并不显著。随着 2#及 3#复合材料中 TiC 体积分数的提高, 2#及 3#试样的硬度相应提高到了原始 Inconel 718 硬度的 1.75 倍和 2.3 倍左右。

2.4 高温摩擦磨损性能分析

图 5 和图 6 分别为 Inconel 718 及 3 种复合材料在温度为 630 °C、载荷分别为 3, 5, 8 N 试验条件下的磨损率及磨损体积随载荷变化关系曲线。由图 5 及图

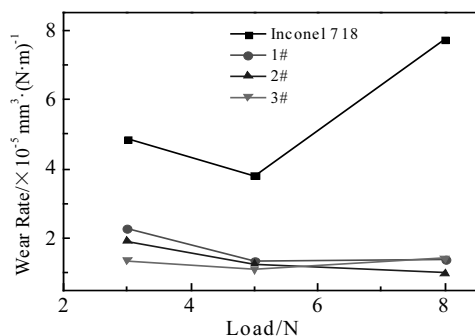


图 5 复合材料磨损率随载荷变化曲线

Fig.5 Wear rate of composites as a function of test loads

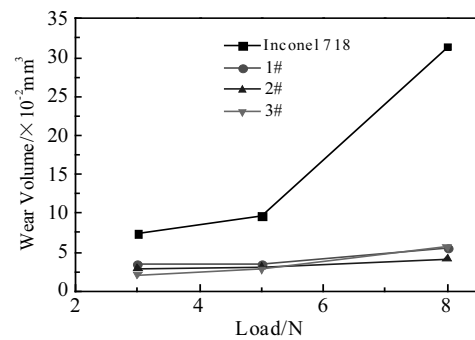


图 6 复合材料磨损体积随载荷变化曲线

Fig.6 Wear volume loss of composites as a function of test loads

6 可知, 在相同载荷下, 复合材料的磨损率及磨损体积远低于 Inconel 718。载荷为 3 N 时, 3 种复合材料中 TiC 体积分数为 12% 的 1#试样的磨损率和磨损体积最高, 而 TiC 体积分数为 45% 的 3#试样的磨损率和磨损体积最低。当载荷为 5 N 时, 3 种复合材料的磨损率和磨损体积相差很小。但载荷增加到 8 N 时, TiC 体积分数为 22% 的 2#试样的磨损率和磨损体积最低, 而硬度最高的 3#试样的磨损率和磨损体积则高于 2#试样。

由图 6 可知, 随着载荷的增加, 复合材料的磨损体积增加非常缓慢, 但 Inconel 718 的磨损体积则显著增加。这表明在高温摩擦磨损条件下, 复合材料对载荷的变化不敏感, 抗磨损性能较好。

图 7 为温度 630 °C, 载荷 8 N 时 Inconel 718 和复合材料的摩擦系数随时间变化曲线。由图 7 可知, 3 种载荷下复合材料的摩擦系数均随 TiC 体积分数的增加而下降, 与 Inconel 718 相比, 复合材料的摩擦系数低且波动较小。在磨合阶段, 3 种复合材料与 Inconel 718 的摩擦系数均高于稳定磨损阶段时的摩擦系数, 这是由于磨损初期表面微突体的推碾, 犁切起主要作用, 在较高滑动速度下, 因犁切作用导致表层污染膜(氧化膜)快速去除, 导致摩擦系数上升^[26]。

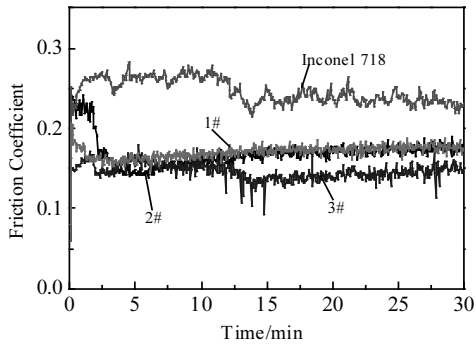


图 7 Inconel 718 及复合材料的摩擦系数随时间变化曲线
Fig.7 Friction coefficient as a function of test time for Inconel 718 and composites

图 8 为温度 630 °C，载荷 8 N 试验条件下 Inconel 718 和复合材料试样磨损表面形貌 SEM 照片。如图 8a 所示，Inconel 718 试样磨损表面遍布深度大、面积广的粘着坑以及尚未发生剥落的氧化层（由图 9 所示图 8a 区域 A 能谱分析结果可知），粘着坑内存在大量与磨损方向平行的犁沟，表明在高温滑动磨损过程中，Inconel 718 发生了严重的粘着磨损和磨粒磨损。图 8b 为 1#试样磨损表面形貌，由于 1#复合材料中 TiC

增强相的含量较低，其硬度及耐磨性相对较低，因此，在其磨损表面观察到了少量细犁沟及较浅的粘着坑（与 Inconel 718 相比），如图 8b 所示。TiC 体积分数为 22% 的 2#试样的磨损表面非常光滑，仅可观察到浅而细的划痕和少量的磨屑（如图 8c 所示）。图 8d 为 3#试样的磨损表面形貌，3#试样中 TiC 体积分数高达 45%，在磨损过程中存在少量 TiC 脱落的现象，脱落的 TiC 颗粒作为磨粒存在于磨损表面与对磨球之间，导致三体磨粒磨损发生，最终导致其磨损率高于 2#试样（见图 5），且与 2#复合材料相比，3#试样磨损表面上显微切削及磨屑堆积特征更加明显。

在 TiC 增强 Inconel 718 基复合材料中，原位自生的超硬 TiC 增强相弥散分布在具有良好韧性的 γ -(Ni, Fe) 固溶体基体中， γ'' -(Ni₃Nb) 作为基体强化相提供了优异的高温强度，同时非平衡凝固形成的超细组织同样赋予了复合材料高强度与高韧性，确保基体能够有效的支撑和结合 TiC 增强相，吸收大部分残余应力，从而减少了复合材料在磨损过程中产生裂纹和剥落的可能性，保证了复合材料具有良好的高温耐磨性。其次，在磨损过程中，存在正压力和剪切力的共同作用，两接触微突体间具有长程的范德华力以及原子间短程交互作用力，随着 TiC 增强相体积分数的增加，复合材料硬度得到有效提高，有效地阻止了对磨球压入基体表面，从而抑

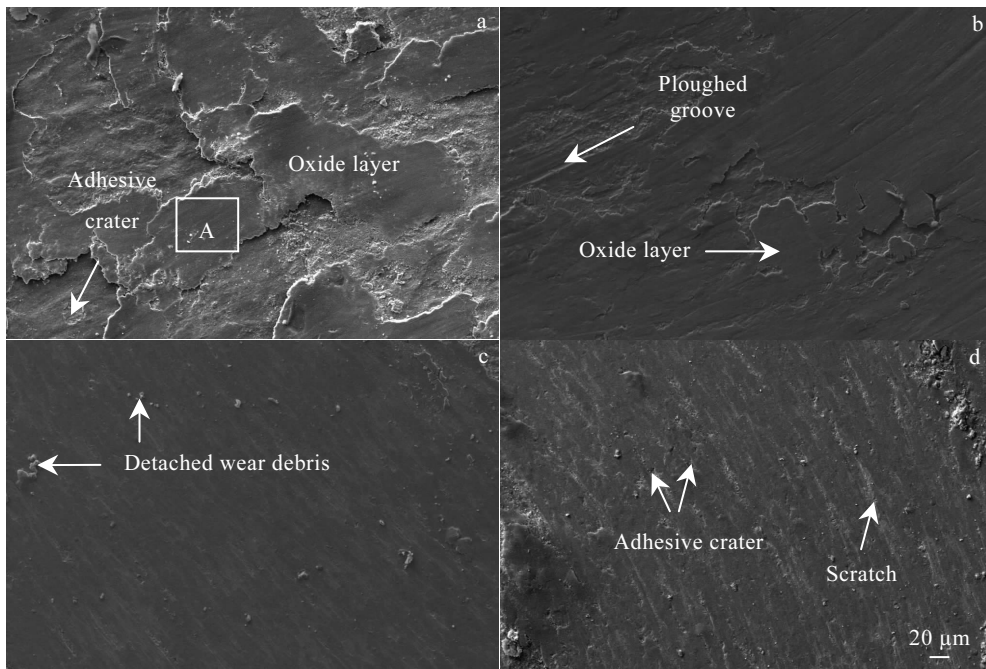


图 8 Inconel 718 及复合材料的磨损表面形貌 SEM 照片

Fig.8 SEM images showing the worn surface morphologies of Inconel 718 and different composites: (a) Inconel 718, (b) 1#, (c) 2#, and (d) 3#

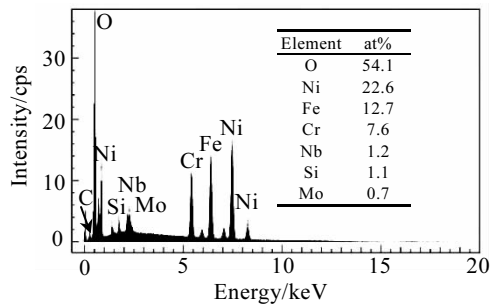


图9 图8a中区域A的EDS分析

Fig.9 EDS analysis of region A in Fig.8a

制了对磨球对较软基体的选择性优先磨损以及存在磨屑时发生的磨粒磨损。此外, TiC 具有金属键及共价键共存的键合性质, TiC 中所含的 Ti-Ti 键为金属键, 而 Si_3N_4 对磨球的化学键为共价键, 两者键合性质差异显著, 从摩擦学角度讲不易产生粘着。TiC 中的 Ti-C 键, 在高温条件下其键能高达 $85.30959 \text{ kJ/mol}^{[27]}$, 如此高的键能使其在磨损过程中不易断裂, 不易与对磨偶件结合从而产生粘着, 因此, TiC 作为增强相在复合材料中具有良好的抗磨骨干作用。

图 10 为载荷 8 N, 温度 630°C 条件下 2#复合材料的磨损表面亚表层形貌 SEM 照片。在 630°C 温度下, 在上述条件下与 Si_3N_4 对磨球磨损 30 min 后, 没有发现 TiC 增强相整体剥落的现象, 而且 TiC 增强相与基体结合处没有裂纹产生, 证实了初生 TiC 增强相与 $\gamma\text{-(Ni, Fe)}$ 固溶体基体结合良好。由于 TiC 增强相的强化作用, 复合材料在磨损过程中没有发生明显的塑性变形, 从而保证了 2#复合材料具有良好的高温耐磨性。

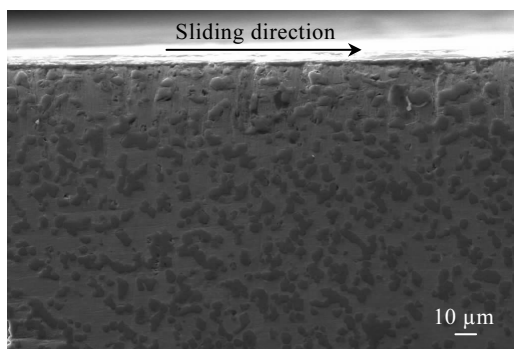


图 10 2#复合材料磨损表面亚表层形貌 SEM 照片

Fig.10 SEM image showing the worn subsurface morphology of 2# composite

3 结 论

1) 等离子熔化沉积快速成形 Inconel 718 基高温耐磨复合材料由原位自生 TiC 增强相, $\gamma''\text{-(Ni}_3\text{Nb)}$ 基体强化相以及 $\gamma\text{-(Ni, Fe)}$ 固溶体基体组成, 在 TiC 增强外围存在包覆状 $(\text{Ti, M})\text{C}$ 复合碳化物 (M 为 Nb、Mo 元素)。

2) 与 Inconel 718 相比, 复合材料的显微硬度高, 磨损率及磨损体积低, 摩擦系数低且稳定。

3) 在温度 630°C 、载荷 8 N 试验条件下, Inconel 718 发生了严重的粘着磨损及磨粒磨损, 复合材料只发生了轻微的粘着磨损。

4) 原位自生 TiC 的高硬度以及 $\gamma\text{-(Ni, Fe)}$ 固溶体基体的高韧性是复合材料具有优异耐磨性的主要原因。

参考文献 References

- [1] Sundaraman M, Mukhopadhyay P, Banerjee S. *Acta Metallurgica*[J], 1988, 36(4): 847
- [2] Chaturvedi M C, Ya fang Han. *Metal Science*[J], 1983, 17(3): 145
- [3] Kim Duck-Hoi, Kim Jae-Hoon, Sa Jeong-Woo *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 483-484(1): 262
- [4] Dix A W, Hyzak J M, Singh R P. *Superalloys 1992*[C], Warrendale, PA: TMS, 1992: 23
- [5] Ramesh C S, Devaraj D S, Keshavamurthy R. *Wear*[J], 2011, 271(9-10): 1365
- [6] Houghton A, Lewis R, Olofsson U. *Wear*[J], 2011, 271(9-10): 1671
- [7] Wilson J M, Shin J C Y. *Surface and Coatings Technology*[J], 2012, 207: 517
- [8] Ma Zhuang(马 壮), Li Wenzhi(李文智), Gao Lihong(高丽红). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(8): 2097
- [9] Belei C, Fitseva V. *Surface and Coating Technology*[J], 2017, 329: 163
- [10] Sun Shuyu(孙曙宇), Lv Weijie(吕维洁). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(3): 0606
- [11] Rasool G, Mridha S, Stack M M. *Wear*[J], 2015, 328-329: 498
- [12] Sheikhzaden M, Sanjabi S. *Materials and Design*[J], 2012, 39: 366
- [13] Gorji M R, Edtmaier C, Sanjabi S. *Materials & Design*[J], 2017, 125: 167

- [14] Hong Chen, Gu Dongdong. *Optics & Laser Technology*[J], 2013, 54: 98
- [15] Shi Qimin (石齐民), Gu Dongdong (顾东东), Gu Ronghai (顾荣海) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(6): 1543
- [16] Zhang Haiou, Xu Jipeng, Wang Guilan. *Surface and Coatings Technology*[J], 2003, 171(1-3): 112
- [17] Thakur D G, Ramamoorthy B, Vijayaraghavan L. *Materials & Design*[J], 2009, 30(5): 1718
- [18] Sweta Saroj, Chinmaya Kumar Sahoo, Manoj Masanta. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2017, 249: 490
- [19] Jia Qingbo, Gu Dongdong. *Optics & Laser Technology*[J], 2014, 62: 161
- [20] Chlebus E, Gruber K, Kuźnicka B *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 639: 647
- [21] Tanja Trosch, Johannes Strößner, Rainer Völkl *et al. Materials Letters*[J], 2016, 164: 428
- [22] Courbon C, Pusavec F, Dumont F. *Tribology International*[J], 2013, 66: 72
- [23] Kim Young Kwan, Shim Jae-Hyeok, Cho Young Whan *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2004, 22(4-5): 193
- [24] Pu Fei(蒲飞), Liu Yuanfu(刘元富), Xu Xiangyang(徐向阳) *et al. Chinese laser* (中国激光)[J], 2014, 41: 1
- [25] Ihsan Barin(伊赫桑·巴伦). *Thermochemical Data of Pure Substance*(纯物质热化学数据手册)[M]. Beijing: Science Press, 2003: 1674
- [26] Nam P Suh. *Wear*[J], 1997, 44(1): 1
- [27] Wang Huanrong(王焕荣), Ye Yifu(叶以富), Min Guanghui (闵光辉) *et al. Chinese Science Bulletin* (科学通报)[J], 2001, 46(3): 215

Microstructure and High Temperature Wear Resistance of TiC/Inconel 718 Composites In-situ Synthesized by Plasma Melting Deposition Technique

Shi Chenxiao¹, Liu Yuanfu¹, Li Yong², Sun Guangbao¹, Zhang Zheng¹, Feng Zhicheng¹

(1. Beijing Jiaotong University, Beijing 100044, China)

(2. Tibet University, Lhasa 850000, China)

Abstract: In order to modify the high temperature wear resistance of Inconel 718 superalloy, TiC reinforced Inconel 718 superalloy based composites were in-situ synthesized by co-axial powder feeding plasma melting deposition technique. Microstructure and in-situ synthesis process of the composites was analyzed. The effect of volume fraction of the TiC reinforcing phase on microhardness and high temperature dry sliding wear properties of composites was discussed. The high temperature wear mechanism of the composites was also studied. Results show that the microstructure of composites is refined and dense. Microhardness values are remarkably influenced by the volume fraction of the TiC primary phase. The higher the volume fraction of the TiC primary phase, the higher the microhardness values of the composites. The composites exhibit excellent wear resistance under high temperature dry sliding wear test conditions.

Key words: plasma melting deposition; Inconel 718; microstructure; in-situ synthesis; high temperature wear resistance

Corresponding author: Liu Yuanfu, Ph. D., Associate Professor, School of Mechanical, Electronic and Control Engineering, Beijing Jiaotong University, Beijing 100044, P. R. China, Tel: 0086-10-51687034, E-mail: yfliu@bjtu.edu.cn