

Cr₃C₂ 含量对 Ni₃Al 基合金激光熔覆层组织与性能的影响

阚成玲¹, 彭云¹, 龚侠², 李长海², 赵琳¹, 田志凌¹

(1. 钢铁研究总院有限公司焊接研究所, 北京 100081)

(2. 查尔姆斯理工大学, 瑞典 哥德堡 SE-412 96)

摘要: 本工作借助激光熔覆技术, 在 45 钢上开展不同 Cr₃C₂ 添加量的 Ni₃Al+Cr₃C₂ 混合粉末制备 Ni₃Al 基合金激光熔覆层试验研究, 利用扫描电镜、X 射线衍射仪、透射电镜及摩擦磨损试验机等设备, 统计不同 Cr₃C₂ 添加量下原位自生碳化物的含量及尺寸, 分析碳化物对 Ni₃Al 基合金熔覆层显微组织、显微硬度及摩擦磨损性能的影响。结果表明: Ni₃Al 基合金激光熔覆层组织主要为 Ni₃Al 基相和原位自生的 Cr₇C₃ 碳化物。随着 Cr₃C₂ 含量的增加, 熔覆层原位自生碳化物含量由 6.8% 增加至 32.3%, 平均尺寸由 0.10 μm 增长至 0.78 μm, 熔覆层显微硬度(HV)由 4615.8 MPa 提高至 5968.2 MPa。当 Cr₃C₂ 含量为 35% 时, 碳化物呈小颗粒弥散分布, 摩擦磨损过程中产生均匀磨损, 使熔覆层磨损量低至 0.19 mg, 此时对磨盘的磨损量相对最低, 约为 1.23 mg; 而当 Cr₃C₂ 含量为 45% 时, 碳化物含量虽然达到 32.3%, 但多以大尺寸颗粒为主, 在摩擦磨损过程中大颗粒碳化物发生断裂剥落, 加速了对磨盘的磨损。

关键词: Ni₃Al 基合金; 激光熔覆; 原位自生碳化物; 显微组织; 耐磨性能

中图分类号: TG174.44

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)10-2852-08

Ni₃Al 是一种有序的金属间化合物, 为 L₁₂ 型面立方结构, 其强度随着温度的升高而增加, 具有高熔点、高强度、优异的耐磨性能及抗高温氧化性能等特点^[1-4], 在高温工程领域受到广泛关注。然而, 随着科学技术的发展及其在实际工程中的需要, 单纯 Ni₃Al 金属间化合物已经无法满足需求^[5]。研究指出, 在 Ni₃Al 中添加陶瓷强化相可以显著提高 Ni₃Al 基合金的力学性能, 其中, Cr₃C₂ 作为一种与 Ni₃Al 基体适配度高且具备良好性能的材料, 被认为是 Ni₃Al 基硬质强化相的首选^[6-7]。

目前, Ni₃Al/Cr₃C₂ 复合材料的制备方法有多种, 如铸造、热等静压^[8]、堆焊^[9]、热喷涂^[10]、激光熔覆^[11]等, 其中堆焊法、热喷涂以及激光熔覆可用于 Ni₃Al/Cr₃C₂ 表面耐磨涂层的制备。李尚平等^[12]采用堆焊法在 16MnR 上制备了 Ni-Al-Cr₃C₂ 复合涂层, 与堆焊在 DZ125 上的 Stellite 12 合金涂层相比, 耐磨性能提高了 2 倍以上, 但由于堆焊法存在稀释率高的问题, 焊接基材元素扩散会影响到涂层中反应析出的碳化物硬质相, 从而影响涂层硬度。Yuan 等^[10]采用超音速火焰喷涂制备了 Cr₇C₃ 增强的 Ni₃Al 基合金涂层, 发现与 NiCr-Cr₃C₂

涂层相比, 原位自生 Cr₇C₃ 涂层具有更低的摩擦系数、更好的耐磨性, 以及与对磨副更佳的相容性。但热喷涂工艺形成的涂层与基体为机械结合, 结合强度低。相较之下, 激光熔覆技术通过激光辐照使粉末材料在母材表面迅速熔化并凝固, 基体稀释率低, 可实现冶金结合, 成为制备 Ni₃Al 基合金耐磨材料主要方法之一^[13-15]。陈翠欣等^[13]采用激光熔覆技术制备了 Ni₃Al 和含 25%Cr₃C₂ 的 Ni₃Al/Cr₃C₂ 复合材料耐磨涂层, 发现 Ni₃Al/Cr₃C₂ 复合涂层中产生了原位自生的 M₇C₃ 碳化物, 使复合涂层的显微硬度相较 Ni₃Al 合金熔覆层提高了约 4000 MPa。屈岳波等^[14]采用 Ni₃Al+25%Cr₃C₂ 混合粉末进行了激光熔覆, 细小碳化物弥散分布, 致使 Ni₃Al 基合金熔覆层及其对磨材料磨损量均较低。邢德远等^[15]研究了送粉速率对 Ni₃Al/Cr₃C₂ 激光熔覆层耐磨性能的影响, 发现在合适的送粉速率条件下, Ni₃Al 基合金熔覆层具有良好的耐磨性能。

现有研究表明^[8,10,13-15], 碳化物对 Ni₃Al/Cr₃C₂ 复合材料性能具有显著作用, 但碳化物比例对熔覆层组织性能的影响规律研究较少。因此, 本工作采用不同 Cr₃C₂ 含量的 Ni₃Al+Cr₃C₂ 混合粉末开展了激光熔覆试验, 研

收稿日期: 2023-10-18

基金项目: 国家重点研发计划(2020YFE0200900); 钢铁研究总院自主投入研发专项(事 23H60440ZD)

作者简介: 阚成玲, 女, 1994 年生, 博士生, 钢铁研究总院有限公司焊接研究所, 北京 100081, E-mail: chlkan@163.com

究了 Cr_3C_2 添加量对 Ni_3Al 基合金熔覆层组织性能的影响, 探究了不同碳化物比例下碳化物增强 Ni_3Al 基熔覆层的摩擦磨损机制。

1 实验

实验所用原材料为 Ni_3Al 和 Cr_3C_2 机械混合粉末, Ni_3Al 和 Cr_3C_2 的粉末形貌分别如图 1a、1b 所示, 粒径范围均为 $45\sim 120\ \mu\text{m}$ 。 Ni_3Al 粉末采用真空熔炼气体雾化方法制备, 化学成分如表 1 所示。混合粉末中 Cr_3C_2 粉末质量分数分别为 15%、25%、35% 和 45%。熔覆所用基板材料为 45 钢。

试验所用熔覆设备为 YLS-6000 型光纤激光器, 主要工艺参数如表 2 所示, 激光光斑尺寸为 $5\ \text{mm}\times 5\ \text{mm}$, 同轴送粉, 保护气体和送粉气体均采用高纯 Ar (体积分数不小于 99.99%)。熔覆试验完成后, 分别采用 NOVA NANOSEM 450 场发射扫描电镜及 Image Pro Plus 图像分析软件对熔覆层显微组织及磨损表面形貌进行观察并统计组织中碳化物的比例和尺寸, 采用 D8

ADVANCE X 射线衍射仪分析熔覆层的组织构成, 加速电压 40 kV, 电流 40 mA, 扫描速度 $5^\circ/\text{min}$, 步长 0.01° , 扫描角度范围 $20^\circ\sim 120^\circ$ 。采用聚焦离子束扫描电子显微镜 (FIB-SEM) 系统制备透射电镜试样, 并通过 JEOL 2010F 场发射透射电子显微镜观察熔覆层组织的精细结构。

采用 FM300 维氏硬度计测试熔覆层硬度, 载荷 200 g, 保载时间 10 s, 每个试样随机选取 5 个测试点取其平均值。采用 Optimal SRV@4 高温摩擦磨损试验机测试 Ni_3Al 基合金激光熔覆层的耐磨性能, 摩擦方式为销-盘式摩擦磨损, Ni_3Al 基合金熔覆层为销 ($3\ \text{mm}\times 2\ \text{mm}\times 14\ \text{mm}$), 灰铸铁 (HT300) 为对磨盘 ($\Phi 24\ \text{mm}\times 7.88\ \text{mm}$)。选用蠕墨铸铁作为 Ni_3Al 基合金熔覆层耐磨性能的对比材料。试验采用干摩擦方式, 温度 $25\ ^\circ\text{C}$, 载荷 48 N, 频率 50 Hz, 行程 1 mm, 时间 15 min。摩擦磨损试验前后, 采用丙酮超声清洗销和对磨盘, 时间为 15 min。通过分析天平称量并记录磨损前质量和磨损后质量, 取其差值得到磨损量。

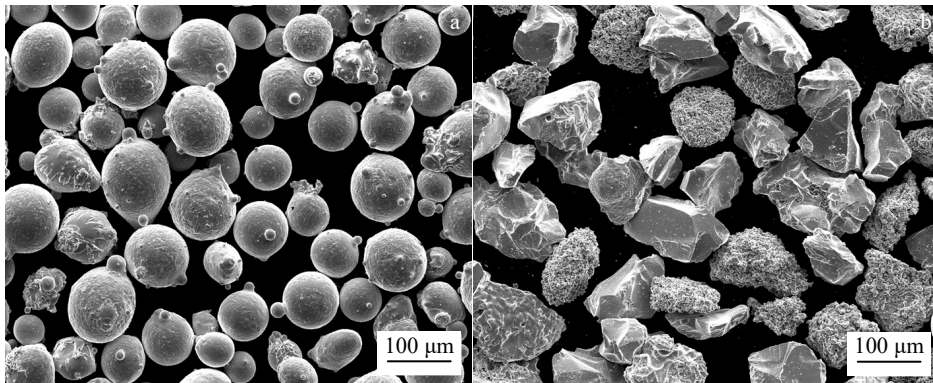


图 1 Ni_3Al 合金粉末和 Cr_3C_2 颗粒材料微观形貌

Fig.1 Morphologies of powder materials: (a) Ni_3Al alloy powder; (b) Cr_3C_2 particles

表 1 Ni_3Al 合金粉末化学成分

Table 1 Chemical composition of Ni_3Al alloy powders ($\omega/\%$)

Al	Fe	Mn	Ti	B	O	N	Ni
9.52	11.61	0.78	0.56	0.028	0.019	0.003	Bal.

表 2 激光熔覆主要工艺参数

Table 2 Process parameters of laser cladding

Laser power/W	Scanning speed/ $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$	Powder feeding speed/ $\text{g}\cdot\text{min}^{-1}$	Protective gas flow rate/ $\text{L}\cdot\text{min}^{-1}$	Powder gas flow rate/ $\text{L}\cdot\text{min}^{-1}$
1600	0.24	15	10	15

2 结果与讨论

2.1 显微组织

图 2 为不同 Cr_3C_2 含量的 Ni_3Al 基合金激光熔覆层显微组织。由图 2 可见, 不同 Cr_3C_2 含量的熔覆层中均在基体上产生了碳化物 (如箭头标记)。随着 Cr_3C_2 含量的增加, 碳化物形貌及分布等均发生了变化。当 Cr_3C_2 含量为 15% 时 (图 2a), 碳化物主要呈细小的颗粒状, 并伴有少量的条状, 大小分布不均匀, 最大尺寸约 $2\ \mu\text{m}$; 当 Cr_3C_2 含量为 25% 时 (图 2b), 碳化物多呈条状, 伴有少部分颗粒状, 相对均匀地分布于基体上; 当 Cr_3C_2 含量增加至 35% 时 (图 2c), 形成了弥散分布的碳化物, 碳化物形貌呈细小颗粒状或多边形形状; 当 Cr_3C_2

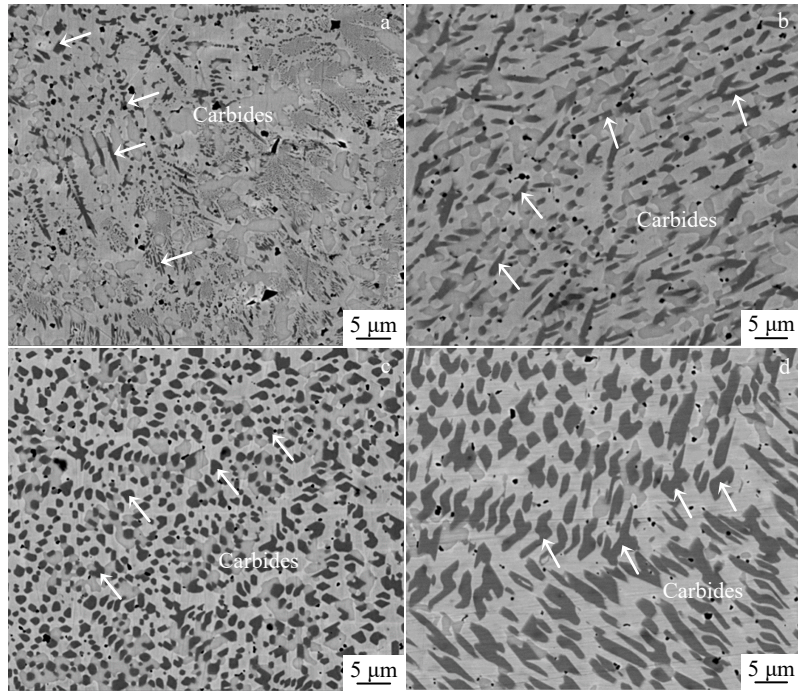


图 2 不同 Cr₃C₂ 含量的 Ni₃Al 基合金熔覆层显微组织

Fig.2 Microstructures of Ni₃Al-based alloy cladding layer with different Cr₃C₂ contents: (a) 15%; (b) 25%; (c) 35%; (d) 45%

含量进一步增加至 45% 时 (图 2d), 碳化物发生长大, 多呈粗大的多边形或长条状, 碳化物尺寸最大可达 6 μm 左右。

利用 Image-Pro Plus 软件对不同 Cr₃C₂ 添加量的熔覆层组织中的碳化物的比例及平均尺寸进行统计, 结果分别如图 3a、3b 所示。当 Cr₃C₂ 含量为 15%、25%、35%、45% 时, 统计得到在基体上碳化物的含量分别为 6.8%、21.9%、25.9%、32.3%, 平均尺寸分别为 0.10、0.39、0.63、0.78 μm。由此可见, 随着 Cr₃C₂ 含量的增加, 碳化物比例及尺寸均明显增加。

结合 XRD 对典型的熔覆层组织进行分析, 结果如图 4 所示。熔覆层组织由 γ'-Ni₃Al 和 M₇C₃ 组成, 即在

Ni₃Al 基体上产生的碳化物为 M₇C₃ (M=Fe, Cr) 型原位自生碳化物。这种原位自生的碳化物与基体的结合力强, 在后续的摩擦磨损过程中不易脱落, 有助于提高熔覆层的耐磨性能。

为了进一步确定 Ni₃Al 基合金激光熔覆层中的原位自生碳化物, 对组织进行 TEM 表征, 结果如图 5 所示。由图 5a 组织形貌和图 5b、图 5c 衍射斑标定结果可得, 基体相为面心立方结构的 Ni₃Al, 原位自生的碳化物为 Cr₇C₃, Cr₇C₃ 作为一种重要的碳化铬形式, 具有正交晶体结构, 点阵常数为 a=0.4523 nm, b=0.699 nm, c=1.21 nm, 硬度 (HV) 高达 12250 MPa, 具有优异的粘结性和耐磨性能^[16-18]。另外, Cr₇C₃ 的晶胞虽然同时含有

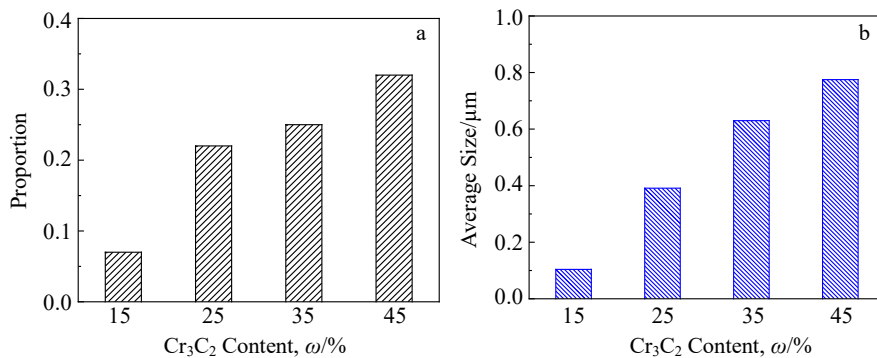


图 3 不同 Cr₃C₂ 含量 Ni₃Al 基合金熔覆层碳化物比例及平均尺寸

Fig.3 Proportion (a) and average size (b) of carbides in Ni₃Al-based alloy cladding layer with different Cr₃C₂ contents

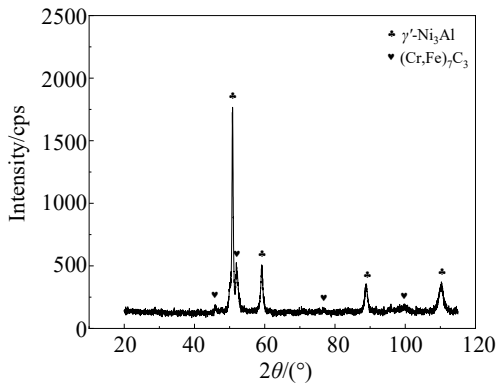


图 4 Ni₃Al 基合金熔覆层 XRD 图谱

Fig.4 XRD pattern of Ni₃Al-based alloy cladding layer

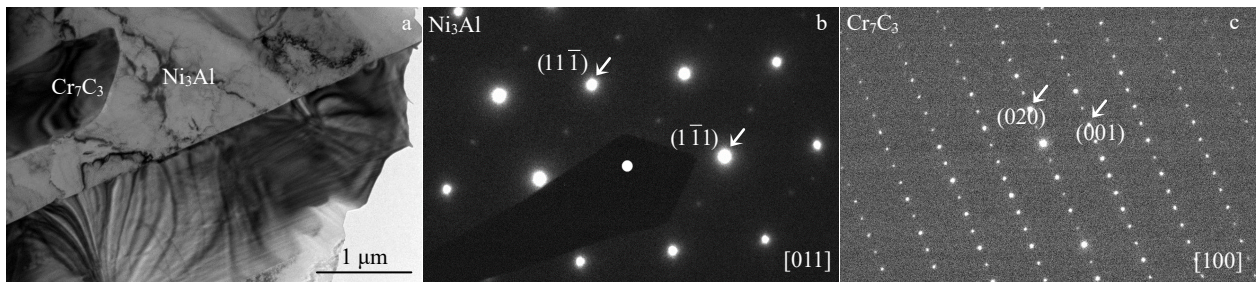


图 5 Ni₃Al 基合金激光熔覆层 TEM 表征

Fig.5 TEM analyses of Ni₃Al-based alloy cladding layer: (a) TEM image of Ni₃Al and Cr₇C₃; (b) SAED pattern of Ni₃Al; (c) SAED pattern of Cr₇C₃

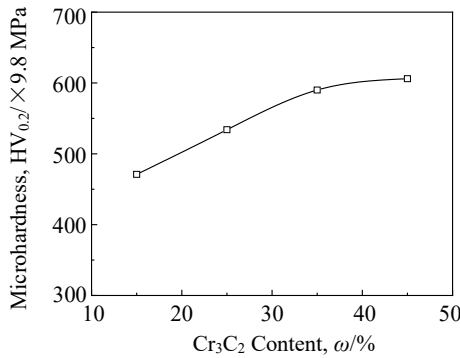


图 6 Cr₃C₂ 含量对 Ni₃Al 基合金激光熔覆层硬度的影响

Fig.6 Influence of Cr₃C₂ content on the microhardness (HV) of Ni₃Al-based alloy cladding layer

覆层的显微硬度(HV)。当 Cr₃C₂ 含量由 15%增加至 35%时, 熔覆层的显微硬度明显提高, 由 4615.8 MPa 提高至 5782 MPa, 增长率为 25%; 当 Cr₃C₂ 含量由 35%提高至 45%时, 熔覆层显微硬度仅提高了 3.2%, 硬度达到了 5968.2 MPa。这些结果表明, 随着 Cr₃C₂ 添加量的增加, Ni₃Al 基合金激光熔覆层的显微硬度增加。一方面, 显微硬度的提高与组织中原位自生的碳化物有关, 原位自

共价键、离子键和金属键, 但整体上仍表现出较强的金属性, 故与固溶能力强的 Ni 元素具有良好的界面相容性^[19-22], 因此其作为强化相, 可以有效提高材料的耐磨性能。相关研究表明, Cr 的碳化物存在 Cr₃C₂、Cr₇C₃、Cr₂₃C₆ 这 3 种形式^[23]。理论上, 在相同条件下, Cr₂₃C₆ 的吉布斯自由能最小, 应该优先生成, 然而, 根据 XRD (图 4) 和 TEM 结果 (图 5) 分析表征, 熔覆层中生成的碳化物为 Cr₇C₃。原因在于激光熔覆的过程时间比较短, 且温度变化大, 不足以形成 Cr₂₃C₆, 因此会优先形成结构更加稳定的 Cr₇C₃^[24]。

2.2 显微硬度

图 6 所示为不同 Cr₃C₂ 含量的 Ni₃Al 基合金激光熔

生的 Cr₇C₃ 硬度高达 12250 MPa, 根据图 3a 中对碳化物的含量统计结果, 随着 Cr₃C₂ 含量的增加, Cr₇C₃ 的含量由 6.8%增加至 32.3%, 所以可有效地提高熔覆层的硬度。另一方面, Ni₃Al 基体中会固溶 Cr、Fe、C 等元素, 产生固溶强化, 从而提高熔覆层的硬度^[25-26]。

2.3 耐磨性能

图 7 所示为不同 Cr₃C₂ 含量的 Ni₃Al 基合金激光熔覆层 (销) 及其对磨盘的磨损量。由图 7a 可得, 对比材料蠕墨铸铁的磨损量约为 1.16 mg (红色标记处), Ni₃Al/Cr₇C₃ 熔覆层的磨损量远低于蠕墨铸铁, 当 Cr₃C₂ 含量由 15%增加至 35%时, Ni₃Al 基合金熔覆层磨损量由 0.62 mg 下降至 0.19 mg; 随着 Cr₃C₂ 含量的进一步增加, 熔覆层磨损量为 0.16 mg, 仅降低了 0.03 mg。这说明在一定范围内, Cr₃C₂ 含量的增加可以显著降低熔覆层的磨损量。对于对磨的灰铸铁盘的磨损量, 如图 7b 所示。对比材料蠕墨铸铁的对磨盘磨损量约为 2.35 mg (红色标记处), 明显高于 Ni₃Al 基合金激光熔覆层对磨盘的磨损量。当 Cr₃C₂ 含量为 15%时, 与其对磨的灰铸铁盘的磨损量为 1.87 mg, 随着 Cr₃C₂ 含量的增加, 对磨盘的磨损量逐渐减小, 在 Cr₃C₂ 添加量为 35%时, 对磨盘的磨损量达到最小, 为 1.23 mg, 而当 Cr₃C₂ 添加量增加到 45%

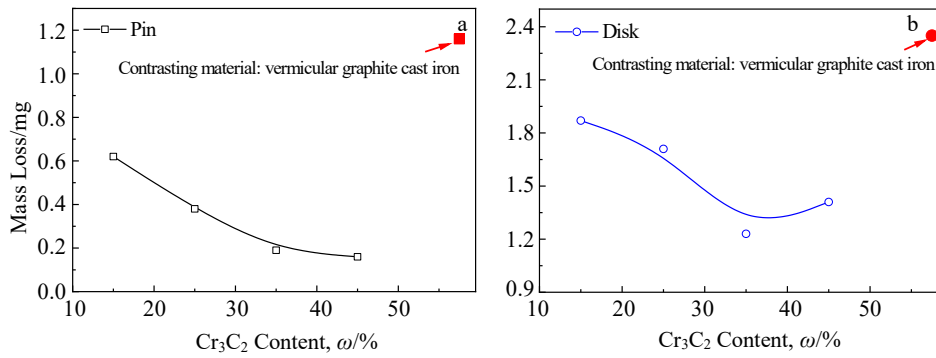


图 7 销和盘磨损量随 Cr₃C₂ 添加量的变化曲线

Fig.7 Variation curves of wear loss of pin (a) and disk (b) with Cr₃C₂ content

时，对磨盘磨损量上升，为 1.41 mg。因此，有必要进一步研究熔覆层的摩擦磨损机制。

2.4 摩擦磨损机制

磨损过程极其复杂，一种磨损发生可能会诱发其他形式的磨损，且往往存在多种磨损机制同时进行^[27]。为了探讨不同 Cr₃C₂ 含量下 Ni₃Al 基合金激光熔覆层摩擦磨损机制，对熔覆层表面形貌进行观察，如图 8 所示。由图可见，磨损表面形貌以粘着坑和犁沟为主，粘着坑为粘着磨损的形貌特征，犁沟为磨粒磨损的形貌特征，这 2 种形貌的产生原因均与摩擦磨损过程中摩擦力的作用有关^[28]。如图 8a~8c 所示，当 Cr₃C₂ 含量为 15% 时（图 8a），熔覆层磨损表面出现了大面积的粘着坑，存在脱落

层，犁沟较少，随着 Cr₃C₂ 含量的增加，熔覆层磨损表面粘着坑大量减少，犁沟形貌增加，当 Cr₃C₂ 含量为 35% 时（图 8c），熔覆层磨损表面较为光滑平整，呈断续的犁沟状，没有出现粘着凹坑大片脱落的情况；而当 Cr₃C₂ 含量为 45% 时，磨损表面粗糙程度增加，粘着坑增加，如图 8d 所示。总体上，Ni₃Al 基合金熔覆层在与灰铸铁对磨过程中发生了典型的磨粒磨损和粘着磨损。当 Cr₃C₂ 含量为 15% 时（图 8a），主要为粘着磨损；当 Cr₃C₂ 含量为 25% 时（图 8b），为粘着磨损和磨粒磨损混合磨损；当 Cr₃C₂ 含量为 35% 时（图 8c），为磨粒磨损，磨损表面最为平整；当 Cr₃C₂ 含量为 45% 时（图 8d），主要为磨粒磨损，伴有少量粘着磨损。

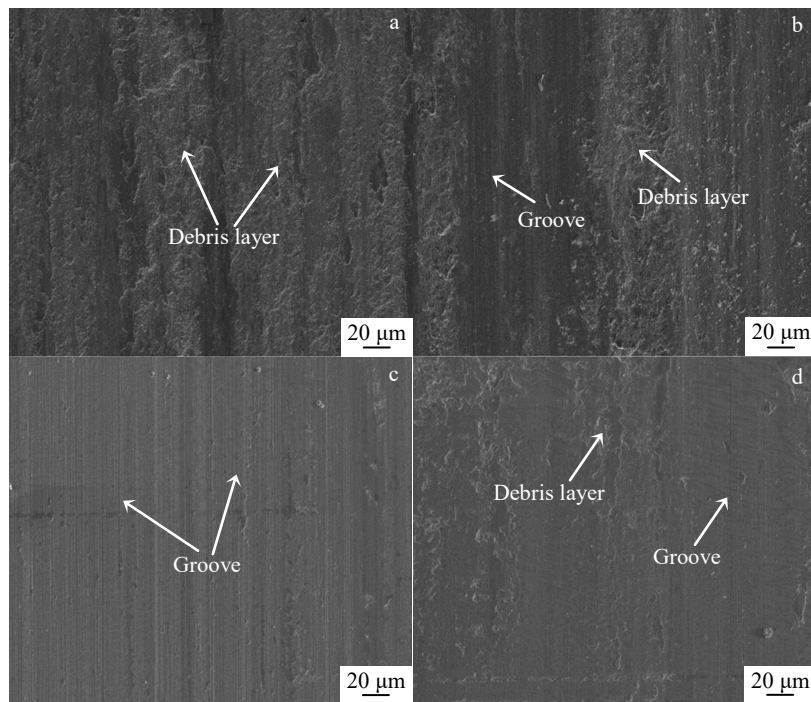


图 8 不同 Cr₃C₂ 含量的 Ni₃Al 基合金熔覆层表面磨损形貌

Fig.8 Surface worn morphologies of Ni₃Al-based alloy cladding layer with different Cr₃C₂ contents: (a) 15%; (b) 25%; (c) 35%; (d) 45%

随着 Cr₃C₂ 含量的添加, Ni₃Al 基合金熔覆层表面磨损机制发生改变, 鉴于 35%Cr₃C₂ 含量的 Ni₃Al 基合金熔覆层的表面磨损形貌最佳, 随着 Cr₃C₂ 含量的进一步增加, Ni₃Al 基合金熔覆层表面的粘着磨损量增加(图 8d), 且对磨盘的磨损量也有所增加(图 7b), 因此对 35%和 45%Cr₃C₂ 含量 Ni₃Al 基合金熔覆层磨损表面的碳化物形态进行进一步观察, 如图 9 所示。当 Cr₃C₂ 含量为 35%时(图 9a), Ni₃Al 基合金熔覆层磨损表面可见犁沟的存在, 碳化物仍然为规则的多边形, 熔覆层表面并未出现明显的塑性变形, Cr₇C₃ 强化相仍然与基体牢固结合, 无开裂现象; 而当 Cr₃C₂ 含量为 45%时(图 9b), Ni₃Al 基合金熔覆层表面发生严重的塑性变形, Cr₇C₃ 强化相呈细长的棒状, 表面存在裂纹甚至发生断裂。由于 Cr₇C₃ 强化相和 Ni₃Al 基体相的变形能力不同, 容易在大颗粒的强化相与基体相的界面处出现应力集中, 在摩擦磨损过程中, 巨大的交变接触应力、切向摩擦力以及残余应力的共同作用使强化相沿界面处发生断裂^[16], 断裂后剥落的 Cr₇C₃ 硬质颗粒会对摩擦副产生磨粒磨损。

Cr₃C₂/Ni₃Al 复合材料摩擦磨损机制的前期研究表

明^[8,14], 在摩擦磨损过程中, 摩擦表面会在局部高应力或者变形的作用下, 在摩擦表面形成一个硬度呈梯度分布的加工硬化次表面层, 次表面层会在后续的磨损过程中形成裂纹产生碎片, 形成磨粒; 随着 Cr₃C₂ 颗粒的加入, 一方面其作为硬质支撑点分离摩擦副表面, 另一方面通过提高材料的整体硬度, 使摩擦磨损过程中产生的次表面层变薄, 间接导致产生的碎片减小, 磨粒减小, 从而减少材料的磨损。然而, 本研究中, Cr₃C₂ 含量显著影响 Ni₃Al 基合金激光熔覆层耐磨性能的主要原因在于原位自生碳化物的含量及尺寸。随着 Cr₃C₂ 含量的增加, Ni₃Al 基合金熔覆层原位自生的碳化物逐渐增多, 平均尺寸增大。Cr₃C₂ 含量 15%时, 原位自生碳化物较少, 无法有效分隔摩擦副表面, 主要以粘着磨损为主, 熔覆层及其对磨材料磨损量较大。Cr₃C₂ 含量 25%~35%时, 熔覆层形成了大量细小的原位自生碳化物; 在摩擦磨损过程中, 弥散分布的碳化物有效分隔摩擦副表面, 形成的磨粒细小, 产生均匀磨损, 在摩擦副表面形成较浅的犁沟, 因此材料自身的磨损量降低的同时, 对磨材料的损伤程度也降低, 摩擦磨损示意图如图 10a 所示。而当

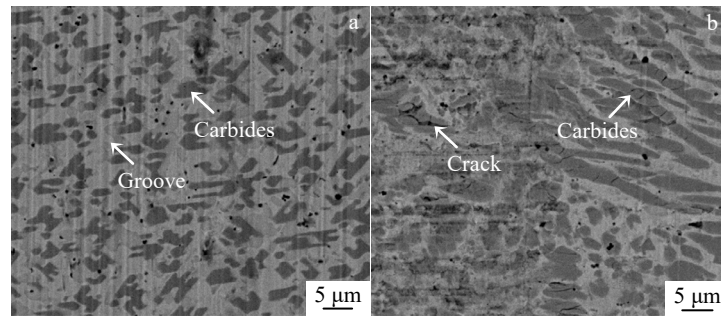


图 9 不同 Cr₃C₂ 含量的 Ni₃Al 基合金熔覆层磨损表面碳化物形态

Fig.9 Carbide morphologies on worn surface of Ni₃Al-based alloy cladding layer with different Cr₃C₂ contents: (a) 35%; (b) 45%

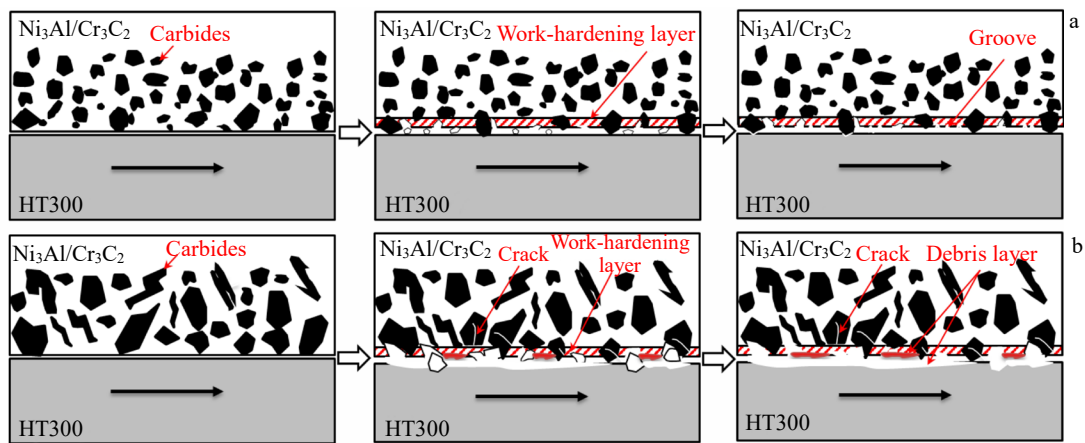


图 10 不同碳化物颗粒的 Ni₃Al 基合金熔覆层摩擦磨损过程示意图

Fig.10 Schematic diagrams of friction and wear process of Ni₃Al-based alloy cladding layers with different carbide particles: (a) small carbide particles; (b) large carbide particles

Cr₃C₂ 含量增加至 45%时, 原位自生的碳化物多以大颗粒碳化物为主; 在摩擦磨损过程中, 虽然较大的碳化物颗粒仍可作为支撑点有效分隔摩擦副, 但大尺寸碳化物与基体相界面处因应力集中产生裂纹, 并且大尺寸碳化物易破碎, 造成磨粒尺寸大, 加速了对磨盘的磨损, 导致对磨材料磨损量上升, 如图 10b 所示。由此可见, 摩擦磨损过程中尺寸合适的碳化物可有效分离摩擦副, 在提高材料本身的耐磨性能的同时, 也会减少对磨材料的磨损。

3 结 论

1) Ni₃Al 基合金熔覆层显微组织主要为 Ni₃Al 基相和原位自生的 Cr₇C₃ 强化相。当 Cr₃C₂ 添加量由 15%增加至 45%时, Cr₇C₃ 强化相在基体中所占的比例由 6.8%增加至 32.3%, 平均尺寸也由 0.10 μm 增长至 0.78 μm。

2) Ni₃Al 基合金熔覆层中, 原位生成的 Cr₇C₃ 强化相提高了熔覆层的显微硬度及耐磨性能, 当 Cr₃C₂ 添加量为 15%时, 熔覆层的显微硬度 (HV) 为 4615.8 MPa, 磨损量为 0.62 mg, 当 Cr₃C₂ 含量添加至 45%时, 熔覆层的显微硬度提高至 5968.2 MPa, 磨损量降低至 0.16 mg。

3) Ni₃Al 基合金熔覆层中, 合适的 Cr₃C₂ 含量在降低熔覆层磨损量的同时, 也会减少对磨盘的磨损量。当 Cr₃C₂ 含量由 15%增加至 35%时, 对磨盘的磨损量由 1.87 mg 降低至 1.23 mg, 主要磨损机制由粘着磨损逐渐转变为磨粒磨损; 当 Cr₃C₂ 含量为 45%时, 对磨盘的磨损量上升为 1.41 mg, 这是由于大颗粒的碳化物在摩擦磨损过程中发生断裂剥落, 加速了对磨盘的磨损。

参考文献 References

[1] Wang R, Deng J X, Zhang Z H *et al. Vacuum*[J], 2022, 200: 110979
 [2] Zhao S J, Osetsky Y. *Acta Materialia*[J], 2021, 207: 116704
 [3] Chen X, Xu J F, Sun Q Q *et al. Materials & Design*[J], 2016, 89: 102
 [4] Zhu Xu(朱 旭), Jiang Wugui(江五贵), Li Yuancai(李源才) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(4): 1254
 [5] Li Hongbo(李洪波), Gao Qiangqiang(高强强), Li Kangying(李康英) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2021, 48(18): 163
 [6] Liu W, Zhang F L, Lu J F *et al. Ceramics International*[J], 2018, 44(18): 23080
 [7] Gong K, Zhou Z F, Shum P W *et al. Wear*[J], 2011, 270(3): 195

[8] Fu L H, Han W, Zhao L *et al. Wear*[J], 2018, 414-415: 163
 [9] Li S P, Feng D, Luo H L. *Surface and Coatings Technology*[J], 2007, 201(8): 4542
 [10] Yuan J P, Yu Y G, Shen J *et al. Intermetallics*[J], 2021, 138: 107300
 [11] Liu Z B, Yin F X, Chen C X *et al. Coatings*[J], 2022, 12(1): 105
 [12] Li Shangping(李尚平), Luo Heli(骆合力), Cao Xu(曹 栩) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(1): 115
 [13] Chen Cuixin(陈翠欣), Zhao Xiangdong(赵向东), Fang Qian(方前) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(4): 1388
 [14] Qu Yuebo(屈岳波), Liu Zhenbo(刘振波), Han Wei(韩 伟) *et al. Powder Metallurgy Industry*(粉末冶金工业)[J], 2022, 32(5): 68
 [15] Xing Deyuan(邢德远), Han Wei(韩 伟), Gong Karin(龚 侠) *et al. Powder Metallurgy Industry*(粉末冶金工业)[J], 2023, 33(2): 33
 [16] Cai S P, Liu Y F, Song Z K *et al. Wear*[J], 2023, 526-527: 204955
 [17] Ma Y D, Guo M Y, Li W *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2021, 412: 127011
 [18] Li Yuqing(李玉清), Liu Jinyan(刘锦岩). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1986, 22(1): 50
 [19] Music D, Kreissig U, Mertens R *et al. Physics Letters A*[J], 2004, 326(5-6): 473
 [20] Xiao B, Xing J D, Feng J *et al. Physica B: Condensed Matter*[J], 2008, 403(13-16): 2273
 [21] Wu Q L, Liu W G, Zhang N *et al. Materials & Design*[J], 2013, 49: 10
 [22] Sterneland T, Xie J Y, Chen N X *et al. Scripta Materialia*[J], 2006, 54(8): 1491
 [23] Anthonysamy S, Ananthasivan K, Kaliappan I *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1996, 27: 1919
 [24] Tiegs T N, Alexander K B, Plucknett K P *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 1996, 209(1-2): 243
 [25] Qi Y H, Guo J T, Cui C Y. *Materials Science and Technology*[J], 2003, 19(3): 399
 [26] Zhu S Y, Bi Q L, Yang J *et al. Tribology International*[J], 2011, 44(10): 1182
 [27] Wen Shizhu(温诗铸), Huang Ping(黄 平). *Principles of Tribology*(摩擦学原理)[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 2012
 [28] Kato K. *Wear*[J], 2000, 241(2): 151

Effect of Cr_3C_2 Content on Microstructure and Properties of Laser Cladding Layer of Ni_3Al -Based Alloy

Kan Chengling¹, Peng Yun¹, Gong Karin², Li Changhai², Zhao Lin¹, Tian Zhiling¹

(1. Welding Institute, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

(2. Chalmers University of Technology, Goteborg SE-412 96, Sweden)

Abstract: Using $\text{Ni}_3\text{Al}+\text{Cr}_3\text{C}_2$ mixed powder with different Cr_3C_2 contents as raw materials, Ni_3Al -based alloy laser cladding layer was prepared on 45 steel by laser cladding technique. The content and average size of in-situ-formed carbides with different Cr_3C_2 contents were calculated by scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffraction (XRD), transmission electron microscopy (TEM), and friction and wear testing machine, and the effects of carbides on the microstructure, microhardness and wear resistance of Ni_3Al -based alloy cladding layer were analyzed. The results indicate that the microstructure of the Ni_3Al -based alloy laser cladding layer contains mainly Ni_3Al matrix and in-situ-formed Cr_7C_3 carbides. With the increase in Cr_3C_2 content, the proportion of in-situ-formed carbides in cladding layer is increased from 6.8% to 32.3%, the average size is increased from 0.10 μm to 0.78 μm , and the microhardness (HV) of the cladding layer is increased from 4615.8 MPa to 5968.2 MPa. When the content of Cr_3C_2 is 35%, the carbides are dispersed as small particles, and uniform wear occurs in the process of friction and wear test, so the wear loss of cladding layer is as low as 0.19 mg, and the wear loss of the disk is relatively the lowest, about 1.23 mg. However, when the content of Cr_3C_2 is 45%, the carbide content reaches 32.3%, and the carbides are mainly large size particles. In the process of friction and wear test, the large carbides particles break off, which accelerates the wear of the grinding disk.

Key words: Ni_3Al -based alloy; laser cladding; in-situ-formed carbide; microstructure; wear resistance

Corresponding author: Zhao Lin, Ph. D., Professor, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, P. R. China, Tel: 0086-10-62182946, E-mail: hhnds@aliyun.com