

CTC_P/NiCrBSi 局域化增强耐热钢基复合材料的界面及其高温磨损性能

侯书增¹, 鲍崇高², 付 鸽¹

(1. 四川理工学院, 四川 自贡 643000)

(2. 西安交通大学 金属强度国家重点实验室, 陕西 西安 710049)

摘 要: 以表面改性的铸造碳化钨颗粒 (CTC_P) 为增强体, 以 NiCrBSi 合金为粘结相, 以耐热钢为基板采用真空熔烧工艺制备了一种 CTC_P/NiCrBSi 局域化增强耐热钢基复合材料。观察分析了复合材料的界面特征及其形成机理, 研究了复合材料在 25~800 °C 下的磨损性能, 并讨论了复合材料的磨损机理。结果表明, 复合材料增强区域组织致密、CTC_P 分布均匀, 增强区域与耐热钢基板之间的界面由 CTC_P 分解区, γ -Ni 等温凝固区和富含 (Fe,Cr)-B 的扩散影响区 3 个部分构成; 在试验温度范围内, 复合材料的磨损率都小于耐热钢的磨损率, 复合材料的磨损率和相对耐磨性都随着试验温度的升高呈现先减小后增大的趋势, 800 °C 时复合材料的相对耐磨性最高, 达到耐热钢的 1.8 倍; 在 25~600 °C 时, 复合材料的磨损机理主要是微观切削、塑变疲劳断裂、CTC_P 表面由磨料碾压刮擦导致的疲劳剥落和 CTC_P 因 NiCrBSi 支撑不足导致的折断或脱落, 在 600~800 °C 时, 复合材料的磨损机理主要是微观切削和氧化与磨损的交互作用。

关键词: 金属基复合材料; 高温磨损; 局域化增强; 铸造碳化钨

中图分类号: TB333

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)07-2364-07

高温磨损工况广泛存在于冶金、矿山、建材、电力等工业领域, 一些主要零部件如轧钢机导位板、轧辊和热锻模具等, 承受着磨损、冲击和高温氧化等多重作用, 工作环境比较恶劣, 材料损失严重。恶劣的工作条件要求这些零部件必须具有良好的耐磨性、冲击韧性和高温抗氧化性。陶瓷颗粒增强耐热钢基复合材料由于兼具陶瓷材料的高硬度、抗氧化性和耐热钢的优异高温强度、良好韧性, 在国内得到了广泛的研究^[1-4]。

目前, 陶瓷颗粒增强耐热钢基复合材料多采用在零部件的工作面局部大块状或整层复合的结构。这种局部大块状或整层复合结构的表层复合材料在实际使用中存在性能不稳定、服役安全性不高的问题, 例如: 复合层中陶瓷颗粒的含量较高时, 一方面显著提高了其硬度和耐磨性, 另一方面其脆性也大大增加, 复合层在制备和使用过程中有可能提前开裂、剥落; 此外, 由于复合层与基体在物理性能 (热膨胀系数、弹性模量等) 上的不匹配, 在复合材料的制备过程中复合层和基体界面往往会产生较大的残余应力, 在冲击载荷下很容易造成复合层沿结合面开裂、剥落^[5-7]。一些国内外研究^[8-11]表明, 采用局域化增强的方法可以实现耐磨复合材料的强韧

匹配性。复合材料局域化增强是将同等体积分数的增强体优化分布, 把整体材料分隔为许多增强体富集区和不含增强体的基体区; 增强体富集区可以保证复合材料的耐磨性, 不含增强体的基体区, 由于塑性较好, 能够起到阻止裂纹扩张, 吸收断裂能量的作用, 从而使复合材料的损伤容限大大提高。

本研究以表面改性铸造碳化钨颗粒 (CTC_P) 为增强体, 以 NiCrBSi 合金为粘结相, 以耐热钢为基板, 采用真空熔烧工艺制备了一种 CTC_P/NiCrBSi 局域化增强耐热钢基复合材料, 研究了复合材料的高温磨损性能, 以期解决严酷工况下的磨损问题。

1 实 验

复合材料中增强区域的增强颗粒为表面渗碳改性的 CTC_P, 渗碳工艺见相关文献^[12], 颗粒粒径为 60~80 μm 。增强区域的粘结相为 NiCrBSi 合金粉末, 其化学成分 (质量分数) 为 6.52 Cr, 3.28 B, 4.62 Si, 2.71 Fe, 0.06 C, 余量为 Ni, 粒径 $\leq 25 \mu\text{m}$, 熔点为 980~1050 °C。复合材料的基板为耐热钢, 其化学成分 (质量分数, %) 为 0.45C, 23.50 Cr, 19.21 Ni, 1.58 Si, 1.24 Mn, <0.04

收稿日期: 2018-07-15

基金项目: 自贡市重点科技计划项目(2017XC21); 四川理工学院人才引进项目(2015RC05); 西华大学汽车高性能材料及成形技术省高校重点实验室项目(szjj2015-092)

作者简介: 侯书增, 男, 1973 年生, 博士, 讲师, 四川理工学院机械工程学院, 四川 自贡 643000, E-mail: houshuzeng2009@126.com

S, <0.04 P, 余量为 Fe。

将 CTC_p 与 NiCrBSi 合金粉末混合均匀(其中 CTC_p 占 40%, 体积分数), 然后用酚醛树脂作为黏结剂对混合料进行造粒。在耐热钢板表层加工均匀排列的盲孔, 将经过造粒的混合料填入耐热钢板表层的盲孔中并压实, 随后放入真空炉中进行熔烧。熔烧温度为 1100 °C, 保温时间为 20 min。CTC_p/NiCrBSi 局域化增强耐热钢基复合材料的结构如图 1 所示。

由于颗粒增强复合材料工作面经常出现颗粒的破碎脱落, 再加上其他的磨屑、氧化物和硬质尘埃等使摩擦副表面形成了磨料磨损, 本试验对复合材料的高温磨料磨损性能进行了考察, 并与耐热钢板材料做了对比。试验机为环-盘式高温磨料磨损试验机, 其工作原理及试样尺寸如图 2 所示。盘试样由复合材料制成, 环试样采用 Cr26 高铬铸铁。试验气氛为空气, 试验温度为 25~800 °C, 试验负荷 P=20 N。下试样的转速为 50 r/min (线速度 v=0.04579 m/s), 试验持续时间为 30 min (磨损行程 l=82.422 m)。磨料为石英砂, 粒径为 180~380 μm, 硬度(HV)为 9800~11000 MPa, 磨料流入量为 10 g/min。

复合材料的磨损率 W 采用体积磨损率, 计算公式如下:

$$W = \frac{\Delta m}{\{[\rho_p \alpha + \rho_b (1 - \alpha)] \beta + \rho_m (1 - \beta)\} \cdot l}$$

式中: Δm 为试样在磨损过程中的质量损失; ρ_p 为 CTC_p 的密度, ρ_b 为 NiCrBSi 合金的密度, ρ_m 为耐热钢基板的密度; α 为 CTC_p 占增强区域 (CTC_p/NiCrBSi) 的体积分数; β 为增强区域占复合材料表层的体积分数; l 为试样的磨损行程。

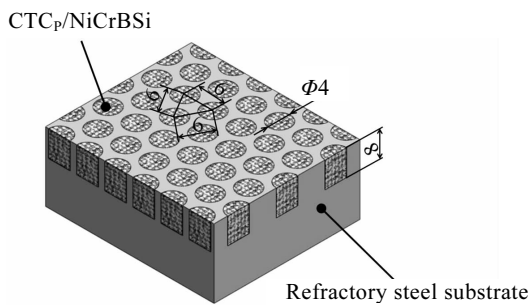


图 1 CTC_p/NiCrBSi 局域化增强耐热钢基复合材料的结构示意图

Fig.1 Diagram of refractory steel matrix composite reinforced with zoning CTC_p/NiCrBSi (mm)

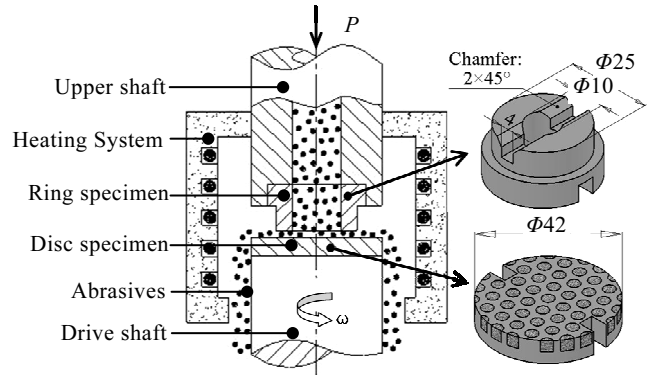


图 2 磨损试验机原理及试样图

Fig.2 Diagram of wear tester and specimens (mm)

2 结果与讨论

2.1 复合材料界面及其形成机理

图 3 是复合材料增强区域 CTC_p/NiCrBSi 的微观组织形貌。从图中可以看出, 增强区域组织致密, 表面渗碳改性的 CTC_p 在 NiCrBSi 中分解较少, 且分布均匀, 两者形成良好的冶金结合; 此外, 在颗粒外围的基体中有少量块状物相 (PC_p) 析出, EDS 分析表明析出物为富 W、Ni、Cr 的碳化物。这可能是因为在熔烧过程中部分 CTC_p 的边缘或极小 CTC_p 发生分解形成了 W、C 元素, 这些 W、C 元素与 NiCrBSi 溶液中的 Ni、Cr 等元素反应形成了富 W、Ni、Cr 的碳化物, 并最终在凝固过程中呈块状析出。

图 4 为复合材料增强区域 CTC_p/NiCrBSi 与耐热钢基板界面的微观组织形貌。从图中可以看出, CTC_p/NiCrBSi 区域和耐热钢基体之间为良好冶金结合, 没有出现裂纹、孔洞等缺陷; 该界面包含 3 个反应区; 横跨界面, 从 CTC_p/NiCrBSi 到耐热钢基板, 3 个反应区依次标记为 I 区、II 区和 III 区。

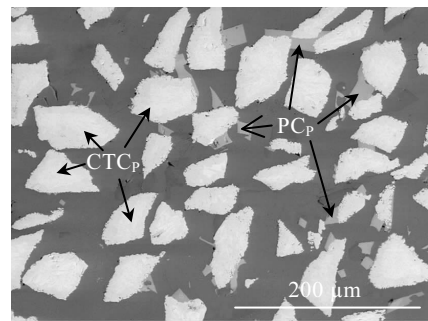


图 3 CTC_p/NiCrBSi 区域的微观组织形貌

Fig.3 Microstructure of CTC_p/NiCrBSi

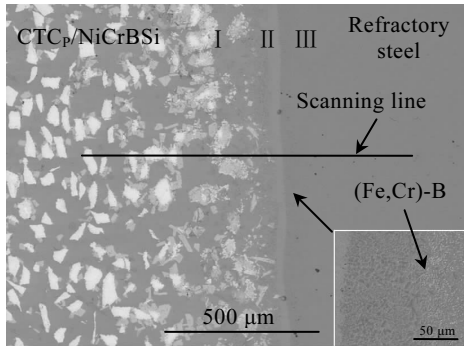


图 4 CTC_p/NiCrBSi 区域与基板界面微观组织形貌

Fig.4 Microstructure of interface between CTC_p/NiCrBSi and substrate

图 5 为 CTC_p/NiCrBSi 区域与耐热钢基板界面的 EDS 元素线扫描结果，线扫描位置见图 4。从图中可以看出，从 CTC_p/NiCrBSi 区域到耐热钢基板，Fe、Cr 元素的分布逐渐升高，W、Ni 元素的分布逐步减小，表明 CTC_p/NiCrBSi 区域与基体之间明显发生了元素互扩散现象。

从图 5 中可以看出 I 区的范围较宽，CTC_p 发生了严重分解，属于 CTC_p 的分解区；这可能是由于在熔烧过程中元素互扩散和基板的溶解使得该区域内 Cr、Fe 元素含量增加，而 Cr、Fe 是较强的碳化物形成元素，这些元素促进了 CTC_p 的分解。II 区较窄，表面光滑，EDS 分析表明其主要成分为 Ni，并含有少量的 Fe、Cr 元素。因此，II 区为含 Fe、Cr 元素的 Ni 的固溶体层，该区可能是由等温凝固形成的，属于等温凝固区。III 区内有细小的析出物，其中 Fe、Cr 元素分布波动较大；经测定该区的平均硬度为 9830 MPa，说明析出物的硬度较高，能谱分析表明，析出物为含 Fe、Cr 的硼化物 (Fe,Cr)-B，这与 Wu、Ou 等人^[13,14] 的研究结果一致，因此，III 区为元素扩散影响区。

复合材料界面的形成机理可归纳为图 6 所示。复合材料在熔烧前，CTC_p 和 NiCrBSi 合金粉末的均匀混合物填满基体表层的盲孔并被压实，见图 6a；在加热到烧结温度的过程中，混合物发生部分烧结，开始向中心部位收缩，这样在界面处留下了一定宽度的缝隙；随着温度的升高，盲孔顶部的混合物开始熔化，并率先沿着混合物内部的裂缝和毛细通道向盲孔底部流动；当这些裂缝和毛细通道被填满之后，NiCrBSi 熔液开始填充界面处较宽的缝隙，见图 6b；缝隙被逐步填满后，NiCrBSi 熔液和基体之间开始发生元素相互扩散，同时基板孔壁表面产生部分溶解，见图 6c；元素互扩散和

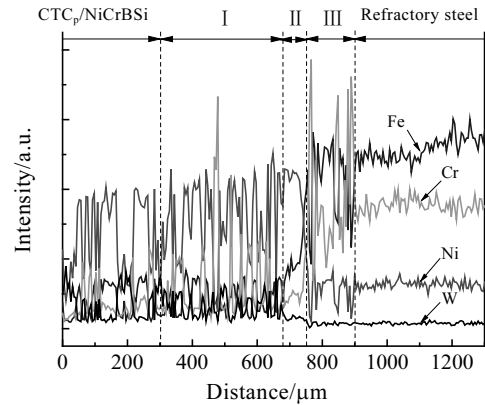


图 5 CTC_p/NiCrBSi 区域与基板界面的 EDS 元素线扫描结果
Fig.5 EDS element line scanning of interface between CTC_p/NiCrBSi and substrate

基板溶解导致靠近界面的 CTC_p/NiCrBSi 区域中 Fe 和 Cr 含量增加，而 Fe 和 Cr 是较强的碳化物形成元素，促进了 CTC_p 的分解，形成了 CTC_p 的过度分解区（I 区）。众所周知 B 和 Si 是 NiCrBSi 合金中的降熔元素，在等温烧结的过程中，由于 B、Si 元素向基板中的扩散，使靠近界面处的 NiCrBSi 熔液中 B、Si 含量降低，熔点升高，于是等温凝固发生了，最终形成了界面处含少量 Fe、Cr 的 γ -Ni 固溶体层（II 区）；在元素互扩散的过程中，NiCrBSi 熔液中的 B 和 Si 向基体扩散，特别是 B 元素，由于原子半径较小，不仅可沿晶界而且可以在晶内向基板快速扩散^[15]，于是界面处基体内的 B、Si 含量提高。由相图可知，B 在 Fe 和 Cr 中的固溶度要比 Si 低得多，过量的 B 与基体中的 Fe、Cr 元素反应形成了 (Fe,Cr)-B 化合物并析出，于是形成了扩散影响区（III 区），见图 6d。

2.2 复合材料的高温磨损性能

图 7 是 25 °C 下复合材料盘试样磨损后的形貌。从图中可以看出增强区域 CTC_p/NiCrBSi 在基板表层分布均匀，磨损后复合材料界面结合良好。复合材料和耐热钢的磨损率随试验温度的变化曲线如图 8 所示。从图中可以看出，复合材料和耐热钢的磨损率都随着温度的升高呈现先减小后增大的趋势，复合材料磨损率的最小值出现在 700 °C，耐热钢磨损率的最小值出现在 600 °C；在整个试验温度范围内复合材料的磨损率都小于耐热钢的磨损率，且复合材料的相对耐磨性（耐热钢的磨损率/复合材料的磨损率）随着试验温度的升高呈现先减小后增大的趋势，600 °C 时复合材料的相对耐磨性最小，为 1.2，800 °C 时复合材料的相对耐磨性最高，达到 1.8。

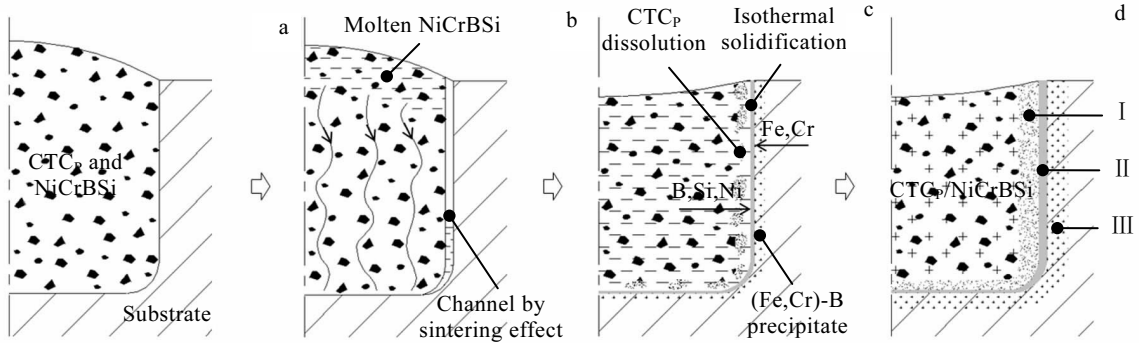


图 6 CTC_p/NiCrBSi 区域与基板界面的形成机理示意图

Fig.6 Formation mechanism diagram of interface between CTC_p/NiCrBSi and substrate: (a) before sintering; (b) sintering shrinkage and molten NiCrBSi filling; (c) elements inter diffusion, isothermal solidification and precipitating (Fe,Cr)-B; (d) interface formation

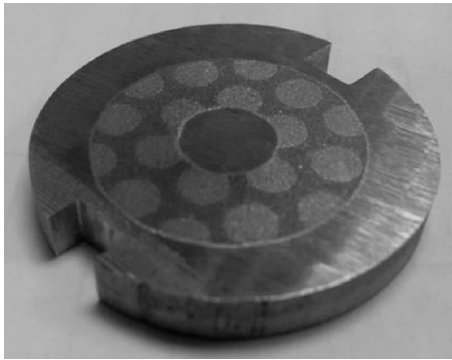


图 7 复合材料盘试样磨损后的形貌

Fig.7 Photograph of composite disc sample after wear at 25 °C

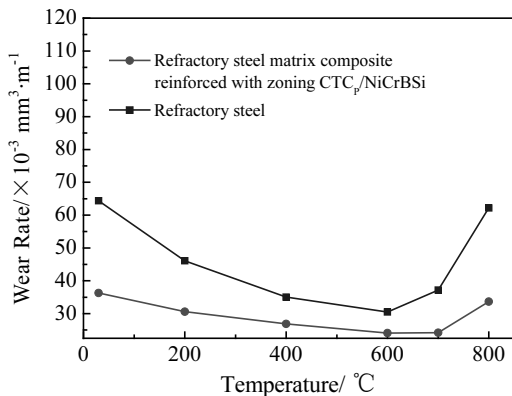
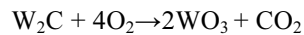
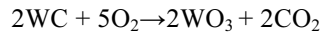


图 8 试验材料的磨损率随温度的变化曲线

Fig.8 Variations of wear rate of test materials with the temperature

比较复合材料的磨损面形貌可以发现, 在 25~600 °C 范围内, 增强区域 CTC_p/NiCrBSi 凸出于基板, 且在增强区域 CTC_p/NiCrBSi 内 CTC_p 凸出于 NiCrBSi 粘结相, 如图 9 所示; 另外, 在增强区域 CTC_p/NiCrBSi 内有少数 CTC_p 折断, 凸出的 CTC_p 表面呈现疲劳断口。温度超过 600 °C 后, CTC_p 的表面开始变得模糊, 且布满了白色小颗粒, 见图 10a; CTC_p 表面形貌经放大发现其表面充满了大量微裂纹和孔洞, 组织比较疏松, 见图 10b。EDS 分析结果显示, CTC_p 表面物质的氧元素质量分数达到了 33%, 表明 CTC_p 表面发生了较为严重的氧化, 可能发生了如下主要化学反应:



比较复合材料基板区域的磨损面形貌可以发现, 25 °C 时, 基板区域内充满了许多短程犁沟和碾压坑, 另外还有一些黑色嵌入物, 能谱分析表明其为磨料断裂残留物, 如图 11a 所示; 随着温度的升高磨损表面嵌入的磨料碎片开始增多, 600 °C 时磨损表面布满了密密麻麻的磨料碎片, 仅有少量短而浅的犁沟出现, 如图 11b 所示; 温度超过 600 °C 后, 基板区域的磨损表面出现了宽而深的大犁沟, 表面附着的磨料碎片也大大减少, 如图 11c 所示。对基板区域磨损面截面观察发现, 当温度超过 400 °C 时, 磨损表面出现了层状结构, 600 °C 时层状结构的厚度达到最大, 约为 50 μm, 如图 12 所示。这些层状结构由磨料碎片、基板切屑和高温氧化产物组成。上述磨损面的形貌特征与其他研究人员^[16,17]的研究结果相似。同样, 在复合材料的增强区域内也有类似的磨料碎片和层状结构形成; 不同的是这些磨料碎片和层状结构存在于凸出的 CTC_p 之间的 NiCrBSi 粘结相上, 且数量较少, 这可能是由于 NiCrBSi 粘结相具有

较好高温强度的缘故。对比材料耐热钢与复合材料中基板区域具有相似的磨损形貌。

在复合材料的磨损表面均匀分布着 2 种区域，即韧性好、硬度低的耐热钢基板区域和硬度高的增强区域 CTC_p/NiCrBSi。在复合材料磨损过程中，由于基板区域的硬度低于增强区域 CTC_p/NiCrBSi 的硬度，其抵抗磨料磨损的能力相对较弱，故基板区域被率先磨损，使得增强区域 CTC_p/NiCrBSi 逐渐凸出于基板区域；在随后的磨损过程中，凸出的增强区域 CTC_p/NiCrBSi 对基板区域起到了“阴影效应”的保护作用；同样在增强区域 CTC_p/NiCrBSi 中，硬度较低

的 NiCrBSi 粘结相被率先磨损，使得 CTC_p 逐渐凸出于 NiCrBSi 粘结相，在随后的磨损过程中，凸出的 CTC_p 对 NiCrBSi 粘结相起到了“阴影效应”的保护作用；这种“双阴影效应”的保护作用使得复合材料的磨损率低于耐热钢基板的磨损率。

在 25~600 °C 的试验温度范围内，随着温度的升高，耐热钢基板的强度逐渐降低，越来越多的磨料碎片嵌进了基板，当温度超过 400 °C 时磨损表面还形成了由磨料碎片、金属磨屑和氧化产物等组成的层状结构，且层状结构的厚度随着温度的升高而增加。这些磨料碎片和层状结构牢固地附着于磨损表面，能够有效抵抗磨

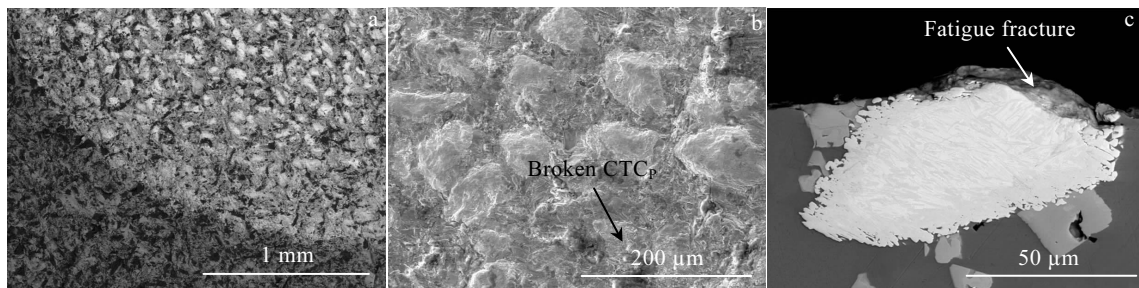


图 9 600 °C 时复合材料的磨损面形貌

Fig.9 Wear surface morphologies of composite at 600 °C: (a) interface morphology between CTC_p/NiCrBSi and substrate; (b) magnified morphology of CTC_p/NiCrBSi in Fig.9a; (c) cross-section morphology of CTC_p/NiCrBSi in Fig.9b

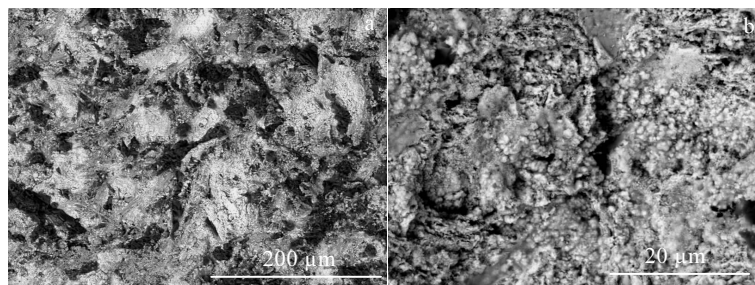


图 10 800 °C 时复合材料增强区域 CTC_p/NiCrBSi 的磨损面形貌

Fig.10 Wear surface morphologies of composite at 800 °C: (a) morphology of CTC_p/NiCrBSi and (b) magnified morphology of CTC_p in Fig.10a



图 11 复合材料中基板区域的磨损面形貌

Fig.11 Wear surface morphologies of substrate in composite at different temperatures: (a) 25 °C, (b) 600 °C, and (c) 800 °C

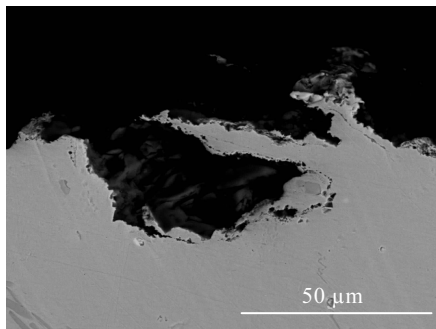


图 12 600 °C 时复合材料中基板区域的磨损面截面形貌

Fig.12 Wear cross-section morphology of substrate in composite at 600 °C

料的进一步压入和犁削,从而对磨损面起到了保护作用。因此,复合材料和对材料耐热钢的磨损率随温度的升高而降低,600 °C 时耐热钢的磨损率达到最小值。当温度超过 600 °C 时,由于耐热钢的过度软化,磨料对耐热钢的犁削深度已超过了磨料碎片的尺寸以及层状结构的厚度,磨料碎片和层状结构被磨料从表面移除,其对磨损面的保护作用开始减弱。因此,耐热钢的磨损率开始随温度的升高而增加。在 600~700 °C 时,复合材料中尽管基板区域材料的磨损开始逐渐加剧,但由于增强区域中 NiCrBSi 有较好的高温硬度,且 CTC_p 的氧化也并不十分严重,抵抗磨损的作用较好。因此,复合材料的磨损率仍然较低。当温度超过 700 °C 后,由于 CTC_p 的氧化开始加剧,颗粒表面的多孔疏松的氧化产物不能起到抵抗磨损的作用。因此,复合材料的磨损率在 700 °C 时达到最低值,然后随着温度的升高而迅速增加。

温度为 25 °C 时,增强区域 CTC_p/NiCrBSi 对基板区域和 CTC_p 对 NiCrBSi 粘结相的“双阴影效应”保护作用使得复合材料的磨损率远低于对比材料耐热钢的磨损率,复合材料的相对耐磨性较高。随着试验温度的升高,材料的强度逐渐降低,越来越多的磨料碎片嵌入磨损表面并形成层状结构,由于他们起到了保护层的作用,复合材料和对材料耐热钢的磨损率开始减小,但由于复合材料增强区域中 NiCrBSi 粘结相表面起保护作用的磨料碎片和层状结构相对较少,故复合材料的相对耐磨性逐渐减小,600 °C 达到最小值 1.2; 当温度超过 700 °C 后,由于材料的过度软化而导致起保护作用的磨料碎片和层状结构被移除,所以复合材料和对材料耐热钢的磨损率都在迅速增加,但由于复合材料中增强区域的存在,特别是 NiCrBSi 具有较好的高温强度,其磨损率增加的幅度远小于耐热钢,故复合材料的相对耐磨性开始增大,800 °C 时达到最大值 1.8。

2.3 复合材料的磨损机理

在磨损过程中,一部分磨料会嵌入硬度相对较低的基板区域或 NiCrBSi 中,在磨料与复合材料相对运动的过程中,磨料对复合材料表面产生犁削,使表面的物质被大量移除,从而留下很深的短程犁沟;在犁沟形成的同时,会有部分材料堆积在犁沟两边,形成犁皱。另外,磨损过程中还有一部分磨料处于滚动状态,对复合材料表面进行反复碾压,留下碾压坑,一方面使犁皱在磨损过程中反复变形导致裂纹扩展,或者由于加工硬化而使结合处变脆,在外力的作用下剥落,最终形成磨屑;另一方面,磨料碾压造成材料表面疲劳而产生大量的缺陷,加速了复合材料的磨损。增强区域中的 CTC_p,一方面受到磨料的反复碾压和刮擦导致其表面出现微观疲劳断裂;另一方面,由于 NiCrBSi 被过渡移除导致部分 CTC_p 获得的支撑不足而发生折断或脱落。随着试验温度的提高,复合材料基板区域表面的磨料碎片逐渐增多加厚,并形成了由磨料碎片、金属磨屑和氧化产物等组成的层状结构,它们牢固地附着于磨损表面,减轻了磨料对复合材料的碾压和犁削。当温度超过 600 °C 后,由于基板过度软化,磨料碎片和层状结构的保护作用逐渐减弱,磨料对基板区域的微观切削加剧;此外,复合材料表面氧化开始加剧,氧化与磨损交互作用加速了材料的移除,尤其是 CTC_p,一方面其表面氧化产生多孔疏松的氧化产物,加速了其磨损;另一方面,磨损去除了 CTC_p 表面的氧化产物,使 CTC_p 裸露出了新鲜表面,加速了其氧化,高温氧化与磨损交互作用,加速了 CTC_p 的磨损。

3 结 论

1) 复合材料增强区域组织致密, CTC_p 分布均匀,增强区域与耐热钢基板之间的界面由 CTC_p 分解区, γ -Ni 等温凝固区和富含(Fe,Cr)-B 的扩散影响区 3 个部分构成。

2) 在 25~800 °C 的试验温度范围内复合材料的磨损率都小于耐热钢的磨损率;复合材料的磨损率和相对耐磨性都随着试验温度的升高呈现先减小后增大的趋势;800 °C 时复合材料的相对耐磨性最高,达到耐热钢的 1.8 倍。

3) 复合材料的磨损机理主要有微观切削、塑变疲劳断裂、CTC_p 表面由磨料碾压刮擦导致的疲劳开裂剥落、CTC_p 因 NiCrBSi 支撑不足导致的折断或脱落,以及高温时氧化与磨损的交互作用。

参考文献 References

[1] Zhao Longjiang(赵龙江). Thesis for Master(硕士论文)[D].

- Xi'an: Chang'an University, 2016
- [2] Qiu Jiming(邱集明), Lu Dehong(卢德宏), Chen Shimin(陈世敏) *et al.* *Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金) [J], 2014, 34(8): 874
- [3] Chen Shimin(陈世敏), Lu Dehong(卢德宏), He Xiaogang(贺小刚) *et al.* *Journal of Xi'an Jiaotong University*(西安交通大学学报)[J], 2013, 47(5): 110
- [4] Chen Shimin(陈世敏). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Kunming: Kunming University of Science and Technology, 2013
- [5] Yin Hongfei(尹宏飞). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Xi'an: Xi'an Jiaotong University, 2011
- [6] Shi Fangjie(史芳杰). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Xi'an: Xi'an Jiaotong University, 2011
- [7] Yu Tongtong(于童童). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Xi'an: Xi'an Jiaotong University, 2012
- [8] Qin Shuyi(秦蜀懿), Zhang Guoding(张国定). *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 1998, 22 (3): 1
- [9] Qin Shuyi(秦蜀懿), Zhang Guoding(张国定). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2000, 10 (5): 621
- [10] Zhang Di(张荻), Zhang Guoding(张国定), Li Zhiqiang(李志强). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2010, 29 (4): 1
- [11] Jamali M, Farokhzadeh K, Bagheri R *et al.* *Journal of Materials Science*[J], 2010, 45(11): 2852
- [12] Hou Shuzeng(侯书增), Bao Chonggao(鲍崇高), Li Yefei(李烨飞). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(7): 1772
- [13] Wu Na, Li Yajiang, Wang Juan. *Vacuum*[J], 2012, 86(12): 2059
- [14] Ou C L, Liaw D W, Du Y C *et al.* *Journal of Materials Science*[J], 2006, 41(19): 6353
- [15] Jiang W C, Gong J M, Tu S T. *Materials and Design*[J], 2010, 31(1): 648
- [16] Badisch E, Katsich C, Winkelmann H *et al.* *Tribology International*[J], 2010, 43(7): 1234
- [17] Winkelmann H, Badisch E, Kirchgäßner M *et al.* *Tribology Letters*[J], 2009, 34(3): 155

Interface Characteristics and High Temperature Wear Properties of Refractory Steel Matrix Composite Reinforced by Zoning CTC_p/NiCrBSi

Hou Shuzeng¹, Bao Chonggao², Fu Ge¹

(1. Sichuan University of Science & Engineering, Zigong 643000, China)

(2. State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

Abstract: Using surface-modified cast tungsten carbide particles (CTC_p) as reinforcement, NiCrBSi alloy as binder phase and refractory steel as substrate, refractory steel matrix composite reinforced by zoning CTC_p/NiCrBSi was prepared by vacuum fusion sintering. Composite interface was observed and its formation mechanism was analyzed. Wear behaviors of the composite in the range of 25~800 °C were studied. Wear mechanisms of the composite were also discussed. The results show that the structure is compact and the CTC_p are evenly distributed in CTC_p/NiCrBSi area of the composite; the interface between CTC_p/NiCrBSi area and refractory steel substrate is composed of three parts: CTC_p dissolution zone, γ -Ni isothermal-solidification zone and element spread influence zone rich in (Fe,Cr)-B; within the test temperature range, the wear rate of the composite is less than that of refractory steel and both the wear rate and the relative wear resistance of the composite show the trend of decreasing and then increasing with the increase of the test temperature; the relative wear resistance of the composite at 800 °C is the highest, reaching 1.8 times that of refractory steel; in the range of 25~600 °C, the wear mechanisms of the composite are mainly micro-plowing, fatigue fracture induced by plastic deformation, CTC_p surface fatigue fracture caused by abrasive rolling and scratching, CTC_p brokenness or shedding due to insufficient NiCrBSi support; in the range of 600~800 °C, the wear mechanisms of the composite are mainly micro-plowing and mutual promotion of oxidation and wear.

Key words: metal-matrix composite; high-temperature wear; zoning reinforcement; cast tungsten carbide

Corresponding author: Hou Shuzeng, Ph. D., Lecturer, College of Mechanical Engineering, Sichuan University of Science & Engineering, Zigong 643000, P. R. China, E-mail: houshuzeng2009@126.com