

液氮强制冷却对 Ti6Al4V 表面激光熔覆制备 WC/Ni60A 涂层微观组织和性能的影响

周建忠¹, 王松涛¹, 徐家乐¹, 谭文胜², 黄舒¹, 何文渊¹

(1. 江苏大学, 江苏 镇江 212013)

(2. 常州信息学院 常州市大型塑料件智能化制造重点实验室, 江苏 常州 213164)

摘要: 为改善 Ti6Al4V 钛合金的表面硬度和耐磨性能, 采用液氮强制冷却辅助激光熔覆制备 35%WC/Ni60A(质量分数, 下同)复合涂层, 研究液氮强制冷却对熔覆层微观组织和力学性能的影响。利用 XRD、OM、EM 和 EDS 分析液氮强制冷却熔覆层的显微组织和物相组成; 通过硬度试验, 磨损试验探究液氮强制冷却熔覆层的硬度及抗磨损性能。结果表明, 液氮强制冷却熔覆层由 $\alpha(\text{Ti})$, WC, W_2C , TiC, TiNi, Ti_2Ni , TiNi_3 , NiB 相构成。液氮强制冷却熔覆层的平均显微硬度 $\text{HV}_{0.2}$ 达到 13.63 GPa, 硬度较基体和空冷熔覆层分别提高 4 倍和 1.61 倍。此外, 液氮强制冷却熔覆层耐磨性分别为基体和空冷熔覆层的 5.39 倍和 1.77 倍。

关键词: 激光熔覆; 液氮强制冷却; Ti6Al4V; WC/Ni 涂层; 耐磨性

中图分类号: TN249; TG174.4

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)02-0500-09

Ti6Al4V 钛合金以其高比强度, 良好的抗疲劳及耐腐蚀性能与优异的耐热耐冷性能在航空航天、汽车、化工、能源及医疗等领域得到广泛应用。然而, Ti6Al4V 钛合金表面硬度低, 摩擦系数高、耐磨性差、对黏着磨损和微动磨损非常敏感等缺点已经严重制约了它作为关键耐磨构件的应用, 如 Ti6Al4V 钛合金作为阀及导杆、活塞杆、活塞销和连杆轴材料时, 易与对磨件产生磨损^[1-6]。因此, 提高 Ti6Al4V 钛合金表面耐磨性能具有十分重要的工程价值。

Ni 基 WC 复合涂层能将金属的强韧性、良好的工艺性和陶瓷材料优异的耐磨、耐蚀、耐高温和抗氧化特性有机结合, 可获得各种优异的表面性能, 是目前激光熔覆技术领域研究发展的热点。激光熔覆 WC/Ni 复合涂层时, 随着 WC 质量分数的增大, WC 作为增强相颗粒通过周围外延生长枝晶与涂层材料牢固结合, 涂层硬度和耐磨性也逐步提高^[7-10]。但是, 当 WC 含量高于 40% 时, 由于 WC 颗粒过多, 造成分布不均匀, 使其耐磨性下降。同时也发现激光熔覆过程中大激光功率会导致基体过度稀释并使得涂层中的组成元素蒸发和分解, 造成过烧^[11-13]。因此, 仅仅通过增加 WC 的含量来提高 Ni 基 WC 陶瓷涂层的耐磨性能, 反而会造成 WC 颗粒沉底聚集, 造成应力集中, 产生微

裂纹, 增大熔覆层稀释率。所以, 通过熔覆材料添加稀土元素, 电磁搅拌辅助激光熔覆, 或优化工艺参数等^[14-16], 提高 Ni 基 WC 陶瓷涂层的综合性能, 减少涂层稀释, 成为重要的研究方向。但是, 复合涂层中 WC 颗粒脱落、应力集中及稀释率过大的问题并未得到有效解决。Tan 等^[17]通过水冷激光熔覆铝基非晶纳米晶复合涂层改善涂层性能。结果表明, 由于在水冷下的高冷却速率引起熔覆层产生大量针状晶体以及晶粒细化, 对提高熔覆层性能起到重要作用。各国学者对激光熔覆、熔凝过程进行强制冷却研究发现: 在更高的冷却速率和温度梯度下, 柱状晶来不及生长, 变得细小, 并且随着冷却速度的增加, 二次枝晶逐渐增长, 细枝晶发达、组织紧密细化, 提高了涂层的硬度、耐磨性能和耐腐蚀性能^[18-21]。上述研究主要涉及低温水冷却熔覆层的研究, 而对液氮强制冷却激光熔覆金属基陶瓷涂层的研究至今鲜有报道。

本实验采用自行设计加工的液氮强制冷却激光熔覆装置, 对在 Ti6Al4V 钛合金基体上激光熔覆 35%WC/Ni60A 复合涂层进行表面强化。通过优化工艺参数, 研究液氮强制冷却对熔覆层的微观组织及相结构的影响, 分析熔覆层硬度和耐磨性能, 并与空冷熔覆层和原始 Ti6Al4V 钛合金性能进行比较。

收稿日期: 2018-02-02

基金项目: 江苏省普通高校学术学位研究生科研创新计划项目(KYZZ16_0330); 常州市高技术研究重点实验室资助项目(CM20153001)

作者简介: 周建忠, 男, 1964 年生, 博士, 教授, 江苏大学机械工程学院, 江苏 镇江 212013, 电话: 0511-88780219, E-mail: zhoujz@ujs.edu.cn

1 实验

激光熔覆实验所用基体材料为 Ti6Al4V 钛合金，将其加工成 40 mm×40 mm×6 mm 的试样，其成分组成为（质量分数，%）：6.1 Al, 4.2 V, 0.08 Fe, 0.01 C, 0.05 N, 0.002 H, 0.12 O, 余量 Ti。实验所采用熔覆层粉末为北矿新材料科技有限公司生产的流动性较好的 Ni60A+35WC 粉末成品，它是在自熔性合金粉末 Ni60A 中添加 35%WC 制成的混合粉末，粉末粒度范围 44~104 μm，微观形貌如图 1 所示。粉末的化学成分如表 1 所示。

采用 IPG YLS-2000 型光纤激光器进行熔覆实验，最大激光功率为 2000 W，最小光斑直径为 0.4 mm，激光波长为 1070 nm。利用本课题组自行设计制造的侧向送粉装置实现 Ni60A+35WC 粉末送粉量范围 5~26.80 g/min。实验前用 320#砂纸对基体表面进行打磨，并用无水乙醇进行清洗。为了避免熔覆过程中试样表面的氧化以及冷却中形成冷凝水珠，实验在自制液氮强制冷却激光熔覆装置中进行，装置如图 2 所示。氩气密封箱同步通入 99.99%高纯度氩气，气流量 15 L/min⁻¹。紫铜材质夹具下端采用梯形散热块设计并浸没于液氮中，熔覆试样放置于夹具的上端方槽内与夹具紧密贴合，以实现对试样的强制冷却。在总结课题组前期实验的基础上，选择最佳激光熔覆工艺参数：激光功率 1400 W，扫描速度 500 mm/min，光斑直径 3 mm，搭接率 30%，粉末送给率为 16 g/min。为了比较液氮强制冷却熔覆效果，对比试样在相同激光工艺参数下不通入液氮进行激光熔覆实验，对 2 种试样分别

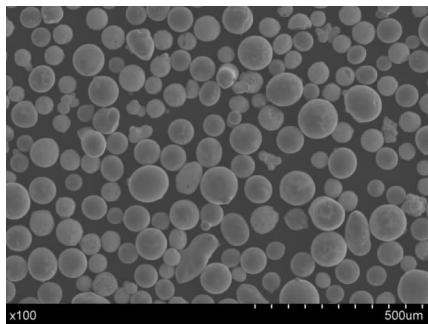


图 1 Ni60A+35WC 粉末的 SEM 照片
Fig.1 SEM image of Ni60A+35WC powder

表 1 Ni60A+35WC 粉末化学成分

Table 1 Chemical composition of Ni60A+35WC powder (ω/%)						
Cr	B	Si	Fe	C	WC	Ni
10.31	2.21	3.05	2.12	0.68	35.1	Bal.

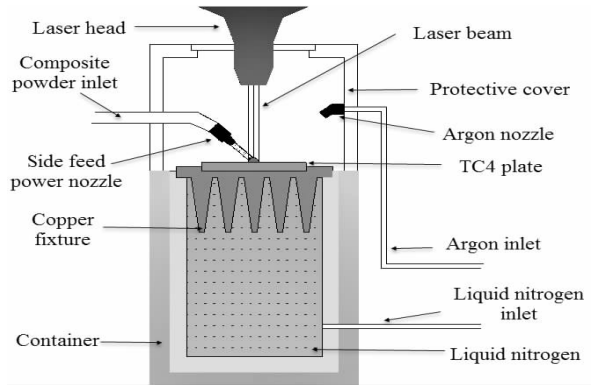


图 2 液氮强制冷却激光熔覆示意图
Fig.2 Schematic diagram of laser cladding under liquid nitrogen cooling

进行了单层、14 道激光熔覆。

采用 MM6 型金相显微镜 (OM) 和 S-3400N 型扫描电镜 (SEM) 观察熔覆层不同区域的微观组织。利用能谱仪 (EDS) 进行组织成分分析。采用 D8 ADVANCE 型 X 射线衍射仪 (XRD) 分析熔覆层的物相结构。采用 FM-700 型显微硬度计对熔覆层横截面显微硬度进行测试，载荷 1.96 N，加载时间 10 s。采用美国 MFT-5000 型摩擦磨损试验机在室温条件下分别对 Ti6Al4V 基板和熔覆试样块进行干滑动摩擦磨损试验，摩擦副为 Si₃N₄ 陶瓷球，线速度 5 mm/min，载荷 200 N，磨损时间 40 min。对磨损后的试样利用 SEM 观察磨痕表面微观形貌，探究其磨损机理。

2 实验结果与分析

2.1 熔覆层的宏观形貌和稀释率

图 3 所示为空冷与液氮强制冷却多道熔覆层的表面和横截面宏观形貌图。图 3a, 3b 为空冷与液氮强制冷却熔覆层成形状况。可以看出，液氮强制冷却熔覆层表面较为平整、均匀，并且表面出现黄褐色物质，参照张雪等人的研究发现^[22]，可推测是因为粉末中的 Cr、B、Si 等元素在表面形成良好的保护渣层，能够减少表面形成氧化和气孔等缺陷几率。由图 3c, 3d 可知，空冷与液氮强制冷却熔覆层组织均匀，均未出现明显的气孔和裂纹等缺陷，并且形成阴暗不同的 2 个区域，底部浅灰色区域为熔覆层与基体材料发生强烈稀释作用的区域，称之为稀释区或结合区 (DZ)，上部深灰色区域受稀释作用较小，称之为熔覆区 (CZ)^[23]。此外，空冷与液氮强制冷却熔覆层均与基体之间在结合区形成了连续起伏的锯齿状界面，且液氮强制冷却熔覆层结合区界面更平整，厚度相比空冷熔覆层减小，稀释区也较小。

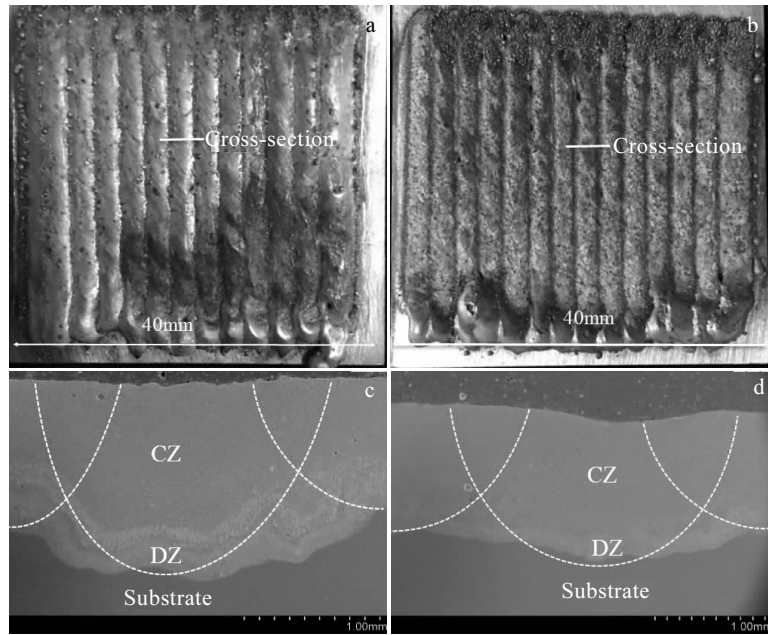


图 3 空冷和液氮强制冷却多道熔覆层的表面和横截面宏观形貌

Fig.3 Surface (a, b) and cross-section (c, d) view of the overlapping coatings under air cooling (a, c) and liquid nitrogen cooling (b, d)

激光熔覆层的稀释率是评价熔覆层质量的重要指标^[24], 适当的稀释率在激光熔覆的应用中起着至关重要的作用。为了定量表征空冷与液氮强制冷却熔覆层稀释率, 熔覆层的稀释率通过下式计算^[7]:

$$\eta = \frac{h}{h+H} \times 100\% \quad (1)$$

式中, η 为熔覆层的稀释率, H 为熔覆层的高度 (mm), h 为基体的熔深 (mm)。

图 4 为空冷和液氮强制冷却单道熔覆层的截面形貌。具体稀释率计算结果列于表 2 中。液氮强制冷却熔覆层稀释率约为 35.91%, 低于空冷熔覆层的稀释率 (约为 44.74%)。因为在本研究中所应用的激光熔覆工艺参数是相同的, 不同的冷却方式是影响熔覆层稀释率的决定因素。很显然, 同样激光工艺参数下, 液氮强制冷却相比空气冷却, 冷却速度得到提高, 元素间扩散速度减缓^[18], 基体熔深减小, 进而减小了熔覆层的稀释率。

2.2 熔覆层的相结构和微观组织

图 5 为空冷和液氮强制冷却熔覆层的 X 射线衍射图谱。液氮强制冷却和空冷熔覆层相组成相同: $\alpha(\text{Ti})$, WC , W_2C , TiC , TiNi , Ti_2Ni , TiNi_3 , Ni_3B 。在激光熔覆过程中, 液氮强制冷却会加快熔池凝固速率, 进而抑制基体中元素的扩散, 减少合金成分的偏析^[25]。本实验表明, 液氮强制冷却没有完全抑制基体中 Ti 元素往熔覆层方向的扩散, 在熔覆层中原位合成了

TiC 、 TiNi 、 Ti_2Ni 、 TiNi_3 二元相, 但是液氮强制冷却熔覆层中的 $\alpha(\text{Ti})$ 、 TiC 和 TiNi 衍射峰 (峰 7 和 4) 与空冷熔覆层相比强度明显减小。特别在 35° 和 63° 附近 TiC 衍射峰消失。

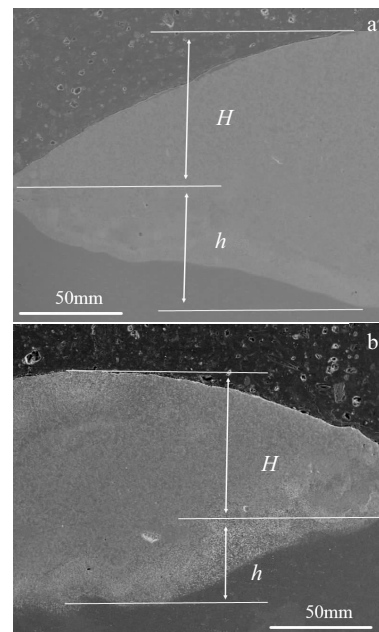


图 4 空冷和液氮强制冷却单道熔覆层的横截面形貌

Fig.4 Cross-section morphologies of the single-channel coatings under air cooling (a) and liquid nitrogen cooling (b)

表 2 稀释率计算结果

Table 2 Calculation results of dilution rate

Specimen	Cooling medium	H/ μm	h/ μm	H+h/ μm	$\eta/\%$
1	Air	641	519	1160	44.74
2	Liquid nitrogen	605	339	944	35.91

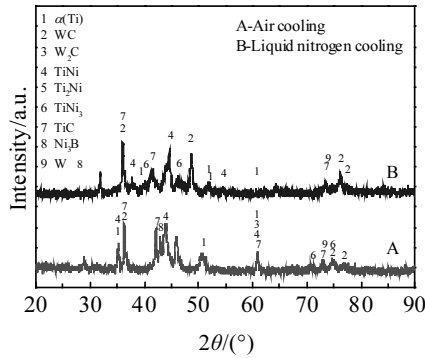


图 5 空冷和液氮强制冷却熔覆层的 XRD 图谱

Fig.5 XRD patterns of the coatings under air cooling and liquid nitrogen cooling

根据以往研究和热力学分析^[23], 粉末和基体在高能量密度的激光束照射下迅速熔化和冷却, 同时在进行多道搭接过程中, 导致搭接区域重熔, 熔覆层中 WC 颗粒几乎全部溶解。WC 高温分解提供的 C 与基体稀释提供的 Ti 反应生成 TiC, TiC 的形成聚集会导

致 WC 颗粒周围 C 含量减少, 这将有利于 W₂C 形成。因为 W₂C 属于亚稳相, 可以再次与 Ti 反应, 生成 TiC 和 W^[26]。

图 6 为空冷和液氮强制冷却熔覆层低倍界面特性和相应元素的线分布结果。如图 6c, 6d 所示, 钛元素线分布结果表明, 基体中部分钛元素已经通过稀释作用扩散到熔覆层的底部和熔覆层以下的结合区, 这种元素的稀释扩散有利于基体和熔覆层的冶金结合。

图 7 为空冷和液氮强制冷却熔覆层结合区高倍微观组织形态和相对应 A、B、C 处的 EDS 分析。如图 7b 所示, 液氮强制冷却熔覆层的一些深灰色、致密的胞状枝晶 (A) 取向一致地排列在结合区处, 白色细小的不规则颗粒 (B) 和浅灰色块状、棒状、细长条物相 (C) 弥散于熔覆层下部。EDS 点分析被用来鉴定不同形貌物相的化学成分, 如图 7c, 7d, 7e 所示, 结果列于表 3。整个液氮强制冷却熔覆层下部富含 Ti、C、W、Ni 元素, 但不同的区域 (A、B、C) 所富集元素含量和原子比不同。EDS 分析结果表明: 熔覆层底部深灰色胞状枝晶 (A) 主要富集 Ti、C 和 Ni 元素。白色不规则颗粒物相 (B) 中 W 和 C 元素原子含量接近 80%。浅灰色块状、棒状物、细长条相 (C) 主要富集 Ti、C、W 元素。如图 7a, 7b 所示, 液氮强制冷却和空冷熔覆层与基体冶金结合界面均光滑连续, 且在结合带处, 都形成定向凝固组织。此外, 液氮强制冷

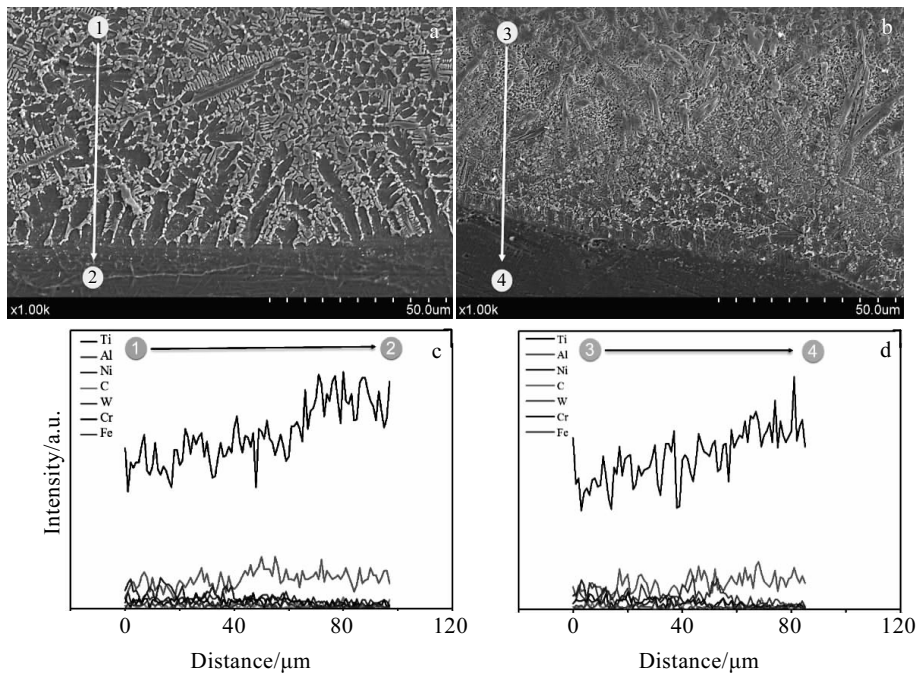


图 6 空冷和液氮强制冷却熔覆层结合区的低倍微观组织形态及相应元素线分布

Fig.6 Low magnification morphologies of the coatings under air cooling (a) and liquid nitrogen cooling (b) and corresponding linear element distributions (c, d)

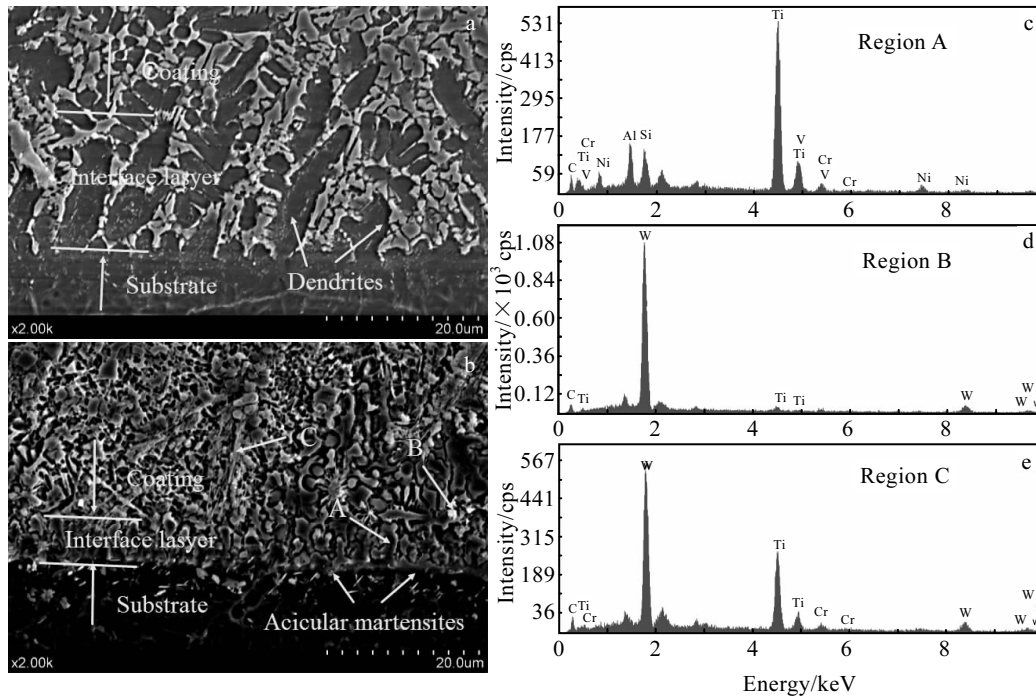


图 7 空冷和液氮强制冷却熔覆层结合区高倍微观组织形态和相对应 A、B、C 处的 EDS 分析

Fig.7 High magnification morphologies of the coatings under air cooling (a) and liquid nitrogen cooling (b) and EDS analyses (c~e) of the different regions (A, B, C) in Fig.7b

表 3 图 7b 中液氮强制冷却熔覆层不同区域的化学组成

Table 3 Chemical composition of different regions of the coating under liquid nitrogen cooling condition in Fig.7b

Region	Ti		Al		W		Ni		C		Cr	
	ω/%	at%	ω/%	at%	ω/%	at%	ω/%	at%	ω/%	at%	ω/%	at%
A	62.41	52.29	5.99	8.90	-	-	7.51	5.13	7.26	24.25	4.15	3.20
B	2.12	2.67	-	-	76.02	24.96	-	-	11.52	57.93	-	-
C	33.28	38.82	-	-	44.05	13.39	-	-	8.49	39.49	4.51	4.85

却熔覆层中的定向凝固组织相比空冷熔覆层取向一致性更强，组织结构更均匀细密。这种特殊的定向组织结构有益于提高熔覆层的纵向力学性能，阻止裂纹扩展、晶界滑移、位错移动，从而提高涂层的耐磨性能^[20]。液氮强制冷却激光熔覆过程中，因为液氮对基体持续冷却，熔池内熔体与基体具有极大的温度梯度，从而保持熔池内熔体所受的激冷强度始终在一个较高的水平（胞尖端过冷度很大）^[27-29]，持续高的激冷强度缩短组织的生长时间，使结合界面处定向凝固组织呈现针状马氏体形态，如图 7b 所示。

图 8 所示为空冷与液氮强制冷却熔覆层横截面的微观组织。如图 8a, 8c 所示，空冷熔覆层中层和上层形成很多浅灰色块状组织 A 和粗大的棒状组织 B，中间夹杂着少量黑色颗粒 C。如 8b, 8d 所示，液氮强制冷却熔覆层中层和上层由很多细小的棒状组织 D、树枝状组织 E 构成，存在着少量尺寸较小的块状组织 F，

中间布满细小致密的黑色颗粒 C。从整体来看，液氮强制冷却熔覆层的晶粒尺寸明显减小，并由空冷熔覆层中大尺寸块状、棒状结构向小尺寸树枝状、颗粒状转变。因为除了冷却方式的差异，所有的试样所施加的激光有效能量和粉末沉积密度是近似相同的，因此理论上不需要考虑激光加工工艺参数单量变化和组合变化对微观结构的影响。分析认为，激光熔覆快速凝固显微组织主要由温度梯度 G 、凝固速度 R 、冷却速度 dT/dt 决定， G/R 比值决定显微组织的特征， dT/dt 决定显微组织的尺度^[30]。激光熔覆过程中，液氮对基体进行持续冷却，能始终保证熔池与基体存在较大的温度梯度，极大地提高熔池冷却速度和凝固速度，进而起到减小熔覆层微观组织尺寸和细化晶粒的作用。研究表明：熔覆层的许多力学性能都取决于晶粒和微观组织的尺寸和形状^[31]，细化晶粒有利于激光熔覆层沉积过程中的断裂敏感性，提高熔覆层的断裂伸长率^[32-33]。

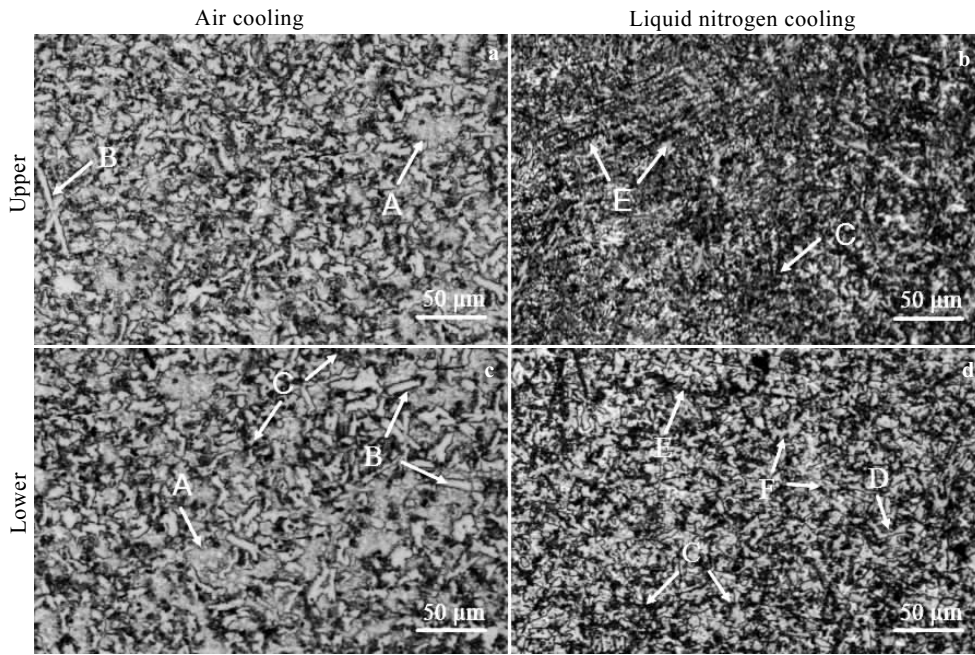


图 8 空冷和液氮强制冷却熔覆层横截面的微观组织

Fig.8 OM images of cross-section of the coatings under air cooling and liquid nitrogen cooling

所以，液氮强制冷却辅助激光熔覆能达到改善熔覆层微观组织、细化晶粒的目的，是提高熔覆层质量的一个重要方法。

2.3 熔覆层显微硬度分析

图 9 为基体、空冷和液氮强制冷却熔覆层显微硬度分布。通过计算，基体、空冷和液氮强制冷却熔覆层平均显微硬度分别为 3.40、8.49 和 13.63 GPa。液氮强制冷却熔覆层显微硬度较基体和空热熔覆层分别提高 4 倍和 1.61 倍。空冷和液氮强制冷却熔覆层显微硬度的提高均由于原位生成的 W_2C 、TiC 等碳化物硬质相和不同配比的 TiNi 析出相强化、固溶强化和弥散强化 (Ti、Ni、Cr 金属间化合物) 的综合作用。而液氮强制冷却熔覆层显微硬度相比于空热熔覆层进一步提高是由于液氮强制冷却带来的高冷却速率抑制高温晶粒高温生长行为，引起晶粒细化。此外，如图 7b 所示，激光熔覆在超低温液氮强制冷却条件下，形成针状马氏体并产生马氏体强化效应^[34]。

如图 9 所示，空冷和液氮强制冷却熔覆层的显微硬度呈现三阶梯状分布，这与熔覆层中熔覆区、稀释区和基体区的分布相一致^[22]。此外，空冷和液氮强制冷却熔覆层最高硬度都出现在次表面处，而非顶表面，这种现象类似于参考文献中的结果^[35-37]：其一，熔覆层最外层中的粉末元素 (Ni、C、Cr、Si) 在高能量激光束直接照射下容易燃烧和蒸发，浮渣和气体导致杂质和孔隙度等一些缺陷不可避免地出现在最外表面^[17]。

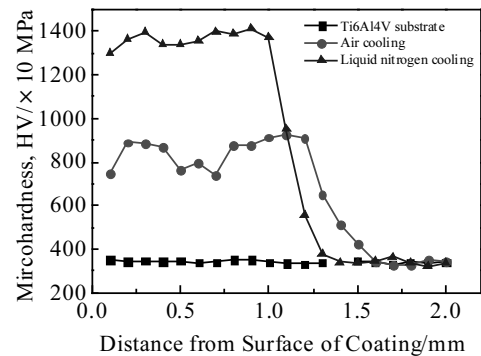


图 9 基体、空冷和液氮强制冷却熔覆层的显微硬度分布

Fig.9 Microhardness distribution of the substrate and the coatings under air cooling and liquid nitrogen cooling

其二， W_2C 等硬质相颗粒的密度远高于结合金属 Ni60 密度，由于热毛细现象产生强烈的搅拌和对流，硬质相颗粒容易向熔覆层下部沉积。

2.4 熔覆层摩擦磨损分析

图 10 为基体、空冷和液氮强制冷却熔覆层摩擦系数。其中 Ti6Al4V 基体平均摩擦系数 (0.3395) 最小，液氮强制冷却熔覆涂层平均摩擦系数 (0.3676) 次之，空热熔覆涂层平均摩擦系数 (0.4471) 最大。液氮强制冷却熔覆层由于具有更大的温度梯度和更快的冷却速度，熔覆层产生晶粒细化作用，其中包括原位生成

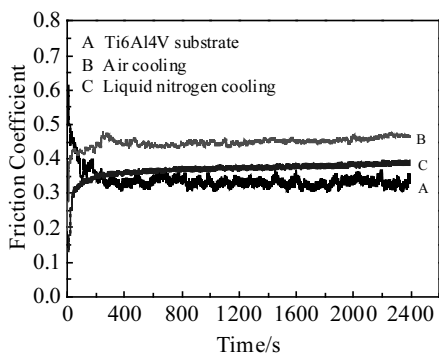


图 10 基体、空冷和液氮强制冷却熔覆层摩擦系数

Fig.10 Friction coefficient of the substrate and the coatings under air cooling and liquid nitrogen cooling

的细小 W_2C 和 TiC 等碳化物硬质相以及不同配比的 $TiNi$ 析出相,使得磨损时表面粗糙度较小,因而摩擦系数相比空冷熔覆层较小。通过磨损后测量计算,基体、空冷和液氮强制冷却熔覆层磨损量分别为 2.334、0.765 和 0.433 mg。若以磨损失重的倒数来表征耐磨性^[38],液氮强制冷却熔覆层耐磨性分别为基体和空冷熔覆层的 5.39 倍和 1.77 倍。

基体、空冷和液氮强制冷却熔覆层磨损表面如图 11 所示。由图 11a, 11b 可见, $Ti6Al4V$ 钛合金基体表面上有严重的塑性变形区和深犁沟。这是因为 $Ti6Al4V$ 钛合金基体的表面硬度远远小于对磨件 Si_3N_4 陶瓷球,在施加 200 N 载荷下,钛合金表面会发生严重的塑性变形,此外,陶瓷球表面的微凸体会对较软的钛合金

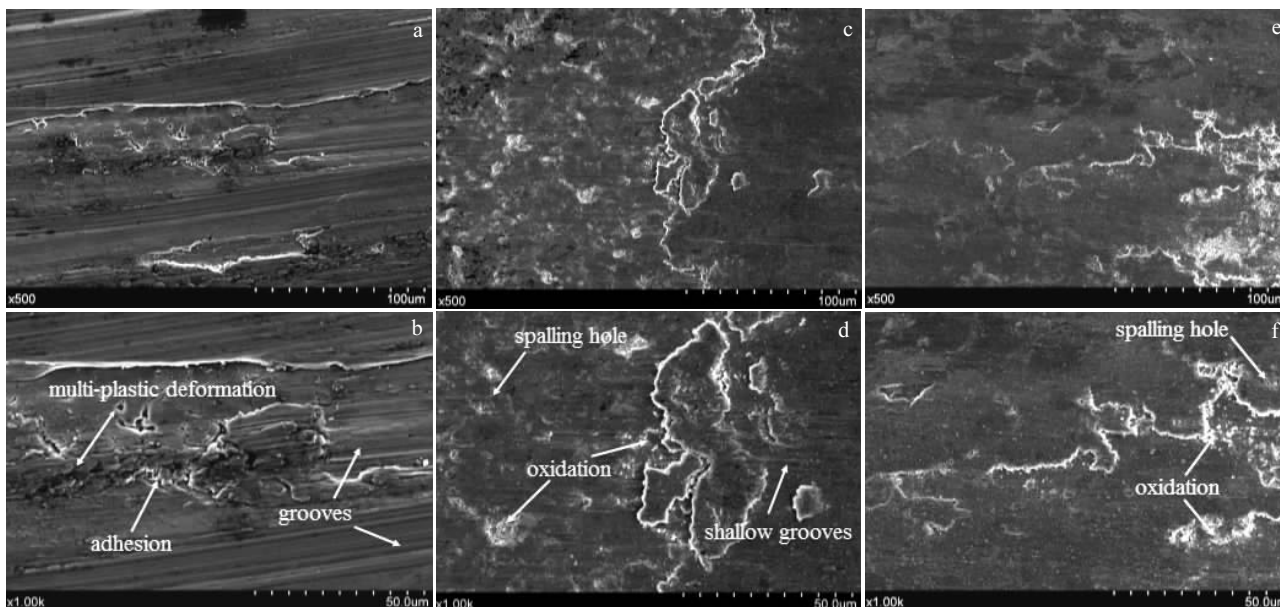


图 11 基体、空冷和液氮强制冷却熔覆层磨损表面 SEM 照片

Fig.11 SEM images of the worn surfaces of the substrate (a, b), the coatings under air cooling (c, d), and liquid nitrogen cooling (e, f)

表面产生犁削作用^[8,24]。磨损形式主要为黏着磨损和塑性变形。如 11b, 11c 所示,空冷熔覆层表面有一些较浅的犁沟、氧化磨削物和显微凹坑。这是因为空冷熔覆层含有大量 W_2C 、 TiC 、 $TiNi$ 等硬质相,表面硬度明显高于基体,对磨件 Si_3N_4 陶瓷球对熔覆层产生较弱的显微切削作用,未能产生塑性变形^[39]。磨损形式主要为磨粒磨损和氧化磨损。如图 11e, 11f 所示,液氮强制冷却熔覆层只有少量氧化磨削物和细小的显微凹坑。这是因为液氮强制冷却熔覆层的表面硬度相比空冷熔覆层更大,对磨件 Si_3N_4 陶瓷球很难对熔覆层产生显微切削作用,故熔覆层表面并未看到犁沟。此外,液氮强制冷却熔覆层中的微观组织和晶粒更细

小,细晶强化作用更明显。磨损形式主要表现为轻微磨粒磨损和氧化磨损。

3 结 论

- 1) 液氮强制冷却熔覆层稀释率约为 35.91%,明显低于空冷熔覆层的稀释率(约为 44.74%)。
- 2) 液氮强制冷却熔覆层的微观组织由空冷熔覆层中大尺寸块状、棒状结构向小尺寸树枝状、颗粒状转变。此外,熔覆层结合区中的定向凝固组织相比于空冷熔覆层取向一致性更强,组织结构更加均匀细密。
- 3) 与空冷熔覆层相比,液氮强制冷却熔覆涂层平均显微硬度提高了 1.61 倍,耐磨性提高了 1.77 倍,而

且平均摩擦系数也降低。

4) 液氮强制冷却熔覆层中存在细晶强化、析出相强化 (W₂C、TiC 等)、固溶强化和弥散强化 (Ti、Ni、Cr 金属间化合物) 等综合强化作用,液氮强制冷却熔覆涂层表现出更加优异的耐磨损性。

参考文献 Reference

- [1] Weng Fei, Chen Chuanzhong, Yu Huijun. *Materials & Design* [J], 2014, 56(6): 412
- [2] Das D K, Trivedi S P. *Mater Sci Eng A*[J], 2004, 367(1-2): 225
- [3] Zhang Xiaowei(张晓伟), Liu Hongxi(刘洪喜), Jiang Yehua(蒋业华) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(1): 178
- [4] Ganesh B, Sha W, Ramanaiah N et al. *Materials & Design*[J], 2014, 56(4): 480
- [5] Zhu Y, Liu D, Tian X et al. *Materials & Design*[J], 2014, 56(7): 445
- [6] Österle W, Klaffke D, Griepentrog M et al. *Wear*[J], 2008, 264(7-8): 505
- [7] Luo X, Li J, Li G J. *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2015, 626: 102
- [8] Weng Z, Wang A, Wu X et al. *Surface & Coatings Technology* [J], 2016, 304: 283
- [9] Zang Chuncheng(臧春城), Wang Yanzhong(王延忠), Zhang Yidu(张以都) et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(5): 385
- [10] Li Fuquan(李福泉), Feng Xinyou(冯鑫友), Chen Yanbin(陈彦宾) et al. *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2016, 43(4): 111
- [11] Fernández M R, García A, Cuertos J M et al. *Wear*[J], 2014, 324-325: 80
- [12] Wang Kaiming(王开明), Lei Yongping(雷永平), Wei Shizhong(魏世忠) et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment* (材料热处理学报)[J], 2016(7): 172
- [13] Wu Ping(吴萍), Zhou Changchi(周昌炽), Tang Xinan(唐西南) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2002, 38(12): 1257
- [14] Zhang K M, Zou J X, Jun L I et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22(8): 1817
- [15] Yu Benhai(余本海), Hu Xuehui(胡雪惠), Wu Yu'e(吴玉娥) et al. *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2010, 37(10): 2672
- [16] Weng Z, Wang A, Wu X et al. *Surface & Coatings Technology*[J], 2016, 304: 283
- [17] Tan C, Zhu H, Kuang T et al. *Journal of Alloys & Compounds* [J], 2017, 690: 108
- [18] Cui Z Q, Shi H X, Wang W X et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25(5): 1446
- [19] Ge Y, Wang W, Su G et al. *Rare Metal Materials & Engineering*[J], 2016, 45(8): 1949
- [20] Wang Pengchun(王鹏春), Lu Yang(路阳), Yang Xiaotian(杨效田) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2016, 26(2): 375
- [21] Zhu Hongmei(朱红梅), Tan Chaolin(谭超林), Kuang Tongchun(匡同春) et al. *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2015, 42(10): 89
- [22] Zhang Xue(张雪). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Anshan: Liaoning University of Science and Technology, 2014
- [23] Sun Ronglu(孙荣禄), Niu Wei(牛伟), Wang Chengyang(王成扬) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(1): 7
- [24] Ma Q, Li Y, Wang J et al. *Materials & Design*[J], 2016, 92: 897
- [25] Wang Wenxian(王文先), Cheng Jianhua(陈建华), Zhang Hongxia(张红霞) et al. *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2011, 38(7): 113
- [26] Li Fuquan(李福泉), Gao Zhenzeng(高振增), Li Liqun(李俐群) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(1): 177
- [27] Shang Zhao(商昭). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Xian: Northwestern Polytechnical University, 2015
- [28] Shang Z, Shen J, Zhang J F et al. *JOM*[J], 2014, 66(9): 1877
- [29] Shang Z, Shen J, Wang L et al. *Intermetallics*[J], 2015, 57: 25
- [30] Liu Dan(刘丹), Chen Zhiyong(陈志勇), Chen Kepei(陈科培) et al. *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2015, 40(3): 58
- [31] Farshidianfar M H, Khajepour A, Gerlich A P. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2016, 231: 468
- [32] Ahmad R, Bakar M A. *Materials & Design*[J], 2011, 32(10): 5120
- [33] Brandl E, Schoberth A, Leyens C. *Materials Science & Engineering A*[J], 2012, 532(3): 295
- [34] Wang Wen(王文), Li Yao(李瑶), Hao Yaxin(郝亚鑫) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(11): 2842
- [35] Gao Y, Wang C, Lin Q et al. *Surface & Coatings Technology* [J], 2006, 201(6): 2701
- [36] Chen C J, Wang M C, Wang D S et al. *Corrosion Engineering Science & Technology*[J], 2007, 42(2): 130

- [37] Zhou S, Zeng X, Hu Q *et al.* *Applied Surface Science*[J], 2008, 255(5): 1646
[38] Rong Lei(戎磊). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University, 2011
[39] Ren Jia(任佳), Liu Xiubo(刘秀波), Yu Pengcheng(余鹏程) *et al.* *Tribology*(摩擦学学报)[J], 2015, 35(4): 407

Microstructure and Properties of WC/Ni60A Coating on Ti6Al4V by Laser Cladding Under Liquid Nitrogen Cooling

Zhou Jianzhong¹, Wang Songtao¹, Xu Jiale¹, Tan Wensheng², Huang Shu¹, He Wenyuan¹

(1. Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China)

(2. Changzhou Key Laboratory of Large Plastic Parts Intelligence Manufacturing, Changzhou College of Information Technology, Changzhou 213164, China)

Abstract: To improve the hardness and wear resistance of Ti6Al4V alloy, composite coatings were prepared on Ti6Al4V substrate by laser cladding 35wt%WC/Ni60A under liquid nitrogen cooling. The microstructural evolution and mechanical properties of the coating under liquid nitrogen cooling were investigated. The phase composition and microstructure were investigated by XRD, OM, SEM, EDS. Besides, the hardness and the wear resistance were analyzed by hardness testing and wear testing, respectively. The results indicate that the coating under liquid nitrogen cooling is mainly composed of α (Ti), WC, W₂C, TiC, TiNi, Ti₂Ni, TiNi₃ and NiB. The average microhardness of the coating under liquid nitrogen cooling is about 13.63 GPa, which is 4 times higher than that of the Ti6Al4V substrate and 1.61 times higher than that of the coating under air cooling. The wear resistance of the coating under liquid nitrogen cooling is 5.39 times higher than that of the Ti6Al4V substrate and 1.77 times higher than that of the coating under air cooling.

Key words: laser cladding; liquid nitrogen cooling; Ti6Al4V; WC/Ni coating; wear resistance

Corresponding author: Wang Songtao, Master, School of Mechanical Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, P. R. China, Tel: 0086-511-88780219, E-mail: 2210102422@qq.com