

IN625 镍基合金电子束熔覆 NiCrBSi 涂层的 微观组织和摩擦性能研究

姚佳业, 刘朝炫, 牛晓峰*, 牛九川, 王浩伟

太原理工大学

* 通讯作者: 牛晓峰, E-mail: niuxiaofeng@tyut.edu.cn

摘 要: 本文基于电子束表面改性技术进行了 Inconel 625 镍基高温合金的 NiCrBSi 镍基合金涂层的制备。采用扫描电镜 (SEM) 和电子背散射衍射 (EBSD) 等分析了改性层的组织结构; 通过显微硬度仪设备和摩擦磨损试验机测试了熔覆层的硬度和摩擦磨损性能, 研究了电子束改性参数对镍基合金改性层组织性能的影响, 实验结果如下: 以 NiCrBSi 粉末为涂层, 采用不同扫描速度 (200 mm/min、300 mm/min 和 400 mm/min) 对 Inconel 625 镍基合金进行电子束表面熔覆研究。结果表明, 电子束表面熔覆后, 镍基合金微观结构中的 FCC 相呈柱状。在不同的扫描速度下, 奥氏体织构类型最终形成以 Cube 型织构为主的织构。随着扫描速度的提高, 涂层的表面硬度逐渐升高。在 400 mm/min 时, 其表面硬度最高, 为 459.7 HB, 其表面硬度是基材的 1.948 倍。随着扫描速度的提高, 镍基合金板的耐磨性逐渐降低。在扫描速度为 400 mm/min 时, 磨损率最低, 为 $0.506 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N} \cdot \text{m}$, 磨损率下降了 88.44%。

关键词: 电子束; 电子束熔覆; 镍基合金; 摩擦磨损

1 引言

随着近年来我国航天事业的不断发展, 世界各国都已认识到, 在新一轮的工业革命中, 如何在新一轮的工业革命中占据主导地位显得尤为重要。但是, 随着工业革命的深入, 很多新设备、新产品的更新, 对其零件提出了越来越高的要求^[1]。特别是在极端苛刻的服役条件下, 高温氧化、热腐蚀及循环疲劳损伤等对装备核心部件造成了极大的损伤, 使装备的安全与可靠性受到了极大的挑战^[2-3]。某些合金材料的性能已经严重不能满足机械设备在高温、重载、高速等苛刻条件下稳定工作的设计需求^[4], 所以, 改善材料的性能, 扩大其适用范围, 使其可以在苛刻条件下长时间稳定工作是非常重要的。从材料的使用需求出发, 以更高的性能价格比为目标, 对工程材料进行表面修饰与修补已成为当前的研究热点。

镍基高温合金在高温下抗氧化、抗热腐蚀、抗烧蚀, 并在高温服役条件下保持高强度与高塑性^[5-7]。

镍基合金中的主强化相 γ' 含量可超过 60%, 且在 85% 的熔点 (650-1000 °C) 下仍然保持高强度和高耐热氧化性能, 在航空发动机、燃气轮机等领域得到了广泛的应用。这使得喷气式引擎的持续运行寿命大大增加, 超过 20000 个小时。在极高温条件下, 透平进气道具有较高的强度与稳定性, 从而提高了内燃机的性能^[8-9]。而在实际应用中, 因其服役时所处的极端服役环境, 对其性能提出了高强度、高蠕变、高耐久性、高疲劳等苛刻要求。但是, 在使用镍基合金作为动力装置中的涡轮叶片, 以及输气、输油管等的时候, 因为长期遭受高温氧化及燃气腐蚀, 镍基合金材料的表面很容易受到腐蚀损伤, 从而可能会对装备的正常工作造成影响^[10]。

针对镍基合金可能长时在苛刻工况下服役的问题, 以及由此引发的烧蚀、掉块等体积损伤和摩擦、脱落等表面损伤问题, 有关学者建议, 可在合金表面添加防护涂层, 以提高其抗热腐蚀、氧化能力, 进而确保其力学性能长效稳定^[11]。如能对 Ni-GaN 基合金进行表面熔覆层改性, 将有望实现

Ni-gaN 基金属材料服役寿命的有效提升,同时实现节能、减排和减轻重量的目标。本课题的完成,将为提高我国国防建设水平,实现“更轻、更快、更强”目标提供新思路,并为其他金属材料的表面改性及性能优化设计提供新思路。

电子束表面改性技术是在过去 20 年中,新发展起来的一种材料表面改性技术^[11-12],其具有高达 10^9 K/s 的电子束加热速度,可以将极高的能量瞬间作用在材料表面,使材料表层在一瞬间融化或蒸发,同时还可以利用基体骤冷所形成的温度梯度^[13],和热膨胀的共同作用下,影响了材料亚表层组织的微观结构和宏观形貌。

电子束熔覆技术是采用粘结剂、超音速火焰喷涂、等离子热喷涂等预热粉末工艺,在金属表面形成一层与金属基体形成良好结合的金属基体,再采用扫描电子束焊接技术对金属基体进行焊接。通过对电子束焊机的工艺参数进行调整,使基体微熔、熔覆层熔化,经过分子间的扩散和化学结合,最终实现冶金结合,在工件表面生成一层新的合金强化层,并且还能维持中心部分良好的韧性和塑形,因此,工件表面的硬度、耐磨性和耐腐蚀性能都得到了极大的提升^[14-15]。电子束熔覆加工通过合理控制工艺参数、涂层粉末材料,可以使材料表面组织转变成增强相,从而提高其表面力学性能、耐腐蚀性、抗氧化性及抗裂纹和气孔缺陷。

刘海浪等^[16]通过电子束熔覆技术在 Inconel 617 镍基合金表面上制备了 WC-CoCr 涂层,改善了其各项性能。通过 SEM 和 EDS 分析改性层发现涂层裂纹空隙减少,晶粒细化。同时,生成了 $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$ 等高硬度的新相,表面硬度得到了很大的改善,并且通过摩擦磨损实验得到基体表面耐磨性能显著提升。魏德强等^[17]在 H13 模具钢表面电子束熔覆 Ni_{60}A 合金粉末,再研究其熔化区显微组织及性能。电子束扫描后, Ni_{60}A 合金粉末与 H13 钢粘结效果良好,熔覆层组织转变出现短小的枝晶和柱状晶,而熔化的熔池上部产生等轴晶,中部产生柱状晶,底部产生枝晶。性能检测实验中,这些组织对耐磨性影响效果最佳。徐向阳等^[18]对 K417 镍基合金预先等离子喷涂 CoCrW 涂层进行电子束重熔发现,重熔层产生大量复合碳化物强化相晶体组织,这些晶体组织有效抑制了裂纹的生长,增强重熔层与基体了结合,提高了合金表面的耐磨损性能。

Iqbal 等^[19]利用相同原理在低碳钢表面熔覆一层碳化硼合金层,合金元素溶入基体表层后进行

XRD 分析,发现有碳化硼相出现,表面晶粒细化,组织均匀,基体的硬度提高了 6 倍左右。为了增强钛合金的力学性能,Eunsub 等^[20]在 Ti-6Al-4V 钛合金表面上电子束熔覆 Ti+B₄C 合金层。发现改性层中含有大量的 TiC 和 TiB 等硬质相,改性层耐热性能和硬度明显提高。刘科等^[21]在 45 钢表面采用电子束熔覆不同粉末,研究其对 45 钢表面硬度的影响。在 45 钢表面电子束合金化 WC-12Co 粉末后,形成了 $\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$ 等多种硬质相,这些硬质相大大提高了其硬度。魏德强等^[22]利用等离子喷涂预先在 45 钢表面制备钨粉涂层,再利用电子束扫描发现,熔覆层组织完全奥氏体化,基体表面形成马氏体组织,热影响区完全相变,产生淬火马氏体和铁素体。这些组织很大程度提高了 45 钢的表面硬度,硬度影响程度从大到小:熔覆层>基体>热影响区。电子束合金化处理电镀铬层研究表明^[23],电子束 25 次照射厚 1 μm 镀层的组织细致,没有熔坑,裂纹等缺陷出现。对合金层进行 XRD 分析,1 μm 厚的铬层经过电子束处理 25 次后出现 $\text{FeCr}_{0.29}\text{Ni}_{0.16}\text{C}_{0.06}$ 残余奥氏体组织,合金层硬度得到很大的改善。

目前,高能束在镍基合金方向的研究目前主要集中在激光方向,包括熔覆技术、重熔技术和 3D 打印技术,但电子束表面改性技术在该领域的研究却十分匮乏。

鉴于此,本文提出采用真空电子束扫描技术,以耐磨性更好的 NiCrBSi 粉为前驱体,在镍基高温合金表面原位制备高硬度耐磨改性层,达到提高镍基合金表面硬度和耐磨损性的目的,进而保证其综合机械性能的长效稳定。同时通过相关材料表征与磨损测试手段,对涂层制备工艺和材料结构参数进行优化设计,并通过高分辨扫描电镜解释其微观机理,进而获得电子束表面改性工艺技术及揭示相关科学原理。

2 实验方法

本研究以 NiCrBSi 粉末为涂层,采用不同扫描速度对 Inconel 625 镍基合金进行电子束表面熔覆实验,并使用电子背散射衍射 (EBSD)、显微硬度仪和摩擦磨损试验机(RTEC)等分析其微观组织演变规律及表面损伤演变规律。

图 1 显示了本研究的实验流程图。首先,采用真空电子束焊接机扫描预置 NiCrBSi 粉末的镍基合金板材。其次,对电子束熔覆后材料的横截面进行了 EBSD 实验,分析了其微观结构的演化。然后,

对材料的表面进行了显微硬度测试。最后，进行了表面摩擦磨损实验，探讨了其磨损性能和磨损机理。

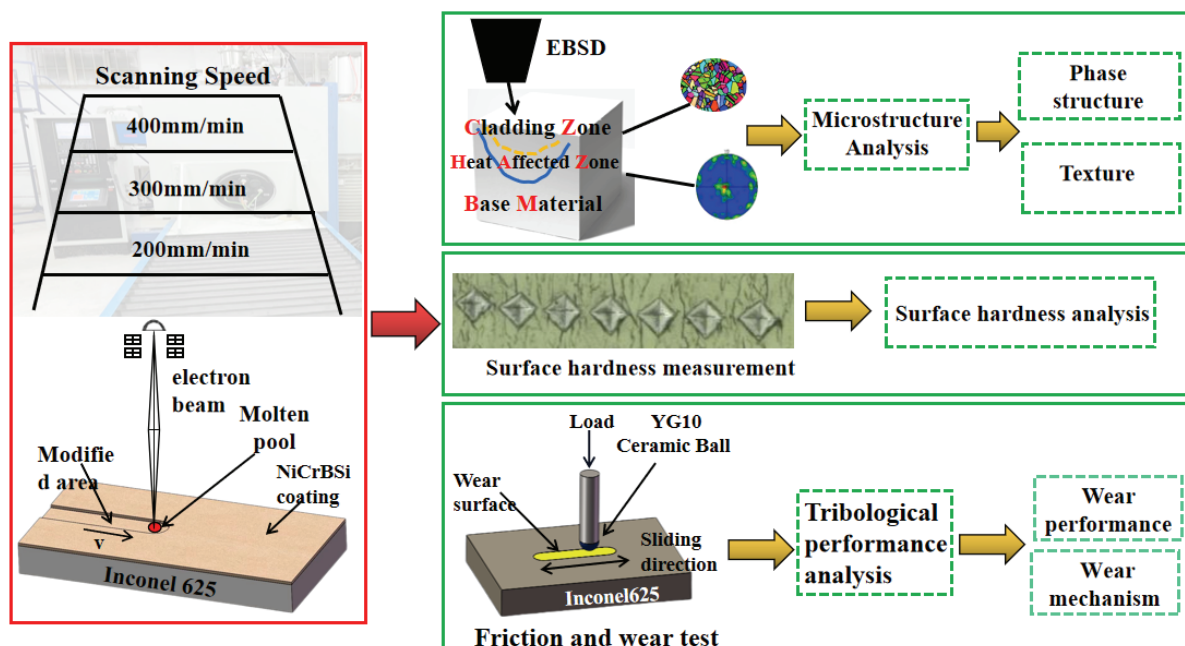


图 1 实验流程图

Figure 1 Experimental flow chart

本试验采用真空电子束扫描的方式对 Inconel 625 镍基合金进行表面合金化(EBSA)如图 1 所示。基于第三章电子束表面重熔的结果，本试验选用聚焦电流为 720 mA，如表 1 所示，保持其他参数不变的前提下，改变扫描速度的大小以探究其对镍基合金微观组织、显微硬度和摩擦学性能的影响。按其扫描速度的不同，试样依次标注为 C200、C300 和 C400。原始试样标记为母材材料 (BM)。

在宏观尺度上，在试样截面上选择了三个子区域如图 1 所示，包括母材 (BM)、热影响区 (HAZ) 和熔覆区 (CZ)。

表 1 电子束扫描工艺参数

Table 5.1 Electron beam scanning process parameters

束流	聚焦电流	加速电压	扫描速度
18 mA	720 mA	60 KV	200 mm/min
18 mA	720 mA	60 KV	300 mm/min
18 mA	720 mA	60 KV	400 mm/min

2.1 基体材料

本课题采用 Inconel625 镍基合金为基体材料，主要成分如表 2 所示。将镍基合金线切割成 100 mm×100 mm×10 mm 的合金板材。考虑到表面粗糙

度不一致会造成误差，实验前先用砂纸逐级打磨试样表面并抛光，最后再用无水乙醇和超声波清洗机对试样进行清洗并烘干备用。

表 2 Inconel625 的化学成分 (质量分数, %)

Table 2 Chemical composition of Inconel625 (mass fraction, %)

2.2 预置涂层材料及置备

Ni	Cr	Mo	Nb	Fe	C	N	Ti	Al
61.9	22.8	8.4	3.4	2.2	0.9	0.1	0.1	0.1

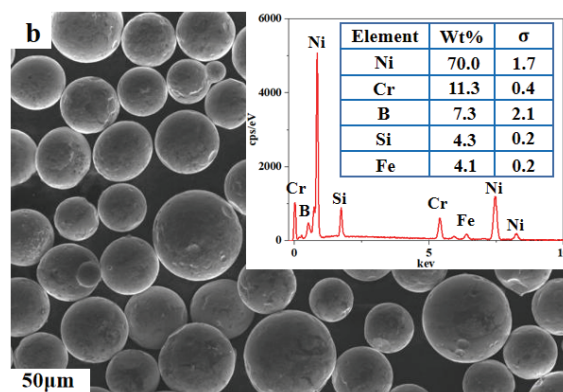


图 2 NiCrBSi 粉末 SEM 形貌

Figure 2 SEM morphology of NiCrBSi powder

本研究采用 NiCrBSi 粉末 (粒径 30-55 μm) 为涂层，颗粒形貌如图 2 所示。由图 2 可以看出，TiC 颗粒为不规则形状，而 NiCrBSi 粉末颗粒为球形。

试验均采用预置粉末的方法,在 NiCrBSi 粉末中加入 2% (质量分数) 的聚乙烯醇,用 65℃ 的温水打湿。并分别在 Inconel 625 基材表面均匀涂敷, TiC 粉末厚度为 0.3 mm, NiCrBSi 粉末厚度为 1 mm。最后置于 120℃ 的烘干箱中,烘烤 30 min,以备电子束表面改性使用。

2.3 试样制备

使用线切割设备将电子束表面熔覆后的镍基合金试样切割为 20 mm×20 mm×10 mm 的长方体,取样方向为垂直于熔覆层表面方向。采用超声波将切好的试样在无水乙醇中清洗 10 min 以去除油污和杂质。用冷镶嵌的方式将清洗过的试样镶嵌制样,再使用 SiC 砂纸进行逐级打磨,然后抛光至表面光亮无划痕,经清洗吹干后,用于涂层截面形貌的表征。将处理好的试样放置于 10% 的草酸溶液中,15 V 电压下,电解抛光 30 s 后用清水冲洗后吹干,用于涂层显微组织结构观察和显微硬度的测量。用于电子背散射衍射 (EBSD) 的样品,用砂纸逐级打磨试样横截面并抛光。然后,试样在 10% 高氯酸酒精溶液中,20V 电压下,电解抛光 20 秒。

2.4 截面显微组织形貌观察

采用配备 EBSD 传感器 (牛津仪器,英国) 的扫描电子显微镜 (SEM, Zeiss 300, 德国) 对微观结构进行了观察和拍摄。采用该 SEM 所配的能谱仪 (EDS),测定并分析了电子束表面改性后样品中的元素组成。EBSD 以 0.4 μm 的步长捕获原始数据,并使用商业 Channel 5 软件分析数据。

2.5 显微硬度测试

显微硬度是衡量材料表面力学性能的重要指标之一。改性层层表面的显微硬度测量使用维氏硬度计 (HV, Huayin, HVS-1000)。将需要测试的试样表面打磨抛光至表面光亮无划痕,经清洗吹干后用于显微硬度测量。测试过程中负载为 2.98N,加载时间为 15s。每个样品取 5 个不同区域重复测试以减少误差。

2.6 摩擦磨损性能测试

采用线切割将试样加工成 20 mm×20 mm×10

mm 的方块以备摩擦磨损试验使用。摩擦磨损试验是在干燥室温条件下,使用美国 RTEC (MFT-5000) 摩擦磨损试验机的往复滑动摩擦磨损模块进行的。采用干摩擦直线往复的摩擦方式。摩擦副选用直径为 6.35 mm 的 WC-Co 球。试验频率为 1 Hz,法向载荷选用 50 N。滑动时间为 30 min,往复行程 6 mm。每次试验前后,均用无水乙醇对试样和测试平台进行清洗,避免上一次试验残留的磨屑对后续实验结果的影响。

摩擦磨损试验后,采用基于白光干涉仪扫描的三维 (3D) 表面轮廓仪,测量试样磨损表面的三维形貌。并利用 Gwyddion 图像分析软件计算磨损体积。为减小误差,每组试验重复计算三次,结果取平均值。磨损率的计算使用公式:

$$W=V/F \cdot S \quad (1)$$

其中: W 是磨损率 (mm³/(N·m)), V 是磨损体积 (mm³), F 是法向载荷 (N), S 是滑动距离 (m)。

利用 (ZIESS SIGMA FE-SEM) 扫描电子显微镜观察磨损后样品的磨痕表面形貌,利用其配备的 X 射线能谱仪 (EDS) 面扫描技术研究样品各部位的组分分布,并根据摩擦后样品的表面形态及元素分布,分析样品的磨损机制。

3 实验结果

3.1 熔覆层微观组织和形貌

图 3 显示了 400 mm/min 扫描速度下合金区横截面的 SEM 形貌。由图 3(a)可知,在合金层与基材结合区域周围可以观察到快速定向凝固结构,并且柱状晶体的生长方向垂直于界面。由图 3(b)可以发现,通过对镍基涂层进行电子束扫描,发现其表面微观结构有显著的改变,晶粒表现出典型的树枝结构。图 3(c)显示了熔覆层与热影响区之间存在一个狭隘的过渡区域。这主要是在熔覆层的固化过程中,在固-液相界面上,有较多的合金元素,造成了显著的凝固前沿成分过冷,并产生了大量的晶核。所以,因为电子束扫描时的成分过冷,再加上电子束扫描后的快速冷却,很容易造成熔覆层内部的成分不均匀,从而在晶界上产生成分偏析,从而形成晶间碳化物,如图 3(d)所示。

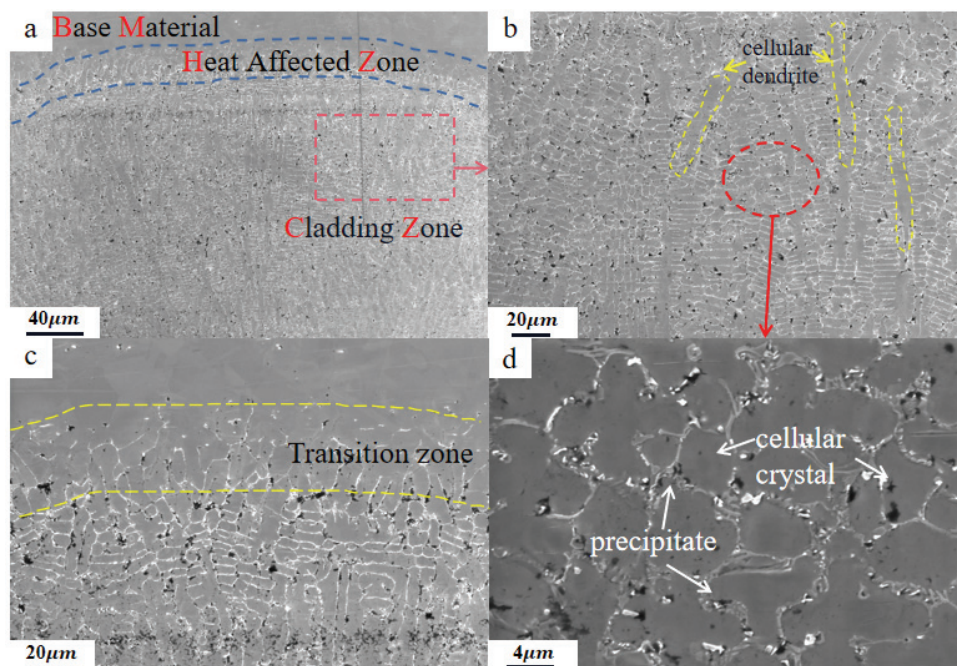


图 3 300 mm/min 扫描速度下合金区横截面的 SEM 形貌

Fig. 3 SEM morphology of the cross-section of the alloy zone at a scanning speed of 300 mm/min

3.2 熔覆层 EDS 能谱分析

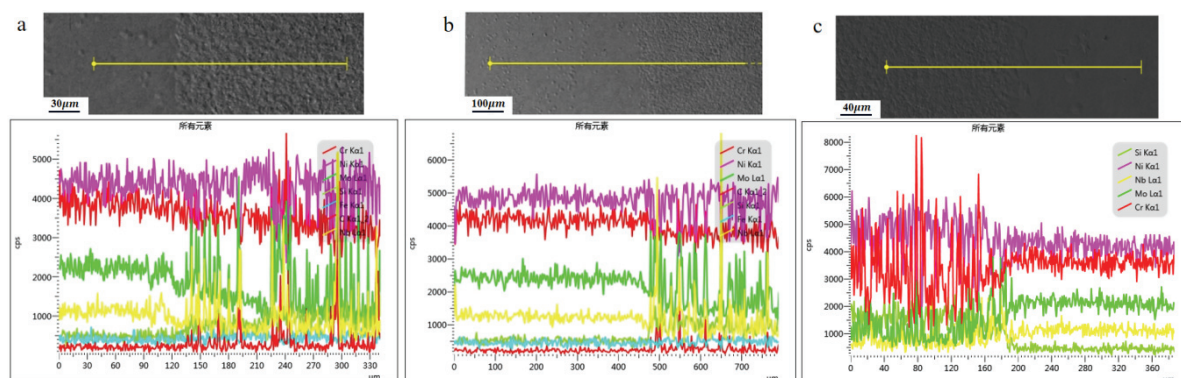


图 4 熔覆层 (CZ) 与热影响区 (HAZ) 的线扫描图像:(a)C200, (b)C300, (c)C400

Figure 4 Line scan images of cladding layer (CZ) and heat affected zone (HAZ): (a) C200, (b) C300, (c) C400

图 4(a-c)显示了合金层界面的横截面形态和元素分布。可以明显看出,各种元素均匀的分布在区(CZ)中,且熔覆区与基材交界处出现了一个狭窄的过渡区,在基体和合金层之间实现了良好的冶金结合。对于图 4(a)、(b)和(c),元素含量从合金层到基材内部发生了显著变化,尤其是在过渡区中。由 EDS 结果可以判断,在电子束熔覆过程中,元素在熔池内充分扩散。这主要归因于扫描电子束表面处理过程中极高的能量转化率。基于以上分析结果,

得出结论:通过电子束熔覆,可以制备良好的 NiCrBSi 涂层。

3.3 熔覆层 EBSD 分析

图 5 显示了不同聚焦电流扫描下 Inconel 625 的熔覆层 IPF、再结晶和 KAM 图。不同的颜色用于表示 IPF 图中的晶粒取向。由图 5 (a, d, g, j) 可以看出,原始试样经过电子束扫描处理后,晶粒长大,呈现长条状晶粒。

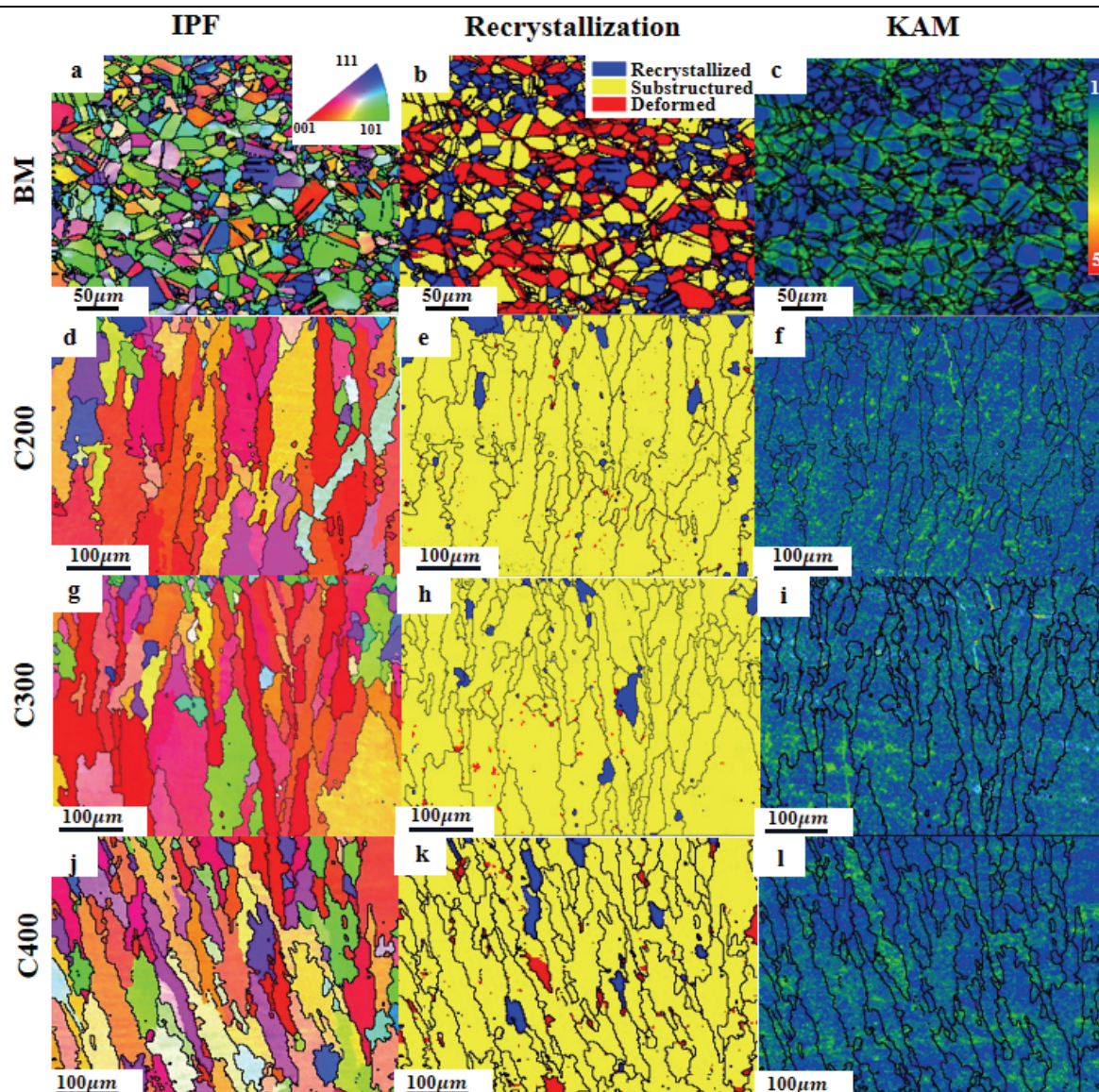


图 5 不同扫描速度电子束熔覆处理下 Inconel 625 的 IPF、再结晶和 KAM 图：基材 (BM) (a, b, c); C200 (d, e, f); C300 (g, h, i); C400 (g, h, i)

Figure 5 IPF, recrystallization and KAM diagram of Inconel 625 under electron beam cladding at different scanning speeds: base material (BM) (a, b, c); C200(d, e, f); C300(g, h, i); C400(g, h, i)

图 5 (b, e, h, k) 为不同条件下 Inconel 625 熔覆区域微观组织的再结晶图。从图 5 (b, e, h, k) 可以看出经过电子束扫描处理后，基体组织的红色变形区域消失，出现大面积黄色亚结构区域，局部存在红色变形区域。这主要是由于电子束扫描极大的冷却速率，导致再结晶不完全的现象。

图 5 (c, f, i, l) 为不同条件下 Inconel 625 微观组织的 KAM 图。对比图 5 (c) 可以看出，电子束扫描处理后，试样的局部取向差变的相对均匀，只有个别的地方，如局部晶界上或少量晶粒内部存在少量的高 KAM 值。

由图 5 (a, d, g, j) 可以看出，NiCrBSi 粉末涂层经过电子束扫描处理后，晶粒呈现长条状晶粒。在 C200 时，熔覆区组织呈现粗大的柱状晶。最大柱状晶尺寸长径 300 μm 左右，短径 75 μm 左右。在 C300 时，熔化区组织柱状晶变得细小，呈现细长的柱状晶，平均柱状晶尺寸长径 200 μm 左右，短径 50 μm 左右。在 C400 时，熔化区柱状晶长度变短，平均柱状晶尺寸长径 120 μm 左右，短径 35 μm 左右。随着电子束扫描速度增大，晶粒尺寸随之减小，这主要是因为扫描速度增大导致能量输入减少。

3.4 熔覆层织构分析

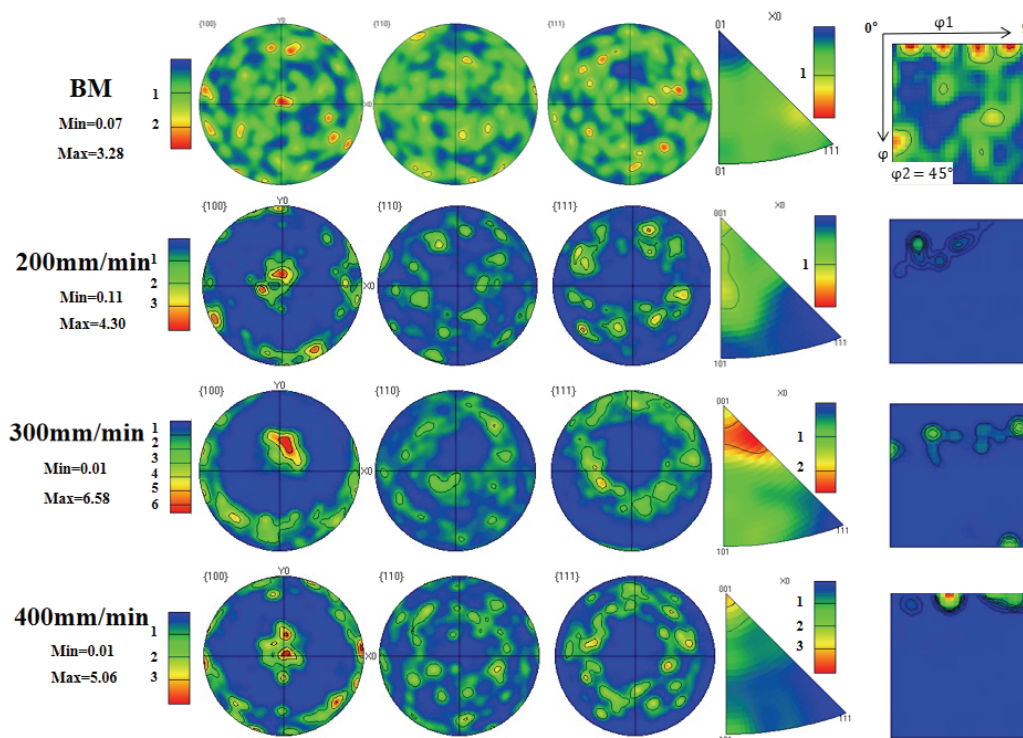


图 6 Inconel 625 原始试样和经过不同扫描速度（C200、C300 和 C400）电子束扫描处理后试样奥氏体织构的分布情况

Figure 6 Distribution of austenite texture of Inconel 625 original sample and sample after electron beam scanning at different scanning speeds (C200, C300 and C400)

图 6 是 Inconel625 原始试样和经过不同扫描速度（C200、C200 和 C400）电子束熔覆处理后试样，ODF 截取图（ $\psi_2=0^\circ, 45^\circ, 60^\circ$ ）。从 ODF 截取图上得到欧拉角，然后换算成对应的板织构表示。从图 6 中可以看出，原始状态下奥氏体织构集中在 Brass $\{110\}<112>$ 和 S $\{123\}<634>$ 型织构取向。当扫描速度为 200 mm/min 时，织构取向发生改变，大部分晶粒在沿轧制方向上比较接近 $<001>$ ，也就是接近于 Cube $\{001\}<100>$ 取向。随着扫描速度增加至 300 mm/min，晶粒择优取向减弱，织构仍然集中在 Cube $\{001\}<100>$ 型织构。当扫描速度继续增加至 400 mm/min 时，晶粒择优取向进一步减弱，Cube $\{001\}<100>$ 织构减弱，S $\{123\}<634>$ 型织构增加，存在一定的 Goss $\{110\}<001>$ 织构和 Copper $\{112\}<111>$ 织构。总的来说，经过电子束扫描处理后，Cube $\{001\}<100>$ 织构大幅度增强，Brass $\{110\}<112>$ 织构和 S $\{123\}<634>$ 织构大幅度减弱。且随着扫描速度的增加 Cube $\{001\}<100>$ 织构逐渐减弱。在扫描速度为 200 mm/min 时，Cube $\{001\}<100>$ 织构强度达到最高值，为 16.8%。

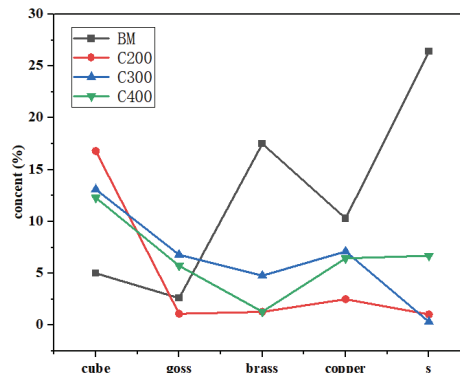


图 7 Inconel 625 原始试样和经过不同扫描速度（C200、C300 和 C400）电子束扫描处理后试样奥氏体织构的含量情况

Figure 7 Austenite texture content of Inconel 625 original sample and sample after electron beam scanning at different scanning speeds (C200, C300 and C400)

图 7 是 Inconel625 原始试样和经过不同扫描速度（200 mm/min、300 mm/min 和 400 mm/min）电子束扫描处理后，熔覆层试样奥氏体织构的含量统计图。从图 7 中可以看出，总的来说，原始试样主要是 S $\{123\}<634>$ 和 Brass $\{110\}<112>$ 。其中

S{123}<634>最多, 达到 26.4%。不同的扫描速度下, 熔覆层中, 织构类型发生一定的变化, 但最终都形成典型的立方型织构, 即以 Cube{001}<100>织构为主 (含量在 12%到 17%左右)。当扫描速度为 200 mm/min 时, 熔化区域 Cube{001}<100>织构含量达到 17.1%。晶体的<001>轴通常沿着温度梯度最大的方向生长, 熔化金属容易产生 Cube{001}<100>织构。所以, 电子束熔覆后, 以 Cube{001}<100>织构为主。

3.5 显微硬度分析

图 8 显示了在不同的扫描速度 (C200、C200 和 C400) 下电子束熔覆后试样的表面硬度。可以看出, 电子束熔覆后试样的表面硬度明显高于基材 (236 HB), 当扫描速度为 200 mm/min 时, 显微硬度为 341 HB, 是基材的 1.445 倍。当扫描速度为 300 mm/min 时, 显微硬度为 375.7 HB, 是基材的 1.592 倍。当扫描速度为 400 mm/min 时, 显微硬度为 459.7 HB, 是基材的 1.948 倍。可以看出, 随扫描速度的增加材料表面的显微硬度也随之增大, 在 400 mm/min 时达到最大值, 为基体的 1.948 倍。造

3.6 摩擦系数分析

图 9 为干摩擦条件下 Inconel 625 原始试样和不同扫描速度电子束熔覆后试样摩擦系数随滑动时间的变化曲线。可以看出其具有明显的阶段性变化特征, 大致能划成三个阶段: 初始磨合阶段、快速磨损阶段和稳定磨损阶段。初始磨合阶段, 摩擦表面上的微凸体率先接触, 发生粘着和塑性变形, 由于实际接触面积小, 接触应力大, 且摩擦表面没有润滑, 让微凸体受到剧烈地磨损, 因此摩擦系数急剧上升^[24]。待摩擦系数达到峰值时, 剧烈磨损令摩擦表面变得相对光滑, 摩擦副间的接触状态得以改善, 且产生的部分磨屑颗粒起到了“滚珠”的减摩作用, 令摩擦系数转而下降^[25]。这种摩擦系数初始上升到峰值然后下降的变化曲线, 是最常见的粘着磨损实验的摩擦系数曲线形式之一^[26]。在攀升阶段, 随着磨损程度的加深, 实际接触面积增大, 磨屑增多, 磨粒磨损加剧, 同时摩擦热促进了氧化反应, 并导致材料表面的微观软化, 令摩擦表面的粘着能力增强, 摩擦阻力增大, 摩擦系数停止下降反而开始攀升。待磨屑的产生和溢出达到相对平衡状态, 在摩擦热的软化效应和氧化表面的保护作用, 以及

成这种现象的原因可能与电子束熔覆过程中晶粒细化和等轴胞晶晶界间析出物有关。随着扫描速度的提高, 电子束熔覆过程中的粉堆单位面积加热时间变短, 导致过冷度提高, 进而导致晶粒细化的现象。可以看出, 电子束熔覆后的样品显微硬度相较于基体误差更大, 这也可能与内部缺陷和局部微观结构不均匀有关。结果表明, 电子束熔覆 NiCrBSi 粉末涂层能提高镍基合金的显微硬度。

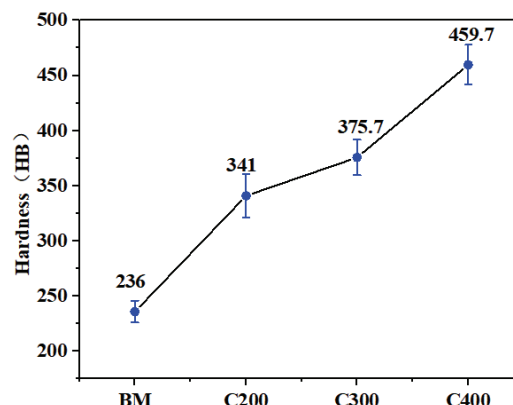


图 8 在不同的扫描速度下电子束熔覆后试样的表面硬度

Figure 8 Surface hardness of specimen after electron beam cladding at different scanning speeds

塑性变形导致的加工硬化效应的综合影响下, 摩擦曲线进入稳定磨损阶段, 摩擦系数稳定在一定的范围内。

在稳定磨损阶段, 电子束熔覆后的样品摩擦系数相差不大均在 0.45 左右波动, 整体均低于基体时的摩擦系数。电子束熔覆后的样品与干摩擦条件下的摩擦系数曲线相比波动更大, 这可能与内部缺陷和局部微观结构不均匀有关。

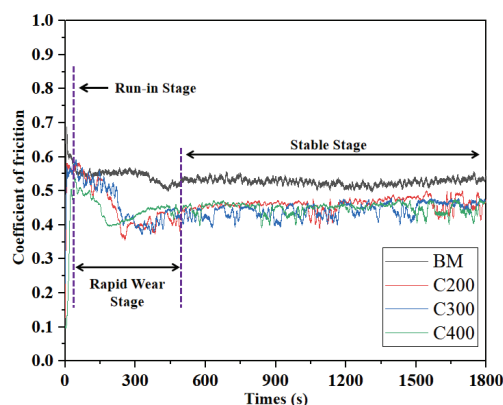


图 9 不同扫描速度电子束熔覆处理后镍基合金的摩擦系数-时间曲线

Figure 8 Friction-time curve of nickel-base alloy after electron beam cladding at different scanning speeds

3.7 磨损性能分析

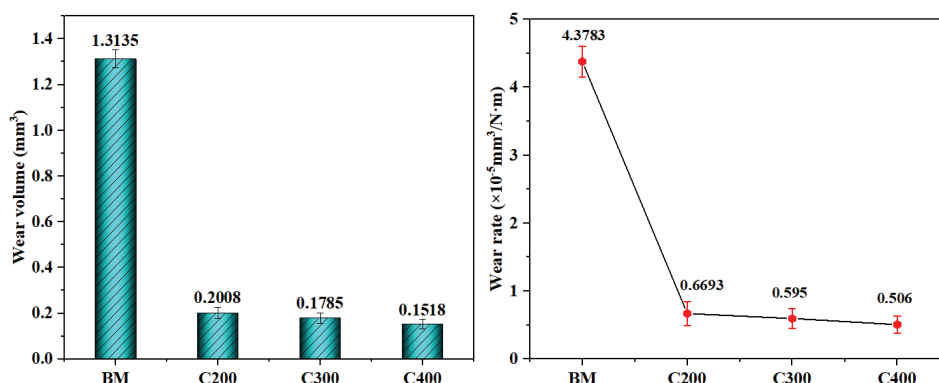


图 10 不同扫描速度电子束熔覆后镍基合金的磨损结果: (a) 磨损体积 (b) 磨损率

Figure 10 Wear results of nickel-based alloy after electron beam cladding at different scanning speeds: (a) wear volume (b) wear rate

利用 Gwyddion 图像分析软件计算磨损体积。如图 10 所示, 基体磨损体积和磨损率最大, 分别为 1.3135 mm^3 和 $4.3783 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ 。C200 时磨损体积和磨损率相较于基体有大幅度降低, 分别为 0.2008 mm^3 和 $0.6693 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ 。C300 时磨损体积和磨损率进一步降低, 分别为 0.1785 mm^3 和

$0.595 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ 。C400 时磨损体积和磨损率达到最小值分别为 0.1518 mm^3 和 $0.506 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ 。相较于基体时, C400 时磨损体积和磨损率降低了 88.44%, 耐磨性能提高了 8.65 倍。由此看来, 电子束熔覆 NiCrBSi 涂层能大幅度提高镍基合金的耐磨性能。

3.8 磨痕形貌观察与分析

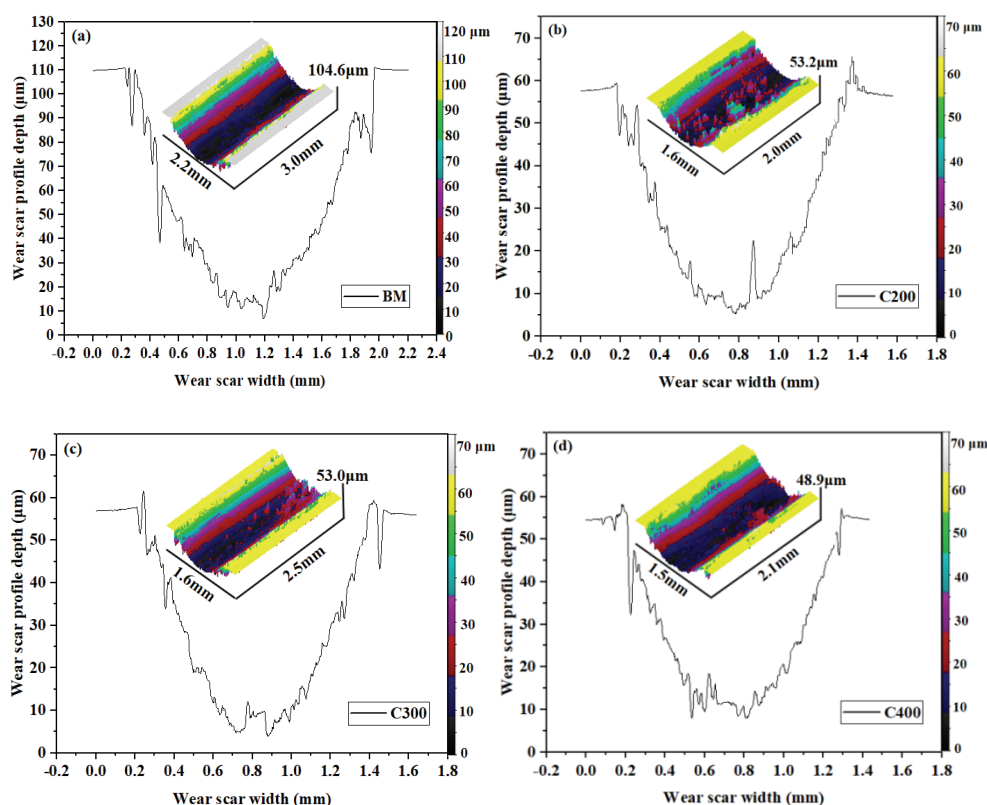


图 11 不同扫描速度电子束熔覆处理后产生的磨损表面的磨痕截面曲线和三维形貌

Figure 11 Cross section curve and three-dimensional morphology of worn surface after electron beam cladding at different scanning speeds

摩擦磨损试验后,采用基于白光干涉仪扫描的三维(3D)表面轮廓仪,测量试样磨损表面的三维形貌。图 11 为不同扫描速度下的样品在同种载荷作用下磨损表面的三维形貌和磨痕截面曲线。从图 10 中可以看出,基材材料磨损最严重,磨痕的宽度最大,深度也最大,最深处达到 $104.6\ \mu\text{m}$ 。电子束熔覆处理后的试样中,磨损有所改善。在 C200 时,磨痕的深度为 $53.2\ \mu\text{m}$ 。在 C300 时,磨痕的深度为

$53\ \mu\text{m}$ 。而在 C400 时,磨痕的深度下降,为 $48.9\ \mu\text{m}$ 。根据不同的磨损宏观形貌来看,电子束扫描速度对磨痕有较大的影响。随着扫描速度的增加,最大磨损深度,呈现减小的趋势。C400 试样中磨痕的深度最小,磨痕深度为 $48.9\ \mu\text{m}$ 。C200 和 C300 试样中磨痕的深度差别不大。这与图 9 中磨损体积和磨损量中得到的趋势一致。

3.9 磨损机理分析

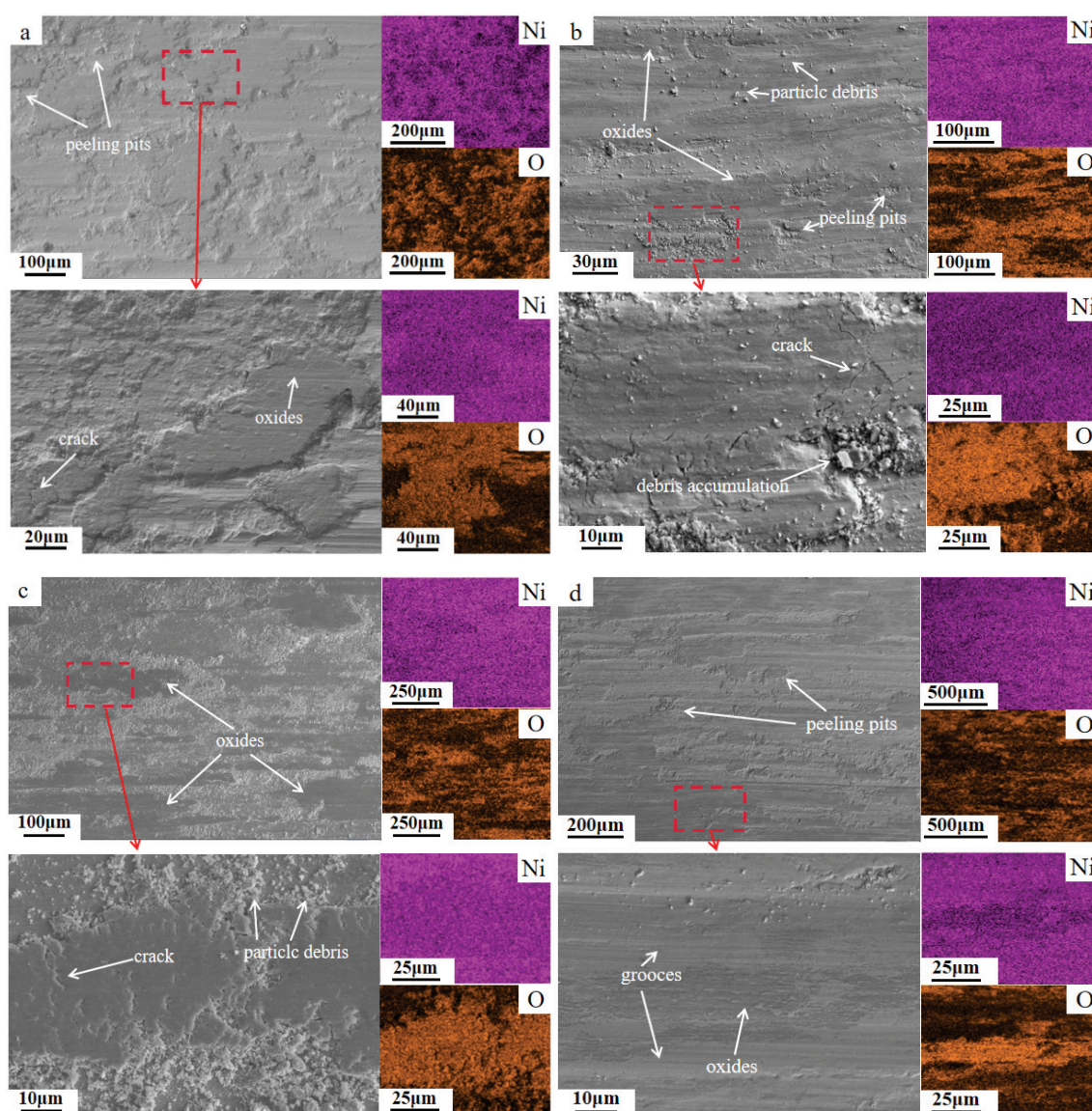


图 12 不同扫描速度下样品的磨痕 SEM 形貌和 EDS 面扫描结果。

(a) BM, (b) C200, (c) C300, (d) C400。

Figure 12 SEM Morphology and EDS Surface Scanning Results of Abrasion Marks of Samples at Different Scanning Speeds. (a) BM, (b) C200, (c) C300, (d) C400。

图 12 (a) 为干摩擦条件下 Inconel 625 镍基合金基体的磨损表面形貌,可观察到表面存在大面积

剥落坑、裂纹及氧化的暗色区域。图 12 (b-d) 为不同扫描速度的电子束熔覆后样品磨损表面元素

分布图,可看到磨损表面部分区域覆盖了大量的 O 元素,表明磨损表面发生了氧化行为,且与电子图像中的暗色区域相吻合。氧元素的分布扫描速度的增加而减少,表明了氧化磨损的存在;Ni 元素的缺失说明熔覆层与钨钢球之间存在材料迁移,是典型的粘着磨损特征。

图 12 (a) 中磨损表面分布着大面积的剥落坑,体现了较强的疲劳磨损机制,而平行于滑动方向的细且浅的犁沟,则说明存在较弱的磨粒磨损。Ni 元素的缺失说明带有较强粘着磨损特征。磨损表面部分区域覆盖了大量的 O 元素,表明磨损表面发生了氧化行为。从图 12 (b-d) 可以看出,随着扫描速度的增加,磨损表面的剥落坑和裂纹减少,直至 C400 时几乎不存在裂纹,氧化区域脱落产生的新生表面随之减少,氧化磨损减轻,造成了图 12 (d) 中 O 元素分布的减少。剥落坑周边的磨屑颗粒增加,磨粒磨损加重,使图 12 (d) 中的犁沟痕迹变明显,表面粗糙程度增大。磨屑颗粒散布在表面并参与到三体磨损中,令犁沟痕迹更明显。电子束熔覆后试样的主要磨损机制为磨粒磨损和氧化磨损,黏着磨损和疲劳磨损相较于基体均有不同程度的减弱。

如图 12 (b-d) 所示,与基体相比,电子束熔覆后试样的磨损表面较为平滑。图 12 (b) 中磨损表面散布着薄片状和颗粒状的磨屑,较浅的剥落坑和裂纹标志了疲劳磨损和磨粒磨损的存在。在 C400 时,疲劳磨损减弱,图 12 (d) 中磨损表面的凹坑与裂纹减少,同时磨屑经反复碾压与腐蚀变为细小颗粒,对磨损表面进行抛光,加速了材料的磨损,并留下了极其细浅的犁沟痕迹,表面粗糙程度下降,能有效降低摩擦系数和磨损率。

4 结论

以 NiCrBSi 粉末为涂层,对 Inconel 625 镍基合金进行了不同扫描速度的电子束表面熔覆处理,研究了扫描速度对微观组织和磨损性能的影响。结果如下:

1) 在电子束辐照过程中,NiCrBSi 颗粒经过电子束扫描后,熔覆层晶粒呈现典型的胞状树枝晶。Inconel 625 镍基合金电子束熔覆处理后,显微组织中的 FCC 相长成柱状。随着扫描速度的升高,柱状晶变得细小。其 FCC 相的形貌在熔覆层 (CZ) 主要为柱状晶粒。

2) 不同扫描速度电子束扫描处理后,Inconel 625 镍基合金 CZ 中,奥氏体组织类型发生了相似

的变化,S 织构和 Brass 织构减弱,Cube 织构增强,最终均形成以 Cube 织构为主的织构。此外,随着扫描速度的增加 Cube 织构逐渐减弱,在 C200 时 Cube 织构含量最多,为 16.8%。

3) 电子束熔覆处理后的材料表面硬度均高于基材 (236 HB),并在 400 mm/min 时达到最大值 459.7 HB,是基体的 1.948 倍。并且随着扫描速度的提升,显微硬度逐渐升高。这是因为随着,随扫描速度的增加,表面硬度随之降低。随着扫描速度的升高,熔覆层表面硬度升高,400 mm/min 时表面硬度最高,为 459.7 HB,表面硬度是基材的 1.948 倍。

4) 电子束熔覆处理后的试样较基体耐磨性能均有较大的提升,在 400 mm/min 时,磨损体积最小为 0.1518 mm^3 ,磨损率也最小,为 $0.506 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N} \cdot \text{m}$ 。400 mm/min 时磨损率较于基体降低了 88.44%,耐磨性提高了 8.65 倍。随扫描速度的增大,耐磨性能呈现增大的趋势。电子束熔覆处理后的试样磨损过程中主要为磨粒磨损,相较于基体氧化磨损和黏着磨损均有不同程度的减轻。

参考文献:

- [1] Ebach-Stahl A, Schulz U, Swadźba R, et al. Lifetime improvement of EB-PVD 7YSZ TBCs by doping of Hf or Zr in Ni Co Cr Al Y bond coats[J]. Corrosion Science, 2021, 181.
- [2] Cai J, Yao Y, Gao C, et al. Comparison of microstructure and oxidation behavior of Ni Co Cr Al Y Si laser cladding coating before and after high-current pulsed electron beam modification[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 881.
- [3] Wu J, Jiang X, Song P, et al. Anisotropy of interface characteristics between Ni Co Cr Al Y coating and a hot corrosion resistant Ni-Based single crystal superalloy during thermal exposure at different temperatures[J]. Applied Surface Science, 2020, 532.
- [4] Liu Z-Q, Ma R-X, Xu G-J, et al. Effects of annealing on microstructure and mechanical properties of γ -Ti Al alloy fabricated via laser melting deposition[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2020, 30(4): 917-927.
- [5] R.C. Reed, The Superalloys: Fundamentals and Applications, Cambridge University Press, Cambridge, 2006.
- [6] S. Sanchez, P. Smith, Z.K. Xu, G. Gaspard, C.J. Hyde, W.W. Wits, I.A. Ashcroft, H. Chen, and A.T. Clare,

- Powder bed fusion of nickel-based superalloys: A review, Int. J. Mach. Tools Manuf., 165(2021), art. No. 103729.
- [7] 陈娇,罗桦,贺戡,谭庆彪,祝国梁. 航天用镍基高温合金及其激光增材制造研究现状[J]. 精密成形工程, 2023, 15(01): 156-169.
- [8] 王会阳, 安云岐, 李承宇, 等. 镍基高温合金材料的研究进展[J]. 材料导报, 2011, 025(002): P.482-486.
- [9] 郭建亭. 高温合金材料学[M]. 科学出版社, 2010.
- [10] H. Rajani, S. Mousavi. The Role of Impact Energy in Failure of Explosive Cladding of Inconel 625 and Steel[J]. Journal of Failure Analysis and Prevention, 2012, 12(6): 646-653.
- [11] ZHANG K M, YANG D Z, ZOU J X, et al. Improved invitro corrosion resistance of a NiTi alloy by high current pulsed electron beam treatment[J]. Surface & coatings technology, 2006, 201(6): 3096-3102.
- [12] HAN Z Y, HAN J, JING Z Z, et al. Surface microstructure of nanoaluminized CoCrAlY coating irradiated by HCPEB[J]. Journal of nanomaterials, 2016(4): 1-8.
- [13] CAI J, GUAN Q F, YANG S, et al. Microstructural characterization of modified YSZ thermal barrier coatings by high-current pulsed electron beam[J]. Surface & coatings technology, 2014, 254(18): 187-194.
- [14] Xu Yang, Zhang Yue, Hao Shengzhi, et al. Surface microstructure and mechanical property of WC-6% Co hard alloy irradiated by high current pulsed electron beam[J]. Applied Surface Science, 2013, 279: 137-141.
- [15] 刘海浪, 卢儒学, 陈健, 徐珖韬, 张倩. 镍基合金电子束熔覆表面改性及高温耐磨性研究[J]. 金属热处理, 2021, 46(4): 161-166.
- [16] 刘海浪, 王波, 祁正伟, 等. 电子束熔覆 WC-CoCr 涂层的表面结构及耐磨性研究 [J]. 稀有金属材料与工程, 2018, 47(11): 3338-3344.
- [17] 魏德强, 赵振雷, 王荣. 电子束扫描对熔化区显微组织及性能的影响[J]. 中国表面工程, 2014, 27(4): 30-36.
- [18] 徐向阳, 刘世参, 周美玲, 等. 电子束重熔 CoCrW 涂层组织及抗微动磨损性能 [J]. 同济大学学报 (自然科学版), 2001(9): 1105-1108.
- [19] Iqbal M, Shaukat I, Mahmood A, et al. Surface modification of mild steel with boron carbide reinforcement by electron beam melting[J]. Vacuum, 2010, 85(1): 45-47.
- [20] Eunsub Yun, Lee Kyuhong, Lee Sunghak. Improvement of high-temperature hardness of (TiC, TiB)/Ti-6Al-4V surface composites fabricated by high-energy electron-beam irradiation [J]. Surface and Coatings Technology, 2004, 184: 74-83.
- [21] 刘科, 周小燕. 电子束扫描 45 钢表面合金化处理的研究[J]. 液压气动与密封, 2015, 35(5): 29-32.
- [22] 魏德强, 任旭隆, 王荣, 等. 45 钢电子束扫描表面 W 合金化组织和硬度[J]. 焊接学报, 2019, 40(2): 98-103.
- [23] 许洪斌, 茆荣山, 李晖, 等. 电子束合金化处理对电镀铬层表面形貌及性能的影响[J]. 热加工工艺, 2013, 42(14): 109-112.
- [24] 陈菊芳, 李小平, 薛亚平. 45 钢表面激光熔覆 Fe901 合金的摩擦磨损性能[J]. 中国激光, 2019, 46(05): 326-334.
- [25] Weijie Yang, Wenjun Meng, Xiaobing Dai. Microstructure and Dry Friction of 2205 Dual-Phase Steel during Solution Precipitation[J]. Shock and Vibration, 2021, 2021(7): 1-9.
- [26] Wu JienMin, Lin, SuJien, Yeh JienWei, Lee Po-Han, Huang Yuan-Sheng, Chen HungCheng. Adhesive wear behavior of Al_xCoCrCuFeNi high-entropy alloys as a function of aluminum content[J]. Wear, 2006, 261(5-6): 513-519. 513-519.