复合材料学报 第23卷 第6期 12月 2006年
Acta Materiae Compositae Sinica Vol. 23 No. 6 December 2006

文章编号: 1000-3851(2006)06-0080-06

$Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$-Ni 三元金属硅化物高温耐磨复合材料

方艳丽, 李 安, 张凌云, 王华明*
(北京航空航天大学 材料学院, 激光材料加工制造技术实验室, 北京 100083)

摘 要: 采用激光熔化/连续沉积工艺制备出以 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 三元金属硅化物为初生相、以 γ-Ni 基固溶体为连续增韧相(基体)的三元金属硅化物耐磨复合材料($Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$)。在高温滑动磨损条件下测试了 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料的耐磨性能随温度的变化规律, 并讨论了其磨损机理。结果表明, 由于 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 三元金属硅化物具有原子结合力强和硬度-温度关系反常等特点, 且 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料具有优良的强韧性配合, 以及 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料在高温磨损过程中磨损表面能够形成转移覆盖层, $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 材料在高温滑动磨损条件下具有非常优异的耐磨性能, 较低的磨损温度敏感性和反常的磨损-温度关系。韧性基体 γ-Ni 的加入使 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 三元金属硅化物在 600 ℃高温下滑动耐磨性能提高了 3 倍。

关键词: 三元金属硅化物; 耐磨复合材料; 高温磨损
中图分类号: TB331; TG113 **文献标识码**: A

High-temperature sliding wear resistant $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$-Ni ternary metal silicide composite

FANG Yanli, LI An, ZHANG Lingyun, WANG Huaming*
(Laboratory of Laser Materials Processing and Manufacturing, School of Materials Science and Engineering, Beijing University of Aeronautics and Astronautics, Beijing 100083, China)

Abstract: A wear resistant metal silicide composite consisting of $Cr_{13}Ni_5Si_2$ ternary metal silicide dendrites and the nickel-base solid solution (γ) matrix ($Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$) was designed and fabricated by the laser melting/continuous deposition process. High-temperature sliding wear resistance as a function of wear test temperature and high-temperature sliding wear mechanisms of the $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ composite were studied. The results indicate that the $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ composite has excellent wear resistance, low temperature-sensitivity of wear and anomalous wear-temperature dependence under high-temperature sliding wear test conditions due to the strong atomic binding forces and anomalous hardness-temperature dependence of $Cr_{13}Ni_5Si_2$, good toughness and strength of the $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ composite and the transferred cover-layer on the worn surface of the $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ composite during the high-temperature sliding wear process. The wear resistance of the $Cr_{13}Ni_5Si_2$ ternary metal silicide at 600 ℃ was improved to 4 times by adding a ductile γ-Ni matrix.

Keywords: ternary metal silicide; wear resistant composite; high-temperature wear

高温耐磨零部件的工作条件要求其材料同时具有高的高温强度、良好的抗氧化性能及优异的耐磨性能。Cr_3Si、$MoSi_2$、Mo_5Si_3 和 Nb_5Si_3 等过渡金属硅化物具有高熔点、高硬度、高弹性模量、优异的高温抗氧化性能和高温抗蠕变性能等独特优点, 被誉为很有发展潜力的新一代高温或超高温结构候选材料[1-6]。$Cr_{13}Ni_5Si_2$ 是一种具有 tP30 σ 相晶体结构的三元金属硅化物[7], 具有成分范围宽、原子结合力强、硬度高以及硬度-温度关系反常等特点。在前期研究中发现, 该复合材料表现出十分优异的室温耐磨性能[8], 但是金属间化合物的室温本征脆性使得 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 难以作为单一材料应用。研究表明, 加入高强韧性第二相是提高金属间化合物合金韧性最有效的方法之一[9-14]。如果能够在充分发挥 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 三元金属硅化物高硬度及高耐磨性的基础上, 加入一定量的高强韧性相提高其韧性, 则该复合材料将会具有更重要的实际应用价值。γ-Ni 基固溶体具有很高的韧性, 而且对 Cr 和 Si 等合金

收稿日期: 2005-12-30; **收修改稿日期**: 2006-04-07
基金项目: 国家自然科学基金(50331010, 50471006); 教育部跨世纪优秀人才计划基金; 航空基础科学基金(05H51009)
通讯作者: 王华明, 教授, 研究方向为激光材料制备与成型 E-mail: wanghm@buaa.edu.cn Tel: 010-82317102

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

元素有很大固溶度，是 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 金属硅化物的理想韧化相之一。利用激光熔化/连续沉积工艺制备出一种 γ-Ni 韧化 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 三元金属硅化物 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 耐磨复合材料，该材料在室温干滑动磨损过程中表现出优异的耐磨性能[15]，本文中将对 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料的高温滑动磨损性能及磨损机理进行研究。

1 实验方法

在配有三轴联动四坐标数控激光加工机床的 8 kW 横流连续 CO_2 激光加工系统上，利用本实验室发明的水冷铜模激光熔炼炉及激光熔化/连续沉积工艺(LMCD)[8,16,17]进行 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 金属硅化物复合材料的制备，如图 1 所示。激光熔炼工艺参数为：激光束功率 2.3 kW、光斑直径 14 mm，最后制得高约 24 mm、直径约 18 mm 的柱状试样。$Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料中 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 和 γ 相的体积分数分别为 56 %和 44 %。

采用电火花线切割方法自柱状试样上加工金相试样和磨损试样；用体积比为 $HF:HNO_3:H_2O$ = 1∶3∶5 腐蚀液腐蚀金相试样；采用 Olympus BX51M 型光学金相显微镜(OM)观察 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料的显微组织；采用 Rigaku D/max 2200 旋转阳极 X 射线衍射仪(XRD，Cu K_α)并结合 Noran Ventage DSI 能谱分析仪对该材料进行物相鉴定；用 MH-6 型半自动显微硬度计测量该材料平均硬度和初生枝晶硬度，载荷分别为 1000 g 和 200 g，加载时间为 10 s；用排水法测量 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料密度。

在自行设计的销-盘式高温干滑动磨损试验机上进行高温干滑动耐磨性能测试[17]，如图 2 所示。测试试样尺寸为 6 mm ×6 mm ×6 mm，对磨盘采用固溶处理的镍基高温合金 GH5K(HV270，×9.8 MPa)。磨损试验参数为：试验温度分别为 400 ℃、500 ℃和 600 ℃；测试试样表面压强为 1.36×10^6 Pa；相对滑动速度为 0.1 m/s；滑动总行程为 180 m。用热轧-固溶处理 1Cr18Ni9Ti 奥氏体耐热钢(HV250)和 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 三元金属硅化物(HV970)作为标准试样。用精度为 0.1 mg 的电子分析天平(Sartorius BS110)称取试样磨损失重，根据材料密度计算出材料磨损体积，以相对耐磨性(标准试样磨损体积与 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料磨损体积之比)作为评价材料耐磨性高低的指标，试验结果均为 2 次试验结果之平均值。用扫描电镜(SEM)观察磨损表面形貌以及磨屑形貌，用 OM 分析 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 材料磨损亚表层组织，用能谱分析方法分析复合材料磨损表面以及磨屑的化学组成，在此基础上分析磨损机制。

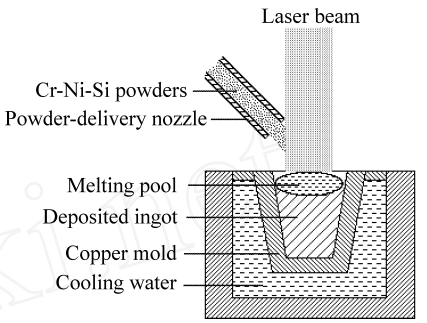

图 1 激光熔化/连续沉积示意图

Fig. 1 Schematic illustration of the laser melting/continuous deposition process

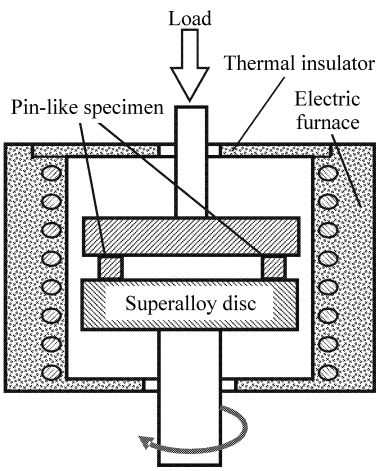

图 2 销-盘式高温滑动磨损示意图

Fig. 2 Schematic illustration of the high-temperature pin-on-disc sliding wear tester

2 实验结果及讨论

图 3 是 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料光学金相显微组织照片。由图 3 可见，$Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料由白色初生树枝晶和灰色基体两相组织组成。XRD 分析结果[15]表明该材料主要组成相是 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 三元硅化物和 γ-Ni 基固溶体。能谱分析结果表明，白色初生枝晶平均化学成分为 53Cr-34Ni-13Si (at %)，而灰色基体平均化学成分为 42Cr-45Ni-13Si (at %)，因此白色初生枝晶是 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 三元金属硅化物，灰色基体是固溶大量 Cr 和 Si 的 Ni 基固溶体 γ。$Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料组织中 $Cr_{13}Ni_5Si_2$

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

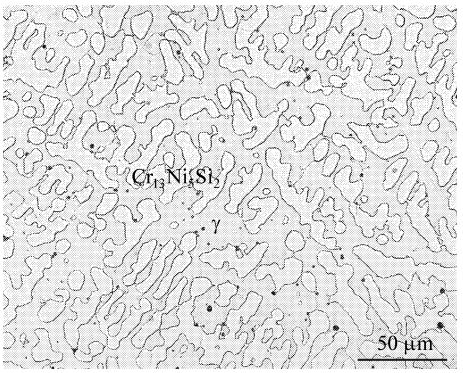

图 3　$Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料光学金相显微组织照片

Fig. 3　OM micrograph showing microstructure of the $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ composite

三元金属硅化物初生枝晶的体积分数约为 56 %，初生枝晶的显微硬度约为 HV530，而 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 材料的平均显微硬度约为 HV430，$Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 材料密度约 7.39 g/cm^3。根据面心立方晶体和四方晶体晶面间距的计算公式，结合 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 材料 XRD 结果，计算出 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 材料中 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 晶格常数 $a = 8.800 \times 10^{-10}$ m，$c = 4.579 \times 10^{-10}$ m 以及 γ-Ni 的晶格常数 $a = 3.593 \times 10^{-10}$ m，都稍大于 XRD 卡片提供的晶格常数。

图 4 是 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料和 1Cr18Ni9Ti 高温滑动磨损条件下磨损体积随温度的变化规律。由图 4 可见，$Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料在高温滑动磨损条件下具有优异的耐磨性能，在所有测试温度条件下，其磨损失重都远低于奥氏体耐热钢 1Cr18Ni9Ti。$Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料在 400、500 和 600 ℃高温滑动磨损条件下的耐磨性能分别是奥氏体耐热钢 1Cr18Ni9Ti 的 9、19 和 32 倍。值得注意的是 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料不仅磨损量极低，而且磨损量随温度增加的变化极小。1Cr18Ni9Ti 的磨损量随温度增加急剧增加，而 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料的磨损量随温度增加反而"反常"地有所下降。$Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料较低的磨损温度敏感性和反常的磨损-温度关系，表明 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料在恶劣高温磨损条件下是一种非常有潜力的耐磨材料。表 1 是 1Cr18Ni9Ti、$Cr_{13}Ni_5Si_2$ 三元金属硅化物和 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料在 600 ℃高温滑动磨损条件下的磨损失重、磨损体积和相对耐磨性。从表 1 可以看到 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料在 600 ℃高温滑动磨损条件下的磨损量不仅远远低于奥氏体耐热钢 1Cr18Ni9Ti，而且也低于硬度较高的 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 三元金属硅化物；$Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料 600 ℃高温滑动磨损相对耐磨性能是 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 三元金属硅化物的 4 倍，因此韧性 γ-Ni 基体的加入大大提高了 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 三元金属硅化物的高温滑动耐磨性能。

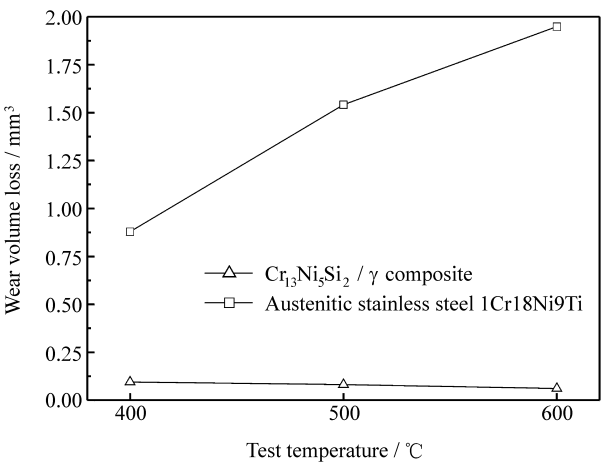

图 4　1Cr18Ni9Ti 和 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料高温滑动磨损条件下磨损体积随温度的变化

Fig. 4　High-temperature sliding wear volume loss of the 1Cr18Ni9Ti and $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ composite as a function of test temperatures

奥氏体耐热钢 1Cr18Ni9Ti 经过 600 ℃、30 min 高温滑动磨损后的磨损表面形貌如图 5(a) 所示，1Cr18Ni9Ti 的磨损表面比较粗糙，存在非常严重的塑性变形和犁沟痕迹。$Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料经过 600 ℃、30 min 高温滑动磨损后的磨损表面形貌

表 1　1Cr18Ni9Ti、$Cr_{13}Ni_5Si_2$ 三元金属硅化物和 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料 600 ℃高温滑动磨损失重、磨损体积和相对耐磨性

Table 1　Wear mass loss, volume loss and relative wear resistance of the 1Cr18Ni9Ti, $Cr_{13}Ni_5Si_2$ ternary silicide and $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ composite under 600 ℃ sliding wear test condition

Test materials	1Cr18Ni9Ti	$Cr_{13}Ni_5Si_2$ ternary silicide	$Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ composite
Wear mass loss/ mg	15.30	1.80	0.45
Wear volume loss/ mm^3	1.95	0.25	0.06
Relative wear resistance	1.0	7.8	32.5

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

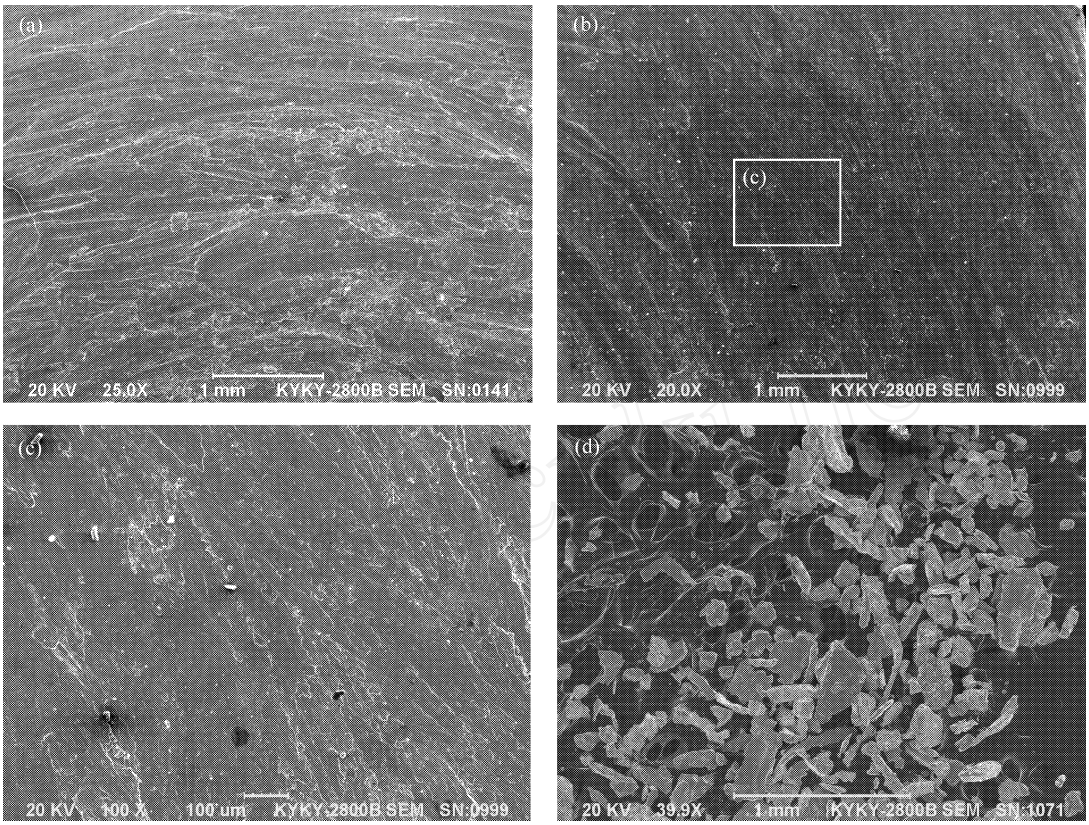

图 5 1Cr18Ni9Ti (a)、$Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料(b) (c) 600 ℃30 min 滑动磨损后磨损表面和 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 磨屑形貌(d)的 SEM 照片

Fig. 5 SEM micrographs showing the morphologies of worn surface of 1Cr18Ni9Ti (a), the $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ composite (b), (c) and wear debris (d) after sliding wear test at 600 ℃for 30 min

如图 5(b)所示，$Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料的磨损表面除了一些细小的黏附磨屑外比较光滑。能谱分析结果表明磨损表面的平均化学成分为 57Ni-34Cr-5Fe-3O-1Si (at %)，结合对磨盘 GH5K 和 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料的化学成分可以确定：$Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料大部分磨损表面均被转移层覆盖(如图 5(c)所示)，这些转移覆盖层是在磨损过程中从对磨盘 GH5K 表面黏附转移过来的。转移覆盖层在磨损过程中能够对 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料磨损表面有较好的保护作用，可避免 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料磨损表面与对磨盘磨损表面的直接接触。图 5(d)是 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料 600 ℃磨损的磨屑形貌 SEM 照片，主要由块状和片状磨屑组成。能谱分析结果表明块状和片状磨屑的平均化学成分约为 62Ni-29Cr-3Fe-5O-1Si (at %)。由于 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料与对磨盘在 600 ℃磨损失重分别为 0.45 mg 和 24.5 mg，磨屑中 98% 的磨屑来源于对磨盘 GH5K，结合能谱分析结果，图 5(d)中观察到的块状和片状磨屑均是高温磨损过程中从对磨盘的磨损表面脱落的。

为了分析 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料高温滑动磨损机理，对 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料 600 ℃磨损后沿磨损方向的纵截面磨损亚表面组织进行观察分析。如图 6 所示，在 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料磨损亚表面靠近磨损表面边缘存在一些 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 枝晶小碎块，$Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料磨损表面附近的 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 枝晶上存在微裂纹，一些碎裂的 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 枝晶小块沿着磨损受力方向发生滑移，因此在 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 枝晶上形成较大的“滑移台阶”。接近 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料磨损表面的 γ-Ni 基固溶体在磨损过程中因受到压应力及表面摩擦力作用而发生塑性变形。

因为 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 是一种具有 tP30σ 相晶体结构的复杂三元金属硅化物[7]，原子之间距离非常短、原子结合力很强，而且 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 具有硬度-温度关系反常等特点[8]，所以该 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料在 600 ℃高温条件下的平均显微硬度仍然能够保持在 HV380。在高温滑动磨损过程中，$Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料的硬度高于对磨盘镍基高温合金 GH5K

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

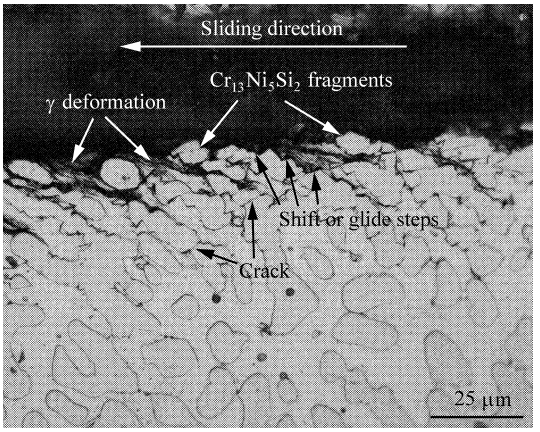

图 6　$Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料 600 ℃、30 min 高温滑动磨损亚表面组织的 OM 照片

Fig. 6　OM micrograph of worn subsurface microstructure of the $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ composite after high temperature sliding wear test at 600 ℃for 30 min

的硬度，因此 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料磨损表面只受到硬度较低的对磨盘轻微擦划，而且在磨损过程中 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料磨损表面能够形成转移覆盖层，可以保护 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 材料磨损表面，避免磨损表面与对磨盘直接接触。有转移覆盖层保护的 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 材料磨损表面仍受到对磨盘的压应力和由摩擦力所引起的剪切应力，因此微裂纹在磨损表面附近的部分 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 枝晶上萌生及传播。当微裂纹尖端传播接近具有良好韧性的 γ-Ni 基固溶体时，微裂纹尖端发生钝化，微裂纹停止扩展。磨损表面附近一些被微裂纹贯穿的 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 枝晶上的 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 小碎块在摩擦力引起的剪切应力作用下可沿着磨损滑动方向发生滑移，在该 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 枝晶上形成较大的"滑移台阶"，而该 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 枝晶附近的 γ-Ni 基固溶体则发生塑性变形。部分位于磨损表面有微裂纹的 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 枝晶在随后的高温磨损过程中被继续碾压形成 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 枝晶小碎块。$Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料磨损表面一些突出的 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 枝晶小碎块在随后的高温磨损过程中可能脱离 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料的磨损表面，造成 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 材料磨损失重。由于具有良好韧性的 γ-Ni 基固溶体均匀分布在 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 初生枝晶周围，γ-Ni 基固溶体不仅能够将临近 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 枝晶上的微裂纹牢牢限制在 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 枝晶臂尺度范围内，而且可以通过支持和包裹等机理阻止或减缓磨损表面的 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 枝晶小碎块脱离 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 材料磨损表面(如图 6 所示)。$Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料磨损表面的转移覆盖层也在一定程度上减缓了 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 枝晶小碎块脱离 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 材料磨损表面。因此，$Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料在高温滑动磨损条件下具有优异的耐磨性能。

随着磨损试验温度升高，$Cr_{13}Ni_5Si_2$ 三元金属硅化物的脆性降低，抵抗微裂纹萌生及扩展的能力增强。γ-Ni 基固溶体的滑移系在高温更容易开动，随着磨损试验温度升高能够对 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 材料提供更好的韧化效果。对磨盘镍基高温合金 GH5K 随磨损试验温度升高发生软化，对 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 材料的磨损能力降低。因此，$Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料在高温滑动磨损条件下表现出反常的磨损-温度关系。

3　结　论

采用激光熔化/连续沉积工艺制备出以 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 三元金属硅化物为初生相、以 γ-Ni 基固溶体为增韧相的 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 耐磨复合材料。由于 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 三元金属硅化物具有原子结合力强和硬度-温度关系反常等特点，$Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$ 复合材料具有优良的强韧性配合，在高温磨损过程中磨损表面能够形成转移覆盖层，在高温滑动磨损条件下具有非常优异的耐磨性能，较低的磨损温度敏感性和反常的磨损-温度关系。γ-Ni 的加入使 $Cr_{13}Ni_5Si_2$ 三元金属硅化物在 600 ℃高温下滑动耐磨性能提高了 3 倍。

参考文献:

[1]　Cruse T A, Newkirk J M. Evaluation of methods to produce tough Cr_3Si based composites [J]. Mater Sci Eng, 1997, A239/240: 410 - 418.

[2]　Raj S V. A preliminary assessment of the properties of a chromium silicide alloy for aerospace applications [J]. Mater Sci Eng, 1995, A192/193: 583 - 589.

[3]　Subramanian P R, Mendiratta M G, Dimiduk D M, et al. Advanced intermetallic alloys-beyond gamma titanium aluminides [J]. Mater Sci Eng, 1997, A 239/240: 1 - 13.

[4]　Meyer M K, Kramer M J, Akinc M. Compressive creep behavior of Mo_5Si_3 with the addition of boron [J]. Intermetallics, 1996, 4: 273 - 281.

[5]　Raj S V, Whittenberger J D, Zeumer B, et al. Elevated temperature deformation of Cr_3Si alloyed with Mo [J]. Intermetallics, 1996, 7: 743 - 755.

[6]　Chan K S. Modeling creep behavior of niobium silicide in-situ

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

composites [J]. Mater Sci Eng, 2002, A337: 59 - 66.

[7] Villars P, Prince A, Okamoto H. Handbook of ternary alloys phase diagrams [M]. New York: ASM International, 1995: 9143 - 9149.

[8] Tang H B, Fang Y L, Wang H M. Microstructure and dry sliding wear resistance of a $Cr_{13}Ni_5Si_2$ ternary metal silicide alloy [J]. Acta Mater, 2004, 52: 1773 - 1783.

[9] Kim J H, Tabaru T, Hirai H, et al. Tensile properties of a refractory metal base in situ composite consisting of an Nb solid solution and hexagonal Nb_5Si_3 [J]. Script Mater, 2003, 48: 1439 - 1444.

[10] Zhou J, Guo J T. Effect of Ag alloying on microstructure, mechanical and electrical properties of NiAl intermetallic compound [J]. Mater Sci Eng, 2003, A339: 166 - 174.

[11] Misra A, Gibala R, Noebe R D. Optimization of toughness and strength in multiphase intermetallics [J]. Intermetallics, 2001, 9: 971 - 978.

[12] Xu H P, Ngan A H W, Duggan B J, et al. Toughening of γ'-Ni_3Al by γ precipitation [J]. Mater Lett, 1997, 31: 233 - 237.

[13] Mishima Y, Kato M, Kimura Y, et al. Improvement in room temperature ductility of intermetallic alloys through microstructural control [J]. Intermetallics, 1996, 4: 171 - 179.

[14] 刘伯威, 潘 进, 樊 毅, 等. SiC 颗粒强韧化 $MoSi_2$ 复合材料 [J]. 复合材料学报, 2002, 19(1): 59 - 63.
Liu Bowei, Pan Jin, Fan Yi, et al. SiC particle reinforced $MoSi_2$ composites [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2002, 19(1): 59 - 63.

[15] 方艳丽, 王华明. 激光熔化沉积 $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$-Ni 基合金的耐磨性能 [J]. 金属学报, 2006, 42(2): 181 - 185.
Fang Yanli, Wang Huaming. Sliding wear properties of laser melt deposited $Cr_{13}Ni_5Si_2/\gamma$-Ni base alloy [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2006, 42(2): 181 - 185.

[16] 王华明, 张凌云, 席文君, 等. 高温耐磨耐腐蚀 Cr-Ni-Si 金属硅化物合金材料: 中国, 1394977A [P]. 2003-02-05.
Wang Huaming, Zhang Lingyun, Xi Wenjun, et al. Wear and corrosion resistant Cr-Ni-Si metal silicide alloys at high temperature: CN Patent, 1394977A [P]. 2003-02-05.

[17] Wang H M, Luan D Y, Cai L X. Microstructure and sliding-wear behavior of tungsten-reinforced W-Ni-Si metal-silicide in-situ composites [J]. Metall Mater Trans A, 2003, 34: 2005 - 2015.

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net