

文章编号: 0258-7025(2007)04-0549-06

AZ91D 镁合金表面激光熔覆 Zr-Cu-Ni-Al/TiC 复合粉末的组织与磨损

黄开金¹, 林 鑫², 陈 池¹, 谢长生¹

(¹ 华中科技大学国家模具重点实验室, 湖北 武汉 430074; ² 西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

摘要 为了提高镁合金的磨损性能, 采用激光熔覆技术在 AZ91D 镁合金表面熔覆了 Zr-Cu-Ni-Al/TiC 复合粉末, 制备出 TiC 和原位合成 ZrC 共同增强的 Zr 基非晶复合涂层。采用 X 射线衍射(XRD)和扫描电子显微镜(SEM)技术研究了熔覆层的组织; 并利用干滑动磨损方法评价了涂层的耐磨性。研究表明, 熔覆层组织主要由非晶和金属间化合物组成; 在非晶相和金属间化合物复合作用下, 熔覆层表现出优异的耐磨性; 且随着 TiC 含量的增加, 耐磨性得到进一步的提高。涂层和基材 AZ91D 的主要磨损机制不同, 前者是疲劳剥落和黏着磨损, 后者是磨料磨损。

关键词 激光技术; 激光熔覆; 磨损; 非晶; 镁合金

中图分类号 TG 156.99 **文献标识码** A

Microstructure and Wear Behaviour of Laser-Clad Zr-Cu-Ni-Al/TiC Composites on AZ91D Magnesium Alloy

HUANG Kai-jin¹, LIN Xin², CHEN Chi¹, XIE Chang-sheng¹

¹ State Key Laboratory of Material Processing and Die & Mould Technology,
Huazhong University of Science and Technology, Wuhan, Hubei 430074, China

² State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnic University, Xi'an, Shaanxi 710072, China

Abstract To improve the wear property of magnesium alloy, wear-resistant TiC and in-situ ZrC co-reinforced Zr-based amorphous composite coating can be fabricated on AZ91D magnesium alloy by laser cladding using mixed powders Zr-Cu-Ni-Al/TiC. The microstructure of the coating was characterized by X-ray diffraction (XRD) and scanning electron microscopy (SEM). The wear resistance of the coating was evaluated under dry sliding wear test condition at room temperature. The results show that the coating mainly consists of amorphous and different intermetallic phases. The coating exhibits excellent wear resistance due to the recombination action of amorphous and intermetallic compounds. And the wear resistance was improved further with the increase of TiC content. The main wear mechanism of the coating and the AZ91D sample are different, the former is fatigue peeling and adhesive wear and the latter is abrasive wear.

Key words laser technique; laser cladding; wear; amorphous; magnesium alloy

1 引言

镁合金具有高的比强度和比刚度, 良好的阻尼性、切削加工性、导热性和电磁屏蔽能力等优点, 在交通、通信、电子和航空航天等领域得到了广泛的应用。但是, 低的表面硬度和差的耐蚀性也阻碍了它

在有硬表面和耐蚀性要求领域的应用。为了提高其表面耐磨性和耐蚀性, 人们采用了许多技术对其进行表面改性处理, 虽然取得了一定的效果, 但这些技术本身还存在不同的缺点。如普通阳极氧化镁合金膜的脆性较大, 膜层多孔; 微弧氧化镁合金后需要进

收稿日期: 2006-10-08; 收到修改稿日期: 2006-12-12

基金项目: 华中科技大学国家模具重点实验室开放基金(05-14)和西北工业大学凝固技术国家重点实验室开放基金(05-10)联合资助项目。

作者简介: 黄开金(1968—), 男, 湖北鄂州人, 副教授, 博士, 主要从事激光技术应用和纳米材料应用方面的研究工作。
E-mail: huangkaijin@yahoo.com.cn

一步实施涂装保护,其最外层仍然为疏松层;化学转化膜和镀镍都涉及到溶液的环境污染问题^[1]。

另一方面,近年来一种可提高镁合金表面磨损和腐蚀性能的非传统表面工程技术——激光表面改性技术得到了人们极大的关注,它包括激光表面重熔^[2,3]、激光表面合金化^[4,5]和激光熔覆^[6~8]。这些方法通过在镁基体材料表面熔覆上一层具有优异的机械、物理和化学性能的非晶涂层^[6],以提高涂层耐磨性和耐蚀性^[6,9,10]。

文献[6]研究了 AZ91HP 镁合金表面激光熔覆单道 Cu 基非晶复合涂层,结果表明非晶复合涂层的耐磨性和耐蚀性均得到提高。本文则选用铸造性能良好,目前最常用的 AZ91D 镁合金^[11]和具有高玻璃形成能力的大块非晶 Inoue 合金粉末 65%Zr+7.5%Al+10%Ni+17.5%Cu(简称 M)作为激光熔覆粉末,并分别添加质量分数为 4%和 10%的 TiC 粉末,目的是利用激光加热熔化的合金液中的 Zr 原子与 TiC 发生原位反应,生成 ZrC 颗粒,即 $Zr + TiC \rightarrow Ti + ZrC$,从而形成大面积的 ZrC 和 TiC 共同增强的非晶复合涂层,以提高非晶复合涂层的综合性能。

2 实验方法

首先将按原子数分数混合均匀后的 M, M+4%TiC(质量分数)和 M+10%TiC(质量分数)三种粉末用 4%的 PVA 分别预置在 30 mm×20 mm×10 mm 的 AZ91D (8.95%Al+0.63%Zn+0.26%Mn+90.16%Mg,质量分数)试样表面上,预置厚度约 0.5 mm。然后在纯度为 99.995%氩气保护下,采用 3.5 kW Rofin-Sinar850 CO₂ 激光器进行激光熔覆。所采用的激光工艺参数为:激光功率 1100 W,光斑直径 3 mm,扫描速度 5 mm/s,搭接率 30%。

采用 X'Pert MPD Pro 型 X 射线衍射仪进行激光熔覆层物相分析;采用带 EDAX 能谱仪的 Quanta 400 型扫描电子显微镜观察激光熔覆层的组织形貌和测试颗粒成分,所用腐蚀剂为 100 mL H₂O+2.5 mL HCl+0.8 mL HNO₃+0.7 mL HF;采用 MICROMET3 型显微硬度计测量激光熔覆层的显微硬度;利用 MM200 型磨损试验机测试激光熔覆层的干滑动磨损性能;所用磨损试样尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm。所用摩擦副尺寸为 φ40 mm×10 mm,材料为 GCr15,硬度为 HRC60~62。磨损实验采用块-环接触干磨损方式进行。具

体磨损工艺参数为:法向载荷 98 N,磨损速度 0.42 m/s。每个试样的磨损时间为 75 min。每个磨损参数使用三个试样,其磨损质量损失取三个试样的平均值。磨损质量损失采用 Bartorius BS110 型电子天平称量,精度为 0.1 mg。磨损完后的试样用带 EDAX 能谱仪的 Quanta 400 型扫描电子显微镜观察其表面磨损形貌和测试其成分。

3 实验结果与分析

3.1 激光熔覆层的相组成与组织形貌

图 1(a), (b), (c) 分别为粉末 M, M+4%TiC 和 M+10%TiC 的激光熔覆层的 X 射线衍射 (XRD) 图。由图 1(a) 知,在 30°~45° 范围内出现了表征非晶相的漫散包,其上叠加有大量晶体相衍射峰。物相分析表明,晶体相主要是 Al₁₂Mg₁₇, Al₂Zr₃, AlNi₃, ZrCu 等金属间化合物。这表明复合涂层主要由非晶和金属间化合物所构成。衍射谱中出现了 ZrO₂ 的衍射峰,说明对于极活泼的 Zr 元素

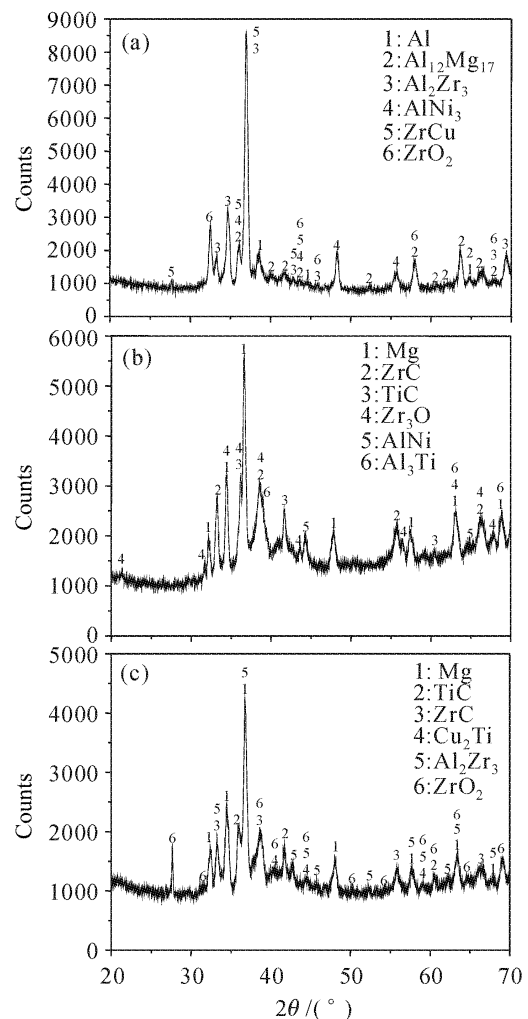


图 1 激光熔覆三种粉末后的 X 射线衍射谱
Fig. 1 X-ray diffraction spectrum of three samples
(a) M; (b) M+4%TiC; (c) M+10%TiC

而言,采用氩气保护还存在部分氧化问题。Mg 元素来自于基材。

比较图 1(b),(c)与图 1(a)知,除了加入的 TiC 外,还出现了新生成相 ZrC,说明发生了原位反应 $Zr + TiC \rightarrow Ti + ZrC$;加入 TiC 后,非晶相的漫散射包增大,晶体相的衍射强度降低,说明非晶形成能力增强,这可能是因为添加的 TiC 需要吸收热量而熔化,激光熔池中用于熔化基体的热量就减少,相当于基体的稀释作用降低。基体的稀释作用降低,熔覆层的成分受基体的影响减小,非晶形成的最佳成分愈能得到保证,这样非晶的形成能力增强;但添加的 TiC 量不能过多,否则激光和原位反应所提供的热量不足以使熔覆层粉末完全熔化,存在的未熔粉末颗粒成为异质形核的核心,促进了非均质形核,反而降低了非晶的形成能力。根据文献[12],计算出非晶复合涂层中非晶的体积分数分别为 22%,43%和 36%。其中计算过程中使用的 Inoue 合金标准非晶谱线取自文献[13]。该标准非晶试样采用水冷铜模吸铸方法制备^[13]。这样,加入 TiC 后,获得了 TiC 和原位合成 ZrC 共同增强的非晶复合涂层,这对于涂层的硬度和耐磨性的提高有益^[14,15]。

图 2 是激光熔覆 M 和 M+10%TiC 粉末后涂层的组织形貌。图 2(a)和(b)分别为激光熔覆 M 粉末后涂层的整体形貌和局部形貌。由图 2(a),(b)知,激光熔覆 M 粉末涂层的组织形貌由枝晶组织(右)和无明显形态组织(左)组成。图 2(c)和(d)则分别为激光熔覆 M+10%TiC 粉末后涂层的整体形貌和局部形貌。由图 2(c),(d)可见,黑色 TiC 颗粒和灰色 ZrC 颗粒分布在无明显组织形貌特征的

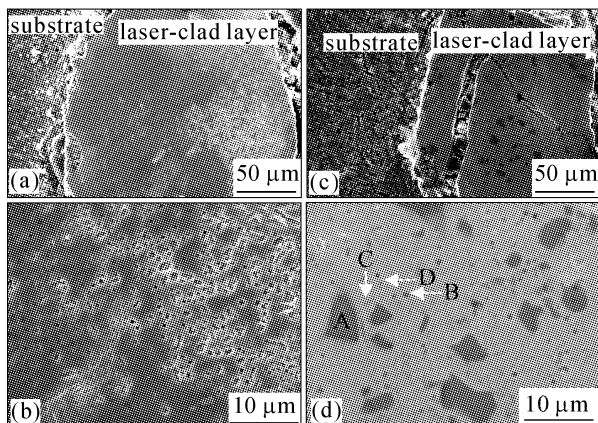


图 2 激光熔覆 M(a),(b)和 M+10%TiC(c),(d)粉末后涂层的组织形貌

Fig.2 Microstructures of the amorphous composite coatings of sample M (a),(b) and sample M+10%TiC (c),(d)

非晶基体上。其中的 TiC 颗粒(颗粒 A 和 B)和 ZrC 颗粒(颗粒 C 和 D)均由表 1 的 EDAX 结果(原子分数)判断出。由于 ZrC 颗粒较小,其中长条形 C 颗粒长约 $1.5 \mu\text{m}$,宽约 $0.4 \mu\text{m}$,而球状 D 颗粒半径约 $0.3 \mu\text{m}$,因此 EDAX 结果中出现 Inoue 合金基体成分。

表 1 不同颗粒的 EDAX 结果(原子数分数,%)

Table 1 EDAX results of different particles (atomic percent, %)

Position	Ti	C	Zr	Al	Ni	Cu
A	57.55	42.45				
B	56.62	43.38				
C	8.95	36.44	38.61	6.32	3.54	6.14
D	9.76	37.21	41.65	4.24	2.30	4.84

选用的 Zr 基合金体系有着很强的非晶形成能力,理论上,在混合状态参数、环境参数和工艺参数优化的条件下,可以直接通过激光熔覆使熔覆层形成具有高黏度系数的液相产物,从而利用基体的急冷作用使过冷液体在高于临界冷却速率的情况下转变为非晶合金。事实上,连续激光熔覆非晶复合涂层远比想象的要困难得多。这是因为激光熔覆是一种快速加热快速冷却的过程,熔体液态驻留时间过短,本质上是不均匀的。同时由于激光束在基体表面形成的熔池体积小、寿命短,易于促成非均质形核,这对激光熔覆非晶复合涂层极为不利。因此只能形成由非晶和晶化相构成的复合组织^[6,10,16,17]。

3.2 激光熔覆层的显微硬度特征

图 3 为粉末 M,M+4%TiC 和 M+10%TiC 的激光熔覆层的显微硬度分布曲线。由图可知,激光熔覆层的显微硬度较基材 AZ91D 有明显提高,且随着 TiC 含量的增加,熔覆层的硬度也进一步提高。其中加入 $w(\text{TiC})=10\%$ 粉末的激光熔覆复合涂层

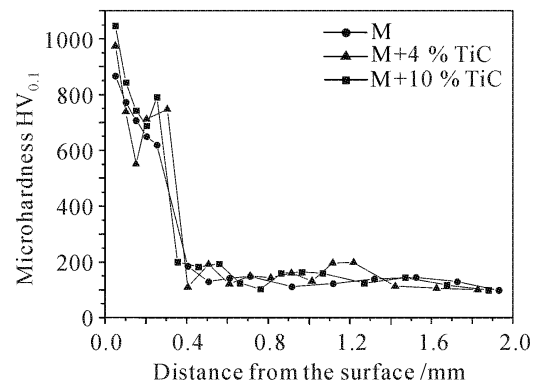


图 3 激光熔覆层的显微硬度分布曲线

Fig.3 Microhardness of the coatings

硬度值为基材 AZ91D 的 10 倍左右。原因在于熔覆层中生成的大量金属间化合物起弥散强化作用。需要指出的是,铜模铸造大块非晶 Inoue 合金的努氏硬度为 $HK450 \sim 563$ ^[18,19],对应的维氏硬度约为 $HV434 \sim 530$ 。可见,激光熔覆层的硬度较大块非晶 Inoue 合金的硬度有较大提高,这有利于涂层耐磨性的提高。

3.3 激光熔覆层的磨损行为

图 4 为激光熔覆层和基材 AZ91D 的磨损量比较直方图。由图可知,复合涂层的耐磨性较基材 AZ91D 均有明显的增加,而且随着 TiC 含量的增加,熔覆层的耐磨性进一步提高,特别是加入 $w(\text{TiC})=10\%$ 的激光熔覆层的耐磨性较基材 AZ91D 的提高了 16 倍。这与激光熔覆层的硬度(图 3)相关,即激光熔覆层的硬度越高,涂层的耐磨性越好。

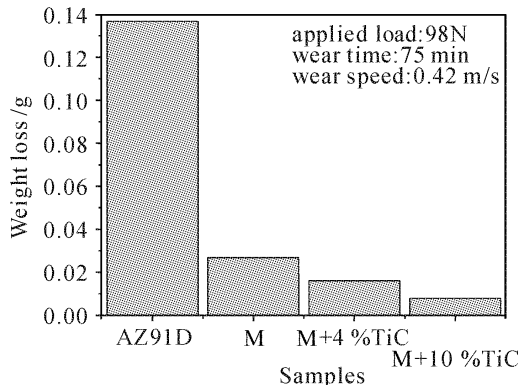


图 4 激光熔覆层和 AZ91D 基材的磨损量比较

Fig. 4 Wear loss of different samples

图 5(a)和(b)分别为 M+10%TiC 的激光熔覆涂层和基材 AZ91D 试样的磨损表面形貌。表 2 是磨损试样表面的 EDAX 测试结果(质量分数)。由图 5 知,两个试样表面均呈现犁沟(A 处)和塑性变形(B 处)特征,图 5(b)中的 C 处还保留下因磨削颗粒引起的微切削。不过基材 AZ91D 试样的磨损表面犁沟深且宽,M+10%TiC 激光熔覆涂层试样的磨损表面犁沟浅且窄,而且磨损表面呈现大量剥落

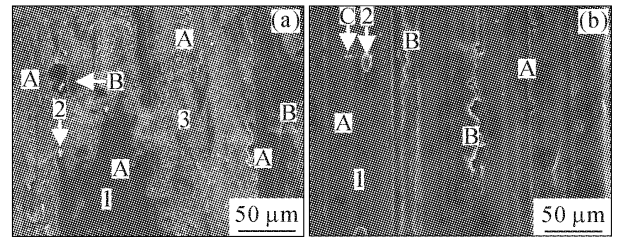


图 5 M+10%TiC(a)和 AZ91D(b)试样表面的磨损形貌

(A 处为犁沟特征,B 处为塑性变形特征,C 处为微切削特征; 1 为犁沟部位,2 为颗粒部位,3 为疲劳剥落部位)

Fig. 5 Worn surface morphology of M+10%TiC (a) and AZ91D (b)

(A, B and C are representative of the plough, the plastic deformation and the micro-cutting, respectively; 1, 2 and 3 stand for the positions of the plough, the particle and the fatigue peeling, respectively)

磨屑和磨粒。结合表 2 和图 5 知,激光熔覆涂层试样的磨损机制为磨料磨损(表现形式为磨损表面存在大量剥落磨屑和磨粒及因此引起的犁沟,图 5(a)中的 A 处)、塑性变形引起的疲劳剥落、黏着磨损(磨损表面检测到大量从 GCr15 摩擦副表面转移过来的 Fe 元素,表 2)和氧化磨损(磨损表面不同部位均检测到大量氧元素的存在,表 2)。其中以塑性变形引起的疲劳剥落和黏着磨损为主。基材 AZ91D 试样的磨损机制为磨料磨损(表现形式为犁沟和微切削,见图 5(b)中的 A 处和 C 处)、黏着磨损(磨损表面检测到少量从 GCr15 摩擦副表面转移过来的 Fe 元素,表 2)和氧化磨损(磨损表面不同部位均检测到一定量氧元素的存在,表 2),其中以磨料磨损为主。应该指出的是,在磨料磨损过程中材料去除机制包括由塑性变形引起的去除过程(如犁沟和微切削)和由断裂引起的去除过程(如剥落)^[20]。

犁沟特征是硬金属的粗糙棱角嵌入软金属,在滑动中推挤软金属,使软金属塑性流动并犁出一条沟槽,这个过程并不直接引起软金属的去除,但在多

表 2 磨损表面的 EDAX 结果(质量分数 $w, \%$)

Table 2 EDAX results of the worn surfaces (weight percent, %)

Specimen	Position	C	O	Mg	Al	Zn	Fe	Ni	Cu	Zr	Ti	Mn
AZ91D	1	2.97	9.73	81.23	5.45	0.62						
AZ91D	2	2.82	12.46	79.45	4.10	0.79	0.38					
M+10%TiC	1	2.40	35.88				49.64				12.08	
M+10%TiC	2	2.03	37.76	0.25	0.83		25.64	1.64	3.54	27.33	0.97	
M+10%TiC	3	2.20	33.50	6.63	1.48		25.46	2.79	6.98	20.01	0.95	
AZ91D	Raw			90.16	8.95	0.63						0.26

次塑性变形后会使软金属产生脱落而形成二次切削,这是磨料磨损的典型特征^[20]。虽然 M+10% TiC 激光熔覆复合涂层中存在强韧性的非晶相(占 36%),但大部分为高硬度的金属间化合物,如 TiC, ZrC, Al₂Zr₃ 等(占 64%,图 1(c))。这些高硬度相在干摩擦过程中可能会从非晶基体脱落,形成三体摩擦中的硬质颗粒而划伤复合涂层表面,形成具有犁沟特征的磨料磨损(图 5(a)中的 A 处)。但由于激光熔覆复合涂层中多种细小金属间化合物的增强作用,以及非晶与金属间化合物之间良好的界面结合,使得复合涂层具有良好的抗磨料磨损能力,因而其犁沟浅而窄(图 5(a)中的 A 处)。其结果是基材 AZ91D 磨损量(0.1367 g)为复合涂层的磨损量(0.0079 g)的 17.30 倍。另一方面,在干摩擦磨损条件下,由于 AZ91D 镁合金表面的 Mg 和 Al 很容易形成 MgO 和 Al₂O₃ 薄膜,而它们的耐磨性较差,在连续外加接触应力的作用下极易脱落^[11]。一旦脱落的硬 MgO 和 Al₂O₃ 磨屑颗粒不能及时排出,将刺入表面硬度只有 HV_{0.1} 100~150(图 3)的基材 AZ91D 表面而导致磨料磨损,即出现深而且宽的犁沟(图 5(b)中的 A 处)。

再者,由于 M+10% TiC 激光熔覆复合涂层硬度(HV_{0.1} 700~1050,图 3)比 GCr15 摩擦副的硬度(HV_{0.1} 713~766)高,而 GCr15 摩擦副的硬度又比基材 AZ91D 的硬度高,这就为干摩擦磨损条件下发生材料转移即黏着磨损创造了条件。当基材 AZ91D 与 GCr15 摩擦副接触干磨损时,硬度软的基材 AZ91D 转移到 GCr15 摩擦副表面,于是在基材 AZ91D 试样的磨损表面只能检测到少量来自 GCr15 摩擦副的 Fe 元素(表 2)。相反,当 M+10% TiC 激光熔覆复合涂层试样与 GCr15 摩擦副接触干磨损时,硬度软的 GCr15 摩擦副转移到 M+10% TiC 激光熔覆复合涂层试样表面,于是在 M+10% TiC 激光熔覆复合涂层试样的磨损表面能检测到大量来自 GCr15 摩擦副的 Fe 元素(表 2)。

最后,由于磨损是在干摩擦条件下进行的,因此不可避免地出现摩擦生热现象,而且试样表面越粗糙,摩擦阻力越大,生发热现象越严重,故无论是 M+10% TiC 激光熔覆复合涂层试样还是基材 AZ91D 试样,其磨损表面均出现一定程度的氧化现象,即磨损试样表面均检测到一定量的氧元素(表 2)。由于 M+10% TiC 激光熔覆复合涂层试样具有较多的高硬度的金属间化合物,一旦它们从非晶基体脱落就会使待磨损试样表面较基材 AZ91D 试样

表面更粗糙,生热更多,氧化现象更严重,故检测到的氧元素含量更高(表 2)。

4 结 论

1) 在 AZ91D 镁合金表面,采用 M, M+4% TiC 和 M+10% TiC 三种粉末用激光熔覆技术制备出主要由非晶和金属间化合物组成的复合涂层。

2) 通过向锆基非晶合金中加入 TiC 粉末,利用激光加热熔化的合金液中的 Zr 原子与 TiC 发生原位反应,生成了 ZrC 颗粒,即 $Zr + TiC \rightarrow Ti + ZrC$ 。

3) 在非晶相和金属间化合物复合作用下,熔覆层表现出优异的耐磨性,加入 $w(TiC) = 10\%$ 时,激光熔覆层的耐磨性较基材的提高了 16 倍。

4) 激光熔覆层和基材 AZ91D 的主要磨损机制不同,前者是疲劳剥落和黏着磨损,后者是磨粒磨损。

参 考 文 献

- Zhang Jin, Zhang Zonghe, Zou Gang *et al.*. Magnesium Alloys and Applications [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2004. 225~245
张津,章宗和,邹钢等. 镁合金及应用[M]. 北京:化学工业出版社,2004. 225~245
- Ghazanfar Abbas, Lin Li, Uzma Ghazanfar *et al.*. Effect of high power diode laser surface melting on wear resistance of magnesium alloys [J]. *Wear*, 2006, **260**(1-2): 175~180
- J. Dutta Majumdar, R. Galun, B. L. Mordike *et al.*. Effect of laser surface melting on corrosion and wear resistance of a commercial magnesium alloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2003, **361**(1-2): 119~129
- J. Dutta Majumdar, B. Ramesh Chandra, B. L. Mordike *et al.*. Laser surface engineering of a magnesium alloy with Al+Al₂O₃ [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2004, **179**(2-3): 297~305
- R. Galun, A. Weisheit, B. L. Mordike. Improving the surface properties of magnesium by laser alloying [J]. *Corrosion Reviews*, 1998, **16**(1-2): 53~74
- Liu Hongbin, Wang Cunshan, Gao Yali *et al.*. Laser cladding amorphous composite coating of Cu-Zr-Al on magnesium alloy surface [J]. *Chinese J. Lasers*, 2006, **33**(5): 709~713
刘红宾,王存山,高亚丽等. 镁合金表面激光熔覆 Cu-Zr-Al 非晶复合涂层[J]. *中国激光*, 2006, **33**(5): 709~713
- Y. Yang, J. D. Hu, H. Y. Wang *et al.*. Laser (Nd:YAG) cladding of AZ91D magnesium alloys with Al + Ti + C nanopowders [J]. *Lasers in Engineering*, 2006, **16**(1-2): 9~17
- A. Bakkar, R. Galun, V. Neubert. Microstructural characterisation and corrosion behaviour of laser clad Al-12Si alloy onto magnesium AS41/carbon fibre composite [J]. *Materials Science and Technology*, 2006, **22**(3): 353~362
- Soshiroda Tetsuo, Inoue Tsuyoshi. Effect of laser surface modification on the microstructure and the wear properties of Ni-Cr-Mo-B alloy [J]. *Journal of the Iron and Steel Institute of Japan*, 1991, **77**(3): 422~429
- Yanfang Wang, Gang Li, Cunshan Wang *et al.*. Microstructure and properties of laser clad Zr-based alloy coatings on Ti

- substrates [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2004, **176**(3):284~289
- 11 Ma Ying, Ren Jun, Chen Tijun *et al.*. Inquiry of friction and wear behavior and mechanism of AZ91D magnesium alloy [J]. *Journal of Lanzhou University of Technology*, 2006, **32**(1):33~36
马颖,任峻,陈体军等. AZ91D 镁合金的摩擦磨损行为及其机理探讨[J]. 兰州理工大学学报, 2006, **32**(1):33~36
- 12 Li Gang. Laser cladding and laser-induced self-propagating reaction synthesis of Zr-based amorphous alloy [D]. *Dalian University of Technology*, 2003. 35~37
李刚. Zr 基非晶合金激光熔覆与诱导自蔓延合成[D]. 大连理工大学, 2003. 35~37
- 13 Liu Lin, Sun Min, Chen Qi *et al.*. Crystallization, mechanical and corrosion properties of Zr-Cu-Ni-Al-Nb bulk glassy alloys [J]. *Acta Physica Sinica*, 2006, **55**(4):1930~1935
柳林,孙民,谌祺等. Zr-Cu-Ni-Al-Nb 大块非晶合金的晶化行为、力学性能及电化学腐蚀行为的研究[J]. 物理学报, 2006, **55**(4):1930~1935
- 14 J. H. Ouyang, Y. T. Pei, T. C. Lei *et al.*. Tribological behaviour of laser-clad TiC_p composite coating [J]. *Wear*, 1995, **158**(1-2):167~172
- 15 Hidemi Kato, Akihisa Inoue. Synthesis and mechanical properties of bulk amorphous Zr-Al-Ni-Cu alloys containing ZrC particles [J]. *Materials Transactions JIM*, 1997, **38**(9):793~800
- 16 Zhong Minlin, Liu Wenjin, Ren Jialie. Research and development of CW laser glazing on alloy surface [J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 1996, **20**(5):19~23
钟敏霖,刘文今,任家烈. 合金表面连续激光非晶化的研究和进展[J]. 机械工程材料, 1996, **20**(5):19~23
- 17 I. Manna, Majumdar J. Dutta, Chandra B. Ramesh *et al.*. Laser surface cladding of Fe-B-C, Fe-B-Si and Fe-BC-Si-Al-C on plain carbon steel [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2006, **201**(1-2):434~440
- 18 Li Gang, Xia Yanqiu, Wang Yanfang *et al.*. Microstructure and tribological properties of laser clad Zr-Al-Ni-Cu composite coating [J]. *Tribology*, 2002, **22**(5):343~346
李刚,夏延秋,王彦芳等. 激光熔覆 Zr-Al-Ni-Cu 复合涂层组织及其摩擦磨损性能[J]. 摩擦学学报, 2002, **22**(5):343~346
- 19 Li Gang, Wang Yanfang, Wang Cunshan *et al.*. Microstructure and properties of laser cladding Zr-based coatings [J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2003, **27**(5):44~47
李刚,王彦芳,王存山等. 激光熔覆 Zr 基涂层的组织性能研究[J]. 机械工程材料, 2003, **27**(5):44~47
- 20 Liu Jiajun. Principle of Materials Wear and Its Wear Resistance [M]. Beijing: Tsinghua University Press, 1993. 98~102
刘家浚. 材料磨损原理及其耐磨性[M]. 北京: 清华大学出版社, 1993. 98~102