https://doi.org/10.12442/j.issn.1002-185X.20250348

激光熔覆WC-Co涂层及耐磨性研究进展

屈可朋[1]，赵明月[2]，王 楠[2]，翟棋勋[2]，陈永楠[2]，赵永庆[3]

（1. 西安近代化学研究所，陕西 西安 710065）

（2. 长安大学，陕西 西安 710064）

（3. 西北有色金属研究院，陕西 西安 710016）

摘 要：激光熔覆因其冶金结合好、热影响区窄等优势被广泛应用于钛合金等金属的表面强化。在各种强化材料中以WC为超硬陶瓷相，通过与Co的协同作用，能有效提升熔覆层的硬度和耐磨性。然而研究发现激光功率对熔覆层质量有显著影响，功率过高时WC颗粒过度溶解，容易萌生裂纹和气孔，功率过低时容易产生未熔颗粒和孔隙等缺陷。本文重点综述了激光功率对涂层中WC晶粒尺寸及生长机制的影响规律，总结了涂层的耐磨机制；同时分析了当前制备WC-Co涂层存在的主要局限性及相应的改善措施，最后对存在的问题及未来发展趋势进行了展望。

关键词：钛合金；激光熔覆；WC-Co复合涂层；耐磨性

中图法分类号：TG174.44 **文献标识码**：A **文章编号**：1002-185X（2026）10-2652-13

1 引 言

针对现代高端装备对钛合金部件极端工况耐磨性、耐腐蚀性、抗疲劳性的综合性能需求，尤其是随着高速载运、深海勘探、核电设施等领域的服役环境日益严苛，对关键运动副材料的表面强化技术提出了更高要求。基于WC体系超高硬度、优异耐磨性及高温稳定性，其作为钛合金表面强化涂层可显著提升部件寿命[1–3]。然而传统热喷涂技术存在结合强度低、孔隙率高及热影响区晶粒粗化等问题，制约其进一步的应用发展。基于高能束冶金结合的激光熔覆技术，相比传统表面工程方法，具有稀释率可控、热输入精准、冶金结合强度高、设计灵活性强、生产时间短等优势，可实现复杂零部件的高强涂层制备[4–6]。

WC因具有高熔点、高硬度、良好的化学和热稳定性，可显著提升涂层的硬度和耐磨性能[7]。然而在激光熔覆过程中，较高的熔池温度易导致WC相脱碳甚至溶解，形成脆性金属碳化物，从而降低涂层的硬度和耐磨性能[8–10]。在WC颗粒表面包覆Co层可降低激光熔覆过程中WC颗粒对能量的吸收率，减缓WC的溶解[11]；并且Co与WC良好的润湿性可增强硬质相与基体的界面结合，从而提高涂层的耐磨性能[12–15]。例如，Li等人[16]通过激光熔覆技术在Ti-6Al-4V钛合金表面制备了微米/纳米WC增强Co基熔覆层，发现纳米WC因高比表面积和溶解活性，促进了界面元素扩散，形成更致密的细晶结构，并与基体实现半共格冶金结合，经过干滑动磨损测试显示，纳米WC熔覆层磨损量仅为基材的1/2至1/4.5，经分析发现其耐磨性提升归因于细晶强化、硬质相弥散分布及界面结合优化，该研究为钛合金表面耐磨涂层开发提供了工艺参考。Lv等人[17]以TC4钛合金为基体材料，利用激光熔覆技术在基体表面制备了WC/Co复合涂层，通过实验研究了涂层的摩擦磨损性能。结果表明，熔覆层的硬度最高可达810 $HV_{0.3}$，显著高于基体。同时涂层的磨损性能相较于基体得到明显改善，特别是当WC含量为15 wt%时，涂层表现出最佳的抗磨损性能，其磨损体积相比基体减少了50.7%。他们的研究对于增强钛合金制液压减震器销头的耐磨性，从而确保核电站管道及机械设备的安全稳定运行具有重要意义。Xu等人[18]在Ti-6Al-4V基底上成功沉积了WC-25Co熔覆层，通过优化参数，在激光功率为1300 W的情况下，得到的熔覆层不仅具有优异的冶金结合和高硬度，还有效避免了传统方法中存在的裂纹和孔隙问题，为工业领域提供了一种改善或修复零件表面性能的有效方法，特别是在需要耐磨应用的场景中。Hu等人[19]采用同步送粉模式的激光熔覆技术制备了WC-12Co复合涂层。研究发现，在适当的激光能量密度和扫描速度条件下，WC-12Co复合粉末边缘的WC颗粒能够部分溶解于液态Co及基体中，从而形成层状WC和鱼骨状M_3W_3C(M=Ti,Co)的新碳化物。这

收稿日期：2025-10-28

基金项目：西安近代化学研究所（含能材料陕西实验室）开放合作创新基金（WZKF20251020）

作者简介：屈可朋，男，1983年生，硕士，研究员，西安近代化学研究所，陕西 西安 710065，电话：029-88291309，E-mail：qukepeng204@163.com

不仅促进了 WC 颗粒与基体间良好的冶金结合，还显著提升了涂层的硬度、降低了摩擦系数并减少了磨损率。此外，该研究还指出，当激光功率设定为 1500 W 时，可以获得无孔隙、裂缝等缺陷的高致密性涂层，且其与基材的冶金结合效果优良。这一成果对于提升材料表面性能，特别是在耐磨性和抗腐蚀性方面，提供了重要的理论依据和技术支持。

尽管如此，激光熔覆 WC-Co 涂层技术在实际应用中仍面临诸多挑战，包括高体积分数 WC 强化机制、高掺量 WC 引发的开裂倾向、异质基体结构匹配等关键问题仍缺乏系统认知。综上所述，本文重点阐述了以钛合金为基体的激光熔覆 WC-Co 涂层技术的研究现状、耐磨机制及其关键问题。相较于现有综述，本工作系统解析了激光功率这一核心工艺参数对 WC 晶粒演化规律的定量化影响机制；进而深入总结了不同功率条件下 WC-Co 涂层的微观组织结构演变特性及其对耐磨性能的调控机理。不仅梳理了 WC 溶解-析出行为、弥散强化作用、界面冶金结合强度以及裂纹、气孔产生等问题与性能间的内在关联，还系统归纳了优化涂层韧性与耐磨性的关键创新策略。本综述为深入理解激光熔覆 WC-Co 涂层的耐磨机理、优化工艺设计及推动其在高端钛合金部件上的工业化应用提供了重要参考。

2　激光功率对 WC-Co 复合涂层耐磨性的影响

2.1　激光功率对 WC 晶粒尺寸及生长机制的影响

作为耐磨涂层理想的增强相材料，WC 在激光熔覆技术中逐渐成为研究的热点，研究表明激光功率的改变显著影响涂层中 WC 晶粒的尺寸及生长机制。根据 Ge 等人[20]制备的 WC-9Co 复合涂层，随着激光功率的增加，WC 的脱碳程度加剧，导致 WC 的(101)晶面逐步转变为更稳定的(100)晶面，且 W_2C 的(111)晶面经历了一系列向(220)和(200)晶面的转换，晶格膨胀至 0.476 nm×0.611 nm，导致涂层脆性增加，该研究揭示了激光功率通过调控热力学条件驱动 WC 脱碳行为及晶面择优取向的机制，为涂层微观结构优化提供了理论依据。在胡妙[21]的研究中，随着激光功率的降低（1500、1200、1000、800 W），残余 WC-12Co 颗粒内的 WC 晶粒尺寸显著减小，范围依次约为 8~16 μm、1~2 μm、0.6~0.9 μm 和 0.5~0.7 μm。值得注意的是，在较高功率区间（1500 至 1200 W），WC 晶粒尺寸对功率变化高度敏感，减小幅度较大；而在较低功率区间（1000 W 至 800 W），其对功率变化的敏感性降低，尺寸减小幅度较为平缓，不同激光功率与晶粒尺寸的定量关系如表 1 所示。

当激光功率较低（<1500 W）时，输入的能量不足以充分熔融 WC 硬质相颗粒，导致其在随后的凝固过程中因可用形核点稀疏且体系过冷度不足而无法充分生长；而在功率达到 1500 W 的中等水平时，熔池达到了良好的热力学状态，WC 相得以完全溶解并随着熔体的快速冷却在高过冷条件下发生非平衡凝固，从而促进了尺寸在 1~5 μm 范围内的均匀细晶形成；随着功率进一步提升（>1500 W），高能束流引发了熔池过热，这不仅破坏了凝固固-液界面的稳定性，更延长了高温熔体驻留时间，最终促使高温扩散过程主导的 Ostwald 熟化机制发生作用，造成晶粒明显粗化至 10 μm 以上。

You 等人[22]采用激光熔覆技术在 Ti-6Al-4V 表面制备了强化涂层，他们的研究发现 WC 在激光加工过程中发生了溶解现象，并且溶解的程度与激光线能量密度（linear energy density, LED）大小呈正相关。这意味着随着 LED 的增加，WC 的溶解变得更加剧烈。不同 LED 制备的复合涂层中 WC 晶粒的尺寸均大于原始粉末中的 WC 颗粒，且随着 LED 的增加，WC 晶粒尺寸逐渐增大，平均尺寸从 1.89 μm 增加到了 5.81 μm。激光熔覆前后 WC 的形貌特征发生了显著变化，从不规则的多边形转变为边缘锐利且相对规则的角状形貌。在高 LED 条件下，还可以观察到 WC 晶粒的部分团聚及异常长大，这归因于 Marangoni 对流效应。此外，XRD 图谱显示，各复合涂层中 WC 的强衍射峰相比标准 WC 衍射峰位均发生了小角度向右偏移，且偏移角度随着 LED 的增加而增加。这表明 WC 的晶面间距在激光熔覆后发生了改变，晶格常数减小，晶体内部出现了不同程度的原子排列改变和晶格畸变。

除此之外，该论文还详细讨论了 WC 的演变机制，在激光熔覆过程中 WC 的演变主要是一个溶解和生长的过程（图 1）。WC 颗粒的溶解主要发生在激光加热过程中[23]，这是演化过程的开始，也是持续生长的前提。由于 Marangoni 对流搅拌的作用强度与 LED 成正比[24]，Marangoni 对流强度的不同导致了在高 LED 下 WC 颗粒的部分聚集，而在低 LED 下则均匀分布[25]。此外，WC 颗粒溶解过程中，熔池内会发生以下反应：

表 1　激光功率与晶粒尺寸的定量关系

Table 1　Quantitative relationship between laser power and grain size[21]

Laser power	WC grain size	WC grain evolution process
Low power (<1500 W)	Growth restriction	Grain growth is inhibited due to the insufficient energy input.
Medium power (1500 W)	1–5 μm	Moderate energy is provided. WC fully melts and rapidly solidifies, forming fine grains.
High power (>1500 W)	>10 μm	Excessive energy is provided. Thermal accumulation causes grain boundary migration and significant grain coarsening.

$$WC \rightarrow W+C \quad (1)$$

$$2WC \rightarrow W_2C+C \quad (2)$$

上述反应促使WC颗粒溶解并释放出W和C原子进入熔池，且溶解程度随LED升高而加剧。在高LED条件下，WC颗粒剧烈溶解，导致熔池中成核位点数量较少，而自由W和C原子浓度较高，这使得熔池内的W和C有两种主要反应模式：以少量固态WC作为成核位点进行生长，以及与其他元素反应形成共晶碳化物[26]。相反，在低LED条件下，熔池内WC的溶解度不高，导致W和C原子浓度较低但成核位点多，随后开始根据上述反应模式进入WC演化的生长阶段。随着复合涂层冷却，Marangoni对流现象减弱，因此自由W和C原子主要通过扩散迁移，并开始自发合成反应[27]：

$$W+C \rightarrow WC \quad (3)$$

为了研究LED与WC晶粒生长的关系，You等人[22]进一步探索了WC的生长机制，WC的生长环境可以被看作是一个高温下的液相烧结状态，引入Lifshitz-Slyosov-Wagner（LSW）预测模型（式4）和Trans-Interface Diffusion-Controlled（TIDC）预测模型（式5）判断WC在液相烧结池中的粗化方式，发现晶粒尺寸分布均符合LSW模型的预测值（如图2），因此液相烧结熔池中WC的生长是一个与W和C原子结合的粗化过程[28]。

$$g_{LSW}=\frac{81}{2^{\frac{5}{3}}}\cdot\frac{u^2}{(1.5-u)^{\frac{11}{3}}}\cdot\frac{1}{(3+u)^{\frac{7}{3}}}e^{\frac{-u}{1.5-u}},\ u<1.5 \quad (4)$$

$$g_{TIDC}=\frac{24u}{(2-u)^5}e^{-\frac{3u}{2-u}},\ u<u_m \quad (5)$$

其中，u为晶粒在各尺度分布的归一化半径，可以通过微观组织中粒径分布$r/\langle r\rangle$计算得出。

为了进一步分析WC颗粒在演化过程中的形状变化，他们对晶体面进行分析，发现每个WC晶粒中存在3个习性面$(10\bar{1}0)$、$(0\bar{1}10)$和$(\bar{1}100)$，在WC生长过程中这些面具有较高的表面能。高表面能归因于每个单元晶胞中存在更多的W-C键空位，从而使WC颗粒更容易在熔池中与W和C原子结合并通过形成W-C键来生长[29]。处于平衡状态下的WC将沿着$(10\bar{1}0)$、$(0\bar{1}10)$和$(\bar{1}100)$晶体面逐渐生长成三角形。由于激光熔覆的快速冷却速率，在不同LED条件下制备的复合涂层中的WC晶粒在非平衡凝固过程中呈现为带有尖锐边缘的三角形和多边形[30]（图3）。

2.2　激光功率对WC-Co复合涂层微观形貌的影响

研究表明激光功率对WC-Co复合涂层的微观形貌具有显著调控作用，任呈祥[31]通过激光熔覆技术制备了WC颗粒增强的钴基合金（Stellite6）-Co基熔覆层，并探讨了不同工艺参数尤其是激光功率对熔覆层微观结构和性能的影响，如图4所示，激光作用下，Stellite6粉末钴基合金在激光熔覆过程中经历了快速熔化与迅速冷却的阶段，在快速熔化的阶段中，粉末流以及基材的表面被激光束快速加热至液态，二者形成良好的冶金结合。但是由于熔覆层各部位在冷却过程中的冷却速度和温度梯度不同，导致利用激光熔覆技术制备Stellite6-Co基熔覆层的显微组织形态在不同的区域呈现出不同的形貌。在不同工艺参数下制备的Stellite6-Co基熔覆层的横截面显微组织大致相同，从熔覆

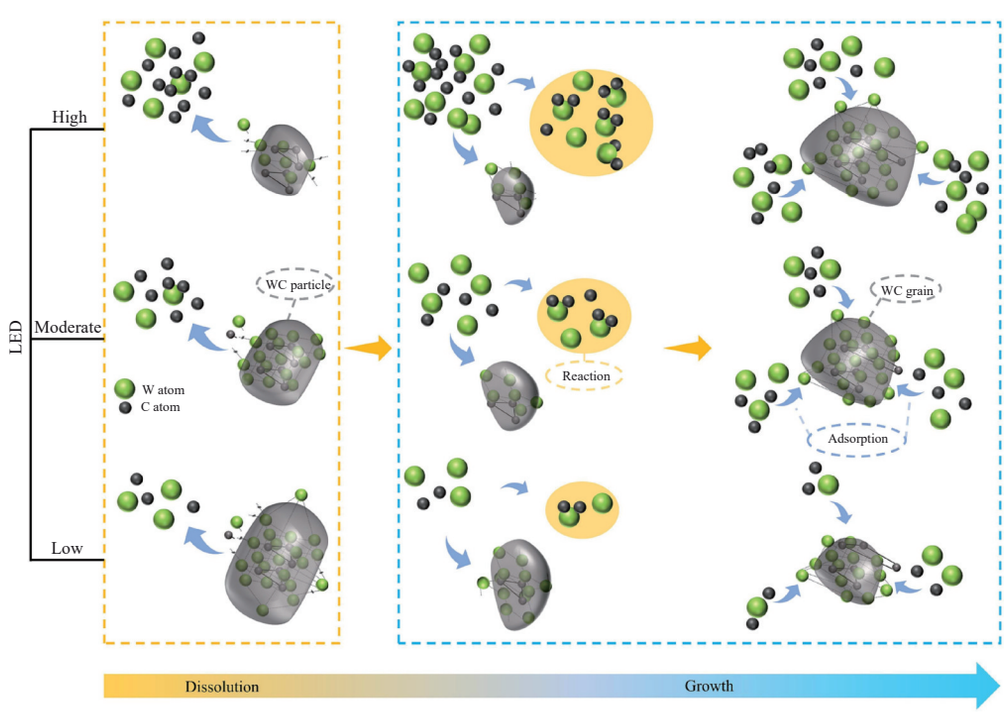

图1　激光熔覆过程中WC演变示意图

Fig.1　Schematic diagram of WC evolution during laser cladding process[22]

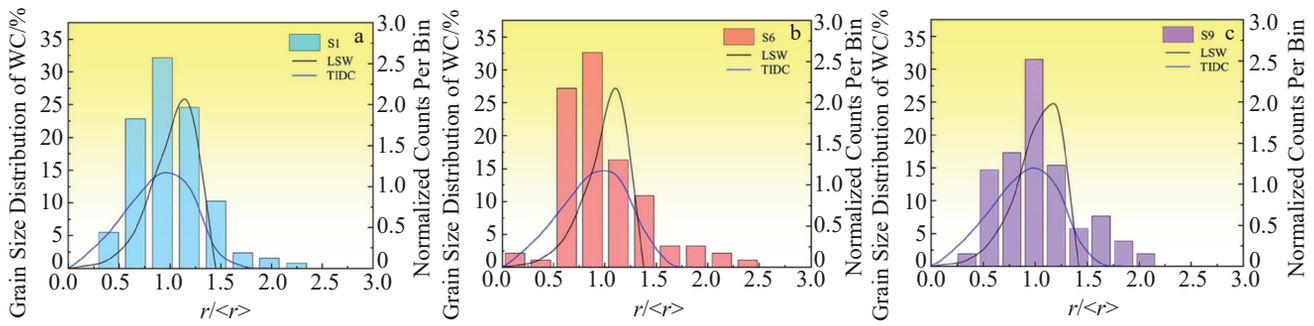

图2 不同LED值WC的粒径分布以及粗化方式的预测模型曲线

Fig.2 Predicted model of WC particle size distributions and coarsening method curves with different LED values: (a) 73.3 J/mm, (b) 166.7 J/mm, and (c) 283.3 J/mm[22]

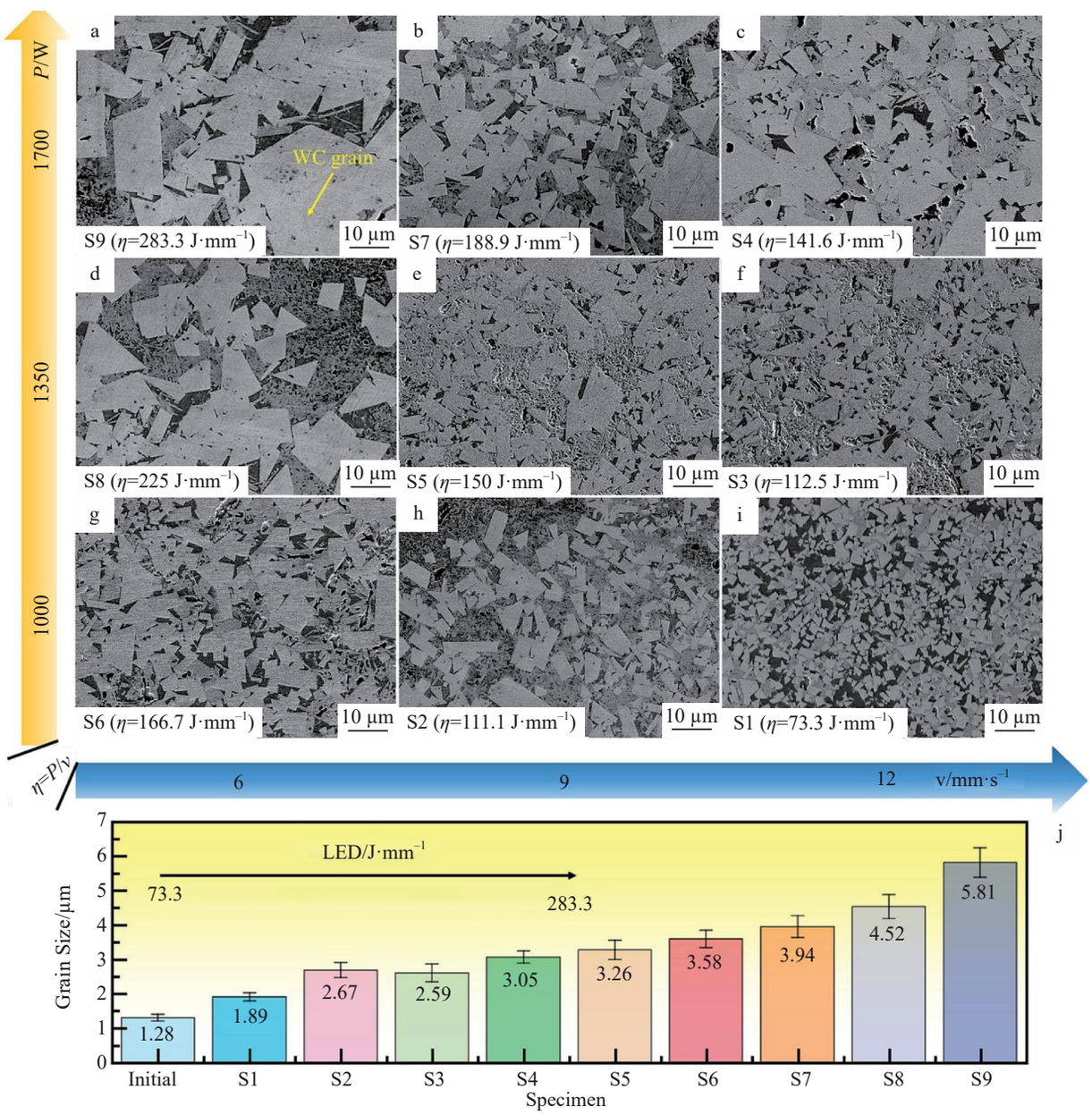

图3 不同LED制备的复合涂层中熔覆区的微观结构和晶粒尺寸

Fig.3 Microstructures and grain size of the cladding zone in composite coatings prepared with different LEDs[22]: (a–i) microstructures of the cladding zone; (j) average size of the initial WC particles in the powders and WC grains in the cladding zone

Note: $\eta=P/v$, where η is the laser linear energy density (J·mm^{-1}), P is the laser power (W), and v is the scanning speed (mm·s^{-1}).

层的底部到顶部显微组织依次为：平面晶、胞状晶、树枝晶和等轴晶。根据相关激光熔覆的工艺参数研究成果和凝固理论，晶体在凝固时一般会产柱状和等轴状这两种典型的显微结构[32]。由于生长条件的差异，柱状晶会长成胞状晶、树枝晶或平面晶；等轴晶的形状也会因为生长条件的不同而呈现出菱形、五边形等形状。

图 5 为不同工艺参数下熔覆层的显微组织，其中图 5a~5c、5d~5f 和 5g~5i 对应的激光功率分别为 1400、1600 和 1800 W。对比图 5a、5d 和 5g 可以看出，随着激光功率由 1400 W 升高至 1800 W，熔覆层的总体晶粒尺寸呈减小趋势，且中部树枝晶的面积占比明显降低。图 5a 中熔覆层底部存在部分树枝晶，而图 5d 和 5g 中该区域主要为胞状晶。这表明，随着激光功率升高，熔覆层在成形过程中吸收的热量增加，促进了底部组织由树枝晶向胞状晶转变，说明激光功率对熔覆层显微组织演变具有重要影响。

Xu 等人[18]通过激光熔覆技术在 Ti-6Al-4V 合金基底上成功制备了 WC-25Co 复合涂层，研究了不同激光功率对熔覆层微观结构的影响，结果表明，当激光功率过低时，熔覆层表面存在未熔化的 WC-25Co 粉末。相反当激光功率过高时，涂层材料容易过烧和蒸发，裂纹和气孔加剧（图 6）。当功率设定为 1300 W 时，可形成无裂纹和气孔的 WC-25Co 涂层，他们的研究表明，激光功率对熔覆层的微观结构有显著影响，通过优化激光功率，可获得无

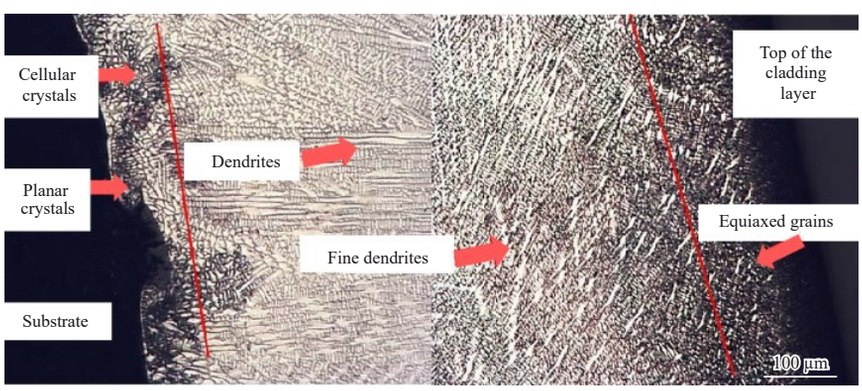

图 4　熔覆层显微组织分布示意图

Fig.4　Schematic diagram of microstructure distribution of the cladding layer[31]

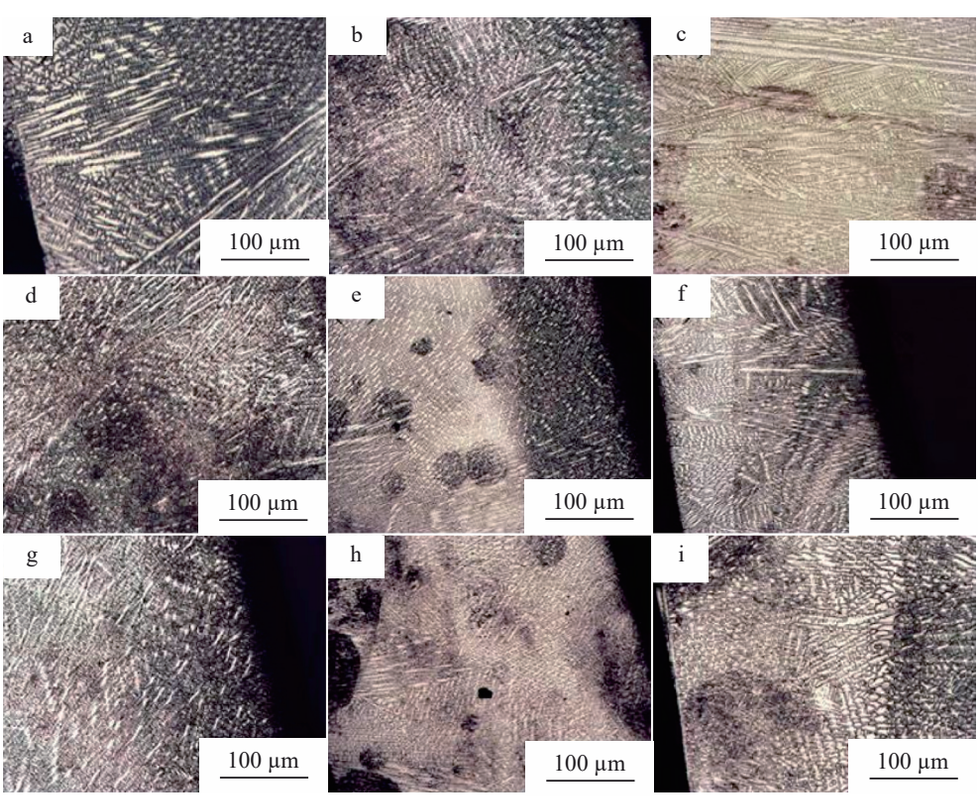

图 5　不同工艺参数下熔覆层的显微组织

Fig.5　Microstructures of the cladding layers prepared under different process parameters: (a–c) 1400 W; (d–f) 1600 W; and (g–i) 1800 W[31]

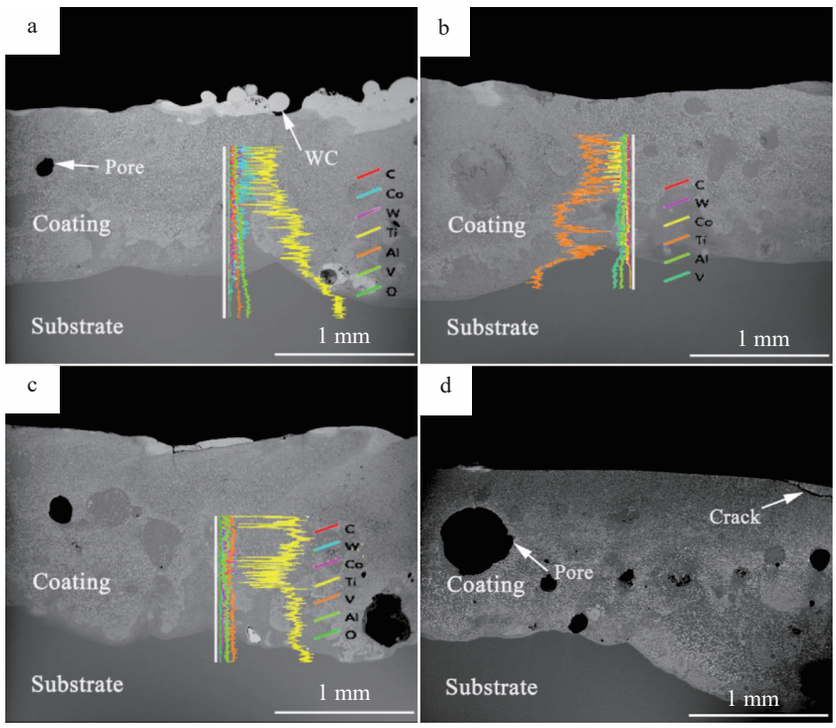

图 6　不同激光功率下 WC-25Co 涂层截面的 SEM 照片

Fig.6　SEM images of the cross section of WC-25Co coatings at different laser powers[18]: (a) 1100 W, (b) 1300 W, (c) 1500 W, and (d) 2000 W

裂纹和气孔的 WC-25Co 熔覆层。

2.3　激光功率对 WC-Co 复合涂层耐磨性的影响

WC-Co 是一种著名的硬质合金，由陶瓷材料骨架 WC 和作为粘结剂的 Co 组成，具有高硬度、高耐磨性和高强度的特点[33–36]，被广泛用作激光熔覆技术中的涂层材料，以改善其他金属的表面性能。根据 Wang 等人的研究[37]，通过激光熔覆制备的 Stellite-6/WC 复合涂层中，钴包覆碳化钨颗粒构成核壳结构（WC-12Co）的应用显著降低了裂纹敏感性。相较于未包覆的 WC 颗粒，WC-12Co 通过钴层缓解了 WC 与 Stellite-6 之间的热膨胀系数失配，减少了界面微间隙的形成（图 7）。在耐磨性方面，WC-12Co 颗粒通过保护 WC 核心的完整性，显著提升了涂层的硬度和抗磨损能力。WC-12Co 涂层的硬度（63.5~65.5 HRC）高于直接使用 WC 的涂层（59~61 HRC）。在 500 ℃ 高温磨损试验中，相同 WC 含量下，WC-12Co 涂层的磨损宽度和深度均更低。这种差异源于钴层抑制了 WC 颗粒在激光熔覆过程中的分解，保留了更多硬质 WC 相，并通过紧密的界面结合（图 7a）减少颗粒脱落。同时，WC-12Co 的球形形貌可以降低涂层内部应力集中，避免了直接使用不规则 WC 颗粒易引发的裂纹及快速磨损现象。对涂层的三维磨损形貌进行进一步分析发现（图 8），WC-12Co 涂层的磨损表面更平滑，磨粒切削痕迹更浅，证实其通过均匀分布的 WC 颗粒和优化的界面结合，实现了更优的高温耐磨性能。

Jiang 等人[38]采用“单变量法”，即其他参数固定不变，通过调控激光功率（1400、1600、1800、2000 W），在 Ti-6Al-4V 基体上制备了 WC-Co 复合涂层，并对其耐磨性进行了研究。结果表明在 1400、1600、1800 和 2000 W 激光功率下，

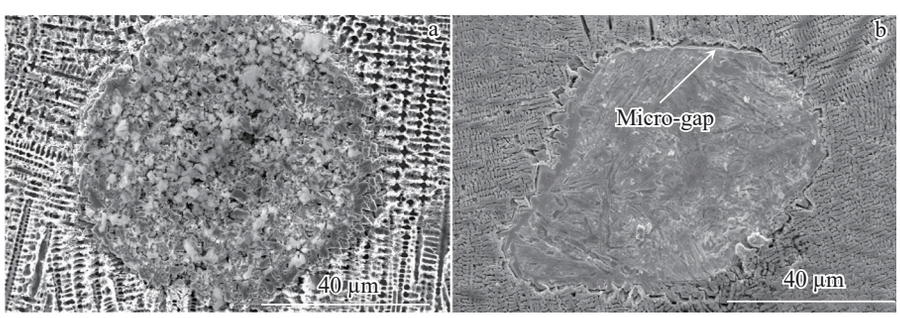

图 7　WC-12Co+Stellite-6 和 WC+Stellite-6 混合粉末制备涂层中 WC 相和基体的形态

Fig.7　Morphologies of WC phase and matrix in the coatings prepared from mixture powders of WC-12Co+Stellite-6 (a) and WC+Stellite-6 (b)[37]

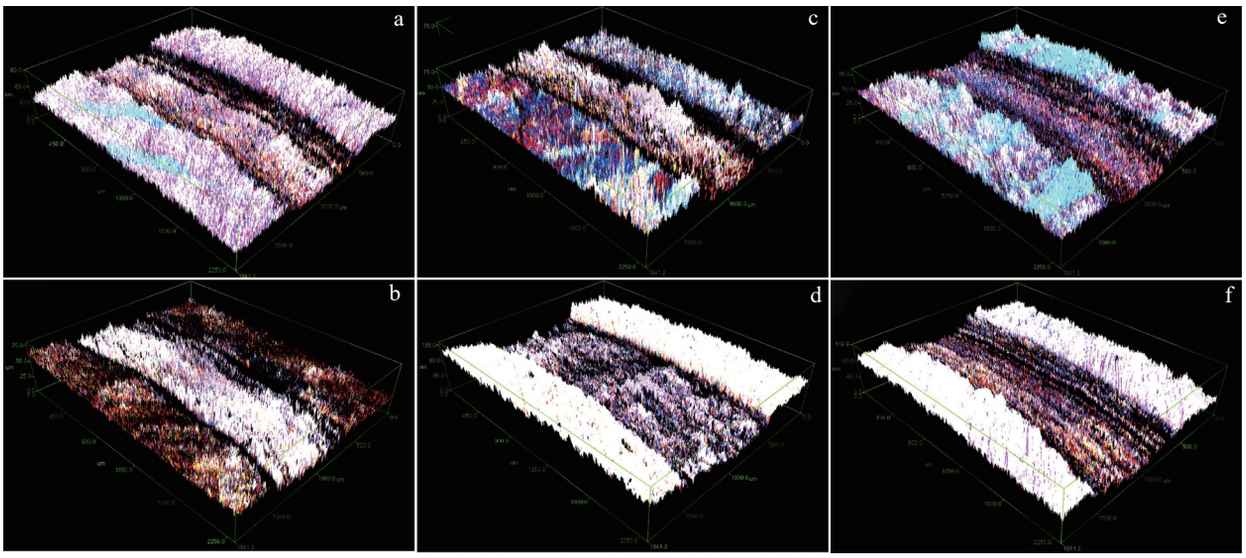

图8 含有 11.36wt% WC-12Co、22.73wt% WC-12Co、34.09wt% WC-12Co、10wt% WC、20wt% WC 和 30wt% WC 颗粒的粉末混合物制备 Stellite-6/WC 涂层的三维磨损表面形貌

Fig.8 3D wear surface morphologies of Stellite-6/WC coatings prepared from powder mixture containing particles of 11.36wt% WC-12Co (a), 22.73wt% WC-12Co (b), 34.09wt% WC-12Co (c), 10wt% WC (d), 20wt% WC (e), and 30wt% WC (f) [37]

涂层的显微硬度分别为1352、1404、1433 和 1536 $HV_{0.5}$，明显高于基体。为了讨论WC-Co复合涂层的磨损行为，对样品进行了冲击磨损测试，结果如图9所示。在试验开始时，由于涂层表面存在微凸峰，这些凸起的微峰形成了大量接触面积较小的接触点。同时，涂层表面未牢固结合的颗粒在高能冲击下脱落，导致接触点粘着磨损严重，磨损率较大。随着凸起的微峰逐渐被磨平，涂层表面变得光滑，磨损率迅速下降，直到表面硬化的作用下趋于稳定。可以看出，激光功率在磨损性能中起着关键作用，1400 W 复合涂层的斜率最大，表明此时发生了最严重的磨损，而 2000 W 复合涂层最先进入稳定磨损阶段，磨损率稳定在 1.5 g/h 左右。其研究结果表明，激光功率为2000 W时 WC-Co 复合涂层具有最佳的耐磨损性能。

针对上述研究，引入 Archard 方程[20]（式 6）分析总结了不同激光功率下 WC-Co 复合涂层耐磨性差异的机理：

$$V = K \cdot \frac{N \cdot L}{H} \tag{6}$$

其中，V 为磨损体积（mm^3），K 是磨损系数，N 为法向载荷（N），L 指滑动距离（mm），H 是材料硬度（HB）。不同激光功率下 WC-Co 复合涂层的耐磨性与涂层显微组织结构、涂层与基体结合强度以及涂层硬度等因素密切相关[21]。为方便叙述，将激光功率划分为低（<1500 W）、中（1500 W）、高（>1500 W）3 个等级[21]，在低激光功率下，由于激光能量不足，Marangoni 对流强度低，熔池流动性差，导致粉末熔化不充分，气体难以排出，产生大量未熔颗粒和孔隙缺陷[39]，导致涂层的磨损系数 K 较高，同时由于熔池温度较低、流动性差，原子扩散受到限制，从而抑制金

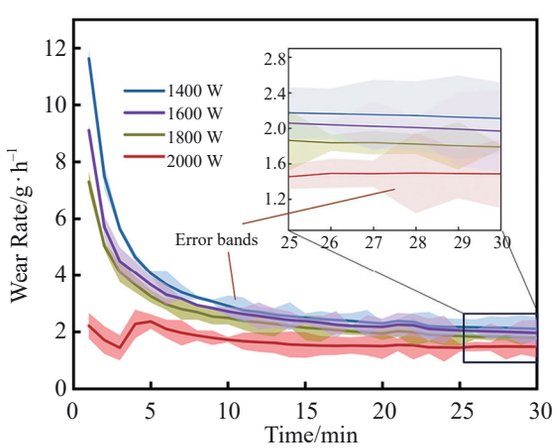

图9 不同激光功率制备的复合涂层磨损率分布

Fig.9 Distribution of wear rate of composite coatings prepared with different laser powers[38]

属间化合物以及硬质相的形成，导致涂层硬度 H 较低，与基体的界面结合力较差，在磨损的过程中涂层容易剥落，因此结合 Archard 方程，大量的显微组织缺陷、较弱的界面结合强度以及低的涂层硬度都是 WC-Co 复合涂层在低功率下耐磨性能差的原因。

在中等功率下，粉末充分熔化，熔池温度高、流动性好，原子扩散充分有足够的时间形成金属间化合物及硬质相，从而得到无气孔和裂纹等缺陷、与基体结合力强的高硬度涂层，相较于低功率下的涂层，中等功率的涂层磨损系数 K 较小，硬度较高，根据 Archard 方程涂层的耐磨性能将显著提高；然而在激光功率过高的情况下，基体与涂层间的热应力增大，产生大量的裂纹和孔隙，降低涂层

与基体间的界面结合力，涂层的磨损系数 K 急剧升高，同时过高的能量导致硬质 WC 相过度分解为脆性 W_2C 相，硬度 H 相较于中等激光功率降低，在磨损的过程中涂层容易发生脆性断裂，磨损量升高，耐磨性能降低。

3　WC-Co 复合涂层耐磨性的影响机制

WC 是一种具有高熔点、高硬度的碳化物陶瓷材料，在 Co 基合金中引入 WC 可以显著提高涂层的硬度和耐磨性，其强化机制主要体现在以下几个方面的协同作用：

（1）硬质相强化作用：未溶解的 WC 颗粒均匀分布于涂层内部及表面区域。凭借其极高的硬度和优异化学稳定性，作为刚性骨架直接承载外部载荷并抵抗磨粒的压入和犁削作用。这些颗粒在磨损界面充当物理屏障，有效阻碍磨粒对相对柔软的基体材料的切削，从而改善耐磨性能[40–41]。

（2）异质形核与复合相协同效应：在激光熔覆高温熔池中，部分未熔或半熔的 WC 颗粒可作为有效的异质形核中心，这不仅显著提高了熔池的整体形核率，抑制了粗大柱状晶的生长，促进形成细化的等轴晶或短柱状晶组织，同时也为原位反应生成新的硬质相提供了形核点。根据 Ji 等人[42]的研究，不同粒径的 WC 颗粒对激光熔覆 Ti 掺杂钴基 WC 增强涂层的磨损机制产生了显著影响。研究发现，所有 3 种涂层（使用 55、75 和 48~106 μm 的 WC 颗粒制备）均经历了磨料磨损和氧化磨损的过程（图 10）。其中以 48~106 μm 混合 WC 颗粒制备的涂层表现最为优异，由于添加了 48~106 μm 混合粒度的 WC 颗粒，未分解的大颗粒 WC 作为异质形核位点，促进了原位 TiC 的形成，随着 Ti 原子的减少，WC 相逐渐形成，其中部分 WC 颗粒与原位形成的 TiC 共同作用，形成 TiC-WC 复合相，TiC-WC 复合相结合了 TiC 的高硬度与 WC 的耐磨性，共同增强了涂层的硬度，降低了涂层的磨损率。此外，其磨损表面覆盖了一层更加密集和连续的氧化膜，这有助于提升涂层的整体耐磨性。这些发现为理解 WC 颗粒尺寸如何影响激光熔覆涂层的磨损行为提供了重要参考。

（3）WC 分解相变及多级强化机制：在激光热作用下，部分 WC 在熔池中会发生如下的分解反应：

$$2WC=W_2C+C \quad (7)$$

$$W_2C=2W+C \quad (8)$$

WC 分解产生的 W 和 C 元素会固溶于基体中，起到固溶强化的作用；同时冷却过程中，W 和 C 元素与 Co、Cr 等合金元素形成的新相会重新析出，弥散分布在基体组织中，发挥析出强化和弥散强化的作用[43]。

此外，WC 的含量对涂层的磨损性能也有显著影响。孙宁等人[44]通过激光熔覆技术在钛合金基体上添加不同质量分数（5%、10%、15%）的 WC-12Co 颗粒制备了复合涂层。研究表明，WC-12Co 颗粒在涂层中分布均匀，多数保持球形完整，仅少量颗粒边缘发生熔解。随着 WC-12Co 添加量的增加，复合涂层的微观组织明显细化，产生了包括 NbC 和 $M_{23}C_6$ 在内的多种碳化物（图 11），从而提升了材料的硬度。未熔化的 WC-12Co 颗粒能够抑制粗大柱状晶的生长，并且在颗粒周围形成等轴晶和短柱状晶。复合涂层的显微硬度从 264 $HV_{0.2}$ 提升至 308 $HV_{0.2}$，同时磨损率显著降低，从 10.5004×10^{-4} mg·m^{-1} 降至 0.5768×10^{-4} mg·m^{-1}，表明 WC-12Co 的添加显著增强了复合涂层的耐磨性能。在研究中，WC-12Co 复合涂层的磨损机制主要由以下两种类型主导，且 WC 颗粒的存在显著改变了磨损行为。（1）主导机制为磨粒磨损，WC-12Co 颗粒因其远高于基体和摩擦副的硬度，在磨损过程中主要充当耐磨硬质相。它们不易被磨平或移除，能有效抵抗对磨件的犁削作用。磨损主要表现为硬质 WC 颗粒与对磨件之间的直接相互作用。在微观尺度上，这体现在磨损表面形成相对细而浅的犁沟，主要由 WC 颗粒刻划基体或对磨件形成。随着磨损进行，部分暴露在表面的 WC 颗粒在反复应力作用下，其边缘或本身可能发生微破碎、变形或最终从基体中脱落，一旦脱落，这些硬质颗粒会夹在涂层表面与对磨件之间，参与摩擦过程，磨损机制即转变为 WC 颗粒、钛合金基体和对磨件之间的磨粒

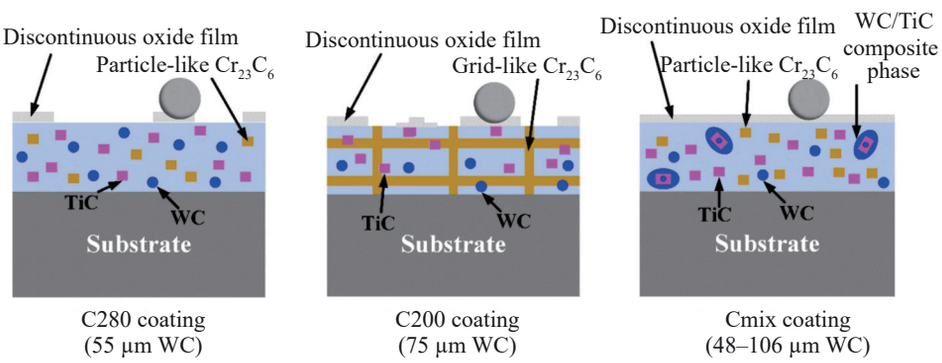

图 10　不同涂层的磨损过程机制图

Fig.10　Schematic diagrams of mechanisms of wear process for different coatings[42]

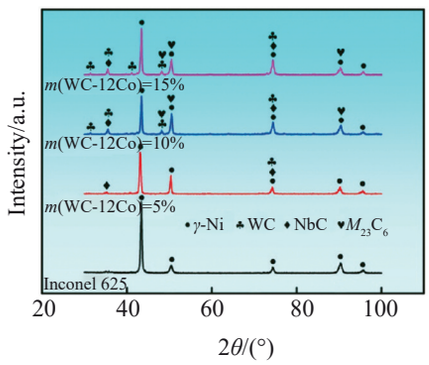

图 11　不同 WC 含量复合涂层 XRD 图谱

Fig.11 XRD patterns of composite coating with different WC contents[44]

磨损，导致更深的犁沟和材料微切削。(2)次要机制是黏着磨损，在局部接触应力极高的区域，钛合金基体可能发生局部软化或黏着到对磨件上。然而，均匀分散的硬质 WC 颗粒极大地抑制了黏着磨损的程度，通过分担大部分载荷，显著降低了作用于基体本身的局部应力，并细化基体组织，提高了基体强度和抗塑性变形能力。因此，黏着磨损在 WC-12Co 复合涂层中通常表现为小范围、局部的材料转移或微小剥落，而不会像纯基体材料那样形成宽而深的磨损凹槽和大面积剥落，且严重的黏着磨损在 WC 含量足够且分布良好的复合涂层中被有效抑制。

4　WC-Co 复合涂层的优化

虽然 WC-Co 在激光熔覆制备涂层技术中具有诸多优势，但是 WC-Co 涂层一直受到气孔和裂纹等缺陷的影响[45]。熔覆过程中 WC 易被激光直接辐照溶解，与氧气发生反应生成 CO 与 CO_2 气体；此外，WC-Co 熔覆层与基体之间热膨胀系数的显著差异导致冷却过程中较大热应力产生，使得熔合线附近及 WC 颗粒附近容易形成冷裂纹等宏观缺陷，如图 12 所示。

针对激光熔覆 WC-Co 涂层常见的气孔和裂纹等缺陷问题，陈泽民等人[46]的研究中提到在传统的单层熔覆中，由于 WC 和基体之间线膨胀系数的差异，在热冲击下容易产生裂纹或脱落。为解决这一问题，他们提出了一种多层过渡熔覆的方法，即在工件表面逐层熔覆不同比例的 WC/Co 粉末，形成从表面到基体 WC 含量逐渐减少的梯度涂层。借助有限元分析软件对两种结构(单层和多层过渡熔覆层)进行了高温下的应力分布模拟，并选取了两条代表性路径对比分析，研究结果如图 13 所示，多层过渡熔覆层不仅能够有效降低界面处及整个厚度方向上的热应力，而且其应力分布更加平缓，从而减少了因热应力引起的裂纹风险，提高了熔覆层的耐热冲击性能。该研究通过模拟在理论上深入探讨了 WC/Co 涂层的热应力问题，对相关领域的科研人员和技术工程师都具有重要的参考价值。郭海华等人[47]采用 COMSOL 数值模拟软件，对表面熔覆 WC-12Co 涂层和添加 Ni60 过渡层熔覆 WC-12Co 梯度涂层进行数值模拟与分析，模拟结果如图 14~15 所示，添加 Ni60 过渡层能够降低 WC-Co 涂层的温度梯度，并根据模拟结果开展了相关实验。实验结果表明添加 Ni60 过渡层制备 WC-12Co 梯度涂层的温度梯度远远小于直接熔覆制备 WC-12Co 涂层的温

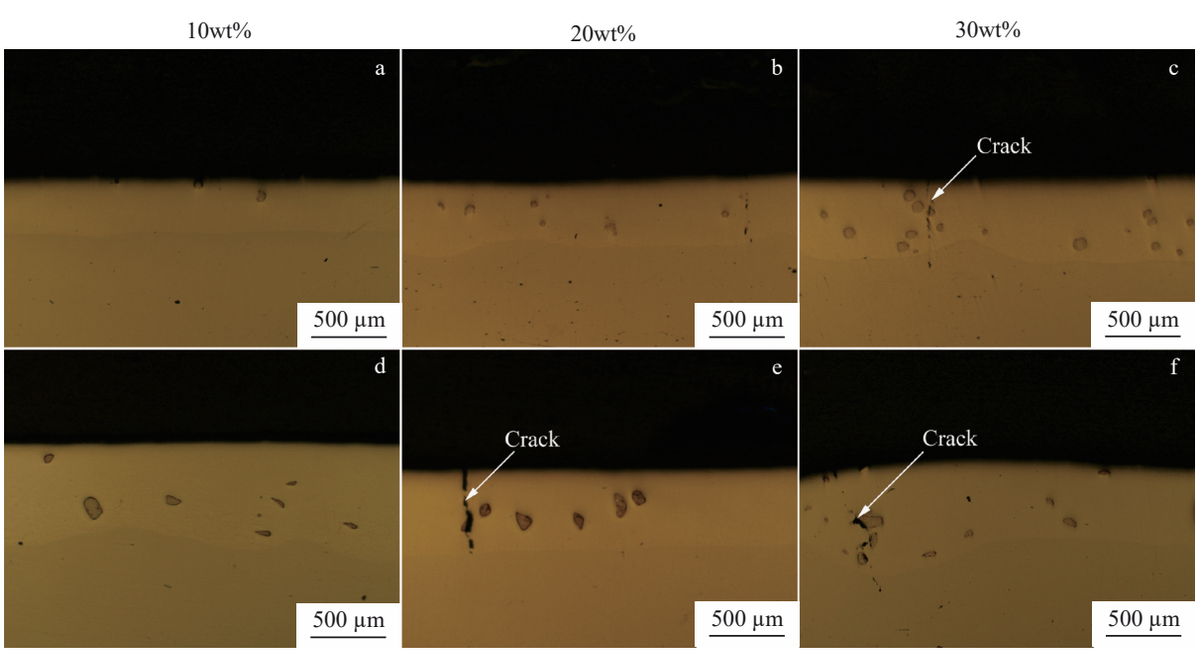

图 12　不同 WC 颗粒类型及含量 Stellite-6/WC 熔覆层的表面缺陷

Fig.12 Surface defects of the Stellite-6/WC cladding layers with different WC particle types and contents: (a–c) 10wt%, 20wt%, and 30wt% WC introduced as WC-12Co particles; (d–f) directly added with 10wt%, 20wt%, and 30wt% WC particles[37]

度梯度，从而减少涂层内部因热量累积造成的应力集中，进而减少裂纹、气孔等缺陷。此外，添加 Ni60 过渡层能够改善 WC-12Co 涂层的内部缺陷，改变其微观组织结构，使其内部组织晶粒更加均匀细化。该研究通过引入 Ni60 过渡层有效地改善了钛合金表面激光熔覆 WC-12Co 涂层过程中存在的热应力集中、内部缺陷等问题，并且为工业生产中提高钛合金基材表面性能及寿命提供了新的技术手段。周昌炽等人[48]通过设计“梯度涂层”或“过渡层”，有效避免了因应力集中而导致的裂纹问题。并提出所选择制备“过渡层”的合金要对复合涂层和基体都具有较好的相容性，而且

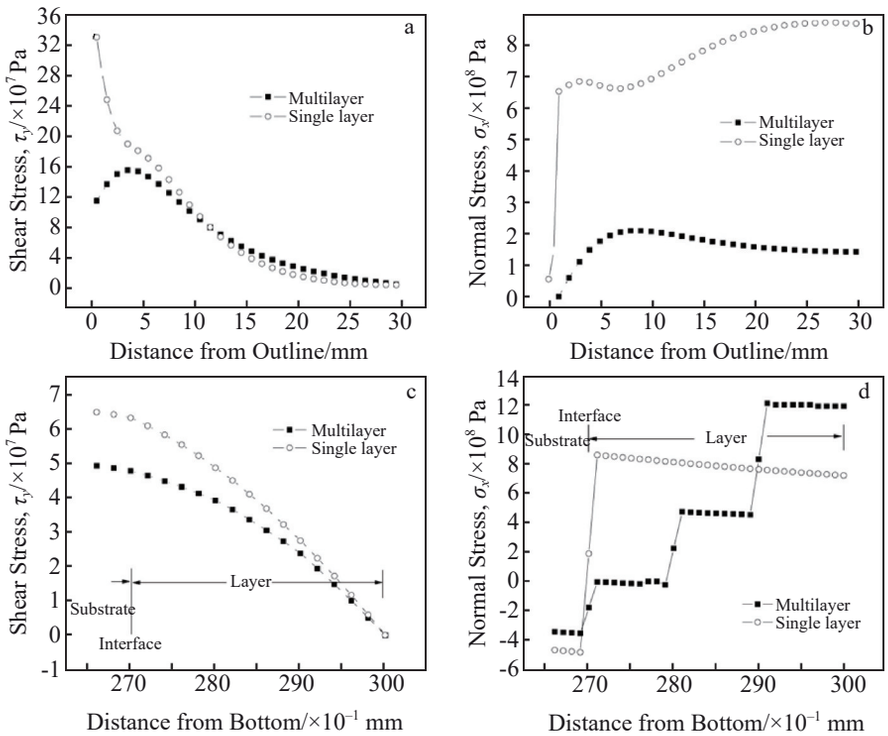

图 13　不同方向上 WC/Co 多层过渡涂层与单层涂层的界面应力分布

Fig.13　Interface stress distribution of WC/Co multilayer transition coatings and single-layer coatings in different directions: (a, c) shear stress, and (b, d) normal stress[46]

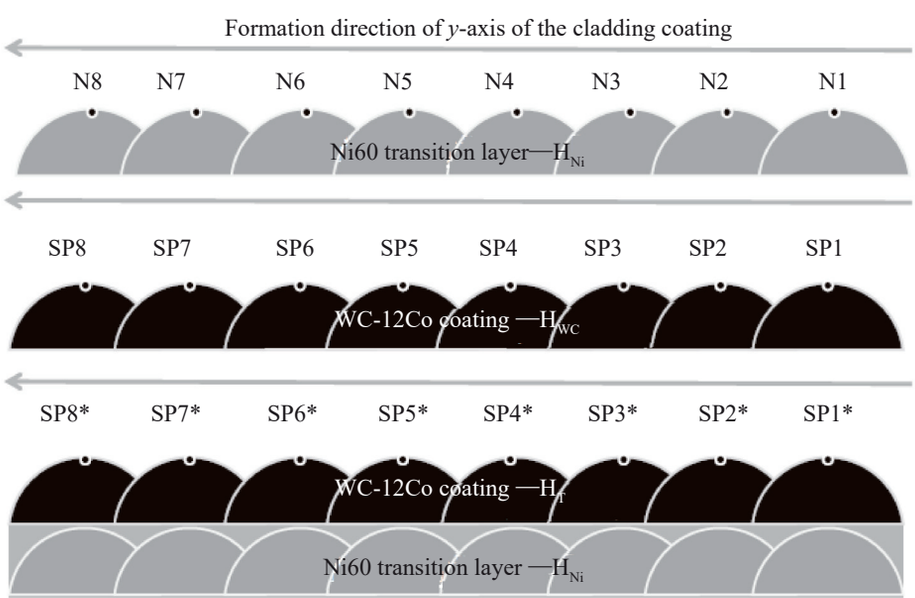

图 14　激光多道熔覆样点示意图

Fig.14　Schematic diagram of laser multi-pass cladding sample points[47]

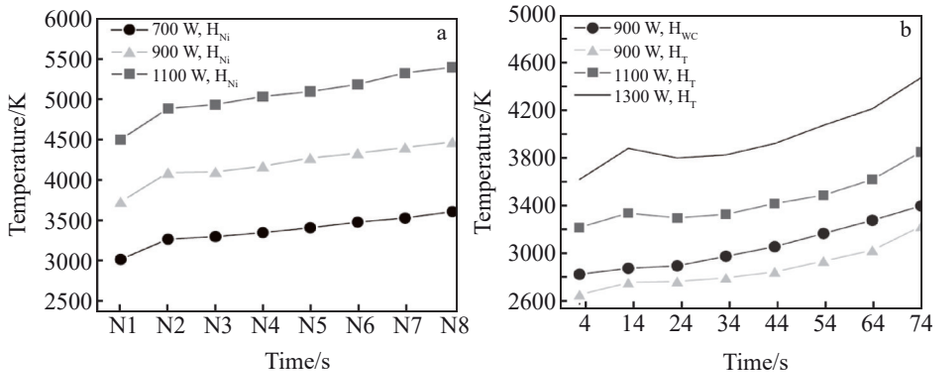

图 15 H_{Ni}、H_{WC}、H_T涂层样点温度层

Fig.15 Temperature layer of H_{Ni} (a), H_{WC}, and H_T (b) coating sample point[47]

表 2 WC-Co 激光熔覆涂层主要优化方法对比

Table 2 Comparison of main optimization methods for WC-Co laser cladding coatings[46–47, 50–51]

Optimization method	Advantage	Applicable scope	Limitation	Industrial application & economic feasibility
Multilayer gradient cladding	Composition-gradient design smooths the thermal expansion transition, reduces thermal stress, and suppresses crack formation.	High-stress components with significant thermal expansion mismatch between substrate and coating	It requires precise composition control and strict process regulation, thus increasing cladding cost	It requires higher equipment and process cost, but significantly improves coating lifespan and reliability; long-term benefits are superior.
Introducing a transition layer	It provides a thermal expansion buffer layer, reduces temperature gradients and thermal stress, improves wettability, and refines microstructure.	Components requiring high impact toughness	The transition layer may reduce surface hardness; compatible transition materials must be selected.	It requires additional process cost, but effectively solves key substrate–cladding compatibility issues; It exhibits high cost-performance ratio.
Adding rare earth elements	It refines grains, purifies the molten pool (deoxidation, degassing), suppresses WC decomposition, and enhances density and bonding strength.	High-density, low-defect coatings and high-quality cladding on various substrates	It has high cost; rare-earth content must be precisely controlled to avoid introducing new impurity phases.	It increases powder cost, but the amount is usually small; performance improvement is significant, providing good overall benefit.
External field assistance	It improves molten pool flow, promotes gas escape, reduces segregation, and lowers residual stress.	Precision or critical components requiring uniform and low-stress coatings	It requires additional auxiliary equipment, complex system integration, and more complicated process control.	Equipment investment and operating costs increase significantly; it is suitable for high-value, high-quality applications.

韧性较好，这样有利于减少裂纹的产生。他们在磨损后的泵轴、聚乙烯造粒模具、热轧辊、发动机缸套内壁、热轧管穿孔顶头、轧钢变频平辊等零件上首先熔覆 0.10 mm 纯镍作为“过渡层”，然后再熔覆 0.50～15.0 mm 厚的镍基合金加镍包碳化钨的复合涂层。发现修复后的性能远比新零件好，而且成本低廉，平均寿命是新零件的 3 倍以上。

除了上述方法外，对 WC-Co 复合涂层性能的优化方案还有很多，例如在复合涂层中添加稀土元素、施加外场辅助的新型复合激光熔覆等[49]，各方法的适用范围、局限性以及工业化应用的经济性如表 2[46–47, 50–51]所示。

多层梯度熔覆技术借助成分梯度设计能有效缓解基体与涂层间的热膨胀系数差异，显著降低热应力和开裂风险，尤其适用于高应力条件下膨胀系数显著差异的部件，虽工艺复杂导致成本上升，但长期经济效益占优；引入镍基合金等过渡层则通过建立热膨胀缓冲带减少温度梯度、改善熔池润湿性并细化微观组织，在高抗冲击韧性部件中具有独特优势，但需注意过渡层材料兼容性及可能产生的表面硬度下降问题，该技术虽然工序成本略有增加但可突破关键基体熔覆瓶颈，具有高性价比；微量添加稀土元素可同步实现晶粒细化、熔池净化（脱氧除气）、抑制硬质相分解及提升致密度与结合强度，广泛适配高致密低缺陷涂层制备需求，但需严格控制稀土添加量以避免引入杂质相，其带来的粉末成本增量与性能提升幅度相比具备较好综合效益；而外场辅助技术通过改善熔池流动与传质效率促进气体排出、抑制成分偏析并降低残余应力，但其专用设备的高投入与工艺复杂性决定了该技术主要适用于高附加值特种制造领域。

5　总结与展望

激光熔覆 WC-Co 复合涂层技术凭借其卓越的硬度与耐磨性[52]，已成为钛合金表面强化的核心手段。激光

功率通过调控熔池的热力学条件，直接决定了 WC 颗粒的溶解与析出平衡，进而影响涂层的耐磨性能。当热输入适中时，WC 颗粒能够均匀地溶解在熔池中，这种溶解有利于后续形成细小的晶粒结构，以及弥散分布的硬质碳化物。这些细晶组织和弥散强化相共同作用，显著提升了涂层的整体硬度。WC-Co 涂层耐磨性能的提升，本质上源于其内部硬质相（WC）与粘结相（Co）的协同作用。均匀分布的高硬度 WC 颗粒直接抵抗外部磨粒的切削作用，并能有效抑制裂纹在磨损过程中的扩展；而包裹在 WC 颗粒周围的 Co 层则发挥着多重关键作用：它优化了应力在颗粒周围的分布，增强了硬质相与基体之间的界面结合强度。这种结合不仅提供了必要的韧性来缓冲冲击，还确保了硬质相在磨损过程中不易脱落。因此，硬质相抵抗磨损与粘结相提供强韧界面支撑的协同效应，共同实现了涂层优异的硬/韧平衡与耐磨性能。

后续研究中可以从以下几个方面进行发展：在结构设计层面，需发展多尺度梯度结构，通过钛合金基体/Ni 及其合金过渡层/WC 含量梯度层的三级缓冲体系解决钛合金与熔覆层热膨胀失配行为。在增强相构型层面，应设计钴包覆碳化钨颗粒构成的核壳结构，形成 WC 硬质核心-Co 包覆层韧性界面的复合增强结构。在激光熔覆组织调控层面，结合外场辅助定向凝固和超声振动工艺，抑制 Marangoni 对流效应引发的 WC 团聚及促进等轴晶生长，从而提升 WC-Co 组织结构均匀化及细化。这对于现代高端装备用钛合金部件在极端工况下的综合性能需求具有重要意义。

参考文献　　References

[1] Zhou Huang, Zhu Guangxian, Li Jiaqiang *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2024, 120: 391

[2] Zhou Li, Wu Hailin, Ma Guozheng *et al. Optics & Laser Technology*[J], 2025, 183: 112348

[3] Li Zansong, Chen Mingheng, Ding Fei *et al. Optics & Laser Technology*[J], 2025, 183: 112347

[4] Liu Jian, Li Jia, Cheng Xu *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2018, 34(4): 643

[5] Xiang Kang, Chen Liangyu, Chai Linjiang *et al. Applied Surface Science*[J], 2020, 517: 146214

[6] Wang Yiqi, Yu Tianbao, Zhang Yingying *et al. Optics & Laser Technology*[J], 2025, 181: 111906

[7] Zhang Zhenlin, Zhao Yue, Shan Jiguo *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 863: 158463

[8] Erfanmanesh Mohammad, Abdollah-Pour Hassan, Mohammadian-Semnani Hamidreza *et al. Ceramics International*[J], 2018, 44(11): 12805

[9] Chen Guodong, Liu Xiaobo, Zhang Feizhi *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2023, 472: 129930

[10] Bao Yichen, Deng Jianxin, Cao Shenghan *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 33: 3470

[11] Lan Yang(蓝　阳), Ma Qingyuan(马青原), Yang Zihan(杨紫涵) *et al. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy* (粉末冶金材料科学与工程)[J], 2022, 27(5): 532

[12] Kong Deshi, Shi Guangfeng, Meng Siwei *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2024, 124: 106842

[13] Balla V K, Bose S. *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(24–25): 6677

[14] Vamsi Krishna Balla, Susmita Bose, Amit Bandyopadhyay *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2018, 72: 89

[15] Jimmy Mehta, Varinder Kumar Mittal, Pallav Gupta *et al. Journal of Applied Science and Engineering*[J], 2017, 20(4): 445

[16] Li Wei, Xu Peiquan, Wang Yueyue *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 749: 10

[17] Lv Guojie, Yang Xuefeng, Gao Yalong *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2023, 111: 106068

[18] Xu Miaomiao, Tang Jiancheng, Ye Nan *et al. Materials Research Express*[J], 2020, 6(12): 1265k2

[19] Hu Miao, Tang Jiancheng, Chen Xingui *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2020, 30(4): 1017

[20] Ge Yuan, Zheng Chunyuan, Dai Lingjie *et al. Materials Today Communications*[J], 2023, 37: 106992

[21] Hu Miao(胡　妙). *Study on the Process and Mechanism of WC-Co Wear-resistant Coating on the Surface of Steel by Laser Cladding*(利用激光熔覆在钢铁表面制备 WC-Co 耐磨涂层的工艺及机理研究)[D]. Nanchang: Nanchang University, 2020

[22] You Apeng, Wang Nan, Chen Yongnan *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2023, 454: 129185

[23] Zhou Shaowei, Xu Tianyu, Hu Chang *et al. Optics & Laser Technology*[J], 2021, 140: 106967

[24] Zahra Saeedian Tareie, Hamid Latifi, Saeid Parchegani *et al. Optics & Laser Technology*[J], 2019, 120: 105749

[25] Huo Kun, Zhou Jianzhong, Dai Fengze *et al. Applied Surface Science*[J], 2021, 545: 149078

[26] Zhou Shengfeng, Dai Xiaoqin. *Applied Surface Science*[J], 2010, 256(24): 7395

[27] Sona Kim, Seok-Hee Han, Jong-Ku Park *et al. Scripta Materialia*[J], 2003, 48(5): 635

[28] Christensen Mikael, Wahnström Göran, Allibert Colette *et al. Physical Review Letters*[J], 2005, 94(6): 066105

[29] Qin Daiyi, Fan Kangnian, Gao Zi *et al. Chinese Journal of Chemistry*[J], 1991, 9(2): 97

[30] Coucheron David A, Fokine Michael, Patil Nilesh *et al. Nature Communications*[J], 2016, 7(1): 13265

[31] Ren Chengxiang(任呈祥). *Preparation and Performance Study of Co-based WC Laser Cladding Layers*(Co 基 WC 激光熔覆层的制备与性能研究) [D]. Beijing: North China University of Technology, 2022

[32] He Shanshan(何　珊　珊). *Study on the Microstructure and Properties of Co-based Alloy Composite Coatings Deposited on Stainless Steel Surfaces by Laser Cladding*(不锈钢表面激光熔

覆 Co 基合金复合涂层的组织及性能的研究)[D]. Shanghai: Shanghai University of Engineering Science, 2019

[33] Pan Yucai(潘育才). *Wear Test and Simulation Study of Key Friction Pair of Axial Piston Pump/Motor Based on Archard Model*(基于 Archard 模型的轴向柱塞泵/马达关键摩擦副磨损试验与仿真研究)[D]. Harbin: Harbin Engineering University, 2023

[34] Kim Kyoung-Wook, Ham Gi-Su, Park Sun-Hong *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2021, 99: 105591

[35] Ye Nan(叶楠), Li Shiyu(李诗宇), Wu Zichun(伍子纯) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(2): 497

[36] Li Meng(李萌), Gong Manfeng(弓满锋), Cheng Zanlin(程赞粼) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(7): 2653

[37] Wang Guangyuan, Zhang Jiazi, Shu Ruiying *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2019, 81: 63

[38] Jiang Chaoping, Zhang Jun, Chen Yongnan *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2022, 107: 105902

[39] You Apeng(尤阿鹏). *Study on the Microstructure and Wear Performance of WC-Co-Cr Coatings Based on Laser Line Energy Density Control*(基于激光线能量密度调控 WC-Co-Cr 涂层微观组织及磨损性能研究)[D]. Xi'an: Chang'an University, 2023

[40] Zhang Huan, Wang Qilin, Jing Peilei *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2025, 131: 107180

[41] Bao Yefeng, Guo Linpo, Zhong Chonghui *et al. Materials Today Communications*[J], 2021, 26: 102154

[42] Ji Fengqin, Luo Can, Pang Ming *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2024, 494: 131394

[43] Anas Ahmad Siddiqui, Avanish Kumar Dubey. *Optics & Laser Technology*[J], 2021, 134: 106619

[44] Sun Ning(孙宁), Fang Yan(方艳), Zhang Jiaqi(张家奇) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2021, 48(6): 93

[45] Mohammad Erfanmanesh, Reza Shoja-Razavi, Hassan Abdollah-Pour *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2019, 81: 137

[46] Chen Zemin(陈泽民), Liao Pibo(廖丕博), Zeng Kai(曾凯) *et al. Journal of Kunming University of Science and Technology*(昆明理工大学学报)[J], 2007(2): 17

[47] Guo Haihua(郭海华), Chen Xiang(陈翔), Li Jinhua(李金华) *et al. Manufacturing Technology and Machine Tools*(制造技术与机床)[J], 2024(9): 71

[48] Zhou Changchi(周昌炽), Tang Xinan(唐西南), Zha Ying(查莹) *et al. Journal of Tsinghua University*(清华大学学报) [J], 1998(10): 33

[49] Li Qian(李倩), Chen Faqiang(陈发强), Wang Qian(王茜) *et al. Surface Technology*(表面技术)[J], 2022, 51(2): 129

[50] Chen Long, Chen Wengang, Li Dongyang *et al. Tribology International*[J], 2022, 169: 107428

[51] Lv Zheng(吕政), Liang Guoxing(梁国星), Lv Ming(吕明) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺) [J], 2021, 50(10): 86, 94

[52] Zhang Jun(张珺). *Study on the Microstructure and Wear Resistance of WC-Co Coatings Deposited on Titanium Alloy Surfaces by Laser Cladding*(钛合金表面激光熔覆 WC-Co 涂层组织和磨损性能研究)[D]. Xi'an: Chang'an University, 2022

Research Progress on Laser Cladding WC-Co Coatings and its Wear Resistance

Qu Kepeng[1], Zhao Mingyue[2], Wang Nan[2], Zhai Qixun[2], Chen Yongnan[2], Zhao Yongqing[3]

(1. Xi'an Modern Chemistry Research Institute, Xi'an 710065, China)

(2. Chang'an University, Xi'an 710064, China)

(3. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: Laser cladding is widely employed for surface strengthening of titanium alloys and other metals owing to its advantageous metallurgical bonding and narrow heat-affected zones. Among various strengthening materials, WC is used as a superhard ceramic phase. Through its synergistic effect with Co, the hardness and wear resistance of the cladding layer can be effectively enhanced. However, research has demonstrated that laser power exerts a significant influence on cladding layer quality. When excessive power is applied, excessive dissolution of WC particles occurs, facilitating crack initiation and pore formation. Conversely, insufficient power commonly leads to defects, such as unmelted particles and porosity. This review focused on the influence of laser power on WC grain size and growth mechanisms within the coating, and summarized the wear resistance mechanisms of the coating. Furthermore, the main limitations currently encountered in the preparation of WC-Co coatings were analyzed, along with corresponding improvement strategies. Finally, existing challenges and future development trends were discussed.

Key words: titanium alloy; laser cladding; WC-Co composite coating; wear resistance

Corresponding author: Wang Nan, Ph. D., Chang'an University, Xi'an 710064, P. R. China, E-mail: wangnanchd@163.com