

分类号: TB333
密 级: 公开

单位代码: 10363
学 号: 2210210105

激光熔覆 Fe/Ti₃SiC₂ 自润滑涂层组织与性能研究
Study on the Microstructure and Properties of Laser
Cladding Fe/Ti₃SiC₂ Self-lubricating Coating

学生姓名: 江 平

指导教师: 朱协彬

校外导师: 张 伟

专 业: 材料科学与工程

研究方向: 增材制造与再制造

论文答辩日期: 2024 年 5 月 29 日

安徽工程大学学位论文原创性声明

本人郑重声明：我恪守学术道德，崇尚严谨学风。所呈交的学位论文，是本人在导师的指导下，独立进行研究工作所取得的成果。除文中已明确注明和引用的内容外，本论文不包含任何其他个人或集体已经发表或撰写过的作品及成果的内容。论文为本人亲自撰写，我对所写的内容负责，并完全意识到本声明的法律后果由本人承担。

学位论文作者签名：江平

日期：2024年6月6日

安徽工程大学学位论文版权使用授权书

学位论文作者完全了解学校有关保留、使用学位论文的规定，同意学校保留并向国家有关部门或机构送交论文的复印件和电子版，允许论文被查阅或借阅。本人授权安徽工程大学可以将本学位论文的全部或部分内容编入有关数据库进行检索，可以采用影印、缩印或扫描等复制手段保存和汇编本学位论文。

保密 ☐，在 _____ 年解密后适用本版权书。

本学位论文属于

不保密 ☐。

学位论文作者签名：江平

日期：2024 年 6 月 6 日

指导教师签名：朱彬

日期：2024 年 6 月 6 日

激光熔覆 Fe/Ti₃SiC₂ 自润滑涂层组织与性能研究

摘 要

随着现代工业的高速发展，越来越多的机械装备在高速、高载荷等恶劣工况条件下运行，摩擦副（如轴承与轴瓦、活塞与气缸等）等机械零部件的表面摩擦磨损成为重大的工业问题亟待解决。高速激光熔覆是一种先进的表面改性技术，能够为摩擦副表面制备一层耐磨涂层来降低其表面磨损，但耐磨涂层在降低表面磨损的同时，由于高硬度，会加剧其对偶件的磨损，起不到整体减摩的效果。本研究在摩擦副表面制备 Fe/Ti₃SiC₂ 自润滑复合涂层，不仅耐磨，还具有自润滑性，对摩擦副达到整体减摩的效果。

本文采用高速激光熔覆技术在 45 钢表面制备了 Fe/Ti₃SiC₂ 自润滑复合涂层。利用 XRD、OM、SEM 对复合涂层的物相组成和组织结构进行分析，并利用显微硬度测试和摩擦磨损测试对涂层的力学性能进行分析。研究了不同激光熔覆工艺参数、Ti₃SiC₂ 含量、载荷对 Fe/Ti₃SiC₂ 自润滑复合涂层组织与性能的影响。具体研究结果如下：

（1）研究不同激光熔覆工艺参数对 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层的组织与性能的影响。以激光功率、扫描速率、送粉量作为正交试验因子，硬度与稀释率为指标，Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层的高速激光熔覆最佳工艺参数为激光功率 2.5 kW、扫描速率为 14 mm/s，送粉量 10 g/min 时，最佳硬度为 606.5 HV_{0.2}，稀释率为 46.75%。涂层主要由柱状晶、树状晶以及等轴晶组成，晶粒尺寸随激光功率的增大而增大，随扫描速

率和送粉量的增大而减小。涂层存在的主要物相为 α -Fe 和 Ti_3SiC_2 以及 SiC、 Ti_5Si_4 、FeC、 TiSi_2 、FeSiC 等。

(2) 研究不同 Ti_3SiC_2 添加量对 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的组织与性能的影响。随 Ti_3SiC_2 添加量的增加, 在涂层底部生成柱状晶, 随着涂层与基体结合处的距离增大, 涂层组织开始向等轴晶以及树枝晶进行转变, 涂层晶粒尺寸先细化后粗化, 涂层硬度也随着 Ti_3SiC_2 含量先增后减, 当含量 Ti_3SiC_2 为 9% 时, 复合涂层的硬度达到最高, 为 697 $\text{HV}_{0.2}$, 是基体硬度的 2.43 倍。最佳工艺参数下, 各复合涂层表面无明显裂纹, 且熔覆层连续、均匀, 晶粒得到细化, 表现为细小的等轴晶。涂层物相无明显差异, 主要相为 α -Fe 相和 Ti_3SiC_2 相, 还存在 FeTiC、FeSiC、TiC、SiC、 Ti_5Si_4 、TiSi 等。

(3) 研究不同载荷对 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的组织与性能的影响。在 30 N、40 N 情况下, 涂层磨损量随 Ti_3SiC_2 添加量的增加先减小后增加, 在 50 N 情况下, 涂层的磨损量随 Ti_3SiC_2 添加量的增加先增加后减小。 Ti_3SiC_2 添加量为 9% 时随摩擦磨损性能最佳, 涂层磨损量随载荷的增加先减小后增加, 试样销的磨损量下降, 在 40 N 时表现最好, 磨损量最低, 表现为涂层磨损量为 0.5 mg, 试样销的磨损量为 0.5 mg。磨痕表面出现犁沟以及氧化膜, 主要是磨损机制为氧化磨损。

关键词: 激光熔覆, 自润滑涂层, Ti_3SiC_2 , 工艺优化

STUDY ON THE MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF LASER CLADDING FE/TI₃SIC₂ SELF-LUBRICATING COATING

ABSTRACT

With the rapid development of modern industry, more and more mechanical equipment in the high speed, high load and other harsh working conditions, friction (such as bearings and shims, pistons and cylinders, etc.) and other mechanical parts of the surface friction and wear has become a major industrial problem needs to be solved. High-speed laser cladding is an advanced surface modification technology, which can prepare a layer of wear-resistant coating for the surface of friction vice to reduce the surface wear, but the wear-resistant coating, while reducing the surface wear, due to the high hardness, will aggravate the wear of the coupling, and will not be able to achieve the effect of overall friction reduction. In this paper, Fe/Ti₃SiC₂ self-lubricating composite coating is prepared on the surface of the friction sub-surface, which is not only wear-resistant, but also has self-lubrication, and achieves the effect of overall wear reduction on the friction sub-surface.

The Fe/Ti₃SiC₂ self-lubricating composite coating was prepared

on the surface of 45 steel mainly by high-speed laser cladding technology. The physical phase composition and organization of the composite coatings were analyzed using XRD, OM and SEM, and the mechanical properties of the coatings were analyzed using microhardness test and friction wear test. The effects of different laser melting process parameters, Ti_3SiC_2 content, load on the organization and properties of Fe/ Ti_3SiC_2 self-lubricating composite coatings and load on Fe/ Ti_3SiC_2 self-lubricating composite coatings were studied. The specific research results are as follows:

(1) To research the effects of different laser melting process parameters on the organization and properties of Fe/ Ti_3SiC_2 composite coatings. With laser power, scanning rate and powder delivery as orthogonal test factors, and hardness and dilution rate as indexes, the optimum process parameters for high-speed laser melting of Fe/ Ti_3SiC_2 composite coatings are laser power 2.5 kW, scanning rate of 14 mm/s, powder delivery of 10 g/min, optimum hardness of 606.5 $\text{HV}_{0.2}$, and dilution rate of 46.75 %. The coating is mainly composed of columnar crystals, dendritic crystals and equiaxial crystals, and the grain size increases with the increase of laser power and decreases with the increase of scanning rate and powder feeding. The main phases present in the coating are α -Fe and Ti_3SiC_2 as well as SiC, Ti_5Si_4 , FeC, TiSi_2 , FeSiC, and so on.

(2) To research the effects of different Ti_3SiC_2 additions on the organization and properties of $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ composite coatings were investigated. With the increase of Ti_3SiC_2 addition, the coating grain first coarsens and then refines, and generates columnar crystals at the bottom of the coating, and with the increase of the distance between the coating and the substrate, the coating organization starts to transform to the equiaxial crystal and dendritic crystal, and the hardness of the coating also increases and then decreases with the content of Ti_3SiC_2 , and the hardness of the composite coating reaches the highest when the content of Ti_3SiC_2 is 9%, which is 697 $\text{HV}_{0.2}$, and 2.43 times higher than the hardness of the substrate. Under the optimal process parameters, the surface of each composite coating has no obvious cracks, and the fusion coating layer is continuous and uniform, and the grains are refined, which are manifested as fine equiaxial crystals. There is no obvious difference in the physical phase of the coatings, and the main phases are α -Fe phase and Ti_3SiC_2 phase, and there are also FeTiC , FeSiC , TiC , SiC , Ti_5Si_4 , TiSi and so on.

(3) To research the effects of different loads on the organization and properties of $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ composite coatings were investigated. The coating wear decreases and then increases with the increase of Ti_3SiC_2 addition in the case of 30 N and 40 N, and decreases with the increase of Ti_3SiC_2 addition in the case of 50 N. The best performance with friction

and wear is obtained when the Ti_3SiC_2 addition is 9%, the coating wear decreases and then increases with the increase of load, and the wear of the specimen pins decreases, and the best performance and the lowest wear is obtained when the 40N is added, showing that the coating wear is 0.5mg and the wear of the specimen pins is 0.5mg. The best performance, the lowest wear amount, the performance of the coating wear amount of 0.5 mg, the wear amount of the specimen pin is 0.5 mg. the surface of the abrasion marks appeared plough furrows as well as the oxide film, the main wear mechanism for oxidative wear.

Jiang Ping(Materials and Chemicals Engineering)

Supervised by Zhu Xiebin

KEY WORDS:Laser cladding; Self-lubricating coating; Ti_3SiC_2 ; Process optimization

目录

第 1 章 绪论	1
1.1 研究背景	1
1.2 涂层制备技术	2
1.2.1 常见涂层制备技术	2
1.2.2 激光熔覆技术及研究现状	3
1.2.3 激光熔覆材料	4
1.3 Ti_3SiC_2 材料简介	6
1.3.1 Ti_3SiC_2 结构与性能	6
1.3.2 Ti_3SiC_2 材料的研究现状	7
1.4 研究意义和研究内容	8
第 2 章 实验材料与方法	10
2.1 实验材料	10
2.1.1 基体材料	10
2.1.2 熔覆材料	10
2.2 实验设备	11
2.3 实验过程	12
2.3.1 实验工艺图	12
2.3.2 激光工艺参数的选定	12
2.3.3 涂层制备	14
2.4 实验的表征与测试	15
2.4.1 涂层组织表征	15
2.4.2 涂层性能测试	16
第 3 章 不同激光工艺参数的 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层的组织与性能研究	19
3.1 激光工艺参数正交试验设计	19
3.2 不同工艺参数的 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层 XRD 分析	20

3.3 不同工艺参数的 Fe/Ti ₃ SiC ₂ 复合涂层组织研究	21
3.3.1 表面形貌	21
3.3.2 横截面宏观形貌及几何尺寸	21
3.3.3 横截面显微形貌	25
3.3.4 极差分析	27
3.4 不同工艺参数的 Fe/Ti ₃ SiC ₂ 复合涂层力学性能分析	27
3.4.1 涂层显微硬度分析	27
3.4.2 极差分析	28
3.5 最优工艺参数验证实验及分析	31
3.6 本章小结	31
第 4 章 不同 Ti ₃ SiC ₂ 含量的 Fe/Ti ₃ SiC ₂ 复合涂层组织与性能研究	33
4.1 Ti ₃ SiC ₂ 含量对 Fe/Ti ₃ SiC ₂ 复合涂层物相组成的影响	33
4.2 Ti ₃ SiC ₂ 含量对 Fe/Ti ₃ SiC ₂ 复合涂层宏观形貌影响	34
4.2.1 涂层表面宏观形貌	34
4.2.2 涂层截面宏观形貌	35
4.3 Ti ₃ SiC ₂ 含量对 Fe/Ti ₃ SiC ₂ 复合涂层显微形貌影响	35
4.3.1 涂层表面显微形貌	35
4.3.2 涂层截面显微形貌	38
4.4 Ti ₃ SiC ₂ 含量对 Fe/Ti ₃ SiC ₂ 复合涂层硬度的影响	39
4.5 本章小结	41
第 5 章 不同载荷下的 Fe/Ti ₃ SiC ₂ 复合涂层摩擦性能及形貌研究	43
5.1 不同载荷对 Fe/Ti ₃ SiC ₂ 复合涂层耐磨性能的影响	43
5.1.1 30N 载荷下涂层摩擦磨损性能	43
5.1.2 40N 载荷下涂层摩擦磨损性能	48
5.1.3 50N 载荷下涂层摩擦磨损性能	53
5.2 磨损机理	58
5.3 本章小结	60
第 6 章 总结与展望	61
6.1 结论	61

6.2 展望.....	62
参考文献.....	63
攻读学位期间发表的学术论文目录.....	71
致谢.....	72

第 1 章 绪论

1.1 研究背景

迄今为止，现代工业中的金属材料仍然被广泛运用在机械设备中，而机械设备由许多机械零部件组成，设备运行过程中，机械零部件表面之间发生接触产生摩擦磨损，会导致表面失效，降低零部件的使用寿命及工作效率^[1]。而且机械设备经常在高温、重载、真空等复杂苛刻的工况环境下工作，也会导致零部件表面经常会出现磨损、氧化、腐蚀等问题，使得零部件提前失效，造成资源消耗的增加。据统计，由于机械设备的失效导致的资源的浪费占全球资源消耗的 23%，其中摩擦磨损导致的机械设备的失效占比 80%，造成了 50%以上的机械事故^[2]。

党的二十大报告中也指出，绿色发展碳达峰、碳中和是当前时代要求和时代需要。在机械行业中，每年有 1/3-1/2 的能源消耗被用于克服机械结构本身的各种摩擦中，且 80%的机械元件失效是由于各类摩擦副的摩擦磨损引起^[3-4]。因此，如何有效降低接触面表面摩擦、减小磨损，延长设备使用寿命成为了重点研究方向。

轴承与轴瓦、活塞与气缸等摩擦副作为机械零部件在机械设备中受到广泛应用，其使用寿命的减小主要是零部件表面发生润滑失效以及摩擦磨损失效，对零件进行制造时选用耐磨材料，虽然能改善摩擦副的磨损情况，但是会大大增加生产成本，造成资源上的浪费，在经济性方面是不合理的。并且采用耐磨材料进行零部件的制备，主要是通过提高摩擦副的硬度和强度来提高耐磨损性能，同时摩擦副本身的塑性和韧性降低，机械零件的高硬度导致在降低摩擦副的表面磨损程度的同时加剧了对磨件的磨损，起不到整体耐磨的效果。而表面工程技术的出现为提高摩擦副耐磨性而不影响零部件本身的塑、韧性提供了一种新的解决方式^[5]。主要通过机械、物理、化学等手段将与基体材料性能不同的具有耐磨损、耐腐蚀或者电、热、磁等特殊功能的熔覆材料熔覆在基体表面使材料在表层区域获得新的性能。常见的表面工程技术包括化学气相沉积^[6]、电镀^[7]、热喷涂^[8]、化学镀^[9]、激光熔覆、等离子熔覆等。通过机械设备所处的具体工况分析，合理运用这些表面工程技术，使零件表面性能得到提高，零件寿命得到延长，可以有效

的降低能源损耗,提高经济效益^[10-13]。前期的表面工程技术如化学气相沉积、电镀、热喷涂等,在材料选用、沉积厚度、粘结力、塑性变形方面存在局限,而高速激光熔覆技术能够克服这些缺点,为修复和制备优良涂层提供新的加工方式^[14-15]。通过表面工程技术制备熔覆层的过程中,采用固体润滑剂或者含有润滑剂的复合材料作为涂层材料,使原本不具备润滑功能的材料表面具备自润滑性,在与其他零件形成摩擦副时候,在零件表面形成一层润滑膜,达到减少摩擦,降低磨损的作用^[16-17]。近些年,研究者们通过颗粒增强金属基复合材料涂层方面进行了大量的研究工作^[18-21],其中将固体润滑剂直接应用于金属材料中,通过表面工程技术将加入了不同种类的固体润滑剂的金属基混合粉末制备出的一些新型的金属基自润滑材料,广受研究者的关注。

1.2 涂层制备技术

1.2.1 常见涂层制备技术

(1) 喷涂法

该方式是利用专门的喷涂设备将已经通过高温高压从而形成雾状的涂层材料粒子流以极高的速度喷涂到金属基体表面^[22]。根据喷涂形式的不同可分为:火焰、等离子、用电和气体爆炸等形式。有材料选择范围广泛、可制备的涂层厚度范围大、基材的热变形影响较小、设备操作简单,涂层成形效率高等优点。但是制备涂层过程中产生大量粉尘和有害气体,造成空气污染,低材料利用率,造成材料损失严重。Zhichao Wu^[23]等人,通过等离子喷涂技术在不锈钢基体上制备含有 MoS_2/C 的 YSZ 涂层,研究表明含有 MoS_2/C 的 YSZ 涂层有效的提高了不锈钢表面的摩擦磨损性能,降低了摩擦系数以及磨损率。而且通过 MoS_2/C 的 YSZ 涂层消除了传统陶瓷自润滑涂层因摩擦学设计而导致的力学性能下降的最大痛点,具有广阔的应用前景。

(2) 物理气相沉积(PVD)

该方式主要是通过电子束或者利用动量将涂层材料转化为离子、原子通过电场、溅射沉积到基体上面,在表面形成涂层^[24]。根据制备涂层时使用的方法不同,可分为离子镀膜法、溅射法和蒸镀膜法。此类方式制备的涂层密度和纯度可控、对基体形状要求自由、对环境友好并且所制备的涂层晶体缺陷较少,但是涂层与基体

是处于物理吸附，所以吸附力较小，结合力较弱。Kazlauskas Deividas^[25]等人就利用 PVD 法在硬质合金 WC-Co 铣刀上沉积的 AlCrN、AlTiN、TiAlN、TiCN、CrN 涂层，研究表明，沉积 CrN、AlCrN 和 TiCN 涂层可分别提高至所考察刀具的耐磨性 3、1.9 和 1.7 倍，提高了刀具的使用寿命。

（3）化学气相沉积(CVD)法

通过高温手段将材料变成气体与基体表面发生反应从而将气体分解得到需要的成分依附在基体表面形成一层金属或者陶瓷涂层^[22]。有涂层材料种类多样化、可调整晶体结构和结晶方向、以及涂层能均匀分布在基体表面、熔覆层与基体结合强度高等优势，但是制备的涂层容易出现缺陷，涂层厚度较薄，容易生成杂质，对涂层性能产生有害影响。J. Yi^[26]等人通过采用 CVD 法制备 Y/MoS₂ 复合涂层，结果表明加入 Y 元素更有利于生成致密的结构，而且，稀土元素 Y 的加入大大提高了材料的力学性能如硬度和涂层对基体的附着力。并且 Y/MoS₂ 复合涂层的摩擦学性能大大提高，显示出低且稳定的摩擦系数和高的耐磨性。

（4）电镀、化学镀

电镀是用镀层金属做阳极，需制备镀层的工件做阴极，镀层金属的阳离子在待镀工件表面被还原形成镀层从而制成涂层^[27]，化学镀是指借助合适的还原剂，将镀液中金属离子沉积到待镀工件表面形成涂层的方法^[28]。此方式制备涂层的设备简单、对基体形状要求自由以及镀层密度高，但是在制备过程中存在造成环境污染等危害。Cheng Yanhai^[29]等利用电镀技术在 1015 钢表面制备 Ni-Cu-P-PTFE 镀层，研究结果表明，涂层的摩擦系数由于 PTFE 的添加得到降低。

1.2.2 激光熔覆技术及研究现状

（1）激光熔覆简介

激光熔覆技术是指以不同的填料方式将涂层材料放置在被熔覆的基体表面，经过激光辐照使熔覆材料和基体表面同时熔化并快速冷却凝固，形成具有极低稀释率，与基体成良好冶金结合的激光熔覆层，极大改善基材表面的耐磨、耐蚀、耐热、抗氧化性及电气特性的工艺方法^[30]。在 1974 年被提起，20 世纪 80 年代得到快速发展，随着 40 多年的技术发展，激光熔覆已经成为材料表面工程技术中比较先进的方式之一，符合国家循环经济和可持续发展战略^[31]。用该方式制备的涂层组织分布均匀并且气孔，裂纹等缺陷较少；在适合的工艺参数下涂层与基

体之间形成良好的冶金结合，稀释率较小，对基材的影响较小^[32-33]；对材料的形状要求低，能够加工大多传统加工难以加工的地方；加工精度较高，加工表面较平整，降低表面的粗糙度；对加工的材料的选择面广泛，涂层材料以及基体没有严格限制。

（2）激光熔覆分类

据涂层材料准备方式不同，将激光熔覆的工艺过程分为了预置熔覆法和同步送粉法^[34]：预置熔覆法是在基材表面把熔覆材料固定住，粘胶固定是比较常用的固定方法（也称为两步法^[35]），最后在激光束的作用下把熔覆材料熔化形成熔覆层^[36]；同步送粉法是在激光束持续工作时将熔覆材料输送到熔池中（也称为一步法^[37]）。其中，采用预置熔覆法制备涂层的设备结构简单，操作方便，但是预置的熔覆粉末的用量，层厚以及黏胶量难以把握，而采用同步送粉法制备熔覆层表现的更加均匀，但是设备操作相对复杂，对送粉装置及粉末要求较高，成本相对较高。因此需要根据具体情况分析选择熔覆方式，而且，根据送粉方式的不同，还可将同步送粉法分为同轴送粉和侧轴送粉^[38]。

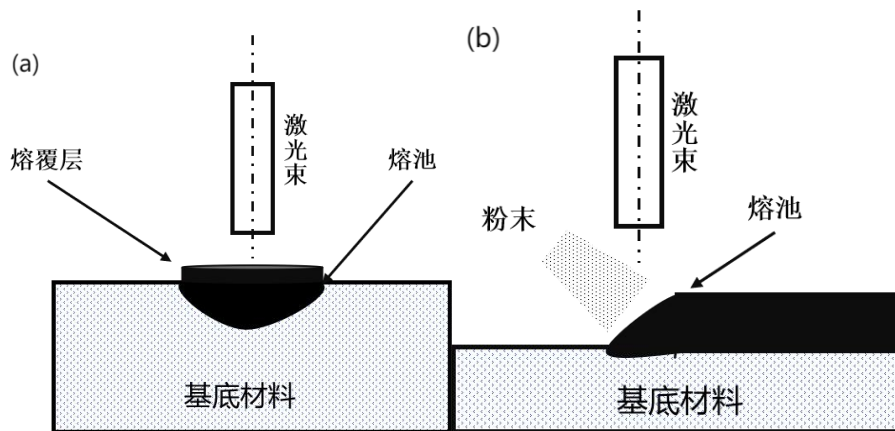


图 1-1 激光熔覆原理示意图^[39]：(a)同步送粉法；(b)预置法

1.2.3 激光熔覆材料

激光熔覆技术的实质是物理、化学、冶金以及自动化控制等多领域知识结合的表面改性技术，在使用过程中受到工艺参数、熔覆材料等多因素影响，其中熔覆材料对该技术制备的涂层影响程度较高^[40-43]。目前经常用到的熔覆层粉末种类包括自熔性合金、陶瓷以及复合材料粉末等^[44]。

自熔性合金粉末实质上是指在激光熔覆过程中具有自行脱氧制渣以及能够发生自熔作用的粉末，通常是加入了 Si、B 元素的铁基合金、镍基合金以及钴基

合金粉末^[45-46]，简称自熔性^[47]。这主要是加入 Si、B 元素后的合金粉末在激光熔覆过程中会生成氧化硅、氧化硼^[48]，由于高温作用，氧化硅、氧化硼处于熔融状态容易与熔覆层中其他氧化物生成硼酸硅盐，该盐的熔点较低，使合金粉末的熔点降低^[49]。与此同时，生成的硼酸硅盐于氧化物会浮于熔池表面，在形成熔池的时候，减少熔池内各种元素与氧的接触，避免熔池中发生过度氧化，提高液相流动性，增加熔池中杂质的溢出^[50]，减少熔覆层中氧化物以及杂质相的含量，增加了熔池对基体的润湿作用，从而使得涂层的成型能力得到提升^[51]。其中，常见自熔性合金粉末性能如表 1-1 所示。

表 1-1 自熔性合金粉末相关特性

	适用对象	优势	缺点
Fe 基	温度要求低、易变性、局部磨损性差的零部件	性价比高、机械性能优异、与钢材基体优异的界面润湿性	抗氧化性差
Ni 基	局部要求耐磨、耐腐蚀的零部件	良好的润湿性、耐蚀性、抗氧化性，价格适中	高温性能差
Co 基	抗疲劳、耐腐蚀、耐磨损、耐高温的零部件	良好的耐热性、耐磨性以及高温抗氧化性	成本高

陶瓷粉末主要包括氧化物陶瓷粉和硅化物陶瓷粉^[52]，具有硬度高、耐磨性好等特点，在激光熔覆中氧化物陶瓷粉经常被使用。在熔覆层中加入它可以有效提高熔覆层的耐磨、耐腐蚀性能，因此可做抗腐蚀的氧化层，但是，陶瓷粉末与金属基体之间的物理化学性能相差较大^[53]，因此容易造成熔覆层开裂、脱落等缺陷，虽然可以通过在熔覆层与基体之间加入 CaO、SiO₂ 等物质作为过渡层，作为缓解^[54]，但形成的熔覆层开裂以及脱落问题并依然没有得到很好的解决^[55]。

复合粉末是指将两种或两种以上的成分不同、性能不同的粉末通过物理或者化学手段进行混合形成的混合粉末，一般是将具有高熔点的陶瓷粉末与金属粉末相混合，在激光的作用下，金属的高韧性和陶瓷的耐高温等优良性能在熔覆层中得到体现，并且能够有效的控制物质的烧损、挥发等现象^[56]。其中，熔覆材料的陶瓷粉末主要是氧化物和碳化物粉末^[57]。并且，进行激光熔覆过程中，复合粉末形成涂层主要有三种方式：1)将两种粉末同时注入进熔池中形成熔覆层；2)将两种粉末进行机械混合后，进行激光熔覆形成熔覆层；3)将陶瓷粉末通过包覆技术，

包覆到金属粉末当中，减少陶瓷粉末的分解，并形成熔覆层^[58-59]。

1.3 Ti_3SiC_2 材料简介

目前自润滑涂层复合材料种类繁多，按添加的固体润滑剂种类可分为层片状晶体结构材料如 Ti_3SiC_2 、 MoS_2 、石墨(C)、 WS_2 等、金属氧化物 PbO 等、软金属 Ag 、 In 、 Pb 、 Sn 等以及氟化物 NaF_2 、 CaF_2 、 BaF_2 等四大类，由于材料种类不同，适用工况有所不同，如层片状晶体结构材料大部分极易被氧化并且导热散热性能差从而导致失去润滑能力。金属氧化物在中温条件下具有良好的润滑能力，但是作为润滑材料时会造成环境的污染。软金属涂层润滑效果良好，但是价格昂贵。氟化物作为固体润滑剂在高温的时候具有很好的润滑效果，但是在低温的情况下，润滑效果会有所下降。但以 Ti_3SiC_2 为代表的 MAX 材料不仅具有以上优点，在高温时还具有良好的抗高温氧化性，因此在近几年得到研究者的关注。

1.3.1 Ti_3SiC_2 结构与性能

MAX 相材料作为一种新型结构陶瓷材料，作为固体润滑剂被广泛关注，这类材料的分子式相同为 $\text{M}_{n+1}\text{AX}_n$ ，其中 n 为 1,2,3； M 为过渡金属元素，例如钛、铬或钼等， A 为 IIIA 或 IVA 族元素，例如硅或锡， X 代表 C 或 N 元素^[60-62]。如今，大约有 60 多种 MAX 相材料被发现，典型的有 M_2AX 相(211)、 M_3AX_2 相(312)和 M_4AX_3 相(413)及其相应的固溶体^[63-65]。MAX 相陶瓷材料是典型的六角形结构由 M_{n+1} 和 X_n 和 A 原子层交替排列而成^[66]。如图 1-1。

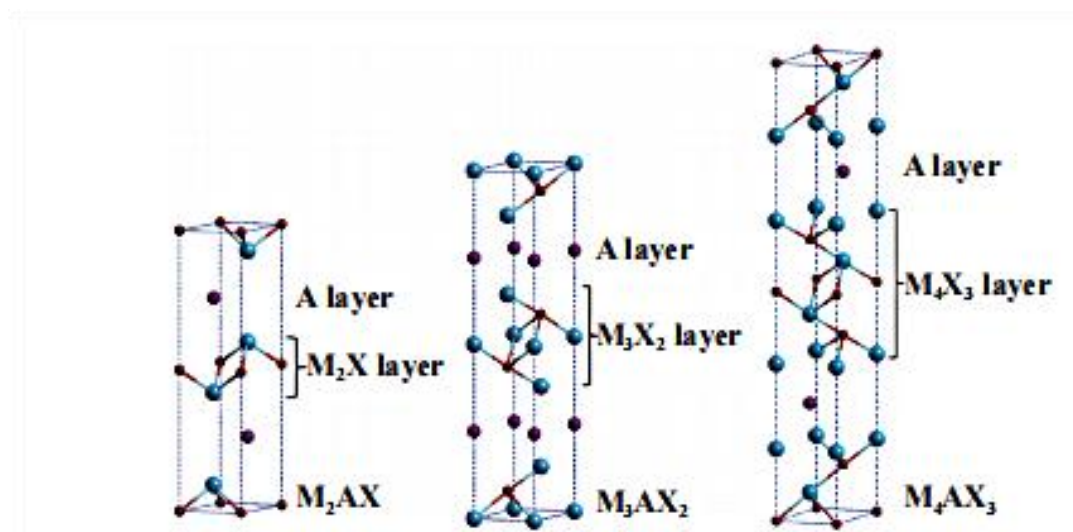


图 1-1 MAX 相陶瓷晶胞结构

这种独特的原子排列方式使得 MAX 相陶瓷材料形成与石墨和二硫化钼相似

的层状机构，不同的是，MAX 相陶瓷主要是通过 M 元素与 A 元素之间的弱金属键形成的，因此 MAX 相材料不仅具有陶瓷的相关优点，还具有金属的导热导电性以及机械加工性^[67]。

Ti₃SiC₂材料最早在 1967 年被 Jeitschko 和 Nowomy^[68]成功合成，晶体是平面层间隔堆积结构，空间群为 P6₃/mmc,晶格参数 $a=0.307\text{nm}$, $b=1.769\text{nm}$,图 1-2 为 Ti₃SiC₂ 的结构图^[68]。图中显示，Ti₆C 八面体内平铺的 Si 原子层相分离，C 原子位于八面体正中心，每个晶胞中都含有两个 Ti₃SiC₂分子，其中 Ti 与 C 之间由强共价键结合，而 Si 原子层内部以及 Ti 与 Si 之间都是弱键结合^[69-70]。

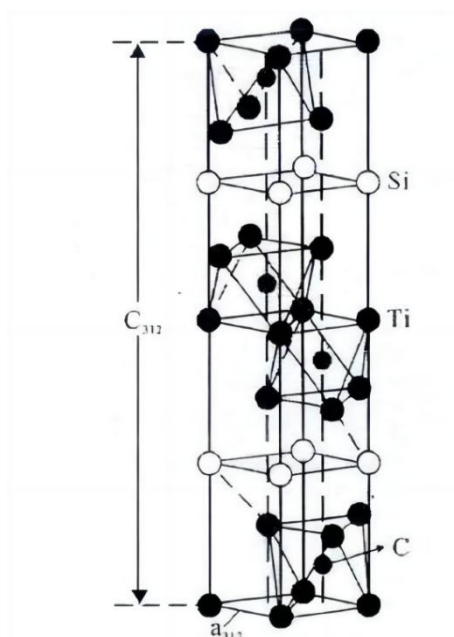


图 1-2 Ti₃SiC₂的晶体结构^[68]

而且作为典型的 MAX 相陶瓷材料，Ti₃SiC₂具有优异的陶瓷与金属相结合的性能，即有陶瓷材料所拥有的熔点高、硬度大等特点，又有金属材料的良好导电导热性、强韧性等优点^[71-72]，理论密度为 4.53 g/cm³.熔点高达 3000 °C,热膨胀系数为 $9.2 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ^[73]，Ti₃SiC₂独特的晶体结构，使其拥有易于发生位错的特性，具有超低摩擦性。

1.3.2 Ti₃SiC₂ 材料的研究现状

Ti₃SiC₂ 材料优异的金属特性和陶瓷特性和本身独特的晶体结构而具有的自润滑性，而经常在自润滑涂层中得到使用。Yang Zhu^[74]等人就利用激光熔覆技术在 TC4 上制备了三种涂层（纯 Co、Co-Ti₃SiC₂ 和 Co-Cu/Ti₃SiC₂），研究涂层在相同载荷以及摩擦时间下，涂层的摩擦系数的变化以及随温度变化而产生的涂层

摩擦磨损性能的变化, 研究结果表明随着温度的升高, 基体以及三种涂层的磨损量都有降低。Gang Wang^[75]通过激光熔覆技术成功制备出复合涂层 (Co-Ti₃SiC₂/Cu), 研究了三种涂层在室温以及 600°C 时的耐磨减摩性能, 结果表明制备的涂层体现出优良的摩擦学性能, 特别是室温抗磨性提高了 96%, 600°C 时的减摩性提高了 73%, 在高温时能体现出更好的减摩效果, 表明添加 Ti₃SiC₂ 能有效提高涂层的耐磨性, 表明 Ti₃SiC₂ 材料的添加有利于涂层耐磨减摩性能的提高。

Xiaoliang Shi^[76]等人利用火花烧结的方式成功的制备了含不同 Ti₃SiC₂ 含量的 NiAl 基复合材料, 其含量分别为 5%、10%、15% 和 20% Ti₃SiC₂, 研究涂层在固定载荷、转速以及温度下不同的 Ti₃SiC₂ 量对于减摩耐磨性能的影响, 表明了自润滑涂层中固体润滑剂的添加是有适加值的, 加入的固体润滑剂的含量过少则无法完全体现润滑能力, 加入过多也会导致摩擦系数及磨损量的增加。Rui Shi^[77]通过激光熔覆在铜合金上制备了镍基夹层的 Co-Ti₃SiC₂ 涂层也表明含 10% 的 Ti₃SiC₂ 的涂层的性能最好, 达到最低为 0.356, 而当含量过多反而会造成不利影响, 如增加了 20% 的 Ti₃SiC₂ 含量后, 反而会恶化 Co 基涂层的抗磨性能, 表现出更高的摩擦系数。

Ran Wang^[78]利用电流体动力雾化技术在基底表面沉积了 Ni₃Al 基体复合薄膜, 研究了不同含量的 Ti₃SiC₂ 与固定含量 MoS₂ 混合后制成的薄膜和激光织构后形成的微纹路对于涂层减摩耐磨性能的影响, 其结果表明 8wt% Ti₃SiC₂ 的复合薄膜有着更均匀的微观结构和更低的孔隙率, 沉积后的样品(P-NTM8)显示出较低的摩擦系数(0.25)和磨损率, 分别比抛光样品低 63% 和 35%, 并且含 8% Ti₃SiC₂ 通过激光织构而具有鲨鱼皮微观织构的 Ni₃Al 基复合薄膜具有更好地良好的减摩和耐磨性能, 由此可见进行的表面优化有利于自润滑涂层摩擦磨损性能的提高。贺泊铭^[79]等人采用激光熔覆技术在 Inconel718 合金表面制备了 Stellite₃/Ti₃SiC₂ 复合涂层, 结果表明涂层中添加 Ti₃SiC₂ 能够提高涂层的耐磨损性能。Zhang Chao^[80]等人通过激光熔覆技术在 S355 钢表面制备了 Ni60-Ti₃SiC₂ 涂层, 摩擦实验结果表明 Ti₃SiC₂ 的加入降低了涂层的磨损量。

1.4 研究意义和研究内容

机械设备在使用过程中机械零部件如摩擦副容易产生摩擦磨损, 制备耐磨涂

层已经无法满足摩擦副整体润滑的需求,因此本课题制备一种自润滑涂以满足摩擦副整体减摩的需求。本研究利用高速激光熔覆技术在 45 钢表面制备了 Fe/Ti₃SiC₂复合涂层。重点研究自润滑涂层在不同的激光熔覆工艺参数制备的涂层组织形貌以及力学性能的变化,进行涂层工艺参数的优化;Ti₃SiC₂含量以及载荷对复合涂层组织以及性能的影响;由于摩擦是由两个构件之间产生,不仅对制备复合涂层的零部件有摩擦而且对偶件也会产生磨损,因此本文对对偶件的摩擦磨损情况进行研究,考察摩擦副双方的磨损量,研究该复合涂层的耐磨减摩效果,表明自润滑涂层对材料起到良好的保护作用和对偶件也起到降低磨损的作用,本文具体的研究内容如下:

(1) 研究高速激光熔覆制备 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层工艺参数

不同的高速激光工艺参数会对涂层的组织以及性能产生影响,因此,对不同参数(激光功率、送粉量、扫描速率)进行正交设计并制备复合涂层,利用 XRD、OM 对各复合涂层的物相组成、组织结构以及几何尺寸进行分析,利用显微硬度计对各复合涂层的力学性能进行分析,获得涂层的硬度与稀释率,作为指标,对涂层的工艺参数进行优化,选出制备涂层的最佳激光工艺参数。

(2) 研究 Ti₃SiC₂ 含量对 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层组织和力学性能的影响

采用优化后的工艺参数,对不同 Ti₃SiC₂添加量的 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层进行制备,利用 XRD、OM、SEM、EDS、对各复合涂层的物相组成、组织结构以及几何尺寸进行分析,同时利用显微硬度计对各复合涂层进行硬度测试,对涂层力学性能进行分析,表明 Ti₃SiC₂添加量对 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层组织以及性能的影响。

(3) 研究不同载荷对 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层摩擦性能的影响

研究 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层中加入不同 Ti₃SiC₂ 量在不同载荷下对偶件双方的磨损情况。由于制备的涂层中添加了不同量的 Ti₃SiC₂,导致涂层的润滑效果会有所不同,通过摩擦磨损机对含有不同量的 Ti₃SiC₂ 的 Fe 基复合涂层进行摩擦磨损实验,研究不同载荷下复合涂层的磨损量以及磨损形貌,分析加入 Ti₃SiC₂ 润滑相对复合涂层的摩擦磨损性能以及对偶件磨损的影响。

第 2 章 实验材料与方法

2.1 实验材料

2.1.1 基体材料

选取 45 钢作为基体材料，化学成分如表 2-1 所示，具有高强度、良好的塑性、韧性以及良好的耐磨性，是一种优质碳素结构钢，常作为轴类零件的制作材料，规格尺寸为 100×100×10 mm。

表 2-1 45 钢材料化学成分及质量分数

成分	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Fe
含量 (wt.%)	0.48	0.25	0.53	≤0.034	≤0.034	≤0.034	≤0.033	≤0.032	余量

2.1.2 熔覆材料

本试验在 45 钢表面制备的兼具耐磨减摩的涂层为选用 Fe55 自熔性合金粉末、具有自润滑性的 Ti_3SiC_2 三元层状陶瓷按照一定比例混合，制备出 Fe/ Ti_3SiC_2 混合粉未来制备自润滑涂层。

本文选用宁波金雷纳米科技生产的 Ti_3SiC_2 粉末作为自润滑相，粉末形貌如图 2-1(a)，河北敬业增材制造科技有限公司产的 X-Fe55E 合金粉末作为基础粉末，形貌如图 2-1(b)，化学成分见表 2-2，将两种粉末进行混合，通过高精度电子天平完成混合粉末配比，然后通过球磨机在 500 r/min 转速下球磨 2 h，制成 Fe/ Ti_3SiC_2 混合粉末，粉末形貌如图 2-1(c)。

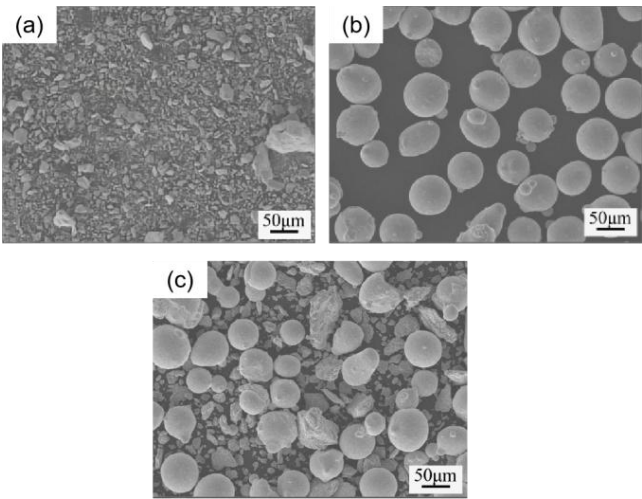


图 2-1 原材料粉末 SEM 形貌：(a) Ti_3SiC_2 ；(b) Fe；(c) Fe/ Ti_3SiC_2

表 2-2 熔覆材料化学成分（质量分数）

Materials	Element	Mass fraction/wt. %
X-Fe55E	Fe	79-82
	Cr	17.0-19.0
	C	0.15-0.17
	Ni	0.27
	Mo	0.3
	Co	0.12
	V	0.08
	B	0.27
	Mn	≤0.2
	Si O S	≤0.04
Ti ₃ SiC ₂	纯度 (≥99%)	

2.2 实验设备

- (1) 中型气动磨砂机：砂纸为#100。
- (2) 060 超声波清洗机：超声波频率：40 KHz，时间控制 0-99 分钟。
- (3) 卧式球磨机：转速为 0~500 r/min。
- (4) XF-02 霍尔流速器
- (5) DZF-6050 真空干燥箱：干燥箱采用油泵进行抽气，温控范围为 0~200 ℃，温度精度为 0.1℃。
- (6) ME204 电子天平：天平应保持水平放置，称量范围在 0~200 g，称量精度为 0.0001g。
- (7) 沧州中镁激光科技有限公司的 CWFL-6000EN 高速激光熔覆设备及中科中美的 ZKZM-XOOW 高速激光熔覆光纤激光器。
- (8) DK7745 线切割机床：最大加工范围 690×800 mm，最大切割厚度 1000 mm。
- (9) MODEL-ZX7045 齿轮式钻铣床：主轴转速有 L~M 三档，可进行钻铣及攻丝。
- (10) LAP-2E 金相磨抛机：可调节 1 档和 2 挡。
- (11) TMR1700 金相显微镜：可调节倍数是 50~400 倍。
- (12) MMW-1B 多功能摩擦磨损试验机：试验力范围 10~1000N，摩擦力矩示值相对误差不大于±2%，主轴无级变速范围 10~2000r/min。

2.3 实验过程

2.3.1 实验工艺图

本实验采取的工艺流程图如图 2-2 所示，先采用 Ti_3SiC_2 含量最大的混合粉末进行激光熔覆工艺参数的探究，通过研究的最佳工艺参数来制备不同 Ti_3SiC_2 含量的复合涂层。

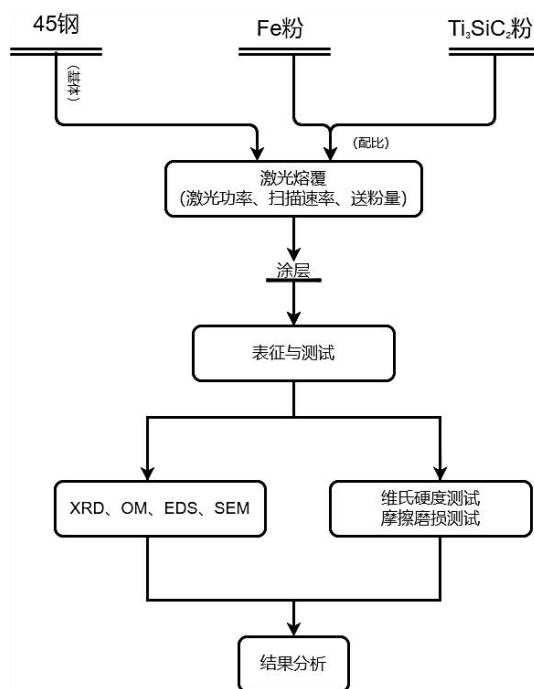


图 2-2 工艺流程图

2.3.2 激光工艺参数的选定

涂层性能与质量受激光功率、扫描速率、送粉量、离焦量、光斑直径和送粉前对基板的预热温度等激光工艺参数影响程度较高，其中激光功率、扫描速率、送粉量、光斑直径以及离焦量相比于其他工艺参数对熔覆层的影响更加显著，因此受到研究者的广泛关注。并且，整个高速激光熔覆过程中，工艺参数之间相互影响，因此需要将熔覆工艺参数控制在合理范围之内，才能制备出性能良好的熔覆层。

(1) 激光功率

激光功率影响着单位时间内热量的输出，它的大小直接影响粉末的熔化量以及熔化程度，加大功率，会导致被熔化的金属量增多，气孔产生较少，熔覆深度增加，并且熔池内液态金属反应剧烈，凝固结晶，从而降低气孔的形成。但是，

激光功率过大, 将会使熔深超过基体熔覆极限, 从而导致基体变形、开裂等缺陷的概率变大, 但激光功率过小将会造成熔覆过程中, 将熔覆层粉末进行融化后, 热量下降, 对基体材料起不到很好的熔化效果, 熔覆层和基体之间的冶金结合程度偏低, 从而使得熔覆层表面出现熔渣等缺陷, 达不到熔覆效果。

(2) 扫描速度

扫描速率 V 可以控制在熔覆过程中热量的输出程度, 与激光功率 P 作用相似, 因为扫描速率过高将会导致在扫描过程中, 熔覆层材料热量降低, 从而使得熔覆材料不能完全熔化, 导致冶金结合程度较低, 达不到熔覆效果; 而扫描速率过低, 导致热量输入过大, 就会造成熔覆材料过烧, 基体熔化程度增加, 从而导致基体变形量大。

(3) 光斑尺寸

熔覆层的宽度与光斑直径之间存在直接有效的影响关系, 它的增加会导致熔覆层宽度增大, 直接影响熔覆时熔覆层表面能量, 从而影响熔覆层组织与性能, 不同的光斑尺寸, 熔覆层差别较大。较小的光斑尺寸能获得较好的熔覆层, 光斑尺寸的提高会导致熔覆层质量的降低, 但过小的光斑尺寸, 对获取较大的熔覆层会有不利影响。本研究中, 光斑尺寸为直径 2.5 mm 的圆形光斑。

(4) 送粉量

激光熔覆过程中, 送粉量由激光熔覆设备中送粉器转速决定, 送粉量的大小直接影响熔覆层厚度的大小, 而且需要与激光功率、扫描速率进行匹配, 才能获得性能优良的熔覆层, 如激光功率 P 、光斑尺寸 D 、扫描速率 V 存在一个比能量 E_s 的关系, 如式 2-1 所示。

$$E_s = P / (DV) \quad (2-1)$$

比能量不但能影响厚度, 而且对稀释率也有所影响, 在激光功率一定的情况下, 比能量会随着扫描速率的增加而降低, 对基体的熔化程度也降低, 从而使得熔覆层稀释率降低, 而当光斑尺寸大小以及扫描速率一定时, 比能量会随着激光功率的提高而提高, 从而导致熔覆层的稀释率也随之提高。

(5) 离焦量

高速激光熔覆过程中激光器的激光孔与基板之间的距离被称为离焦率。在激光熔覆过程中, 需要调节合适的离焦量, 当离焦量过大时, 会导致到达基板上的

功率密度降低从而使基板得不到很好的熔化，形成熔池，当离焦量过小时，到达基板上的功率密度过高，容易破坏基板表面，从而导致变形量大。对于本次课题所使用的激光熔覆设备，经过大量前期实验结果表明，送粉喷嘴和基体表面之间的距离为 16 mm 时，功率密度分布均匀，熔覆层表面质量优良。因此，本研究中采用离焦量为 16 mm。

2.3.3 涂层制备

(1) 45 钢打磨清洗

在进行激光熔覆实验之前，需要将 100 mm×100 mm×10 mm 的 45 钢板表面用中型气磨枪进行打磨，砂纸为#100，去除氧化皮，接着用无水乙醇对打磨表面进行清洗，用吹风机将处理好的 45 钢板表面进行冷风吹干。

(2) 混合粉末制备

将 Fe55 粉末、Ti₃SiC₂ 粉末称重后按照实验所需配比将两种粉末进行不同比例混合，配比如表 2-3，将混合粉末装入研磨罐内，放入行星混料机进行混合，球磨速度为 500 r/min，球磨 2h 后取出，通过真空干燥箱对混合粉末进行干燥，温度 100 °C，时间 4 h。

表 2-3 添加不同含量 Ti₃SiC₂ 熔覆材料配比

熔覆材料配比 V%	激光器
Fe55	ZKZM-XOOW 光纤激光器
Fe55+3%Ti ₃ SiC ₂	
Fe55+6%Ti ₃ SiC ₂	
Fe55+9%Ti ₃ SiC ₂	
Fe55+12%Ti ₃ SiC ₂	
Fe55+15%Ti ₃ SiC ₂	

(3) 激光熔覆实验

本次实验采用沧州中镁激光科技有限公司的高速激光熔覆设备，激光器为光纤激光器，型号为 ZKZM-XOOW，如图 2-3，将预制好的实验试板放到激光熔覆工作台进行实验，整个实验过程持续通入氩气作为保护气，使熔池不会在熔覆过程中被氧化。实验分为两步，根据设计的激光工艺参数，进行熔覆实验，通过

显微硬度测试与稀释率选出最佳工艺参数,采用最佳工艺参数,进行不同含量的 Ti_3SiC_2 的 Fe 基涂层进行制备,复合涂层配比如表 2-3 所示。

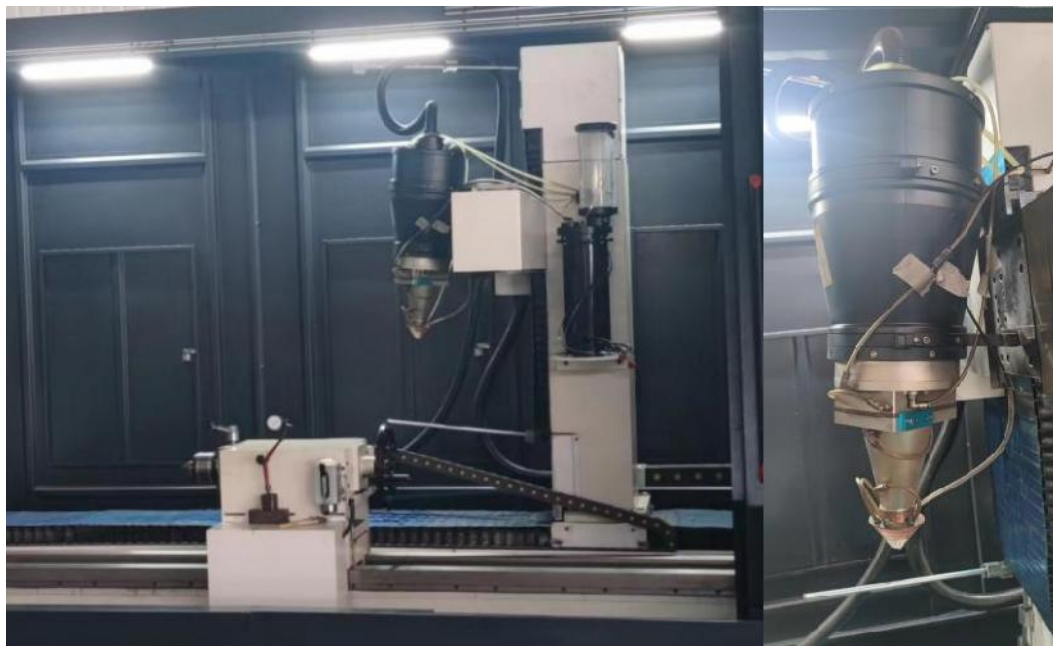


图 2-3 高速激光熔覆加工系统

(4) 金相试样的制备方法

采用线切割机对熔覆后的试样进行切割,制备尺寸为 $10\text{ mm}\times 10\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ 的金相试样,采用 60 #、220 #、400 #、600 #、800 #砂纸打磨,然后在金相磨抛机上进行抛光,使抛光好的金相试样表面呈现镜面的效果,接着用自制的酸性腐蚀液 ($\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O}=1:1:9$, 体积比) 进行腐蚀 10 s 后,立刻用大量蒸馏水对腐蚀后的金相表面进行冲洗以防止腐蚀液对金相试样表面进行了过度腐蚀而对显微结构的观察产生有害影响,然后利用纯度为 99% 的无水乙醇对腐蚀过后的金相表面进行清洗,通过吹风机冷风对金相表面进行烘干,装进试样袋,以备进行表面组织的观察。

2.4 实验的表征与测试

2.4.1 涂层组织表征

(1) 宏观形貌观察

利用 TMR1700 金相显微镜,对各复合涂层的横截面以及表面宏观形貌进行观察,观察各熔覆层是否有明显的缺陷,并探究涂层工艺参数对复合涂层几何尺寸熔高 (H)、熔深 (h)、熔宽 (W) 及稀释率 η 的影响,如图 2-4。

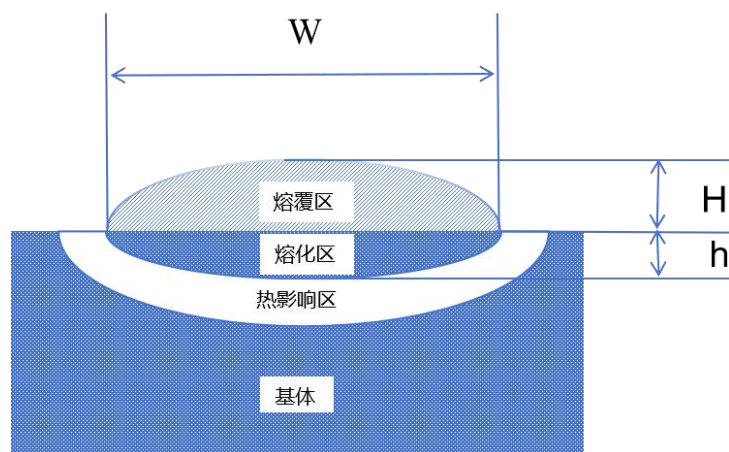


图 2-4 熔覆层几何尺寸

$$\eta = \frac{h}{h + H} \quad (2-2)$$

式中： η —稀释率

h —熔深

H —熔高

(2) 微观组织观察

利用 TMR1700 金相显微镜在低倍和高倍下对腐蚀前后各复合涂层金相试样表面以及横截面的显微组织结构以及分布情况进行观察。

(3) 磨痕形貌观察

采用超景深显微镜对在不同载荷下进行摩擦磨损实验后的涂层磨痕形貌进行表征，对各涂层的磨痕进行观察分析。

(4) 涂层组织形貌物相定性定量分析

采用 Rigaku Ultima IV 型 X 射线衍射仪对各复合涂层进行物相分析，设置参数为 CuK α 靶材，波长为 1.5418，电压 40 kV，电流 40 mA，衍射范围为 10°~90°，衍射速度为 2°/min。利用捷克 TESCAN MIRA LMS 扫描电镜携带的能谱仪(EDS)对涂层表面进行组织观察，对涂层中部分形貌进行 EDS 点扫，结合 XRD，分析各区域元素占比，确定各熔覆层物相的组成。

2.4.2 涂层性能测试

(1) 显微硬度测试

将金相试样使用 60 #、220 #、400 #、600 #、800 #的砂纸进行打磨，使熔覆表面平整，同时去除表面氧化皮，用酒精清洗后，去除表面存在的砂砾及污染物，保持表面整洁，并用吹风机冷风吹干，将待测熔覆层横截面朝上放置于 402MVD

维氏显微硬度计下进行硬度测试，测定 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层试样显微硬度，负载为 200 g、滞留时间为 10 s、距离间隔为 0.1 mm，读取数据并记录，通过所记录的显微硬度数据，计算涂层的平均硬度，并记录。

(2) 摩擦磨损性能测试

采用优化的工艺参数制备不同 Ti₃SiC₂ 含量的 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层，进行多道搭接实验，搭接率 33%，制备完成后，用线切割机对涂层试样进行切割，制备直径为 31.8 mm 的磨损试样，利用 60 #、220 #、400 #、600 # 的砂纸对磨损试样表面进行打磨平整后，用无水乙醇对试样表面进行清洗，去除表面砂砾，然后利用吹风机对磨损试样进行吹干，用精确度达到 10⁻⁵ g 的分析天平对摩擦磨损试样前后的质量进行记录，计算出 Δm （公式 2-3），利用 MMW-1B 多功能摩擦磨损试验机进行摩擦磨损试验，摩擦设备如图 2-5 所示。对磨件采用的是试样销，直径为 4.8 mm，长度为 20 mm 的 GCr15 轴承钢。整个摩擦磨损试验中，实验工艺参数为：以室温作为测试温度，实验中施加实验载荷为 30 N、40 N、50 N，转速 $n=100$ r/min，试验时间 $T=30$ min。可得到各磨损试验的摩擦系数，摩擦系数的计算公式可见式 2-4，图 2-5(b) 为摩擦过程中的示意图。通过对试验所得到的各涂层的磨损量，选出复合涂层最优的含量以及工艺参数，通过扫描电镜对摩擦后试样磨痕形貌进行观察，并对磨痕区域进行 EDS 点扫，分析各涂层的磨损机制。

$$\Delta m = m_0 - m \quad (2-3)$$

式中：

m_0 —磨损前试样质量；

m —磨损后试样质量；

Δm —磨损量。

$$\mu = \frac{T}{Pr} \quad (2-4)$$

式中

μ —摩擦系数；

P —试验机轴向试验力 N；

T —试验机摩擦力矩 N.mm；

r —接触点轨迹半径 mm；

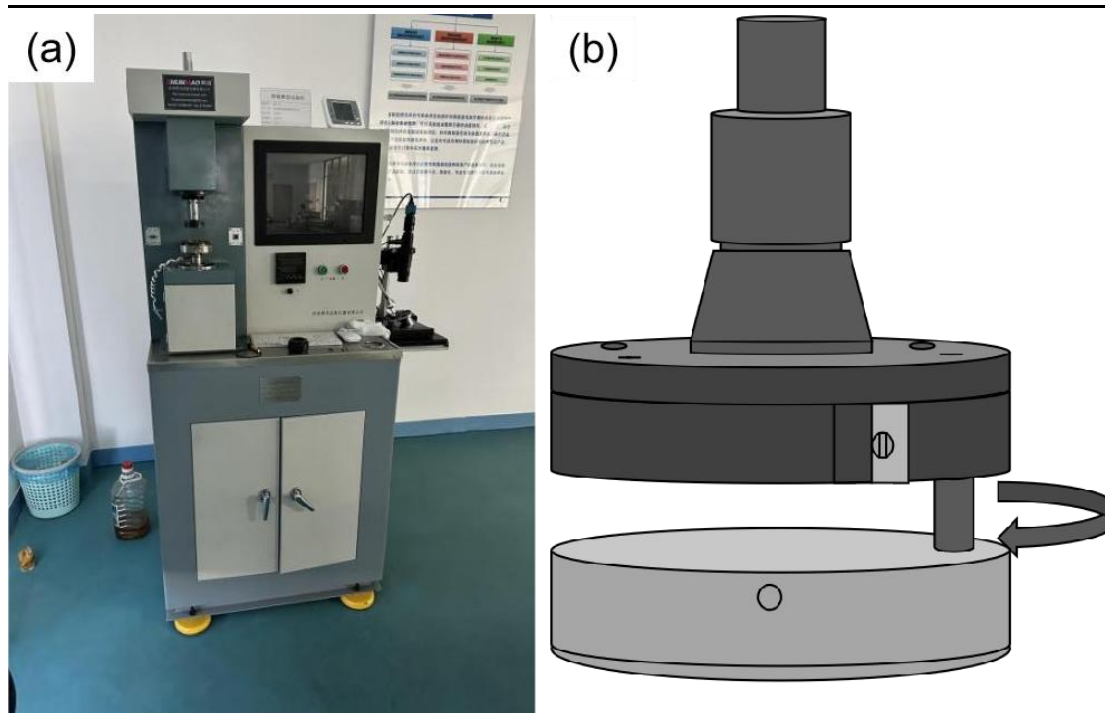


图 2-5 摩擦磨损设备：(a)摩擦磨损机；(b)摩擦磨损示意图

第3章 不同激光工艺参数的 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层的组织与性能研究

高速激光熔覆工艺参数能够直接有效的影响熔覆层的性能和质量^[81-82]，因此在本实验中探讨了不同高速激光熔覆工艺参数对于熔覆层组织与性能的影响，并确定制备 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层的最优工艺。对熔覆层的质量评定有孔隙率、硬度、弹性模量以及应力状态等因素。对于耐磨减摩涂层而言，熔覆层平均硬度以及稀释率是重要的评定参数，是激光熔覆耐磨减摩涂层设计以及应用的最基本的性能，熔覆层的硬度在一定程度上能够代表熔覆层质量。硬度的提高在一定程度上提高耐磨性，反之，熔覆层硬度的降低会导致熔覆层长期工作在恶劣的环境容易出现磨损加剧或者熔覆层剥落，熔覆层的使用寿命减少。稀释率过低，会导致涂层与基体之间冶金结合低，从而对涂层的性能产生不利影响，采用激光熔覆制备熔覆层，影响熔覆层平均硬度和稀释率的因素较多，熔覆材料确定，工艺参数对其影响较大，以及熔覆过程中出现的气孔和裂纹等都会对熔覆层的平均硬度产生影响，进而影响熔覆层的耐磨性能。因此，本研究中采用平均硬度和稀释率作为指标，熔覆工艺参数作为正交因素，开展正交试验。

3.1 激光工艺参数正交试验设计

本次实验选择激光功率、扫描速率以及送粉量作为正交实验因素，根据课题组前期实验结果设计其工艺参数水平如表 3-1，设计三因素三水平的正交试验，建立 L₉(3³)正交表，如表 3-2。

表 3-1 工艺参数及水平

水平	A	B	C
	激光功率 (kW)	扫描速率 (mm/s)	送粉速率(g/min)
1	1.5	10	10
2	2.0	12	15
3	2.5	14	20

表 3-2 工艺参数正交实验设计表

编号	激光功率(kW)	扫描速率(mm/s)	送粉量(g/min)
S1	1.5	10	10
S2	1.5	12	15
S3	1.5	14	20
S4	2	10	15
S5	2	12	20
S6	2	14	10
S7	2.5	10	20
S8	2.5	12	10
S9	2.5	14	15

3.2 不同工艺参数的 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层 XRD 分析

对 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层进行 XRD 分析, 研究涂层物相组成, 结果如图 3-1。

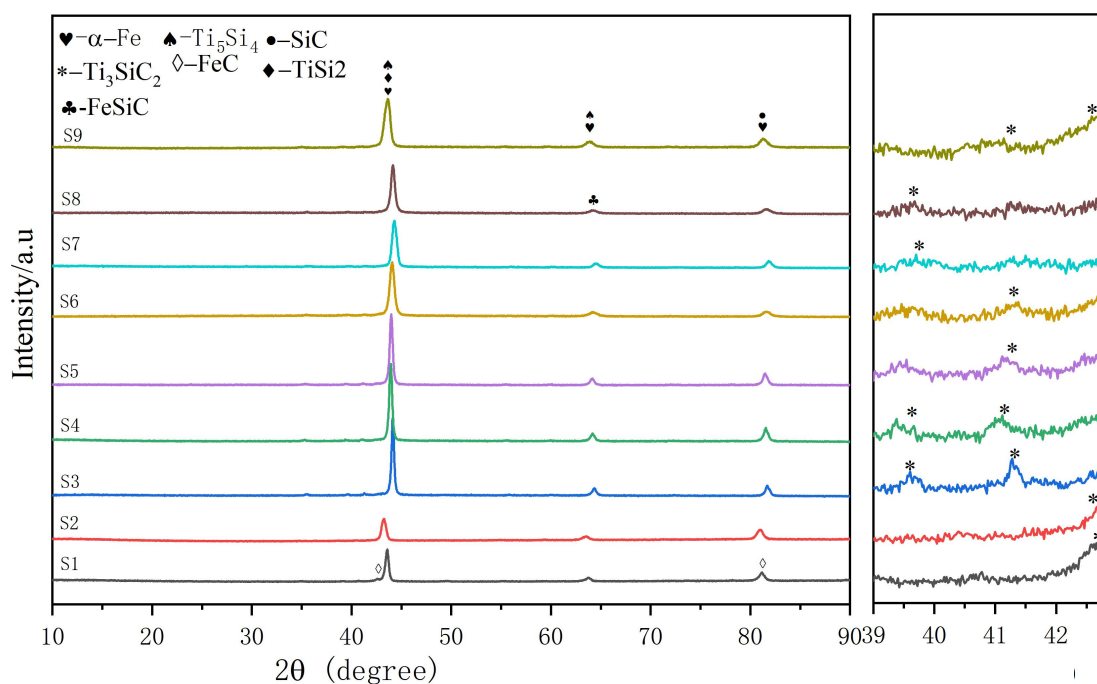


图 3-1 不同工艺参数下复合涂层 XRD 图

不同工艺参数下 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层 XRD 衍射峰基本相同。由于高速激光熔覆时, Fe 粉末熔化, Ti₃SiC₂ 粉末部分溶解, 分离出 Ti 和 C 元素, 从而使涂层出现新的物相。不同工艺参数下涂层主要物相相同为 α -Fe 和 Ti₃SiC₂, 但新相组

成有所差异, S1 涂层形成了 SiC、 Ti_5Si_4 和 FeC 等物相, S6 中存在 SiC、 Ti_5Si_4 和 FeC 等物相还生成了 $TiSi_2$, S8 与 S9 中除上述物相外, 部分 Fe 与分离出的 Si、C 元素相结合形成的 FeSiC 相。并且, 不同工艺参数制备涂层过程中, 激光能量密度不同, 当激光能量密度较大时, 熔覆材料可完全熔化^[84]; 当激光能量密度较低时, 熔覆材料未能完全熔化, 因而, 在不同工艺参数下涂层的物相组成会发生变化而且含量也会有所不同。9 组涂层中都含有 Ti_3SiC_2 , 峰强有所不同, S6 表现出的峰强较高, S9 次之, S8 与 S1 表现出的峰强较弱, 可见 Ti_3SiC_2 在激光熔覆过程中, 不同的工艺参数下分解程度有所不同。

3.3 不同工艺参数的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层组织研究

3.3.1 表面形貌

实验选取 Fe/ Ti_3SiC_2 粉末作为熔覆粉末, Ti_3SiC_2 的含量为 15%, 根据表 3-2 所示工艺参数制备的 Fe/ Ti_3SiC_2 单道熔覆层表面形貌如图 3-2。图 3-2 结果表明, 当激光功率处于 2 kW 及以上时, 熔覆层表面平整度较好, 成型度良好, 在激光功率处于 1.5 kW 时, 如 S2、S3 涂层表面呈暗色, S3 涂层旁边还存在黑色颗粒, 主要是激光功率恒定时, 扫描速率与送粉量的增大, 一方面减少了粉末的能量密度, 另一方面熔覆粉末数量增多, 粉末无法完全熔融, 从而导致此类现象的产生。

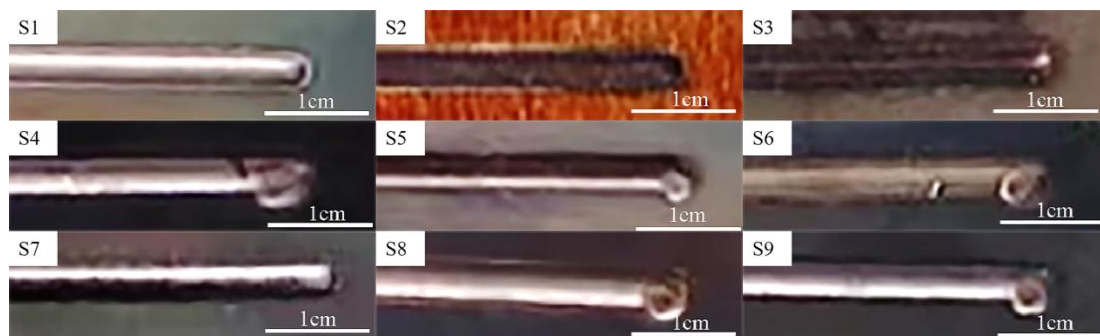


图 3-2 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层单道熔覆层宏观形貌

3.3.2 横截面宏观形貌及几何尺寸

(1) 单道熔覆层宏观形貌

图 3-3(a)~(i) 是不同工艺参数制备的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的单道熔覆截面形貌, 其中(a)~(i)依次为 S1~S9 试样, 结果表明, 图 3-3(b)、图 3-3(c)所示试样, 由于激光功率较小, 能量密度较低, 送粉量较大, 导致激光熔化熔覆粉末后对基体的熔化程度较低, 界面呈现凸起形貌。S5 截面形貌如图 3-3(e)所示, 表面存在较多

的熔渣，主要是当激光功率一定时，扫描速率的增加，停留在熔道的时间较短，会导致熔覆层粉末单位时间内粉末的热量不足，送粉量的增加，导致每个粉末接收到的能量密度降低，从而导致部分粉末未完全熔化，导致熔覆层粉末飞溅到未冷却凝固的熔覆层表面，形成熔渣。其余涂层表现出良好的冶金结合，主要呈现双月牙形貌，均没有明显裂纹。

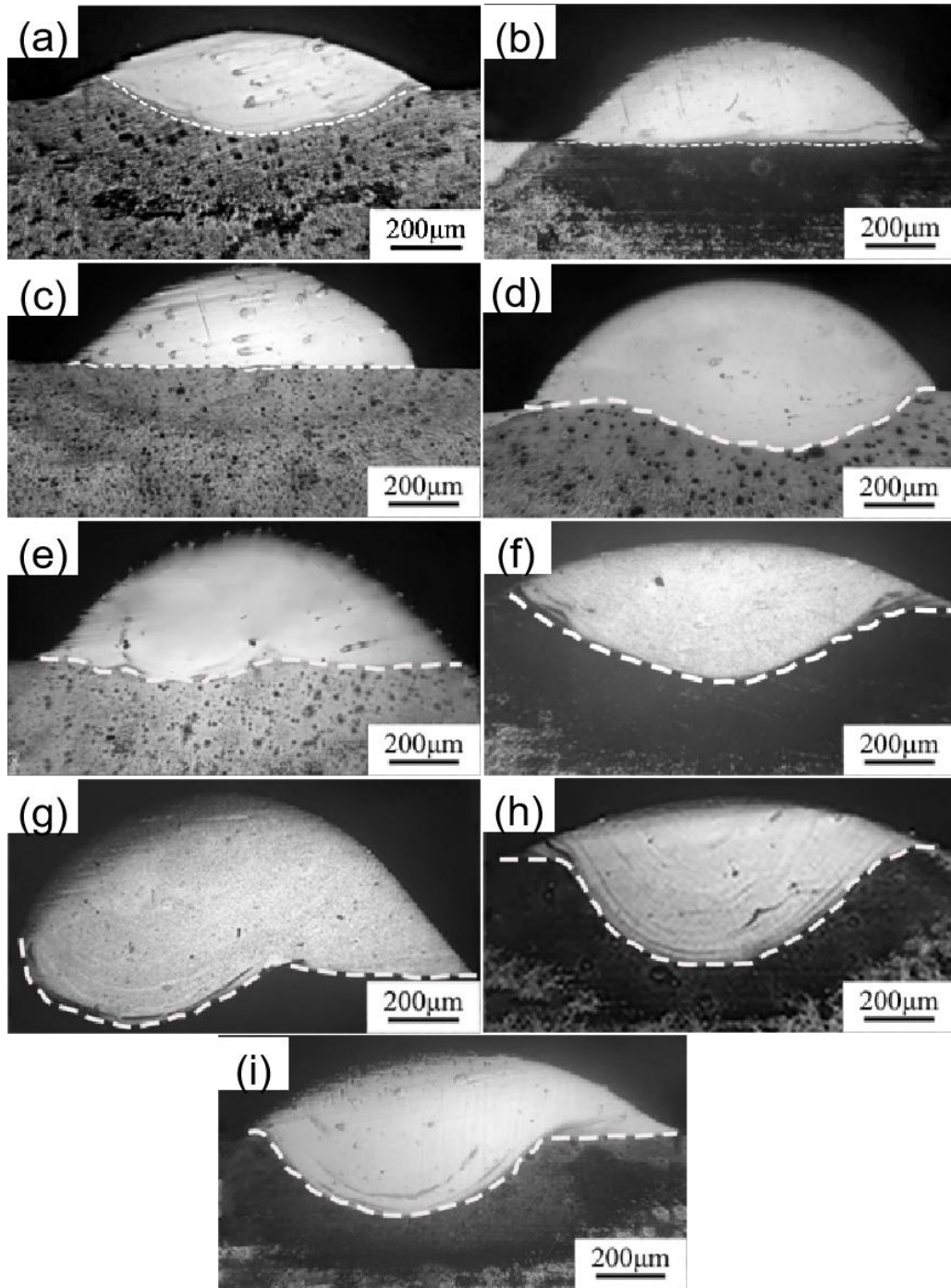


图 3-3 不同工艺参数的 Fe/Ti₃SiC₂ 熔覆层横截面形貌

(2) 不同工艺参数下 Fe/Ti₃SiC₂ 熔覆层几何尺寸

熔覆层的几何尺寸如熔高、熔深、熔宽受到工艺参数的共同影响，表 3-3 为不同工艺参数下熔覆层的几何尺寸、比能量以及稀释率。比能量能直接反映激光熔覆过程中能量密度，对熔覆层的几何尺寸进行影响。

表 3-3 不同工艺参数的复合涂层的相关因素

样品	高度 H(mm)	熔深 h(mm)	熔宽 w(mm)	稀释率(%)	比能量 (J/mm ²)
S1	1.08	0.80	3.20	42.5	9.37
S2	1.36	0.03	2.64	2.38	7.81
S3	1.52	0.03	2.56	2.04	6.69
S4	1.46	0.60	3.24	29.41	12.5
S5	1.54	0.31	3.42	16.67	10.41
S6	1.02	0.93	3.18	47.72	8.92
S7	1.88	0.64	3.70	25.27	15.62
S8	1.10	1.96	3.22	64.06	13.0
S9	1.22	1.08	3.30	46.97	11.16

在本次试验中光斑直径恒定，送粉量与比能量对涂层几何尺寸的影响趋势如图 3-4。在送粉量相同时，涂层熔宽随比能量的增加而增加，主要是比能量的增加，增加了高速激光熔覆时基体单位时间内受到的能量密度，使得形成熔池时熔池的宽度增加，导致熔宽增加。但比能量接近时，比能量（小于 8J/mm²）时，随着送粉量的增加，熔宽减少，当比能量（大于 8J/mm²）时，涂层宽度随着送粉量的增加而增加。当比能量较小时，对熔覆层粉末进行熔化后，导致对基体的熔化能量密度有所降低，因此基体的熔化不足，从而造成熔宽较低，当比能量较大时，基体得到充分熔化，送粉量的增加，导致熔化的粉末增多，熔宽增加。

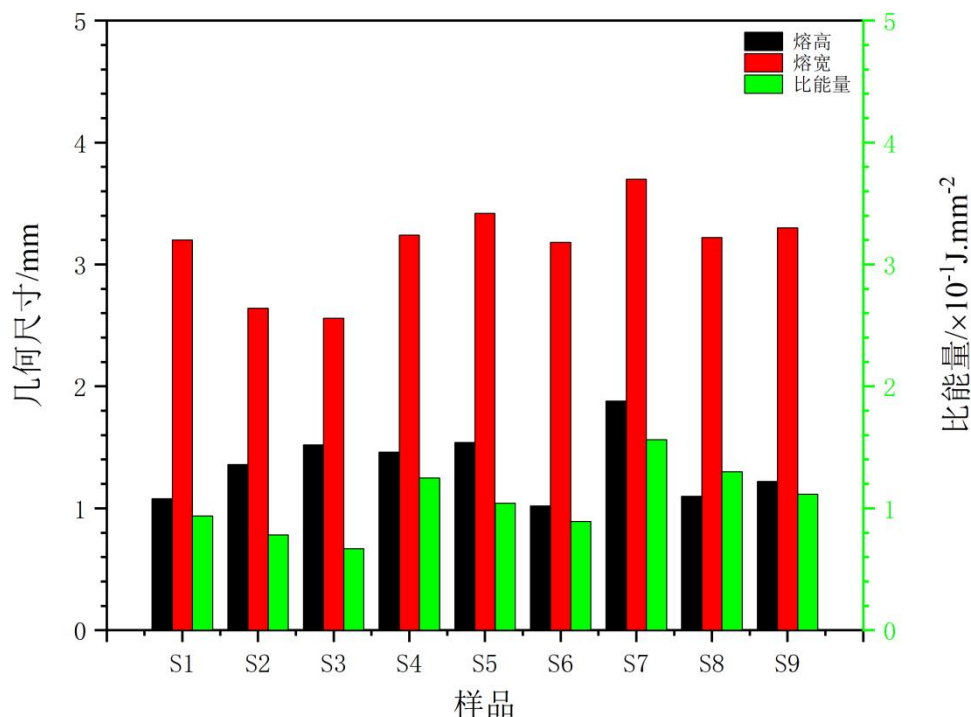


图 3-4 不同工艺参数的复合涂层的几何尺寸及比能量

涂层熔高如图 3-4，由于比能量的增加，涂层的熔高随着比能量的增加而增加。主要是能量密度的增加，熔覆的粉末量增加，熔池内粉末增多，涂层高度增加。而送粉量的增加，也导致涂层熔高的增加，但在比能量较小（小于 $8 \text{J}/\text{mm}^2$ ）时，根据图 3-3 对各工艺参数下的熔覆层横截面观察，界面形貌呈现凸起，涂层熔高的增加，主要是比能量较低，从而对基体熔化程度较低，熔池较小，从而导致熔覆相同粉末量时熔高较高，而不是熔覆更多的粉末导致熔覆层熔高增加。当比能量较大（大于 $8 \text{J}/\text{mm}^2$ ）时，熔覆层的熔高主要是比能量较大，而送粉量的增加，导致熔池中的粉末增多，从而造成熔高增加。

图 3-5 为不同工艺参数下复合涂层的稀释率，在送粉量相同时，S1、S6、S8 的稀释率可知，随着比能量的增加先减小后增加，一方面是比能量的增加导致熔融的粉末量增加使涂层面积增加，另一方面，形成熔池的深度也随着比能量的增加而增加，两者之间的竞争关系导致涂层的稀释率先减小后增加。而由于比能量小于 $8 \text{J}/\text{mm}^2$ 时，能量密度较小，基体得不到充分熔化，无法形成双月形形貌，故不符合规律。而当送粉量增加时，涂层的稀释率在降低，主要是涂层的送粉量增加，造成熔池的深度减少，熔高增加，从而导致涂层的稀释率降低。

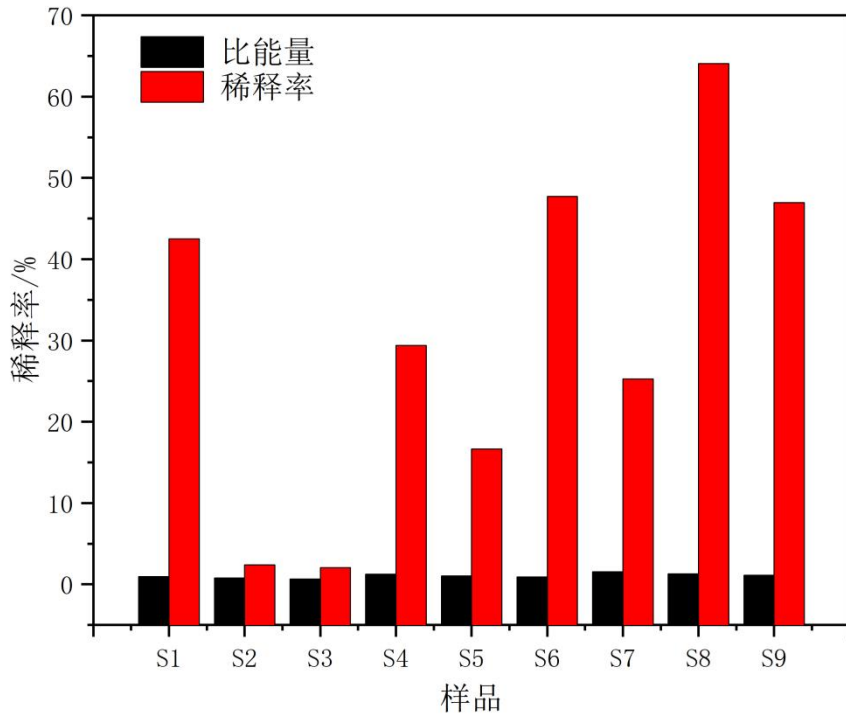


图 3-5 不同工艺参数的复合涂层的稀释率

3.3.3 横截面显微形貌

图 3-6 为不同工艺参数下 Fe/Ti₃SiC₂ 熔覆层结合处显微组织图，其中(a)~(i)依次为 S1~S9 试样，从图中可看出，不同工艺参数下 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层结合处的组织结构基本相同，基本上是与垂直于基体结合处的柱状晶和平面晶以及树枝晶组成，呈现激光熔覆快速凝固的特点。根据凝固理论，组织形貌与温度梯度 G 、凝固速率 R 密切相关。在熔池底部，由于温度梯度 G 较大，凝固速率 R 较小，首先在基体上通过晶体外延附生的形式生成的平面晶作为初始固/液界面^[85]。随着激光束的向前移动，界面向前移动，导致温度梯度 G 开始降低，凝固速率 R 加快， G/R 值变小，导致熔池中的原子来不及扩散，凝固组织开始向树枝晶和柱状晶发生转变；随着距熔覆层结合处的距离继续增加，成分过冷程度逐渐增加，促进大量晶粒形核使得晶粒得到细化，从而形成细小的等轴晶。从图 3-6(a)、(b)、(c)可以看出，扫描速率加快和送粉量加大可能使激光熔覆过程中热输入降低，过冷度加大，形核速率大于核长大速率，导致熔覆层结合处的柱状晶受到抑制，从而使晶粒得到细化。图 3-6(a)、(d)、(g)表明，随着激光功率的增大和送粉量的增大，熔覆层与基体的结合处柱状晶尺寸变大，可能是因为激光功率的增大使热输入增大的影响大于送粉量增大使热输入降低的影响，使得得总体热输入增大，过

冷度减小，核长大速率增长速率超过形核速率，熔覆层与基体之间的晶粒尺寸变大。

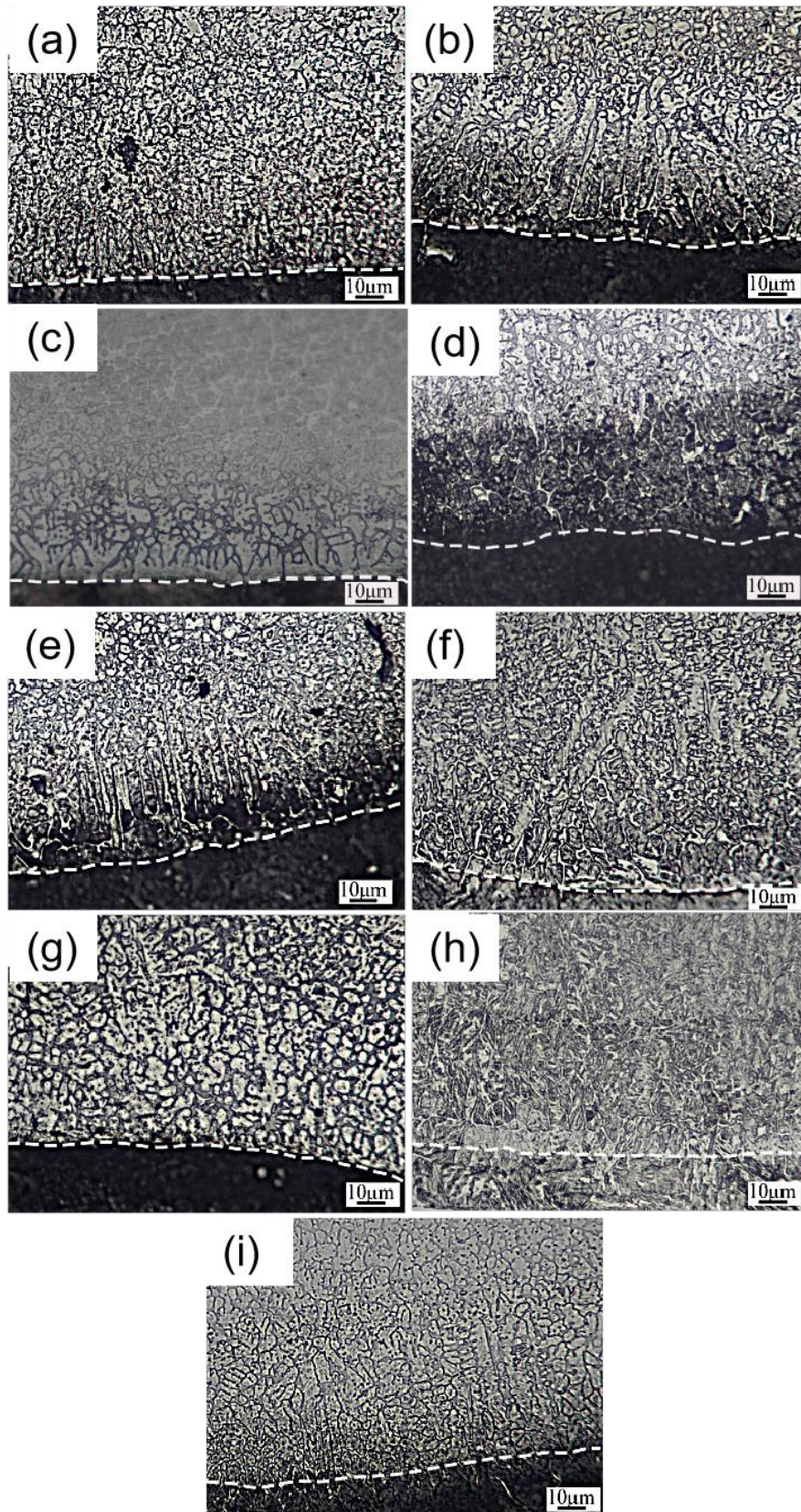


图 3-6 不同工艺参数下 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层的结合处形貌 OM 图

3.3.4 极差分析

稀释率作为涂层的重要影响因素,较小容易造成涂层与基体的结合程度较低,造成涂层脱落等问题,因此,本文对涂层稀释率进行考察,表 3-4 为涂层的稀释率极差分析。

表 3-4 稀释率极差分析结果

	激光功率(kW)	扫描速率(mm/s)	送粉量(g/min)
K1	46.92	97.18	154.28
K2	93.80	83.11	66.02
K3	136.30	96.73	56.72
k1	15.64	32.39	51.42
k2	31.26	27.70	22.00
k3	45.43	32.24	18.90
R	29.79	4.69	32.52

由表 3-4 可知, $R_C > R_A > R_B$, 表明熔覆工艺参数对涂层稀释率的影响程度由大到小依次是: 送粉量、激光功率、扫描速率。均值 k 代表各因素水平对指标的影响大小, 故由 $k_{1A} < k_{2A} < k_{3A}$ 可知 A 因素水平 3 比其他两个水平要好, 同理 $k_{2B} < k_{3B} < k_{1B}$ 、 $k_{3C} < k_{2C} < k_{1C}$, 可得出最优的工艺参数配合为 $A_3B_2C_1$, 即当激光速率为 2.5 kW、扫描速率 12 mm/s、送粉量 10 g/min 时。

3.4 不同工艺参数的 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层力学性能分析

3.4.1 涂层显微硬度分析

涂层的硬度是衡量耐磨性的重要因素, 因此, 对涂层进行显微硬度测试, 在相同部位取 5 个点, 取其平均值作为平均硬度, 各涂层硬度如图 3-7 所示。由表中数据可分析出, 涂层的平均硬度在 415.0HV_{0.2}~603.3HV_{0.2}, 其中最低平均硬度为第二组, 工艺参数为 $A_1B_2C_2$ (即激光功率 1.5kW、扫描速率 12mm/s 以及送粉量 15g.min⁻¹), 最高平均硬度为第七组, 工艺参数为 $A_3B_1C_3$ (即激光功率 2.5kW、扫描速率 10mm/s 以及送粉量 20g.min⁻¹)。

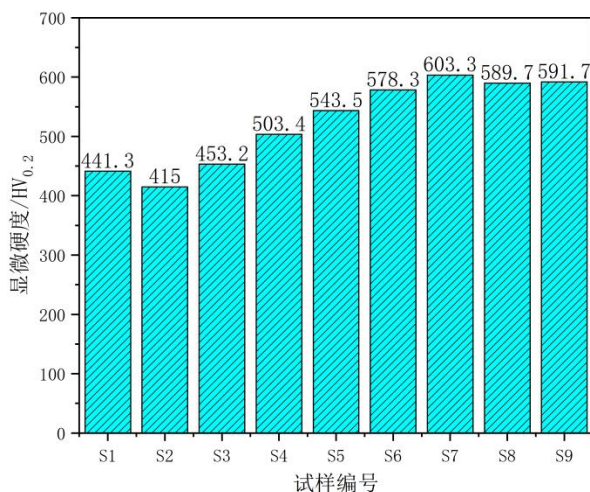


图 3-7 不同工艺参数下复合涂层的显微硬度

3.4.2 极差分析

表 3-5 为熔覆层平均硬度的极差分析。 K 值代表同因素不同水平下平均硬度数值之和， k 值从数值上是 K 值的 $1/3$ ， K 值或者 k 值越大，代表着试样在其他工艺参数相同的情况下，该因素该水平下平均硬度最大， R 值代表平均硬度极差，指同因素中平均硬度最高的水平与平均硬度最低的硬度水平之间平均硬度的差值， R 值越高，代表着该因素对平均硬度影响程度越大，因此，可以从三因素的极差大小判断各因素对熔覆层平均硬度的影响程度。

表 3-5 平均硬度极差分析结果

	激光功率(kW)	扫描速率(mm/s)	送粉量(g/min)
K1	1309.5	1548	1608.9
K2	1625.19	1548.18	1509.9
K3	1784.7	1623.21	1600.2
k1	436.5	516	536.3
k2	541.73	516.06	503.3
k3	594.9	541.07	533.4
R	158.4	25.07	33

由表 3-5 可知， $R_A > R_C > R_B$ ，表明熔覆工艺参数对熔覆层的影响程度由大到小依次是：激光功率、送粉量、扫描速率。均值 k 代表各因素水平对指标的影响大小，硬度越高，涂层质量越好，故由 $k_{1A} < k_{2A} < k_{3A}$ 可知 A 因素水平 3 比其他两个水平要好，同理 $k_{1B} < k_{2B} < k_{3B}$ 、 $k_{2C} < k_{3C} < k_{1C}$ ，可得出最优的工艺参数为 $A_3B_3C_1$ ，

即当激光速率为 2.5kW、扫描速率 14mm/s、送粉量 10g/min 时。

为了能够更加清晰的认识到各工艺参数对于熔覆层平均硬度的影响关系,对各工艺参数水平对熔覆层平均硬度值进行统计,如图 3-8,从图中可以观察到熔覆层平均硬度随各因素水平的发展趋势。

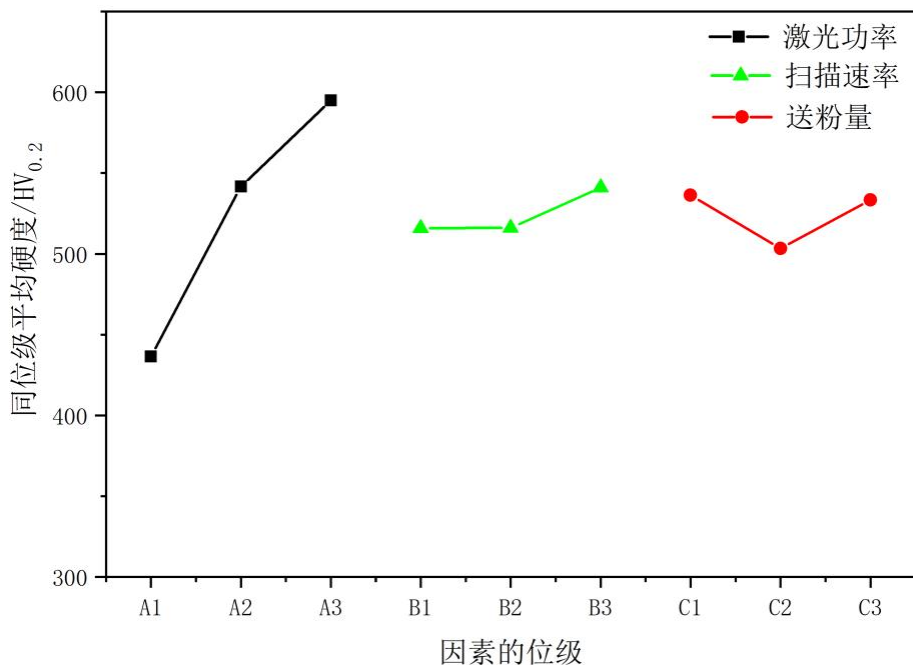


图 3-8 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层平均硬度的因素效应关系图

(1) 激光功率的影响

从图 3-8 可以看出,激光功率从 1.5kW 上升到 2.5kW 的过程中,熔覆层的平均硬度也在上升。极差结果显示,在本实验选择的工艺参数中,Fe/Ti₃SiC₂ 熔覆层的平均硬度受到影响程度最大的工艺参数为激光功率。激光功率的大小直接影响熔覆粉末的熔化程度,粉末在激光束的作用下熔化呈现熔融状态并平铺在熔覆层表面。因此,激光功率的选择尤为重要,高速激光熔覆过程中,当制备熔覆层的激光功率较小时,熔覆粉末单位时间内受到的能量密度不足,从而使粉末的熔化程度降低,使得粉末的熔化程度无法达到完全熔融的状态,对基体的熔化程度也较低,从而使得熔覆层与基体的结合强度较小,熔覆层的致密程度也较低,从而使得平均硬度不高。而激光功率过高,熔覆层粉末达到熔融状态以上,甚至会造成粉末中的元素烧损,对基体的熔化程度也过大,导致熔覆层与基体之间元素相互扩散,从而导致涂层的稀释率过大,从而降低涂层的平均硬度。

在本实验中，熔覆层的硬度随着激光功率的增大而增大，可见，在本研究设计的实验水平内，制备 Fe/Ti₃SiC₂ 熔覆层的最优激光功率是 2.5KW。

（2）扫描速率的影响

图 3-8 显示，扫描速率从 10mm/s 上升到 14mm/s 的过程中，熔覆层的平均硬度也在上升。相比于激光功率与送粉量而言，扫描速率对平均硬度的影响程度较小，激光功率的大小影响着单位时间内能量密度，而扫描速率则会影响单位面积能受到的能量密度，从而影响熔覆粉末的熔化程度，因此扫描速率的选择对平均硬度产生很大影响。扫描速率的过小，就会导致熔覆粉末在单位时间内受到的能量密度过大，熔覆层粉末达到熔融状态以上，甚至会造成粉末中的元素烧损，对基体的熔化程度也过大，导致涂层的稀释率过大，从而降低涂层的平均硬度。扫描速率过大，则在激光熔覆过程中，单位面积内能量密度不足，熔覆粉末单位时间内受到的能量密度不足，从而使粉末的熔化程度降低，粉末的熔化程度无法达到完全熔融的状态，对基体的熔化程度也较低，熔覆层与基体的结合强度较小，熔覆层的致密程度也较低，从而使得平均硬度不高。在本实验中，随着扫描速率的增加，熔覆层平均硬度得到增加，因此在本课题实验范围内因此，在本课题试验参数范围内，Fe/Ti₃SiC₂ 熔覆层最佳的扫描速率应该是 14 mm/s。

（3）送粉量的影响

图 3-8 显示，送粉量从 10 g/min 上升到 20 g/min 的过程中，熔覆层的平均硬度呈现先下降再上升的趋势。由极差分析可得，在本次试验中，送粉量对熔覆层平均硬度有着较大影响。当扫描速率一定时，单位面积能受到的能量密度一定，送粉量的大小就会影响每个粉末粒子能够受到的能量密度，送粉量较小，表明单位时间内粉末量少，当扫描速率一定，则每个粉末接到的能量密度较大，粉末达到完全熔融状态，基体表面也会因为过大的能量密度而处于熔融状态，与熔覆层发生冶金反应，两者之间元素相互扩散，稀释率过大，会造成元素烧损，从而降低涂层的平均硬度。反之，粉末量过大，则会导致粉末接收的能量密度减少，不能充分达到熔融状态从而使得两者之间的冶金结合程度较差，从而使得平均硬度不高。

在本次实验过程中，送粉量在 10 g/min 达到最高平均硬度，随着送粉量的增加降低了平均硬度随后虽有提高，但过多的粉末也会在单位时间内粉末熔融程度

降低从而使得平均硬度降低。

3.5 最优工艺参数验证实验及分析

通过对涂层平均硬度以及稀释率进行极差分析和因素位级分析,进行综合考虑,其中激光功率对平均硬度以及稀释率的影响排在前两位,扫描速率对平均硬度以及稀释率的影响程度较低,作为次要因素考虑,由于硬提高度对涂层耐磨性有着重要作用,因此,在本文中选用 14 mm/s 作为扫描速率最优因素水平,在实验参数范围内,获得最佳工艺参数组合为 $A_3B_3C_1$,如表 3-6,即激光功率 2.5 kW,扫描速率 14 mm/s,送粉量 10 g/min。正交试验 9 个工艺参数试样中并没有该优化工艺参数试样,故依照该工艺参数,重新制备 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层试样,稀释率为 46.75%,制备后测得平均硬度值为 606.5 HV_{0.2},在试验水平中最高与实验分析相一致。

表 3-6 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层优化工艺参数

工艺参数	激光功率(KW)	扫描速率(mm/S)	送粉量(g/min)
$A_3B_3C_1$	2.5	14	10

3.6 本章小结

本章通过对激光工艺参数进行正交试验设计参数在 45 钢上制备出不同工艺参数的 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层,对涂层的工艺参数进行优化,并探究不同工艺参数下组织结构与性能变化。在课题工艺参数范围内,可得以下结论;

(1)对不同工艺参数下的涂层 Fe/Ti₃SiC₂ 复合进行 XRD 进行涂层物相研究,表明不同工艺参数下的涂层存在的主要物相为 α -Fe 和 Ti₃SiC₂,部分 Ti₃SiC₂ 发生分解,形成 SiC、Ti₅Si₄、FeC、TiSi₂、FeSiC 等新相,形成的物相组成与含量在有所差异。

(2)对不同工艺参数下的 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层组织进行研究,各复合涂层结合处的组织结构基本相同,基本上是与垂直于基体结合处的柱状晶和平面晶以及树枝晶组成,呈现激光熔覆快速凝固的特点。激光功率的增大会导致晶粒尺寸变大,而扫描速率以及送粉量的增大,则会导致晶粒尺寸减小。在不同工艺参数配合下,涂层组织尺寸发生明显变化。

(3) 对不同工艺参数下 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层的几何尺寸进行研究, 在激光功率小于 2 kW 是, 涂层与基体之间的结合程度较低, 不利于涂层性能的体现, 涂层的稀释率随着工艺参数的变化而发生变化, 以比能量与送粉量作为参照因素, 结果表明, 当比能量大于 8 J/mm^2 时, 稀释率随着比能量的增加先减小后增加。当比能量小于 8 J/mm^2 时, 熔覆层粉末得不到充分熔化, 故不符合规律。

(4) 对不同工艺参数下 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层的平均硬度以及稀释率进行极差分析和因素位级研究, 结果表明进行, 最佳工艺参数配合为激光功率 2.5 kW, 扫描速率 14 mm/s, 送粉量 10 g/min, 硬度可达 $606.5 \text{ HV}_{0.2}$, 稀释率为 46.75%。

第4章 不同 Ti_3SiC_2 含量的 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层组织与性能研究

三元层状陶瓷 Ti_3SiC_2 具有优良的金属和陶瓷性能，材料独特的层状结构，赋予 Ti_3SiC_2 具有比二硫化钼和石墨更低的摩擦系数，具有自润滑性。本章以 Ti_3SiC_2 作为复合涂层中的固体润滑剂，以上述最优工艺参数作为涂层的激光熔覆参数，制备不同 Ti_3SiC_2 含量 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层，讨论 Ti_3SiC_2 含量对 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层物相组成、宏观组织以及微观组织进行研究。

4.1 Ti_3SiC_2 含量对 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层物相组成的影响

对不同 Ti_3SiC_2 含量的 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层进行 XRD 物相检测，结果见图 4-1。

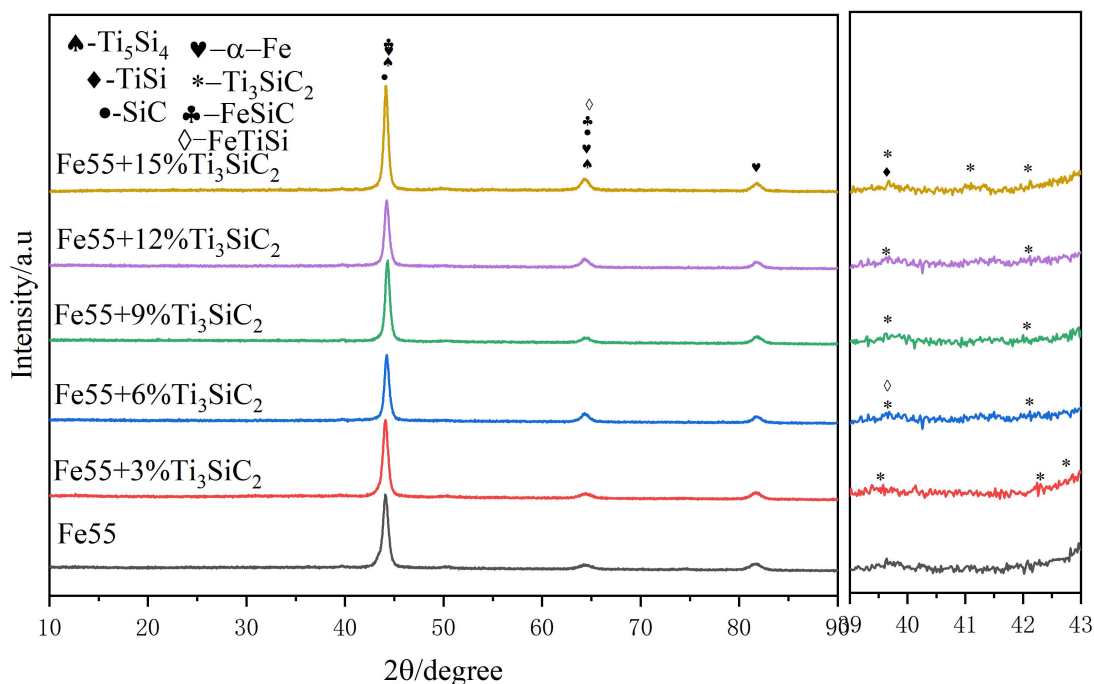


图 4-1 不同含量的 Ti_3SiC_2 的 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层 XRD 图

未添加 Ti_3SiC_2 的铁基涂层主要以 $\alpha\text{-Fe}$ 相以及 SiC 等硬质相组成，其中 $\alpha\text{-Fe}$ 相为基础相。而添加了 Ti_3SiC_2 粉末后，主相并没有发生变化，但衍射峰的数量随着 Ti_3SiC_2 的增加而增加，添加了 6% Ti_3SiC_2 的铁基涂层，相比于单一铁基涂层增加了三个相，如 FeTiSi 、 Ti_5Si_4 以及 TiSi 相，由于 Ti 元素不存在于 Fe55 粉

末中，仅能够从 Ti_3SiC_2 中得到。表明在激光熔覆过程中， Ti_3SiC_2 在激光束的作用下发生部分熔解，从而使的 Ti、Si 以及 C 元素在熔池中发生扩散，并与基础粉 Fe55 中的 Fe 元素结合，形成 Ti_5Si_4 以及 TiSi 自润滑相以及硅化物，发生固溶强化，对涂层的力学性能进行提升。在添加到 15% 后形成了新的相 FeSiC ，可能是 Ti_3SiC_2 粉末的增加，导致有更多的 C 元素在熔池中得到扩散，从而形成 FeSiC 。此外，随着 Ti_3SiC_2 粉末的增加，还出现新的 Ti_3SiC_2 衍射峰，表明 Ti_3SiC_2 含量的增加，涂层中 Ti_3SiC_2 相也逐渐增加。

4.2 Ti_3SiC_2 含量对 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层宏观形貌影响

4.2.1 涂层表面宏观形貌

图 4-2 为最优工艺参数下制备的不同 Ti_3SiC_2 含量的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层宏观形貌图，表明在最优工艺参数下，各 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层涂层表面都无明显裂纹，气孔以及夹渣存在，表面平整度较好，从图可看出，各涂层都存在一部分黑色区域，主要是在激光熔覆进行多道熔覆过程中，随着时间的推移，激光束与基体接触时间过长，导致热积累过大，造成温度过高，粉末熔融状态过高，从而使得涂层表面呈现黑色。

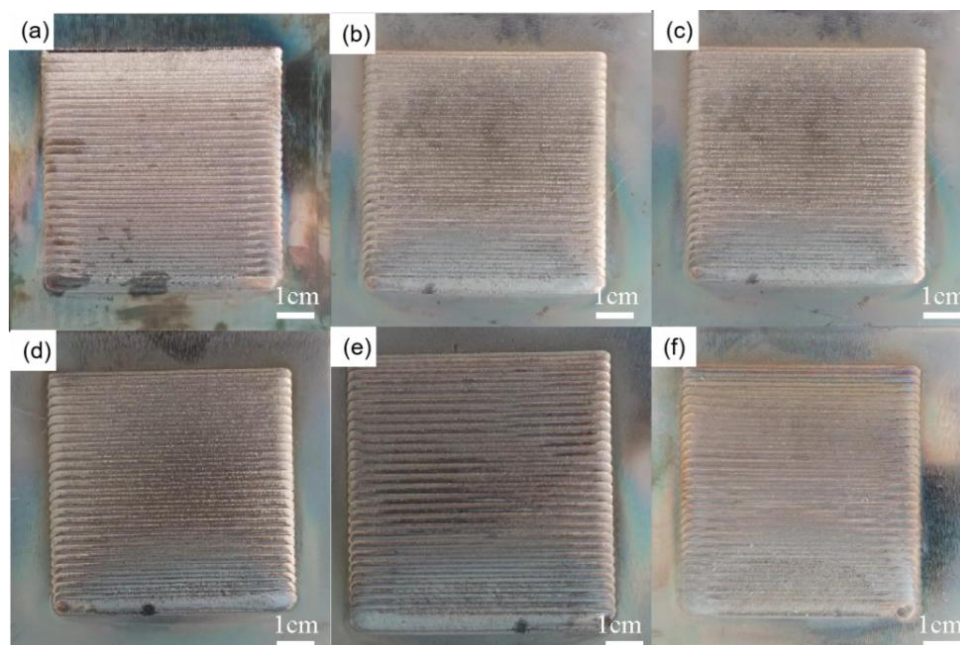


图 4-2 不同 Ti_3SiC_2 含量的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的宏观形貌:(a) Fe 基涂层; (b)Fe/3% Ti_3SiC_2 涂层; (c)Fe/6% Ti_3SiC_2 涂层; (d)Fe/9% Ti_3SiC_2 涂层; (e)Fe/12% Ti_3SiC_2 涂层; (f)Fe/15% Ti_3SiC_2 涂层

4.2.2 涂层截面宏观形貌

图 4-3 为不同 Ti_3SiC_2 含量下复合涂层的横截面宏观形貌，从图中可以看出涂层与基体的界面没有粉末聚集以及裂纹，结合良好。图 4-3(a) 为未添加 Ti_3SiC_2 的 Fe 基涂层，与之相比，添加了 Ti_3SiC_2 的 Fe 基复合涂层存在不规则黑色颗粒，并且随着 Ti_3SiC_2 含量的增加，颗粒随之增加。并且添加 Ti_3SiC_2 的熔覆层有利于减少熔覆层中的气孔，如相比于添加 Ti_3SiC_2 的复合涂层，Fe55 复合涂层的具有的细小孔洞较多。表明添加 Ti_3SiC_2 有利于减少涂层中气孔的产生，但 Fe 基涂层与 Fe/15% Ti_3SiC_2 涂层相比，气孔量反而增多，这是由于在送粉量一定的情况下，添加 Ti_3SiC_2 颗粒会导致吸收的能量密度增加，从而提高对粉末的熔融状态，但是，随着 Ti_3SiC_2 颗粒的增加，每个 Ti_3SiC_2 颗粒所吸收的能量密度减少，反而使得熔覆层能量密度不足，不足以使每个粉末粒子达到熔融状态，从而使得涂层的缺陷概率增加。

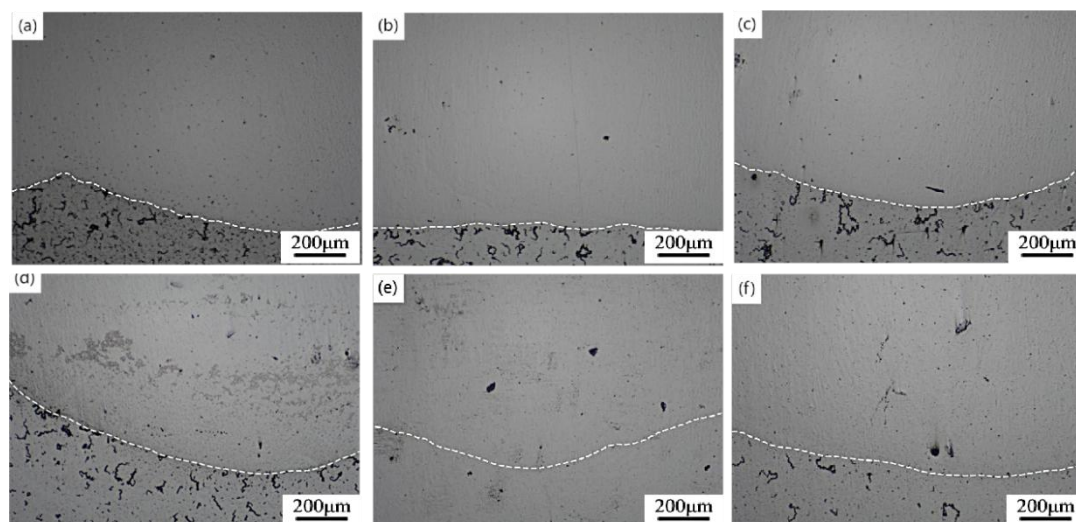


图 4-3 不同 Ti_3SiC_2 含量的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的横截面宏观形貌：(a) Fe 基涂层；

(b) Fe/3% Ti_3SiC_2 涂层；(c) Fe/6% Ti_3SiC_2 涂层；(d) Fe/9% Ti_3SiC_2 涂层；

(e) Fe/12% Ti_3SiC_2 涂层；(f) Fe/15% Ti_3SiC_2 涂层

4.3 Ti_3SiC_2 含量对 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层显微形貌影响

4.3.1 涂层表面显微形貌

图 4-4 是不同含量 Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层表面的 SEM 形貌图，表 4-1 为不同 Ti_3SiC_2 含量的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层表面区域的 EDS 元素占比，由图可知，随着 Ti_3SiC_2 的含量的增加，涂层的表面展现着不同的形貌，其中图 4-4(e)与(f)

表明形貌相似，表明添加少量 Ti_3SiC_2 对涂层形貌影响不大，但是随着 Ti_3SiC_2 含量的增加，涂层中出现新的形貌，如图 4-4(a)~(d)所示，由图 4-4(a)中 A 点与 C 点 EDS 点扫结果显示，主要含有 Ti、Si、C 元素，接近 Ti_3SiC_2 中元素比，表明 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层中含有未熔解的 Ti_3SiC_2 物质，涂层表面出现尺寸不等的黑色块状物质，其中大块黑色颗粒如图 4-4(a)中 B、图 4-3(b)中 F 点，通过 EDS 点扫，发现其中 Ti、C 含量较多，B 点 Ti 含量 50.34%、C 含量 47.85%，F 点 Ti 含量 49.42%，C 含量 49.70%，元素比为 Ti: C=1: 1，可见黑色颗粒成分为 TiC，在激光熔覆过程中部分 Ti_3SiC_2 发生熔解，从而生成 TiC 硬质相提高了涂层硬度，但是由于添加的 Ti_3SiC_2 较少，故在进行 XRD 检测中无法被检测到，对图 4-4(b)长条状的黑色物质 J 与 4-4(c)中的不规则黑色物质如 O 点进行检测，发现其中 Ti、C 元素居多，根据其中元素比可以表明为 TiC，其中，图 4-4(a)与 4-4(b)以及 4-4(d)中白色区域进行分析，如点 E 与 I 点所示，其中主要含有 Fe 元素，其中 E 点含有 64.99%，I 点含有 85.97%，O 点含有并且含有 87.01%，少量 Ti、Si 以及 C 元素，并随着 Ti_3SiC_2 的增加其中的含量增加，其可能是以 Fe 为主的固溶体。图 4-4(d)P 点 EDS 点扫结果显示，其中元素占比为 Fe 与 Ti 之间元素各占 47.55% 与 43.45%，表明涂层中生成了 Fe-Ti 金属间化合物，对 4-4(b)细长条状形貌进行 EDS 点扫，结果如 G 点所示，其中主要含有 Fe、Ti、C 元素，根据 G 点的元素含量以及 XRD 分析表明该物质为 FeTiC ，图 4-4(c)中点 M 点各元素占比，也表明主要含有 Fe、Ti、C 元素，根据元素占比以及 XRD 分析判断为 FeTiC ，其中 C 含量差异较大，从添加不同含量 Ti_3SiC_2 的 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层的涂层中部分区域 EDS 点扫结果显示，随着 Ti_3SiC_2 含量的增加，涂层中开始出现新的物相，主要是添加 Ti_3SiC_2 后，涂层中先生成 Fe-Ti 金属间化合物以及硬质相 TiC，随着 Ti_3SiC_2 含量的增加导致在熔池中 Ti、Si 以及 C 元素增多，从而使得有更多的 C 元素溶化到熔池中与其他元素相结合，生成新的物相，如 FeTiC 等，而且随着 Ti_3SiC_2 含量的增加，每个颗粒吸收的能量密度有所不同，从而影响颗粒的熔融状态，对物相的形貌以及形成产生影响。

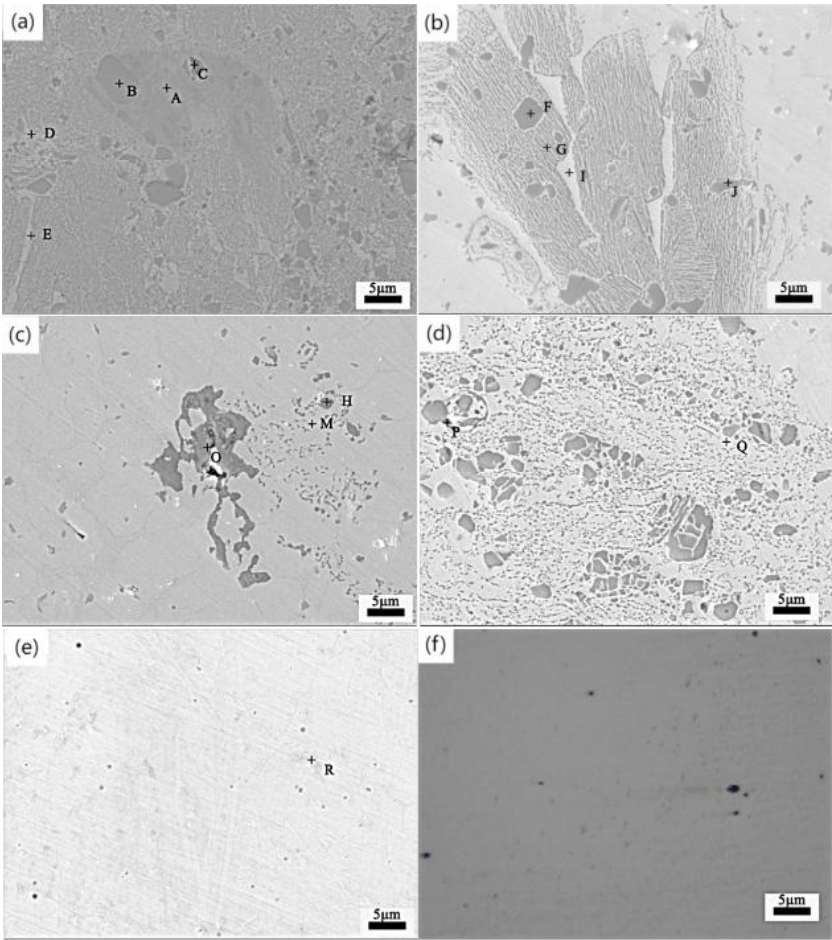


图 4-4 不同 Ti_3SiC_2 含量的 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层的 EDS 点扫图；(a) $\text{Fe}/15\%\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 涂层；
(b) $\text{Fe}/12\%\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 涂层；(c) $\text{Fe}/9\%\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 涂层；(d) $\text{Fe}/6\%\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 涂层；
(e) $\text{Fe}/3\%\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 涂层；(f) Fe 基涂层

表 4-1 复合涂层表面 EDS 分析结果

序号/元素含量 (%)	C	Si	Ti	Fe
A	33.69	16.05	41.38	8.88
B	49.07	0.06	50.34	0.53
C	47.85	32.55	16.74	2.86
D	31.09	3.49	33.01	32.41
E	18.65	6.15	10.21	64.99
F	49.70	0.04	49.42	0.85
G	45.46	0.39	32.81	21.34
I	9.58	1.30	3.14	85.97
J	49.96	0.21	42.76	7.07

续表 4-1 复合涂层表面 EDS 分析结果

序号/元素含量 (%)	C	Si	Ti	Fe
H	49.40	0.17	48.77	1.66
M	17.04	0.89	32.66	49.41
O	46.18	0.14	51.89	1.79
P	8.38	0.62	47.55	43.45
Q	9.39	1.41	2.79	87.01

4.3.2 涂层截面显微形貌

图 4-5 为 Fe 基涂层各区域形貌，其中 4-5(a)~(c)为涂层的下、中、上三个部位，图 4-5(a)组织形貌显示，主要是胞状晶以及枝状晶组成，主要是由于该区域接近金属基板，散热较慢，从而生成枝晶结构并向外长大。中部区域主要由粗大的胞状晶组成，这主要是由于在进行多道熔覆过程中，该区域属于搭接区，即多道熔覆中上一层的“表层”与下一层的“底层”的结合处，因此在熔覆过程中，下一道对上一道熔覆层表面的组织进行再次熔化，凝固时再结晶，由于在凝固时，凝固速率与过冷度较小，原本细化的晶粒再次凝固时间较长，发生生长，造成晶粒尺寸变大。而涂层上部的晶粒尺寸较小，为细小的胞状晶。由于该涂层位于涂层“表层”，在熔覆过程中与空气相接触，散热速度较快，凝固速度较快，形成的晶粒较细小。

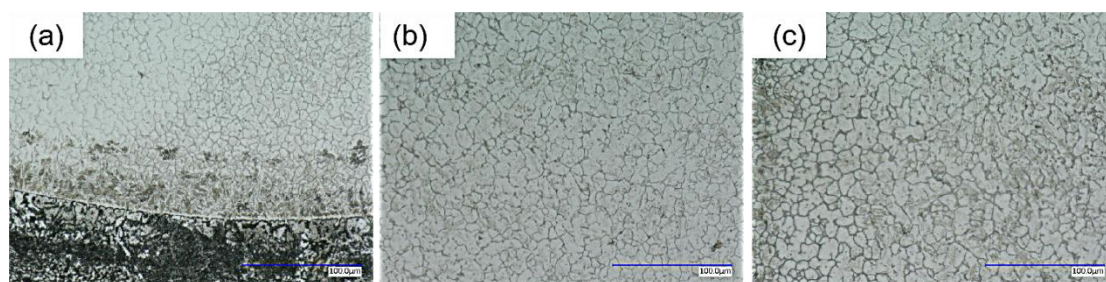


图 4-5 Fe 基涂层各区域形貌：(a) 下部；(b) 中部；(c) 上部

图 4-6 为不同 Ti_3SiC_2 含量对 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层显微组织形貌影响，随着 Ti_3SiC_2 的增加，涂层晶粒尺寸先变大如图 4-6(b)、4-6(c)所示，然后随着 Ti_3SiC_2 的增加，涂层晶粒开始细化，如图 4-6(d)所示。随着 Ti_3SiC_2 含量的继续增加，涂层组织开始晶粒尺寸的增大。由于添加了 Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的上、中、下部的区域组织形貌相似，且随着 Ti_3SiC_2 含量的增加晶粒尺寸先粗大，后

细化，再粗化，因此以各复合涂层的中部区域进行分析。图 4-6(a)表明，未添加 Ti_3SiC_2 的涂层中部区域为细小的等轴晶，激光功率恒定，扫描速率较高，熔覆层散热速率较快，凝固速率增加，过冷度大，形成了等轴晶。从 4-6(b)到 4-6(c)可以看出，随着 Ti_3SiC_2 的增加，涂层的晶粒开始粗化，这是 Ti_3SiC_2 在激光熔覆的高温作用下部分分解形成高熔点的中间相， Ti_3SiC_2 在高温下的分解行为影响了熔池的换热特性，虽然 Ti_3SiC_2 分解形成高熔点的中间相能够提高晶粒的形核率，使晶粒有细化的趋势，但是 Ti_3SiC_2 的添加，使得熔池的流动性降低，从而导致散热效率的降低，使得晶粒得到增长，当熔池的流动性对换热的影响高于高熔点的中间相对换热的影响时，晶粒尺寸增大，而随后晶粒的细化，主要是 Ti_3SiC_2 的增加，其中的高熔点的中间相增多，从而使得高熔点的中间相对换热的影响高于熔池流动性降低对换热的影响，晶粒得到细化，而随着 Ti_3SiC_2 的增加，需要的能量密度也增加，4-6(e)与 4-6(f)所示，涂层组织出现晶粒的粗大，由于 Ti_3SiC_2 的含量的增加，吸收大量能量，从而导致各个颗粒得到的能量密度降低，温度降低，造成晶粒的尺寸增大，晶粒粗化。

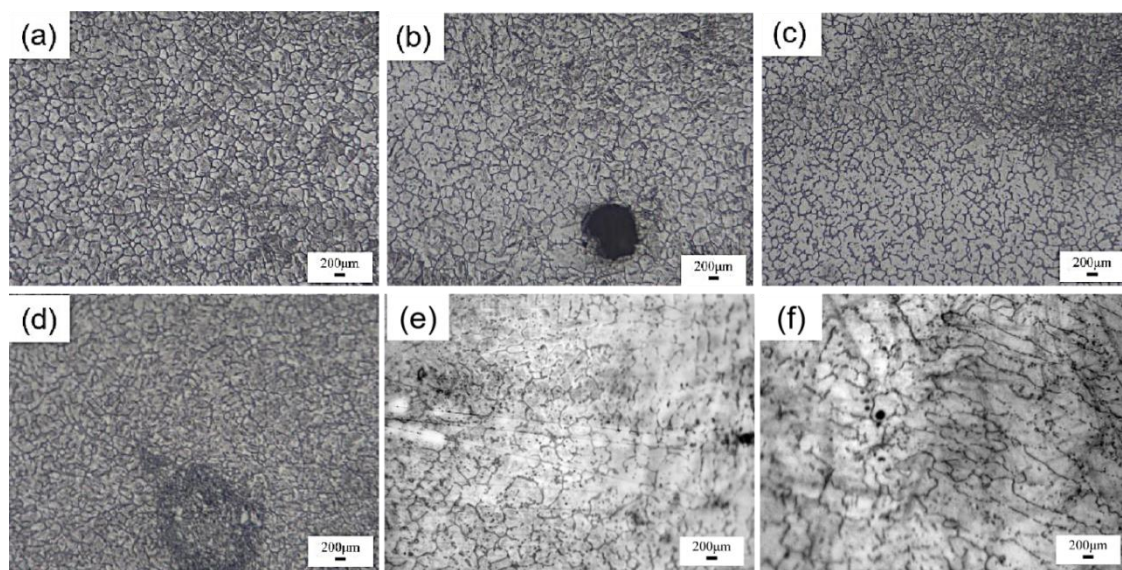


图 4-6 不同 Ti_3SiC_2 含量的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层截面显微形貌

(a) Fe 基涂层； (b) Fe/3% Ti_3SiC_2 涂层； (c) Fe/6% Ti_3SiC_2 涂层； (d) Fe/9% Ti_3SiC_2 涂层；
(e) Fe/12% Ti_3SiC_2 涂层； (f) Fe/15% Ti_3SiC_2 涂层

4.4 Ti_3SiC_2 含量对 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层硬度的影响

图 4-7 为不同 Ti_3SiC_2 含量的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层以及基体的平均硬度，添加

量为 3%、6%、9%、12%、15%，依次记为 B1#~B5#，以未添加 Ti_3SiC_2 的 Fe 基涂层作为对比，记作 B0#，由图 4-7 可知，六种涂层的平均硬度在 $500\text{HV}_{0.2}\sim 700\text{HV}_{0.2}$ 之间，远高于基体的平均硬度，其中 B0#~B5# 的平均硬度依次是 $657\text{HV}_{0.2}$ 、 $620.8\text{HV}_{0.2}$ 、 $682.8\text{HV}_{0.2}$ 、 $697\text{HV}_{0.2}$ 、 $566.7\text{HV}_{0.2}$ 、 $606.5\text{HV}_{0.2}$ ，当 Ti_3SiC_2 添加量达到 6% 时，涂层平均硬度高于单一铁基涂层，当 Ti_3SiC_2 添加量达到 9% 时，涂层平均硬度达到最高，比单一铁基涂层提高了 $40\text{HV}_{0.2}$ ，相比较基体而言，平均硬度提高了 2.43 倍，表明 Ti_3SiC_2 的加入有利于提高复合涂层的平均硬度。

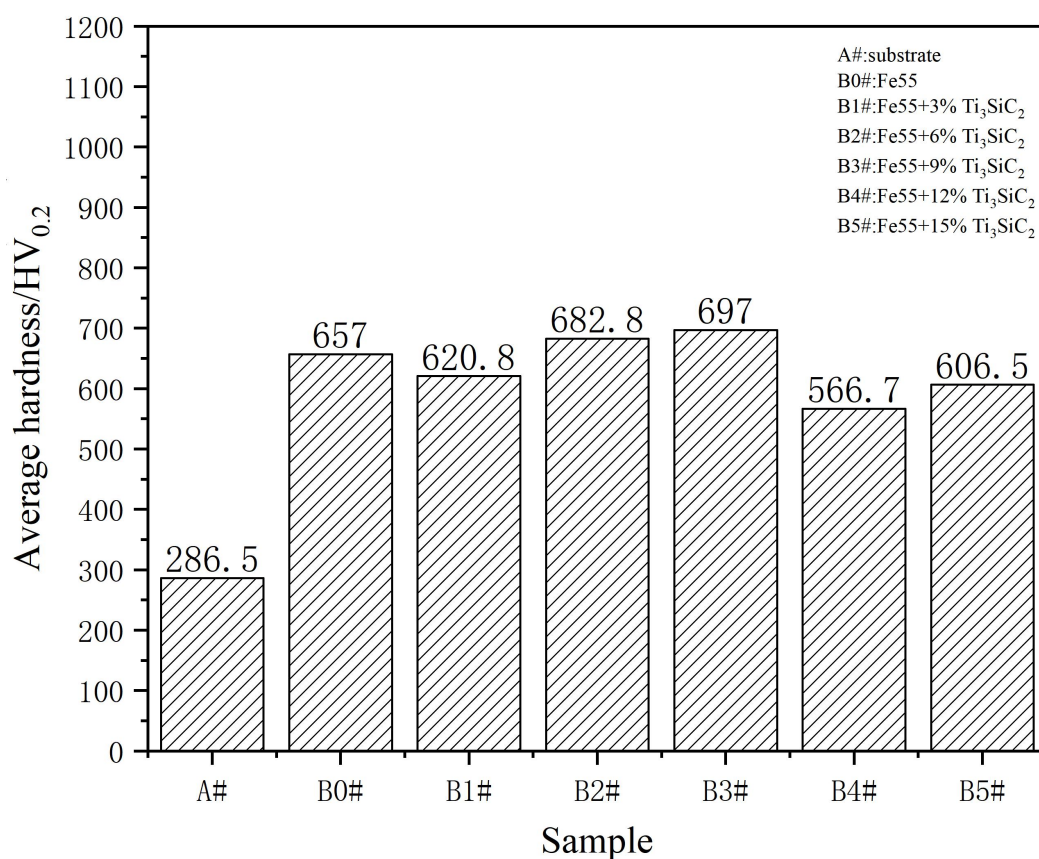


图 4-7 复合涂层及基体的平均硬度

与未添加 Ti_3SiC_2 的铁基涂层相比， Ti_3SiC_2 添加量达到 6%、9% 复合涂层的平均硬度得到提高，结合对涂层的 XRD 物相分析，主要是由于涂层中的 Ti_3SiC_2 与 TiC 等新硬质相形成所带来的弥散强化作用，提高了涂层的平均硬度。通过对图 4-7 中平均硬度数据进行分析，添加了 Ti_3SiC_2 的复合涂层与铁基涂层相比，平均硬度总体呈现先降低后上升再下降的发展趋势，当添加量在 3% 时，涂层显微组织中晶粒尺寸变大，降低了平均硬度，而 Ti_3SiC_2 颗粒的弥散强化以及部分

熔解获得的 TiC 硬质相无法抵消对涂层的硬度的降低,从而导致平均硬度的降低。而随着 Ti_3SiC_2 添加量的增加,涂层中 Ti_3SiC_2 颗粒增多以及熔解获得的 TiC 的硬质相增多,产生弥散强化作用提升,从而使涂层平均硬度得到提高,但随着涂层中添加的 Ti_3SiC_2 颗粒含量的继续增加,添加过量的 Ti_3SiC_2 造成涂层与基体之间匹配性降低,复合涂层内材料各组分之间的结合度降低,引起复合涂层显微硬度降低^[86],当 Ti_3SiC_2 添加量达到 12%及以上时,平均硬度降低。

图 4-8 为不同 Ti_3SiC_2 含量的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层纵向显微硬度,随着离基体距离的接近,涂层硬度整体呈现下降的趋势,但依然大于基体的硬度,这是因为在激光熔覆过程中,由于 Ti_3SiC_2 的密度相比于 Fe 基合金粉密度低,因此可能会在制备过程中位于熔覆层上部,会导致涂层硬度相对于熔覆层中部硬度较高,而熔覆层中部作为冶金区域,基体与熔覆层之间所含有元素的相互扩散,导致涂层在冶金区域的元素稀释,从而造成硬度的降低,而且随着距离基体的越来越近,硬度也随之下降。

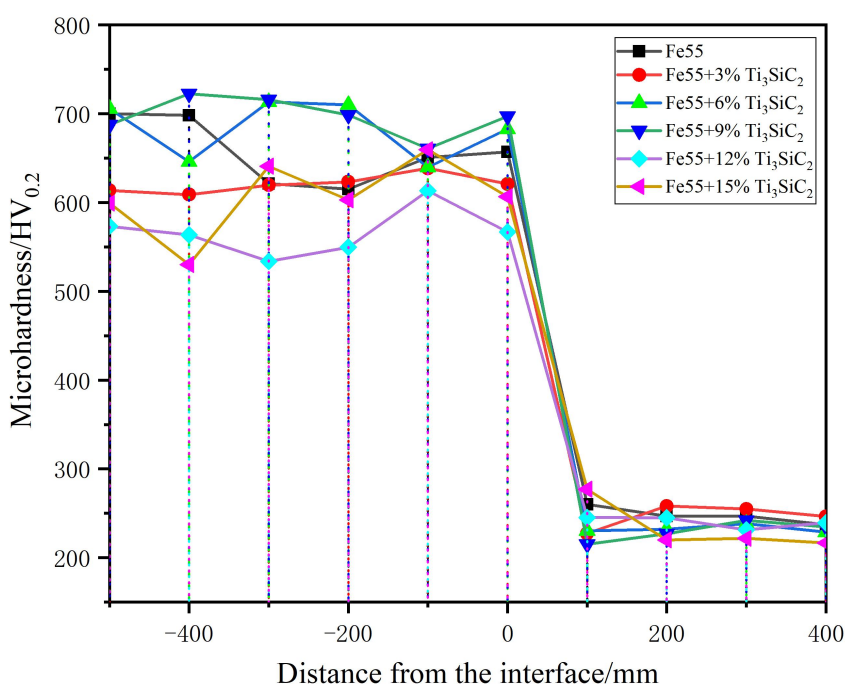


图 4-8 不同 Ti_3SiC_2 含量的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层纵向显微硬度

4.5 本章小结

采用优化的工艺参数通过高速激光熔覆技术在 45 钢上制备出了不同含量

Ti₃SiC₂ 的 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层, 主要研究了不同含量 Ti₃SiC₂ 对于 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层的组织影响。结果表明:

(1) 对不同 Ti₃SiC₂ 含量的 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层宏观形貌进行观察。采用激光功率 2.5kW、扫描速率 14mm/s、送粉量 10g/min 的工艺参数制备的不同含量 Ti₃SiC₂ 的 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层表面无明显裂纹、孔隙, 且熔覆层连续均匀。

(2) 对不同 Ti₃SiC₂ 含量的 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层的截面进行显微观察, 结果显示, 各复合涂层与基体结合良好, 无明显裂纹, 随着 Ti₃SiC₂ 含量的添加, 涂层横截面显示气孔数量先减小后增加, 过多的添加 Ti₃SiC₂ 不利于涂层形成致密的组织结构。

(3) 对不同 Ti₃SiC₂ 含量的 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层表面组织进行观察, 通过 SEM 形貌并结合 EDS、XRD 分析, 未添加 Ti₃SiC₂ 的 Fe 基涂层主要物相为 α -Fe 相和 FeC 硬质相, 而添加 Ti₃SiC₂ 的 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层主要相为 α -Fe 相和 Ti₃SiC₂ 相, 随着 Ti₃SiC₂ 含量的增加, 表面还存在 FeTiC、FeSiC、TiC、SiC、Ti₅Si₄、TiSi 等新相, 由于添加的 Ti₃SiC₂ 含量较少, TiC 故未能被检测到。

(4) 对不同 Ti₃SiC₂ 含量的 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层的横截面组织进行观察, 未添加 Ti₃SiC₂ 的 Fe 基涂层主要以细小的晶粒为主, 随着 Ti₃SiC₂ 含量的增加, 晶粒尺寸先粗大再细小, 当 Ti₃SiC₂ 含量到达 12%以上时, 涂层组织尺寸开始增大。

(5) 对不同 Ti₃SiC₂ 含量的 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层显微硬度进行分析, Ti₃SiC₂ 含量较小时, 晶粒尺寸增大, 硬度减小, Ti₃SiC₂ 含量的提高, 使得涂层硬度得到提升, Ti₃SiC₂ 含量的增多对涂层组织起到细化作用, 但过多的添加会导致涂层硬度的下降, 其中添加了 9%Ti₃SiC₂ 的 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层达到最佳硬度, 其显微硬度达到 697HV_{0.2}。

第5章 不同载荷下的 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层摩擦性能及形貌研究

本章基于上一章对于研究 Ti₃SiC₂ 含量对 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层的宏观形貌、表面物相组成以及微观形貌以及力学性能的影响基础上, 对 6 种不同 Ti₃SiC₂ 含量的 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层的耐磨性和对对偶件磨损情况三方面进行研究, 分析 Ti₃SiC₂ 含量对 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层性能影响, 并研究其在不同载荷下磨损机制。

5.1 不同载荷对 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层耐磨性能的影响

5.1.1 30N 载荷下涂层摩擦磨损性能

(1) 摩擦系数及磨损量

图 5-1 为 30N 载荷下基体以及不同 Ti₃SiC₂ 含量 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层的摩擦系数以及磨损量。摩擦系数如图 5-1(a)所示, 其中, 45 钢基体记作 A#, B0#~B5# 代表的是添加不同 Ti₃SiC₂ 含量 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层, 添加量分别是 0%、3%、6%、9%、12%以及 15%。从图可以看出, 各涂摩擦系数变化分为两个阶段, 前期是跑和磨损阶段, 后期是稳定阶段。在第一阶段, 由于摩擦表面存在细小的凸起, 在摩擦过程中, 试样销先与摩擦试样表面凸起物进行摩擦, 此时为点接触, 接触面积较小, 应力较大, 摩擦系数上升较快, 而随着摩擦时间的增加, 凸起物被磨平, 试样销与摩擦磨损试样之间由点接触变为面接触, 两者之间的接触面积变大, 应力减少, 涂层摩擦系数下降, 随着摩擦时间的推进, 最后趋于稳定。在载荷为 30N 的作用力下, 基体的摩擦系数处于 0.75~0.82 之间, 未添加 Ti₃SiC₂ 的 Fe 基涂层在 0.55~0.65 之间, 添加 3%Ti₃SiC₂ 的复合涂层在 0.55~0.60 之间, 添加 6%Ti₃SiC₂ 的复合涂层在 0.55~0.63 之间, 添加 9%Ti₃SiC₂ 的复合涂层在 0.56~0.62 之间, 添加 12%Ti₃SiC₂ 的复合涂层在 0.6~0.70 之间, 添加 15%Ti₃SiC₂ 的复合涂层在 0.6~0.66 之间, 随着添加 Ti₃SiC₂ 量的不同, Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层的摩擦系数呈现的出先减小后增加再减小再增加的趋势。

图 5-1(b)表明的 30N 载荷下基体以及不同 Ti₃SiC₂ 含量 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层的摩擦磨损试样磨损量及对应试样销的磨损情况, 由图 5-1(b)可知, 45 钢基体的试

样销以及摩擦试样的磨损量为 2.2 mg 和 6.9 mg, Fe 基涂层试样销以及摩擦试样的磨损量为 2.0 mg 和 3.9 mg, 添加 3% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层试样销以及摩擦试样的磨损量为 0.4 mg 和 3.9 mg, 6% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层摩擦试样以及试样销的磨损量为 1.9 mg 和 3.7 mg, 9% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层试样销以及摩擦试样的磨损量为 0.8 mg 和 3.1 mg, 12% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层试样销以及摩擦试样的磨损量为 1.9 mg 和 3.1 mg, 15% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层试样销以及摩擦试样的磨损量为 1.1 mg 和 4.0 mg。

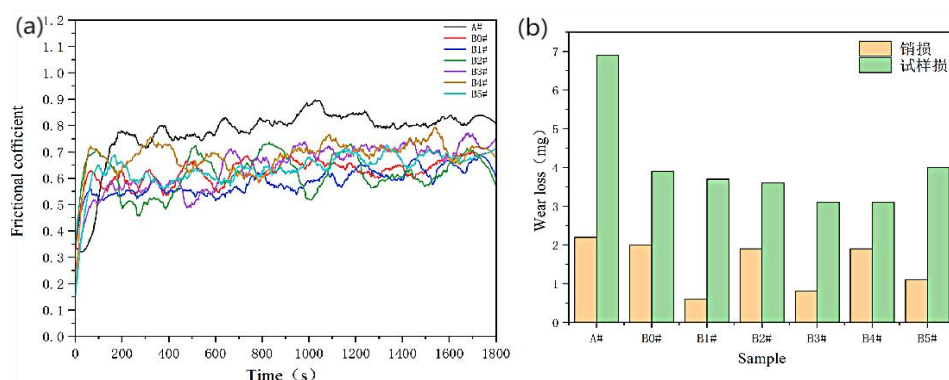


图 5-1 30N 载荷下基体以及不同 Ti_3SiC_2 含量 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的摩擦系数以及磨损量;

(a) 摩擦系数; (b) 磨损量

相比于 45 钢基体, Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层复合的磨损量大幅度降低, 根据图 5-1(b)各复合涂层以及对偶件磨损量, Ti_3SiC_2 含量的增加, 导致涂层磨损量先减小后增加, 其中添加 9% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的磨损量以及对偶件的磨损量最低, 减摩耐磨性能最佳, 磨损量较于 Fe 基涂层降低了 16%。从试样销的磨损量可以看出, Fe 基涂层在提高硬度的同时对偶件的磨损量没有降低, 没有起到很好的减摩效果, 没有起到整体润滑的效果。而添加了适量的 Ti_3SiC_2 , 在提高自身耐磨性的同时, 也降低了对偶件的磨损量, 起到很好的润滑效果, 达到整体润滑的效果。 Ti_3SiC_2 作为润滑相在复合涂层中有着整体润滑的作用, 但是添加过少或过量的 Ti_3SiC_2 也可能导致减摩耐磨性能变差, 主要是因为复合涂层的摩擦磨损性能主要是由硬度、减摩性能以及耐磨性能共同决定, 如添加 3% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 的涂层由于添加少量的 Ti_3SiC_2 导致晶粒尺寸变大, 硬度降低, 磨损量的降低, 添加 6% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层由于 Ti_3SiC_2 含量的增加, 涂层中硬质相的含量得到提升, 从而提高硬度的效果大于晶粒尺寸变大降低硬度的影响, 导致硬度得到提升, 但是 Ti_3SiC_2 含量的不足, 导致润滑性能不

够,从而没有起到很好的润滑效果,而添加了 12%、15% Ti_3SiC_2 的复合涂层由于 Ti_3SiC_2 含量的增加,提高了涂层润滑性能,起到减摩效果,试样销的磨损量降低但是涂层的磨损量却提高,主要是由于 Ti_3SiC_2 含量的增加对晶粒的影响加大,导致复合涂层的致密度降低,硬度下降,涂层的耐磨减摩性能下降,从而导致涂层的摩擦系数以及磨损量增加。为进一步了解复合涂层的摩擦磨损性能,对进行摩擦后的试样进行磨痕形貌分析。

(2) 磨痕形貌

图 5-2 为不同 Ti_3SiC_2 添加量的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的磨痕超景深形貌,由图 5-2(a)~(f)可知,添加 9% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的磨痕宽度最窄,磨痕宽度表明试样销与表面接触面积的大小,表明了添加 Ti_3SiC_2 在 30N 载荷下具有减摩效果,其中添加 9% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层最佳,与磨损量一致。

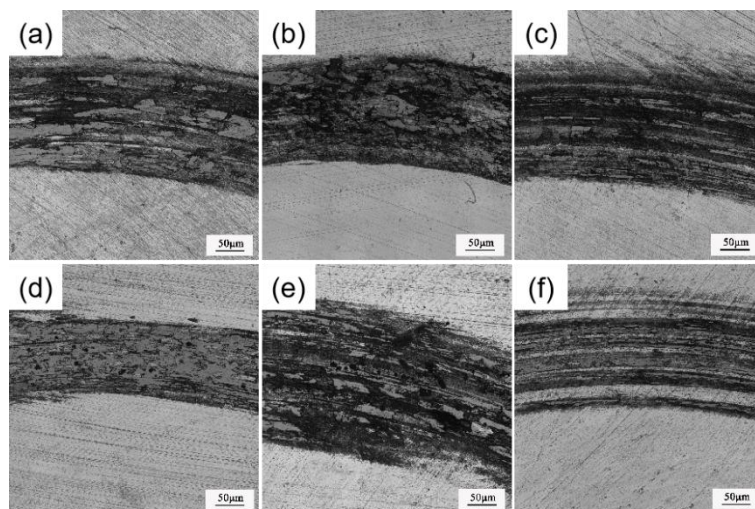


图 5-2 为不同 Ti_3SiC_2 添加量的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的磨痕超景深形貌: (a) Fe 基涂层; (b) Fe/3% Ti_3SiC_2 涂层; (c) Fe/6% Ti_3SiC_2 涂层; (d) Fe/9% Ti_3SiC_2 涂层; (e) Fe/12% Ti_3SiC_2 涂层; (f) Fe/15% Ti_3SiC_2 涂层

图 5-3(a)~(f)为复合涂层的 SEM 形貌,图 5-3(a2)~5-3(f2)为各复合涂层的形貌部分区域的局部放大图,并对部分区域进行 EDS 测试,其元素分布占比如表 5-1。由 5-3(a)可知,未添加 Ti_3SiC_2 的 Fe 基涂层表面存在磨屑、剥落以及少量的犁沟,对图中区域 1 进行放大,其放大图如图 5-3(a),存在分层现象,发生了粘着磨损,根据 EDS 显示, A 点的 O 含量高于 B、C 点,并且形貌松散,表明在摩擦过程中形成氧化膜 FeO ,发生氧化磨损,在进行摩擦的过程中,遭到反复破坏。因此,Fe 基涂层主要以粘着磨损,磨粒磨损与过度氧化磨损为磨损机制。

添加了 3%Ti₃SiC₂ 的涂层磨痕形貌如图 5-3(b), 主要是添加的 Ti₃SiC₂ 较少, 不足以在表面形成润滑膜, 而且降低了涂层硬度, 因此降低了对磨件的磨损, 表面存在氧化膜完整度较好。区域 II 进行 EDS 结果显示, E 点存在 Ti、Si、C 等元素, 结合 XRD 结果分析可知该物质为 Ti₃SiC₂, 而 F 点中含有少量的 Si 元素, 表明形成的氧化膜成分存在 SiO₂ 等多种氧化物, 而且 O 含量降低, 降低了氧化磨损程度。因此, 添加了 3%Ti₃SiC₂ 的 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层以氧化磨损为主。

添加了 6%Ti₃SiC₂ 的涂层磨痕形貌如图 5-3(c), 磨痕表面有大量的犁沟, 这是 Ti₃SiC₂ 含量增加, 使得 TiC、SiC 硬质相含量提高, 硬度升高, 提高了耐磨性。但是在摩擦过程中, 试样销对涂层表面产生切削作用, 使得硬质相暴露在表面, 带动硬质相脱落并与试样销和涂层表面形成三体磨损造成磨损加剧, 从图 5-3(c2) 中部分区域放大图 EDS 显示, 各点都存在 Ti 元素, 表明存在 Ti₃SiC₂, 但不足以形成致密的润滑膜, 因此 6%Ti₃SiC₂ 的 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层的摩擦机制主要是氧化磨损以及三体磨损。

添加 9%Ti₃SiC₂ 的涂层的磨痕形貌如图 5-3(d)所示, 摩擦表面较为平滑, 并且表面存在相对连续不间断的氧化膜, 无大面积的剥落以及凹坑。Ti₃SiC₂ 的含量增加, 导致硬质相 TiC、SiC 硬质相增多, 硬度增加。且 Ti₃SiC₂ 含量增加, 使得摩擦磨损的时候能够在涂层表面生成比较完整的润滑膜, 降低了试样销与磨损表面的摩擦, 表现出良好的耐磨减摩性能。

当 Ti₃SiC₂ 含量增加至 12%时, 复合涂层磨痕形貌表面如图 5-3(e)所示, 磨痕表面存在犁沟、划痕以及物质断裂和剥落坑, 主要是 Ti₃SiC₂ 添加量过大, Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层的致密性降低, 涂层硬度降低, 在试样销的竖直载荷作用力, 易产生塑性变形, 对磨痕形貌的部分区域进行 EDS 检测, 结果如图 5-5(e2)所示, 其中 C 含量降低, 表明涂层中碳含量减少, 存在硬质相的脱落的情况, 涂层在载荷的作用下容易生成微裂纹, 致密度降低, 导致涂层中硬质相与涂层表面结合程度较低, 硬质相容易剥落^[87], 而剥落的硬质相颗粒在试样销的作用下在涂层表面形成犁沟。此外, 涂层中含有氧元素, 表明发生氧化磨损。因此添加 12%Ti₃SiC₂ 的复合涂层的摩擦机制为磨粒磨损以及氧化磨损。添加 15%Ti₃SiC₂ 的复合涂层的磨痕表面如图 5-3(f), 磨痕表面存在犁沟添加的 Ti₃SiC₂ 过多, 涂层致密度下降, 导致硬度下降, 使摩擦试样在试样销的竖向载荷作用下发生塑性变形, 并且由区

域 VI 的 EDS 可知, R、S 点在所有涂层中 C 含量最低, 表明大量硬质相被剥落, 导致硬度下降, 从而磨损加剧。表明添加 15% Ti_3SiC_2 的复合涂层主要是磨粒以及粘着磨损。

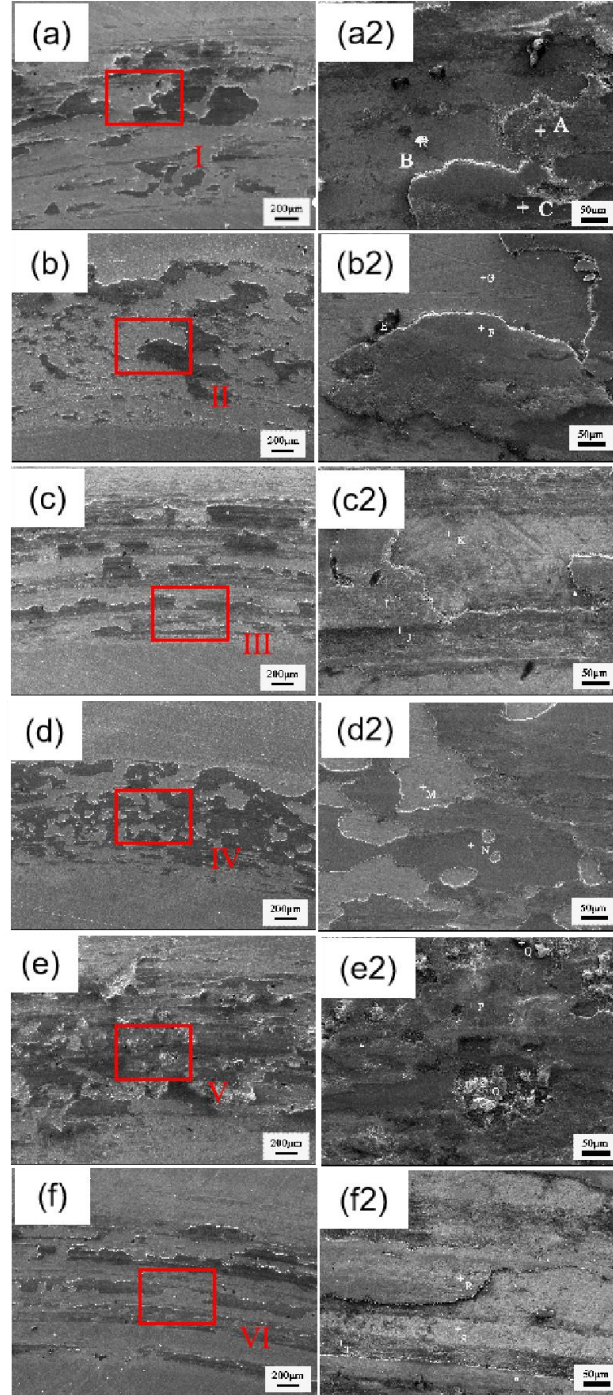


图 5-3 30N 载荷时不同 Ti_3SiC_2 含量 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的磨痕形貌: (a) Fe 基涂层; (b) Fe/3% Ti_3SiC_2 涂层; (c) Fe/6% Ti_3SiC_2 涂层; (d) Fe/9% Ti_3SiC_2 涂层; (e) Fe/12% Ti_3SiC_2 涂层; (f) Fe/15% Ti_3SiC_2 涂层

表 5-1 不同 Ti_3SiC_2 含量 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层的磨痕部分区域 EDS 分析

序号/元素含量(%)	C	O	Si	Ti	Fe
A	0.00	57.9	0.00	0.00	42.81
B	0.00	4.29	0.00	0.00	95.71
C	0.00	8.67	0.00	0.00	91.33
E	81.09	12.83	0.13	0.03	5.93
F	12.03	55.61	0.23	0.00	32.13
G	15.87	11.13	1.24	0.00	71.76
H	74.22	5.39	0.20	0.02	20.17
I	20.41	49.22	0.21	0.05	30.11
J	18.00	46.65	0.26	0.06	35.04
K	27.85	15.67	0.81	0.22	55.45
L	80.80	12.87	0.14	0.04	6.15
M	20.03	13.59	1.10	4.26	61.02
N	10.00	55.43	0.21	0.08	34.28
O	41.46	40.40	0.26	0.04	17.84
P	19.99	51.24	0.24	0.04	28.49
Q	11.01	12.75	0.25	0.49	15.50
R	0.00	0	1.04	0.07	98.89
S	8.42	0	1.24	0.18	90.16
T	78.08	0	0.26	0.07	21.59

5.1.2 40N 载荷下涂层摩擦磨损性能

图 5-4 为 40 N 载荷下基体以及不同 Ti_3SiC_2 含量 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层的摩擦系数以及磨损量。摩擦系数如图 5-4(a)所示，摩擦过程依旧为磨合和稳定磨损两个阶段。在 40 N 载荷下作用力下，基体的摩擦系数处于 0.8~0.9 之间，未添加 Ti_3SiC_2 的 Fe 基涂层摩擦系数处于 0.6~0.63 波动，添加 3% Ti_3SiC_2 的 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层摩擦系数处于 0.6~0.7 之间，添加 6% Ti_3SiC_2 的 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层摩擦系数处于 0.56~0.64 之间，添加 9% Ti_3SiC_2 的 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层摩擦系数处于 0.6~0.63 之间，添加 12% Ti_3SiC_2 的 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层摩擦系数处于 0.51~0.61

之间, 添加 15% Ti_3SiC_2 的 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层摩擦系数处于 0.58~0.63 之间, 随着添加 Ti_3SiC_2 量的增加, $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层的摩擦系数呈现的出先增加再减小趋势。

图 5-4(b)为 40N 载荷下基体以及不同 Ti_3SiC_2 含量 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层的摩擦磨损试样磨损量及对应试样销的磨损情况, 由图可知, 45 钢基体的试样销以及摩擦试样的磨损量为 2.5 mg 和 9.7 mg, Fe 基涂层试样销以及摩擦试样的磨损量为 2.1 mg 和 0.8 mg, 添加 3% Ti_3SiC_2 的 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层试样销以及摩擦试样的磨损量为 1.5 mg 和 1.7 mg, 6% Ti_3SiC_2 的 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层摩擦试样以及试样销的磨损量为 1.3 mg 和 0.6 mg, 9% Ti_3SiC_2 的 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层试样销以及摩擦试样的磨损量为 0.5 mg 和 0.5 mg, 12% Ti_3SiC_2 的 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层试样销以及摩擦试样的磨损量为 1.8 mg 和 0.7 mg, 15% Ti_3SiC_2 的 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层试样销以及摩擦试样的磨损量为 1.4 mg 和 0.6 mg。相比 30N 时, 复合涂层的磨损量有所降低。

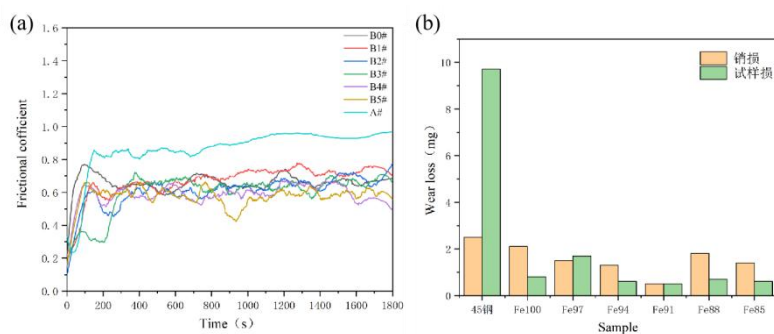


图 5-4 40N 载荷下基体以及不同 Ti_3SiC_2 含量 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层的摩擦系数以及磨损量;

(a) 摩擦系数; (b) 磨损量

相比于 45 钢基体, $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层的磨损量大幅度降低, 根据图 5-4(b) 各复合涂层以及对偶件磨损量可知, 随着 Ti_3SiC_2 含量的增加, 涂层磨损量呈现先减小后增加, 其中添加 9% Ti_3SiC_2 的 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层的磨损量以及对偶件的磨损量最低, 耐磨减摩性能最佳, 磨损量较 Fe 基涂层降低了 37.5%。对试样销的磨损量分析可知, 在 40 N 的情况下, Fe 基涂层在提高耐磨性的同时对对偶件的磨损量没有起到很好的减摩效果, 相比之下, 添加了适量的 Ti_3SiC_2 , 在提高自身耐磨性的同时, 也降低了对对偶件的磨损量, 起到很好的润滑效果, 达到了整体润滑的效果。相比 30 N 作用下, 涂层的磨损量趋势有所变化, 相比于 Fe

基涂层而言，磨损试样中添加了 Ti_3SiC_2 的涂层磨损量先提高，然后随着 Ti_3SiC_2 的含量增加，涂层磨损量降低，试样销的磨损量也随着 Ti_3SiC_2 的含量先减小后增加，这主要是随着载荷的提升，摩擦产生的摩擦热增加，使得 Ti_3SiC_2 的减摩效果得到了更好的体现，而 Fe 基涂层主要是靠硬度以及形成氧化膜来提高耐磨性能，因此，与添加了 Ti_3SiC_2 的涂层的磨损情况呈现明显的差异。

(2) 磨痕形貌

图 5-5 为 40N 载荷下不同 Ti_3SiC_2 添加量的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的超景深形貌，由图 5-5(a)~(f)涂层的磨痕宽度可知，随着 Ti_3SiC_2 添加量增加，磨痕宽度先减小后增加，与磨损量试样销磨损量趋势一致，添加 9% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的磨痕宽度最窄，接触面积最少，对试样销的减摩效果最佳，而其中 12% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的磨痕宽度最宽，表明了对试样销的磨损量最高。

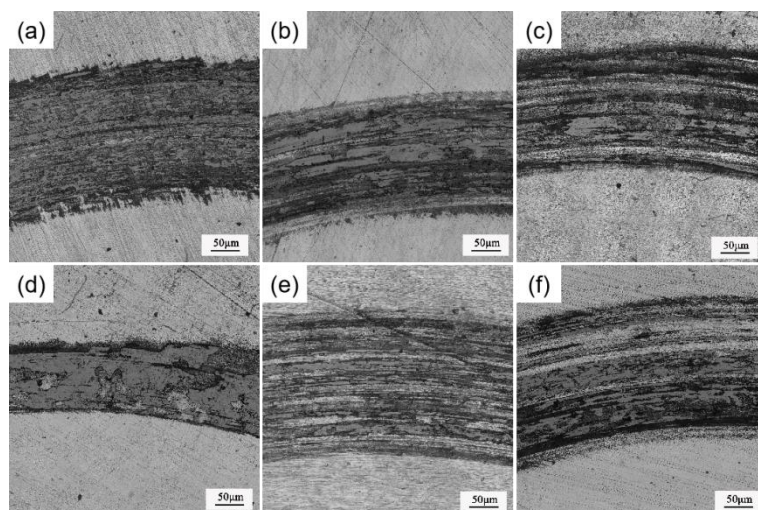


图 5-5 40N 载荷下不同 Ti_3SiC_2 添加量的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的磨痕超景深形貌：(a) Fe 基涂层；(b) Fe/3% Ti_3SiC_2 涂层；(c) Fe/6% Ti_3SiC_2 涂层；(d) Fe/9% Ti_3SiC_2 涂层；(e) Fe/12% Ti_3SiC_2 涂层；(f) Fe/15% Ti_3SiC_2 涂层

图 5-6(a)~(f)为复合涂层的 SEM 形貌，图 5-6(a2)~(f2)为各复合涂层的形貌部分区域的局部放大图，并对局部放大图的部分区域进行 EDS 测试，分析其元素分布，其占比如表 5-2。其中，图 5-6(a)为 Fe 基涂层在 40N 载荷下摩擦磨损形貌，与 30N 作用力下形貌相似，磨损表面存在磨屑以及犁沟，随着作用力的增大，表面犁沟的数量增多，深度增加，表明随着作用力的增加下，对摩擦表面的剪切程度加剧，而涂层表面氧化膜受到剪切后，由于组织松散，剪切力的增大，造成

氧化膜的剧烈破坏,相比于 30N 作用下,氧化膜在磨损表面呈现零散分布状态,受到的剪切力更加严重。因此,未添加 Ti_3SiC_2 的 Fe 基涂层在 40N 载荷的情况下,主要以磨粒磨损以及过度氧化磨损为主。

添加了 3% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的磨痕形貌表面如图 5-6(b)所示,磨损表面出现犁沟,对表面黑色颗粒进行 EDS 检测发现 C 含量较高,表明存在表面碳化物硬质颗粒,对摩擦表面 A、B 点进行 EDS 检测发现 Ti、Si 含量明显增多,这是由于在载荷力的作用下,涂层表面受到挤压,产生大量摩擦热,从而使更多的 Ti_3SiC_2 颗粒被挤压到涂层表面,形成润滑膜,降低了涂层的磨损量,但由于添加量较少,形成的润滑膜不完整,而且涂层硬度下降,作用力加大,造成硬质颗粒的脱落,表面形成犁沟,主要体现为磨粒磨损以及轻微氧化磨损。

添加了 6% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的磨痕形貌如图 5-6(c)所示,表面存在磨屑以及氧化膜,和少量硬质颗粒。由于 Ti_3SiC_2 含量增加,在 40N 载荷作用力和摩擦力的挤压下,更多的 Ti_3SiC_2 颗粒浮于涂层表面形成润滑膜,减小了涂层的摩擦,从而使得硬质颗粒不易脱落,TiC、SiC 硬质相含量的提高,硬度的提升也使得涂层的犁沟较小,主要是磨粒磨损以及氧化磨损。

9% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的磨痕形貌如图 5-6(d)所示,Ti 含量明显增高,存在更多的 Ti_3SiC_2 颗粒,因此形成的润滑膜更加完整,减少了试样销对于层的剪切作用,使得氧化膜更加完整,涂层表面形成大块连续的氧化膜,从而降低磨损量,减轻了对试样销的磨损。主要为氧化磨损。随着 Ti_3SiC_2 含量的继续添加至 12%、15%,磨损量开始增加,主要原因与 30N 载荷下相同, Ti_3SiC_2 添加量过多,涂层的致密性降低,涂层硬度降低,在试样销的竖直作用力下,易产生塑性变形,因此形成如图 5-6(e)和 5-6(f)所示磨痕形貌,其中添加 12% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的磨痕表面主要存在大量黑色颗粒,主要因为涂层致密度的降低,硬度降低,容易产生塑性变形,因而导致硬质颗粒剥落,在试样销与涂层发生摩擦时,产生三体磨损,从而造成犁沟,并且对氧化膜进行剪切,加剧了氧化膜的破坏,但增加载荷, Ti_3SiC_2 更易形成润滑膜,因此,依然起到减摩的效果,涂层的磨损量降低。试样销的磨损量降低,相比于 30N 载荷时,摩擦表面更加平整。而添加 15% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层表面形成犁沟,比添加 12% Ti_3SiC_2 复合涂层浅,根据图 5-6(f)放大图 5-6(f2)显示,磨痕表面存在粘着层,

出现分层现象, Ti_3SiC_2 含量的过量增加, 导致涂层耐磨性能的降低, 但是 Ti_3SiC_2 的存在, 依然使得涂层有着良好的减摩效果。

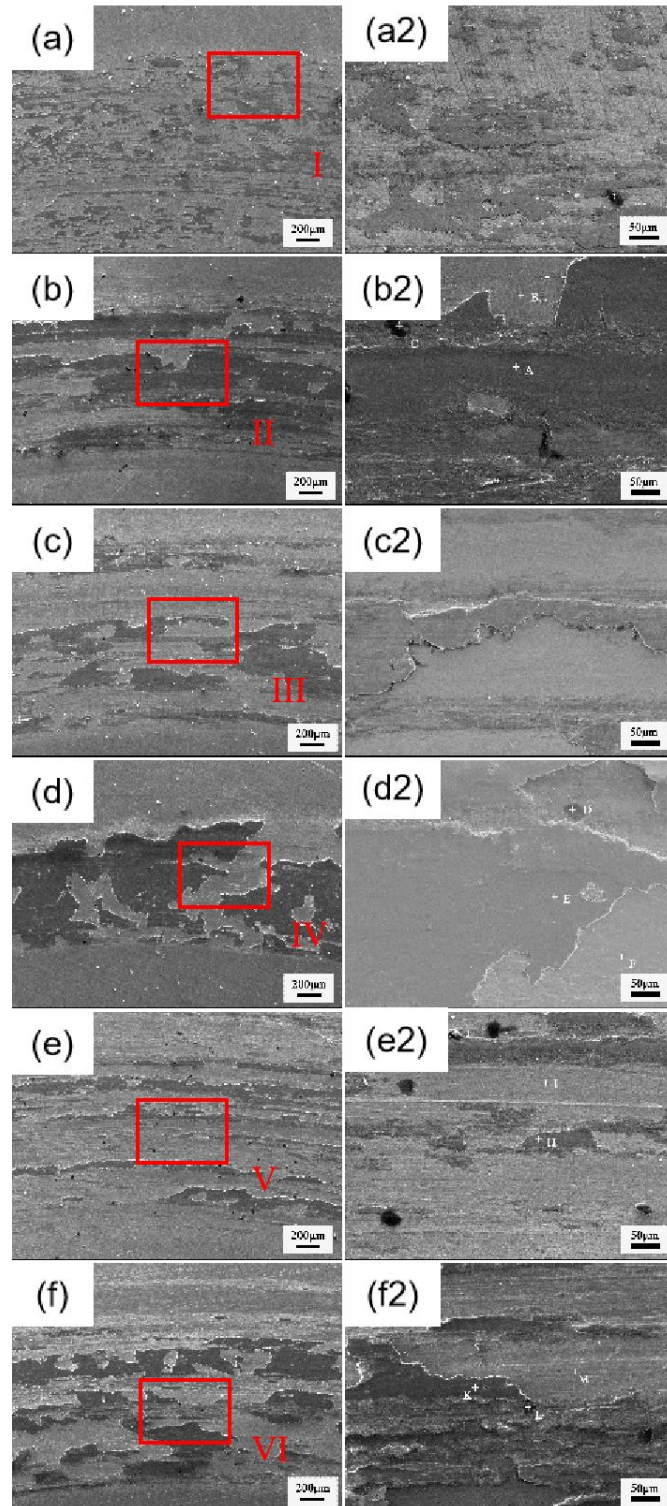


图 5-6 40N 载荷时不同 Ti_3SiC_2 含量 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层涂层的磨痕形貌: (a) Fe 基涂层; (b) Fe/3% Ti_3SiC_2 涂层; (c) Fe/6% Ti_3SiC_2 涂层; (d) Fe/9% Ti_3SiC_2 涂层; (e) Fe/12% Ti_3SiC_2 涂层; (f) Fe/15% Ti_3SiC_2 涂层

表 5-2 40N 载荷时不同 Ti_3SiC_2 含量 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层磨痕区域 EDS 元素占比

序号/元素含量(%)	C	O	Si	Ti	Fe
A	15.96	52.85	0.21	0.05	30.93
B	24.71	17.42	0.96	0.68	56.22
C	78.91	12.29	0.13	0.01	8.66
D	78.92	11.05	0.14	0.35	9.53
E	16.15	47.67	0.30	0.04	35.84
F	13.00	24.86	0.81	8.88	52.45
H	12.62	55.15	0.26	0.12	31.85
I	18.04	9.62	1.06	0.22	71.06
J	78.24	9.43	0.22	0.14	11.98
K	72.40	15.49	0.18	0.04	11.88
L	21.23	49.89	0.22	0.15	28.51
M	19.44	11.39	0.87	0.48	67.82

5.1.3 50N 载荷下涂层摩擦磨损性能

图 5-7 为 50N 载荷下基体以及不同 Ti_3SiC_2 含量 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的摩擦系数以及磨损量。摩擦系数如图 5-7(a)所示。从图 5-7(a)可以看出,在 50 载荷下,基体的摩擦系数处于 0.7~0.9 之间,Fe55 涂层在摩擦系数处于 0.62~0.64 之间波动,添加 3% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层摩擦系数处于 0.5~0.6 之间,添加 6% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层摩擦系数处于 0.55~0.64 之间,添加 9% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层摩擦系数处于 0.54~0.6 之间,添加 12% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层摩擦系数处于 0.51~0.64 之间,添加 15% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层摩擦系数处于 0.62~0.7 之间,随着添加 Ti_3SiC_2 量的不同,Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的摩擦系数呈现的出先减小再增加的趋势。

图 5-7(b)表明的 50N 载荷下基体以及不同 Ti_3SiC_2 含量 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的摩擦磨损试样磨损量及对应试样销的磨损情况,由图可知,45 钢基体的试样销以及摩擦试样的磨损量为 2 mg 和 7.8 mg,Fe 基涂层试样销以及摩擦试样的磨损量为 2.3 mg 和 3.5 mg,添加 3% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层试样销以及摩擦试样的磨损量为 1.4 mg 和 0.8 mg,6% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层摩擦试样以及试样销的磨损量为 1.8 mg 和 1.2 mg,9% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层试样销以及摩擦试样的磨损量为 1.3 mg 和 0.5 mg,12% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层试样

销以及摩擦试样的磨损量为 1.8 mg 和 0.7 mg, 15% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层试样销以及摩擦试样的磨损量为 1.4 mg 和 0.6 mg, 相比 40N 情况下, 复合涂层磨损量有所上升, 但依然比 30 N 时的磨损量有所下降。

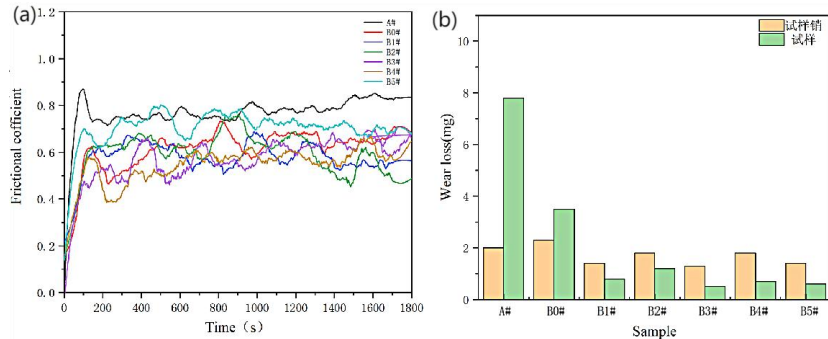


图 5-7 50N 载荷下基体以及不同 Ti_3SiC_2 含量 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的摩擦系数以及磨损量;

(a)摩擦系数;(b)磨损量

根据图 5-7(b)各复合涂层以及对偶件磨损量可知, 随着 Ti_3SiC_2 含量的增加, 涂层磨损量先减小后增加, 其中添加 9% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的磨损量以及对偶件的磨损量最低, 耐磨减摩性能最佳, 相比于 Fe 基涂层而言, 磨损量降低 85.7%。并且试样销的磨损量结果显示, 在 50N 的情况下, Fe 基涂层在提高耐磨性的同时对对偶件的磨损量没有起到很好的减摩效果, 并且相对于基体而言, 略有增加, 相比之下, 添加了 9% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层, 在提高自身耐磨性的同时, 降低了对偶件的磨损量, 起到很好的润滑效果, 达到了整体润滑的效果。相比 30N、40N 作用下, 涂层的磨损量趋势有所变化。相比于 Fe 基涂层而言, 磨损试样中添加了 Ti_3SiC_2 的涂层磨损量先是提高, 然后随着 Ti_3SiC_2 的含量增加, 涂层磨损量也得到下降, 试样销的磨损量也随着 Ti_3SiC_2 的含量增加, 而获得降低, 并呈现先减小后增加的趋势, 这主要是载荷的提高, 试样销与摩擦试样之间产生的摩擦热加剧, 使得 Ti_3SiC_2 的减摩效果得到了更好的体现, 而 Fe 基涂层主要是靠硬度以及形成氧化膜来提高耐磨性能, 因此, 与添加了 Ti_3SiC_2 的涂层的磨损情况呈现更明显的差异。

(2) 磨痕形貌

图 5-8 为 50 N 载荷下不同 Ti_3SiC_2 添加量的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的磨痕的超景深形貌, 由图 5-8(a1)~5-8(f1)的磨痕宽度显示, 随着 Ti_3SiC_2 添加量增加, 磨痕宽度先减小后增加, 与试样销磨损量趋势一致, 添加 9% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复

合涂层的磨痕宽度最窄，接触面积最少，对试样销的减摩效果最佳。

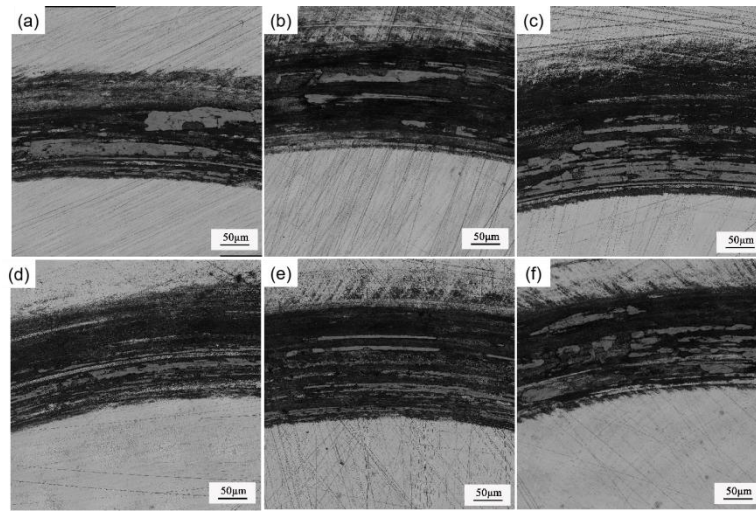


图 5-8 为 50 N 载荷下不同 Ti_3SiC_2 添加量的 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层的磨痕的超景深形貌：（a）Fe 基涂层；（b） $\text{Fe}/3\%\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 涂层；（c） $\text{Fe}/6\%\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 涂层；（d） $\text{Fe}/9\%\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 涂层；（e） $\text{Fe}/12\%\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 涂层（f） $\text{Fe}/15\%\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 涂层

图 5-9(a)~(f)为复合涂层的 SEM 形貌，图 5-9(a2)~5-9(f2)为各复合涂层的形貌部分区域的局部放大图，并对局部放大图的部分区域进行 EDS 分析，测试其元素分布，元素占比如表 5-3 所示。其中，图 5-9(a)为 Fe 基涂层在 50N 载荷下摩擦磨损形貌，相比于 40N 载荷下，但是随着作用力的增大，表面犁沟的数量增多，磨损表面存在白色颗粒，主要是在随着载荷力的增加，对磨件双方的作用力增加，接触面积的增大将产生塑性变形，在表面形成加工硬化层^[86]，而硬化层在一定程度上降低了摩擦副之间相互作用，降低了摩擦时发生的涂层变形，而且载荷的增加，导致摩擦时试样销与涂层产生的摩擦热增加，增加了涂层表面与氧元素结合的趋势，生成了更多的氧化堆，并且由于载荷力的增大，附着在涂层表面的磨屑受到挤压，被压进沟槽里，然后随着摩擦方向，在表面生成一层光滑薄膜，如图 5-9(a)所示。因此，未添加 Ti_3SiC_2 的 Fe 基涂层在 50N 载荷的情况下，主要以过度氧化磨损为磨损机制。添加了 3% Ti_3SiC_2 的 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层与添加了 6% Ti_3SiC_2 的 $\text{Fe}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合涂层的磨痕形貌如如图 5-9(b)、5-9(c)所示，其形貌与未添加 Ti_3SiC_2 的 Fe 基涂层形貌相似，表面出现犁沟，但随着 Ti_3SiC_2 的含量增加，犁沟的数量以及深度降低，受到载荷力的增大，导致氧化膜被剪切的更加剧烈，形成原因与 Fe 基涂层相似，而且对 5-9(b2)表面白色区域进行 EDS 分析，如 E 点所示，相比于 D 点，表面氧元素含量较高，也表明涂层表面发生

了氧化物的堆积,从而表面出现白色区域形貌,并且在载荷力的作用下,涂层表面受到挤压,产生大量摩擦热,从而使更多的 Ti_3SiC_2 颗粒被挤压到涂层表面,形成润滑膜,降低对涂层的磨损量,但由于添加量不足,从而导致润滑膜不完整,加大作用力,容易造成硬质颗粒的脱落,因而形成犁沟,体现为磨粒磨损以及轻微氧化磨损。

添加了 6% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合表面主要是存在磨屑以及氧化膜,而添加 Ti_3SiC_2 的颗粒,50N 载荷作用下,受到挤压,更多的 Ti_3SiC_2 颗粒浮于涂层表面形成润滑膜,减轻了对涂层的摩擦,从而使得硬质颗粒不易脱落, TiC 、 SiC 硬质相含量的提高,硬度的提升也使得,涂层的犁沟较小。但在载荷过大时,润滑膜容易遭到破坏,因此对磨件的磨损加剧。主要体现为磨粒磨损和氧化磨损。

9% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的磨痕形貌如图 5-9(d)所示,相比于 30N、40N 作用下,涂层的氧化膜遭到破坏,表面出现犁沟,根据 EDS 检测结果显示, J 点 C 含量明显增高,其余元素含量较少,磨损表面出现硬质相,与 6% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 情况相似,表明在 50N 载荷作用下,润滑膜遭到破坏,有更多的硬质颗粒与试样销发生摩擦,导致试样销的磨损加剧,但是硬度的提升以及摩擦热的快速增加,以及 Ti_3SiC_2 含量的增多,导致磨痕表面 Ti_3SiC_2 含量增多,有利于降低了涂层的磨损量,体现为磨粒磨损以及氧化磨损。随着 Ti_3SiC_2 含量的增加至 12%、15%,磨损量开始增加,主要是致密度的降低导致涂层硬度降低,在试样销的竖直载荷作用力下,产生塑性变形,因此形成如图 5-9(e)和 5-9(f)所示磨痕形貌,其中添加 12% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的磨痕表面出现分层现象,相比于 40N,磨损表面更加粗糙,主要是载荷的增大导致复合涂层中 Ti_3SiC_2 颗粒更容易被磨掉,产生大量的磨屑,更容易覆盖在接触区域,接触面之间由滑动摩擦变为滚动摩擦,涂层的摩擦系数会下降。而 Ti_3SiC_2 含量的过多增加,致密度的降低,硬度降低,载荷的增大导致接触区域内产生更高的温度,导致材料发生塑性变形,但作用力的提升, Ti_3SiC_2 更易形成润滑膜,因此,依然起到减摩的效果,涂层的磨损量降低,试样销的磨损量降低。相比于 40N 载荷时,摩擦表面更加平整主要表现出粘着磨损和氧化磨损的磨损机制。而添加 15% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层表面形成犁沟,相比于添加 12% Ti_3SiC_2 复合涂层形貌相似,根据图 5-9(f)放大图 5-9(f2)显示,表面存在粘着层,出现分层现象, Ti_3SiC_2 含量

的过量增加，导致涂层硬度的下降，耐磨性能的降低，使涂层更容易发生塑性变形，因此在 50N 作用下，该复合涂层主要是发生粘着磨损以及氧化磨损。

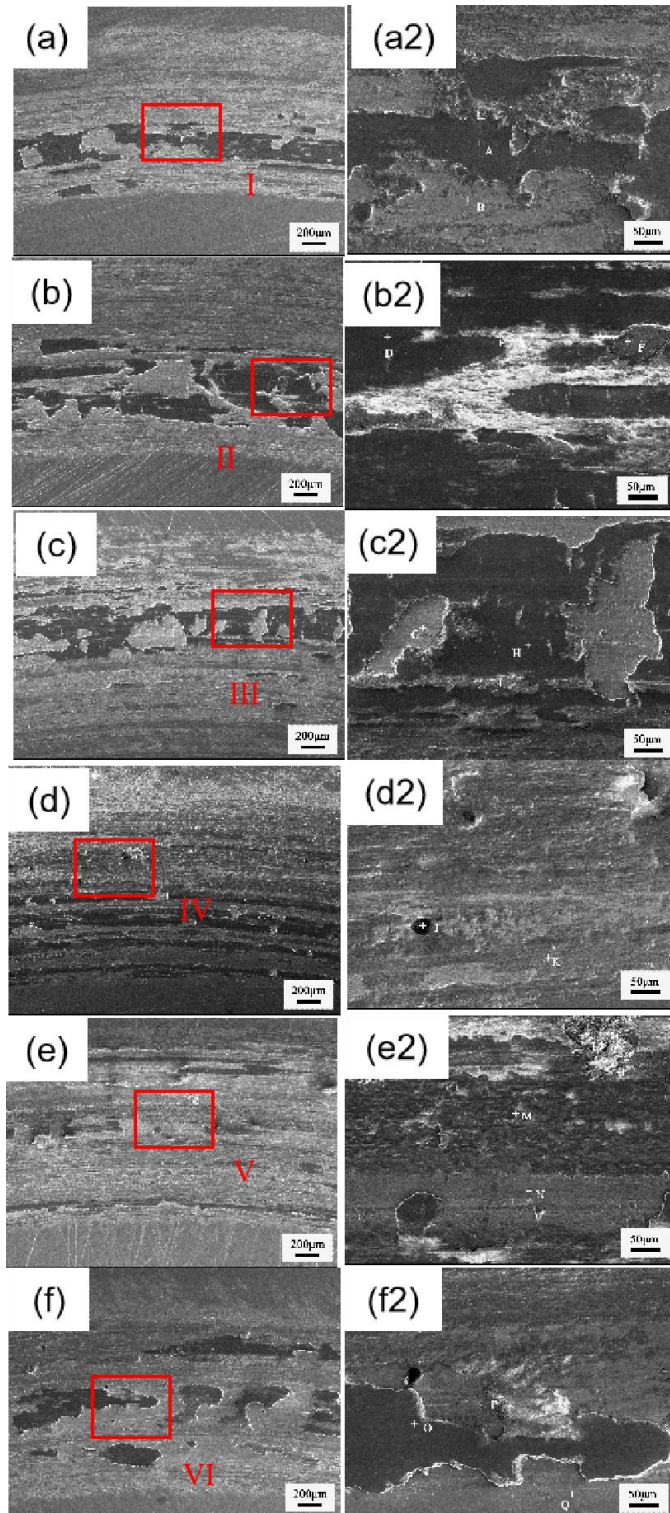


图 5-9 50N 载荷时不同 Ti_3SiC_2 含量 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的磨痕形貌；(a) Fe 基涂层；(b) Fe/3% Ti_3SiC_2 涂层；(c) Fe/6% Ti_3SiC_2 涂层；(d) Fe/9% Ti_3SiC_2 涂层；(e) Fe/12% Ti_3SiC_2 涂层；(f) Fe/15% Ti_3SiC_2 涂层

表 5-3 50N 载荷时不同 Ti_3SiC_2 含量 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的部分磨痕区域 EDS 元素占比

序号/元素含量(%)	C	O	Si	Ti	Fe
A	0	55.19	0	0	44.81
B	0	13.39	0	0	86.61
F	11.26	52.44	0.26	0.00	36.02
D	16.25	28.33	0.86	0.09	54.98
E	16.02	52.24	0.22	0.03	31.44
F	11.26	52.44	0.26	0.00	36.02
G	15.83	18.89	0.97	0.39	63.90
H	11.98	51.71	0.31	0.05	35.96
I	16.14	49.57	0.29	0.06	33.95
J	67.26	4.20	0.30	0.13	28.11
K	31.18	40.83	0.26	0.07	27.65
L	19.81	27.38	0.82	0.40	51.59
M	18.00	48.03	0.22	0.13	33.62
N	16.17	60.49	2.16	0.61	20.57
O	14.08	52.79	0.22	0.08	32.82
P	7.56	24.72	0.21	0.21	67.30
Q	24.17	23.60	0.72	0.55	50.95

5.2 磨损机理

图 5-10 表明的是 Fe 基涂层以及 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层在不同载荷下磨损机理示意图,在未加入 Ti_3SiC_2 的 Fe 基涂层如图 5-10(a)所示,分为两个阶段。第一个阶段,试样销与涂层刚开始产生摩擦,表面凸起被带起形成磨粒,当磨粒与涂层开始接触时,产生细而小的犁沟。第二个阶段,随着摩擦时间的推移,涂层摩擦深度加大,与硬质相开始接触,受到硬质相的阻碍,磨粒停止前进或者遵循滚动模式继续滚动,随着摩擦过程的进行,试样销与涂层之间的摩擦产生摩擦热,造成试样表面的磨损面温度增加,从而造成涂层表面氧化,产生氧化磨损,生成氧化膜,降低摩擦试样的磨损,提高涂层的耐磨性。但是涂层的高硬度对对磨件并

没有减摩效果，而且，随着载荷的增大，反而会造成对磨件的磨损加剧。添加了 Ti_3SiC_2 的复合涂层，在高速激光熔覆高温作用下，有 TiC 硬质相生成，其具有高硬度和高温稳定性，导致涂层与试样销接触面形成非金属接触，并且 Ti_3SiC_2 颗粒的添加提高了涂层中硬质相含量，使涂层耐磨性能提高。而硬质相粒子弥散在涂层中，涂层强化作用越明显^[87]，提高了涂层显微硬度。而 Ti_3SiC_2 颗粒本身也因为独特的材料结构，具有优良的润滑性，能起到很好的减摩效果，提高了涂层的耐磨性，随着摩擦的进行，表面摩擦热的积累，使涂层发生氧化磨损，形成氧化膜，使得试样销与氧化膜进行摩擦，从而降低了涂层的磨损，而 Ti_3SiC_2 颗粒本身具有润滑性，在载荷力的作用下， Ti_3SiC_2 受到剪切力在涂层表面形成润滑膜，在涂层与试样销的摩擦过程中，试样销与润滑膜先进行摩擦，从而起到减摩效果，而随着载荷力的增大，与涂层摩擦产生摩擦热加剧，涂层受到挤压，更多的 Ti_3SiC_2 颗粒聚集在涂层表面，形成更加完善的润滑膜，从而进一步提高了涂层的耐磨减摩性能，如图 5-10(c)所示。

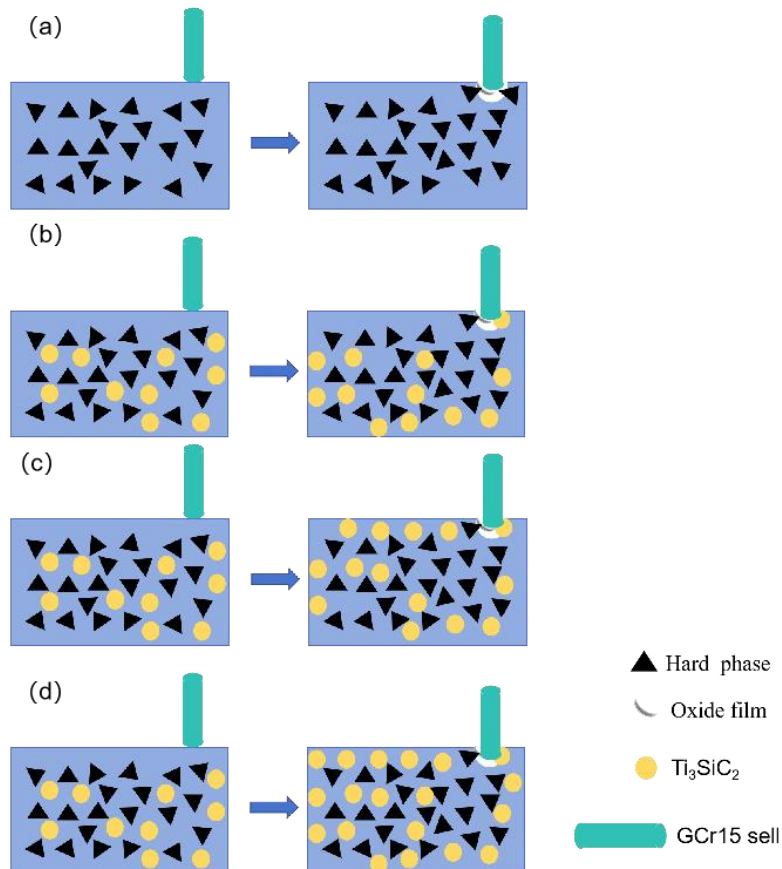


图 5-10 Fe 基涂层以及复合涂层在不同载荷下磨损机理图：(a)Fe 基涂层；(b)30N 下 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层；(c)40N 下 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层；(d)50N 下 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层

随着载荷力的持续增加，摩擦热进一步增加， Ti_3SiC_2 颗粒在摩擦表面聚集，但是摩擦力过大，而润滑膜厚度较小，氧化膜组织松散，受到的剪切力增加，造成润滑膜、氧化膜的破坏程度加剧，因此造成对偶件的磨损量增加。但是 Ti_3SiC_2 颗粒的添加，依然起到一定的减摩效果，因此相比于基体与 Fe 基涂层，试样销的磨损依然得到降低，而载荷的增加，导致磨损表面产生明显的加工硬化层，从而提高了涂层的耐磨效果，使涂层磨损量降低。因此，适当的添加 Ti_3SiC_2 颗粒，有利于提高涂层的耐磨性以及对外件的减摩效果，随着载荷的增加依然有良好的表现。

5.3 本章小结

本章是主要研究了不同载荷下不同 Ti_3SiC_2 含量的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的摩擦学性能以及机制。研究结果表明：

（1）对不同载荷下的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的摩擦性能进行研究。不同含量 Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层耐磨性能主要通过磨损量进行评价，在不同载荷下未添加 Ti_3SiC_2 的 Fe 基涂层对磨件并没有减摩效果，且随着载荷力的提高，磨损量持续上升，涂层的磨损量先升高再降低，而添加了 Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的磨损量在不同载荷下主要趋势为随载荷的增加，磨损量先减小后增加，在相同载荷下，磨损量的趋势不同，30 N、40 N 情况下，添加了 Ti_3SiC_2 的复合涂层磨损量先减小后增加，而在 50 N 情况下，涂层的磨损量先增加后减小。其中添加了 9% Ti_3SiC_2 的复合涂层表现出最佳的摩擦磨损性能，涂层磨损量为 0.5 mg，试样销的磨损量为 0.5 mg，在提高零件表面耐磨性的同时，降低了对偶件的磨损。

（2）对不同载荷下的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的磨损机理进行研究。未添加 Ti_3SiC_2 的 Fe 基涂层在磨损过程中主要是发生氧化磨损。 Ti_3SiC_2 的适当添加，提高了涂层的硬度，在摩擦过程中会产生有自润滑性的润滑膜，使涂层具有减摩效果，避免了摩擦副接触面直接接触，降低了对磨件的磨损。在 30 N、40 N 的作用力下，随着载荷的增加，对磨件与涂层作用力加大，对偶件与涂层摩擦时，产生的摩擦热增加，导致润滑膜更加完整，降低了氧化磨损程度。随着作用力增大至 50 N 时，作用力过大，会造成润滑膜、氧化膜破坏，发生磨粒磨损以及氧化磨损。

第 6 章 总结与展望

6.1 结论

本文以 Fe55 粉末做为高速激光熔覆基础粉末, Ti_3SiC_2 粉末为添加粉末, 设计了 Fe/ Ti_3SiC_2 复合材料体系, 在 45 钢表面用高速激光熔覆技术制备 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层。通过对制备涂层的工艺参数以及涂层中 Ti_3SiC_2 的含量进行研究, 得到主要研究结果如下:

(1) 对不同工艺参数下的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层组织与性能进行研究, 高速激光熔覆的各工艺参数对涂层的硬度性能的影响程度依次是: 激光功率、送粉量、扫描速率, 对涂层的稀释率影响程度依次是: 送粉量、激光功率、扫描速率。最优工艺参数为激光功率 2.5 kW、扫描速率 14 mm/s, 送粉量 10 g/min。不同工艺参数下制备的 Fe/ Ti_3SiC_2 涂层组织结构基本相同, 是与垂直于基体结合处的柱状晶和平面晶以及树枝晶组成, 呈现激光熔覆快速凝固的特点。晶粒尺寸随激光功率的增大变大, 随扫描速率以及送粉量的增大而减小。涂层主要物相为 $\alpha\text{-Fe}$ 和 Ti_3SiC_2 , 部分 Ti_3SiC_2 发生分解形成, 形成 SiC、 Ti_5Si_4 、FeC、 TiSi_2 、FeSiC 等新相, 形成的物相随工艺参数不同而有所差异。

(2) 对不同 Ti_3SiC_2 含量的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层组织与性能进行研究, 涂层表面无明显裂纹、孔隙, 且熔连续、均匀, 与基体结合良好, 随着 Ti_3SiC_2 含量的添加, 涂层横截面显示气孔数量先减小后增加, 过多的添加不利于涂层形成致密的组织结构, 其中 9% Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 的复合涂层表现出的气孔最少。对不同含量 Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层的截面中部进行显微组织观察, 未添加 Ti_3SiC_2 的 Fe 基涂层主要以细小的晶粒为主, 随着 Ti_3SiC_2 含量的增加, 涂层晶粒的尺寸开始变大, 随后变细小, 当 Ti_3SiC_2 含量到达 12%以上时, 涂层晶粒尺寸变得粗大。其中含量为 9% Ti_3SiC_2 的复合涂层显微硬度最高, 其显微硬度是 697 HV_{0.2}, 是基体的 2.43 倍。未添加 Ti_3SiC_2 的 Fe 基涂层主要物相为 $\alpha\text{-Fe}$ 相和 FeC 硬质相, 而添加 Ti_3SiC_2 的 Fe/ Ti_3SiC_2 复合涂层主要相为 $\alpha\text{-Fe}$ 相和 Ti_3SiC_2 相, 随着 Ti_3SiC_2 含量的增加, 物相基本相同, 表面还存在 FeTiC、TiC、TiSi 等新相, 其中 TiC 由于添加的 Ti_3SiC_2 含量较少, 故未能被检测到。

(3) 对不同载荷下 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层进行摩擦磨损性能分析, 未添加 Ti₃SiC₂ 的 Fe 基涂层在不同载荷下对磨件没有减摩效果, 随着载荷力的提高, 磨损量持续上升, 涂层的磨损量先升高再降低。添加了 Ti₃SiC₂ 的 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层的磨损量在不同载荷下磨损量的变化趋势不同, 30 N、40 N 情况下, 添加了 Ti₃SiC₂ 的复合涂层磨损量先减小后增加, 而在 50 N 情况下, 涂层的磨损量先增加后减小, 且添加 Ti₃SiC₂ 有利于降低对偶件的磨损。其中添加了 9%Ti₃SiC₂ 的复合涂层在 40 N 载荷下表现出最佳的摩擦磨损性能, 涂层磨损量 0.5 mg, 对偶件磨损量 0.5 mg, 磨损机制为氧化磨损。

6.2 展望

本实验通过高速激光熔覆技术在 45 钢表面熔覆 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层, 对涂层的组织结构、力学性能以及摩擦学性能进行了分析, 并取得一些成果, 还可从以下方面进行探究:

(1) 复合粉末制备工艺可改进, 可采用包覆法将 Ti₃SiC₂ 包覆在 Fe 基粉末中, 减少 Ti₃SiC₂ 粉末的部分分解, 从而研究 Ti₃SiC₂ 的添加对涂层的组织和性能产生的影响。

(2) 可对复合粉末体系进行改进, 通过在该体系中添加多种固体润滑剂, 研究多种固体润滑剂是否具有协同作用, 进一步提高涂层的耐磨减摩性能。

参考文献

- [1]霍林. 摩擦学原理[M]. 北京机械工业出版社, 1981.
- [2]Holmberg K, Erdemir A. Influence of tribology on global energy consumption, costs and emissions[J]. *Friction*, 2017, 5(3), 22.
- [3]温诗铸. 摩擦学原理(第五版) [M]. 北京: 清华大学出版社, 2018.
- [4]雒建斌. 摩擦起源的探索[J]. *科学通报*, 2020, 65(27): 2966-2978.
- [5]秦真波, 吴忠, 胡文彬. 表面工程技术的应用及其研究现状[J]. *中国有色金属学报*, 2019, 29(09):2192-2216.
- [6]Barooah R K, Paiva J M, Arif A F M, etc. Investigation on wear mechanisms of PVD coatings for form taps in threading of Al-Si alloy[J]. *Wear*, 2021, 464: 203528.
- [7]Ayal A K, Zainal Z, Asmaa K A, etc. Sensitization of TiO₂ nanotube arrays photoelectrode via homogeneous distribution of CdSe nanoparticles by electrodeposition techniques[J]. *Physics and Chemistry of Solids*, 2021, 153, 110006
- [8]Gao X, Li C, Zhang D, etc. Numerical analysis of the activated combustion high-velocity air-fuel (AC-HVAF) thermal spray process: A survey on the parameters of operation and nozzle geometry[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2021, 405: 126588.
- [9]徐滨士等编著. 再制造与循环经济[M]. 科学出版社, 2007.
- [10]Zhang L, Sun D, Yu H, etc. Characteristics of Fe-based alloy coating produced by plasma cladding process[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, 457(1-2): 319-324.
- [11]Ren X, Zou H, Diao Q, etc. Surface modification technologies for enhancing the tribological properties of cemented carbides: a review[J]. *Tribology International*, 2023, 180: 108257.

-
- [12]Hussein M G, Wörhoff K, Sengo G, etc. Optimization of plasma-enhanced chemical vapor deposition silicon oxynitride layers for integrated optics applications[J]. *Thin Solid Films*, 2007, 515(7-8): 3779-3786.
- [13]Cheng Y, Wang Y, Lin J, etc. Research status of the influence of machining processes and surface modification technology on the surface integrity of bearing steel materials[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2023, 125(7): 2897-2923.
- [14]Yuan W, Li R, Chen Z, etc. A comparative study on microstructure and properties of traditional laser cladding and high-speed laser cladding of Ni45 alloy coatings[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2021, 405: 126582.
- [15]Zhu L, Liu Y, Li Z, etc. Microstructure and properties of Cu-Ti-Ni composite coatings on gray cast iron fabricated by laser cladding[J]. *Optics & Laser Technology*, 2020, 122: 105879.
- [16]杨晓良. 激光熔覆制备铁基复相自润滑涂层[D]. 燕山大学, 2018.
- [17]姚阳光. 宽温域耐磨自润滑涂层的制备及性能研究[D]. 上海工程技术大学, 2021.
- [18]Rossetti M, Mathiyalagan S, Björklund S, etc. Advanced diamond-reinforced metal matrix composite (DMMC) coatings via HVAF process: Effect of particle size and nozzle characteristics on tribological properties[J]. *Ceramics International*, 2023, 49(11): 17838-17850.
- [19]Pakseresht M, Ansari R, Hassanzadeh-Aghdam M K. Investigating the effect of carbon interfacial layer on the elastoplastic response of ceramic particle-reinforced metal matrix composites[J]. *Mechanics Based Design of Structures and Machines*, 2023, 51(2): 841-854.
- [20]Xu H, Huang H. Plasma remelting and injection method for fabricating metal matrix composite coatings reinforced with tungsten carbide[J]. *Ceramics International*, 2022, 48(2): 2645-2659.
- [21]王志文, 庄宿国, 刘海青, 等. 激光熔覆自润滑复合涂层研究进展及发展趋势[J]. *表面技术*, 2018, 47(05): 104-112.
- [22]Gao Y, Zheng X, Gong S. Research Status of Plasma Spraying to Prepare

- Coating Absorption and Plasma Carburizing Technology[J]. Zhongguo Biaomian Gongcheng/China Surface Engineering, 2023, 36(6), 1–15.
- [23]Wu Z, Li S, Zhang P, etc. Controllable in-situ synthesis of MoS₂/C in plasma-sprayed YSZ coatings: Microstructure, mechanical and tribological properties[J]. Surface and Coatings Technology, 2022, 448: 128895.
- [24]刘乃强. 溶胶凝胶法制备钢基陶瓷复合涂层及其性能研究[D]. 长江大学, 2018.
- [25]Kazlauskas D, Jankauskas V, Kreivaitis R, etc. Wear behaviour of PVD coating strengthened WC-Co cutters during milling of oak-wood[J]. Wear, 2022, 498: 204336.
- [26]Yi J, Li M L, Zhou H X, etc. Enhanced tribological properties of Y/MoS₂ composite coatings prepared by chemical vapor deposition[J]. Ceramics International, 2020, 46(15): 23813-23819.
- [27]熊伟. 结构化砂轮磨削非光滑表面机理的研究[D]. 沈阳理工大学, 2020.
- [28]陈娥. 烧结 NdFeB 真空镀铝及耐蚀性能研究[D]. 湖南大学, 2015.
- [29]Yanhai C, Hengyang C, Dongtai H, etc. Effect of PTFE addition on the properties of electroless Ni-Cu-P-PTFE deposits[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(5): 1025-1030.
- [30]冯嘉宁. 304 不锈钢表面激光熔覆镍基合金涂层的熔敷工艺及改性研究[D]. 兰州理工大学, 2019.
- [31]张津超, 石世宏, 龚燕琪, 等. 激光熔覆技术研究进展[J]. 表面技术, 2020, 49 (10): 1-11.
- [32]徐泽洲, 王志英, 何志军, 等. 激光功率对激光熔覆 CeO₂ 改性 316L 涂层组织与性能的影响[J]. 稀有金属, 2020, 44(03):281-286.
- [33]吴晗, 舒林森. 激光功率对 MoS₂+FeCrNiSi 复合涂层组织与性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2021, 42(12): 134-141.
- [34]Liu Y, Ding Y, Yang L, etc. Research and progress of laser cladding on engineering alloys: A review[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 66: 341-363.

- [35]王树保, 陈国喜, 陈红辉,等. 轧机主传动叉头激光熔覆性能研究[J]. 焊接,2008(9): 50-53.
- [36]李怡芳.激光熔覆技术制备涂层的研究进展[J]. 内燃机与配件, 2024(09): 135-137.
- [37]肖林林, 任雁, 高秋华, 等. 浅谈激光熔覆技术研究进展[J]. 新技术新工艺, 2021(7): 5-7.
- [38]曹欣, 段虎明, 龚海军, 等. 激光熔覆宽带同轴送粉加工头系统结构设计[C]//重庆铸造行业协会,重庆市机械工程学会铸造分会. 2024 重庆市铸造年会论文集, 2024:6.
- [39]李朋飞, 孙文磊, 黄勇, 等. 激光多道搭接激光熔覆技术研究现状[J]. 热加工工艺, 2016, 24.
- [40]Liu J, Yu H, Chen C, etc. Research and development status of laser cladding on magnesium alloys: A review[J]. Optics and Lasers in Engineering, 2017, 93: 195-210.
- [41]王明明, 刘伟, 伏利, 等.激光熔覆技术研究进展[J].冶金与材料, 2024, 44 (01): 73-75.
- [42]董冬梅. 光纤激光溶覆金属基陶瓷复合涂层研究[D]. 2018, 江苏理工学院.
- [43]田宪华, 杨晓东, 刘亚, 等. 激光熔覆涂层材料的研究现状[J]. 热加工工艺, 2024,53(06):1-5+9.
- [44]谢子豪,刘博,晁永礼,等. 低碳钢表面激光熔覆涂层研究现状及进展[J]. 金属制品,2023,49(04): 35-39+43.
- [45]秦成,侯红苗,郭萍,等. 钛合金表面激光熔覆涂层及工艺研究进展[J]. 钛工业进展,2023,40(04):44-48.
- [46]Li C. Research progress and prospect of laser cladding technology[C]//Journal of Physics: Conference Series. IOP Publishing, 2023, 2419(1): 012049.
- [47]董冬梅. 光纤激光熔覆金属基陶瓷复合涂层研究[D]. 江苏理工学院, 2018.
- [48]刘洪刚. 激光熔覆 4196 高温合金涂层的研究 [D]. 上海交通大学,2012.
- [49]陈冠秀,安立周,王硕,等. 激光熔覆技术的研究概况及其发展趋势[J]. 机电产品开发与创新,2022,35(05):15-18+41.

- [50]李伟. 原位自生(TiC+TiB₂)/Ni 激光熔覆层的组织和摩擦磨损性能研究[D]. 江苏科技大学,2019.
- [51]杨晓,邹鸿承,戴蜀娟. 激光冲击诱发相变的实验研究[J]. 激光杂志,1998,19(3): 41-43.
- [52]王宇航. 钛合金表面激光熔覆钴基涂层研究[D]. 大连理工大学, 2014.
- [53]Ignat S, Sallamand P, Nichici A, etc. MoSi₂ laser cladding—elaboration, characterisation and addition of non-stabilized ZrO₂ powder particles[J]. Intermetallics, 2003, 11(9): 931-938.
- [54]Vandelaar E, Malian P A, Baldwin M. Laser cladding of thermal barrier coatings[J]. Surface Engineering, 1988, 4(2): 159-172.
- [55]Solaa, Nouri A. Micro-structural porosity in additive manufacturing[J]. Advanced Manufacturing and Processing, 2019, 1(3): 10021-10042.
- [56]董世运, 马运哲, 徐滨士, 等. 激光熔覆材料研究现状[J]. 材料导报, 2006(6): 5-9.
- [57]张瑞珠, 李林杰, 唐明奇. 激光熔覆技术的研究进展[J]. 热处理技术与装备, 2017, 38(3): 7-11.
- [58]杨 宁,杨 帆. 激光熔覆工艺及熔覆材料进展[J]. 铜业工程, 2010(3): 56-58.
- [59]王帅,杨军. MAX 相陶瓷摩擦学研究进展[J].摩擦学学报, 2018, 38(06): 735-746.
- [60]Torres H, Rodríguez Ripoll M, Prakash B. Tribological behaviour of self-lubricating materials at high temperatures[J]. International Materials Reviews, 2018, 63(5): 309-340.
- [61]Li N, Liu W, Qin R, etc. In-situ reaction of Ti-Si-C composite powder and formation mechanism of laser deposited Ti6Al4V/(TiC+Ti₃SiC₂) system functionally graded material[J]. Materials & Design, 2019, 183: 108155.
- [62]Song X, Cui H, Han Y, etc. Ti₂Al (C, N) solid solution reinforcing TiAl-based composites: evolution of a core-shell structure, interfaces, and mechanical properties[J]. ACS applied materials & interfaces, 2018, 10(19): 16783-16792.

- [63]Gorshkov V A, Miloserdov P A, Sachkova N V, etc. SHS Metallurgy of Cr_2AlC MAX Phase-Based Cast Materials[J]. Russian Journal of Non-Ferrous Metals, 2018, 59: 570-575.
- [64]汪阳,刘秀波,欧阳春生,等. 三元层状固体润滑 Ti_3SiC_2 复合材料的制备与摩擦学研究进展[J]. 表面技术,2020,49(01):142-153.
- [65]王帅,杨军. MAX 相陶瓷摩擦学研究进展[J]. 摩擦学学报,2018, 38(06): 735-746.
- [66]Xu H, Fu T, Wang P, etc. Microstructure and properties of plasma sprayed copper-matrix composite coatings with Ti_3SiC_2 addition[J]. Surface and Coatings Technology, 2023, 460: 129434.
- [67]陈金学. 氧化物增强 Ti_3SiC_2 基复合材料的制备、结构及性能研究[D]. 西安建筑科技大学,2016.
- [68]崔雅茹,徐少春,许云华等. Ti_3SiC_2 粉末的制备及反应机理的研究进展[J]. 铸造技术,2008(11):1613-1616.
- [69]周丹丹. TC4 合金激光熔覆耐磨自润滑涂层的组织与性能研究[D]. 天津工业大学, 2017.
- [70]孙国栋, 康凯, 解静, 等. Ti_3SiC_2 陶瓷材料制备方法研究进展[J].材料导报: 2024, 1-22.
- [71]朱界, 张方舟, 谢有菊, 等. MAX 相 Ti_3SiC_2 高导电涂层的研究进展[J]. 材料导报, 2021, 35(23): 23025-23032+23039.
- [72]韩雪. 稀土改性 Ni 基自润滑熔覆层的组织与摩擦学性能研究[D]. 哈尔滨工程大学,2022.
- [73]Zhu Y, Liu X B, Liu Y F, etc. Development and characterization of Co-Cu/ Ti_3SiC_2 self-lubricating wear resistant composite coatings on Ti6Al4V alloy by laser cladding[J]. Surface and Coatings Technology, 2021, 424: 127664.
- [74]Wang G, Liu X B, Zhu G X, etc. Tribological study of $\text{Ti}_3\text{SiC}_2/\text{Cu}_5\text{Si}/\text{TiC}$ reinforced Co-based coatings on SUS304 steel by laser cladding[J]. Surface and Coatings Technology, 2022, 432: 128064.

- [75]Zhang R, Liu F, Tulugan K. Self-lubricating behavior caused by tribo-oxidation of $\text{Ti}_3\text{SiC}_2/\text{Cu}$ composites in a wide temperature range[J]. *Ceramics International*, 2022, 48(11): 15504-15515.
- [76]Shi X, Wang M, Zhai W, etc. Influence of Ti_3SiC_2 content on tribological properties of NiAl matrix self-lubricating composites[J]. *Materials & Design*, 2013, 45: 179-189.
- [77]Lu S, Wang L, Zhou J, etc. Microstructure and tribological properties of laser-cladded Co- Ti_3SiC_2 coating with Ni-based interlayer on copper alloy[J]. *Tribology International*, 2022, 171: 107549.
- [78]Wang R, Deng J, Zhang Z, etc. Tribological properties of $\text{Ni}_3\text{Al-Ti}_3\text{SiC}_2\text{-MoS}_2$ composite films deposited on textured surfaces by electrohydrodynamic atomization[J]. *Wear*, 2022, 508: 204486.
- [79]贺泊铭, 刘秀波, 张诗怡, 等. Inconel 718 合金激光熔覆 Stellite3/ Ti_3SiC_2 复合涂层摩擦学性能研究[J]. *摩擦学学报*, 2023, 43(06): 606-615.
- [80]Zhang C, Kong D. Microstructure and friction wear performances of laser cladded Ni60- Ti_3SiC_2 coatings[J]. *Diamond and Related Materials*, Volume 133, 2023, 109762.
- [81]刘其斌, 周芳, 徐鹏. 激光材料加工及其应用[M]. 冶金工业出版社, 2018.
- [82]王忠柯, 叶和清, 许德胜等. 激光熔覆硬质合金涂层的组织结构与性能[J]. *激光技术*, 2001(04): 302-304.
- [83]高立, 周芳, 何良华. Al- $\text{TiO}_2\text{-C}$ 系激光熔覆制备 TiC/Fe 复合涂层及其组织与性能[J]. *表面技术*, 2011, 40(06): 7-9+49.
- [84]Lin Y, Lei Y, Li X, etc. A study of TiB_2/TiB gradient coating by laser cladding on titanium alloy[J]. *Optics and Lasers in Engineering*, 2016, 82: 48-55.
- [85]李眉葭. TC4 激光熔覆 Ni60/ Ti_3SiC_2 自润滑涂层的研究[D]. 天津工业大学, 2018.
- [86]Zhang J, Zhang X, Liu Q, etc. Effects of load on dry sliding wear behavior of Mg-Gd-Zn-Zr alloys[J]. *Journal of materials science & technology*, 2017, 33(7): 645-651.

[87]鲍瑞良. 激光熔覆钴基合金及其复合涂层[D]. 山东大学, 2007.

攻读学位期间发表的学术论文目录

- [1]江平, 朱协彬, 张伟, 等. 激光熔覆 Fe/Ti₃SiC₂ 复合涂层工艺优化及其组织结构与性能[J].中国表面工程: 2024,37(3),191-198.

致谢

时光飞逝，三年在校园与京津冀再制造产业技术研究院联培间晃眼而过。瞬间充斥着对过去的留恋，现在的忙碌，以及对未来的彷徨，也留下些许自身痕迹，在整个岁月里，受到许多人在学术以及生活中的帮助。首先对朱协彬老师、张伟老师以及刘宏伟老师表示感谢，本文从课题开题、实验进展以及中期到论文撰写过程中，各位老师的都给予我指导，使我能够顺利的完成论文的撰写。

感谢京津冀再制造产业技术研究院各位领导：史佩京研究员、时小军副教授、李树军部长、汪勇部长、魏敏部长、许艺部长在生活中的照顾。联培期间，也受到张仲、张昭、高艳艳、崔同欢、王新宙、武雅迪、张影、卢世东、韦敬、刘伟亮等同事和刘博文、朱克亮、杨柯楠师兄在我课题上的帮助，使我能够完成顺利完成课题，并且能够快速融入研究院的生活中，也感谢汪国成、朱本章、苏玉东等同门在我读研期间的生活上的帮助。

也感谢我的家人一直对我求学路上的支持，在背后的默默付出，使我能够安心的在求学路上越走越远。