



(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 106894016 A

(43)申请公布日 2017.06.27

(21)申请号 201710108365.X

(22)申请日 2017.02.27

(71)申请人 辽宁工程技术大学

地址 123000 辽宁省阜新市中华路47号

申请人 辽宁科技学院

(72)发明人 马壮 董世知

(74)专利代理机构 北京永创新实专利事务所

11121

代理人 姜荣丽

(51) Int. Cl.

C23C 24/10(2006.01)

C22C 30/02(2006.01)

C22C 32/00(2006.01)

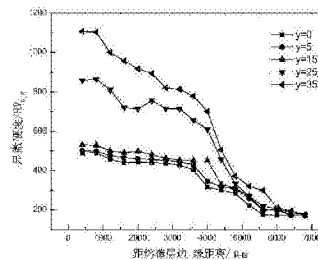
权利要求书1页 说明书14页 附图9页

(54)发明名称

氩弧熔覆碳化钛增强的高熵合金基复合涂层及其制备方法

(57)摘要

本发明公开了一种氩弧熔覆碳化钛增强的高熵合金基复合涂层及其制备方法,属于合金涂层及其制备技术领域。本发明选择Fe、Al、Cr、Cu、Co及Ti元素和陶瓷增强相TiC,制备高熵合金复合涂层,包括基体预处理、涂层材料选取、预制块制备和氩弧熔覆的步骤。本发明的复合涂层组织结构由BCC相和TiC组成,改善了材料表面硬度、耐磨性,满足实际生产需要,促进了高熵合金在材料表面工程上的广泛应用。



1. 氩弧熔覆碳化钛增强的高熵合金基复合涂层的制备方法,其特征在于:具体步骤如下,

第一步,基体的预处理;

采用轧制态Q235A钢作为基体材料,经过打磨,清洗,并用吹风机将其吹干,置于干燥箱中备用;

第二步,涂层材料的选取;

选择Fe、Al、Cr、Cu、Co、Ti六种元素,设计 $Fe_{1-x}AlCrCuCoTi_{0.4}$ 高熵合金配比,在高熵合金的基础上再添加5wt.%~35wt.%的TiC;

第三步,将涂层材料制备成预制块;

将高熵合金粉末和TiC颗粒按照第二步中的配比混合均匀,压成预制块;将压好的预制块阴干24h后放置在烘干箱中150℃烘干2h;

第四步,氩弧熔覆得到高熵合金基复合涂层;

将预制块置于基体表面,利用氩弧熔覆的方法制备高熵合金基复合涂层,制备工艺及参数包括:焊接电流220~240A,焊接速度60~80mm·min<sup>-1</sup>,氩气流量6~7.5L·min<sup>-1</sup>,电弧长度2~4mm。

2. 根据权利要求1所述的氩弧熔覆碳化钛增强的高熵合金基复合涂层的制备方法,其特征在于:所述的氩弧熔覆采用WS-500型交直流脉冲钨极氩弧焊机。

3. 根据权利要求1所述的氩弧熔覆碳化钛增强的高熵合金基复合涂层的制备方法,其特征在于:所述的氩弧熔覆的工艺及参数包括:焊接电流220A,焊接速度75mm·min<sup>-1</sup>,氩气流量6L·min<sup>-1</sup>,电弧长度3.5mm。

4. 根据权利要求1所述的氩弧熔覆碳化钛增强的高熵合金基复合涂层的制备方法,其特征在于:所述的预制体通过如下方式制备:将高熵合金粉末和TiC颗粒混合均匀,放在研钵中,加入适量的模数为2.5的水玻璃,研磨均匀后倒入尺寸为80mm×10mm×2mm长方体模具中,使用WE-30液压式万能实验机在110MPa压力下将润湿粉末压成预制块。

5. 氩弧熔覆碳化钛增强的高熵合金基复合涂层,其特征在于:所述的涂层为 $Fe_{1-x}AlCrCuCoTi_{0.4+y}TiC$ 高熵合金基复合材料涂层, $y=5\sim 35\%$ ,组织结构由BCC相和TiC组成。

6. 根据权利要求5所述的氩弧熔覆碳化钛增强的高熵合金基复合涂层,其特征在于:所述的涂层为 $Fe_{1-x}AlCrCuCoTi_{0.4+35\%TiC}$ 高熵合金基复合材料涂层,显微硬度高达1107.5HV<sub>0.2</sub>,是Q235钢基体的6.51倍;在磨粒磨损实验中,不同载荷和不同砂纸粒度的情况下, $Fe_{1-x}AlCrCuCoTi_{0.4+35\%TiC}$ 高熵合金基复合材料涂层的耐磨粒磨损性能较基体提高3.91~7.06倍;在冲蚀磨损实验中,在不同冲蚀转速和不同介质浓度、不同角度及不同冲蚀介质的条件下,耐磨性较基体提高3.60~8.34倍;在石油介质的静态腐蚀实验中, $Fe_{1-x}AlCrCuCoTi_{0.4+35\%TiC}$ 高熵合金基复合材料涂层的耐蚀性能较基体提高5.52倍;在动态腐蚀实验中,耐蚀性能较基体提高3.60~6.06倍;在冲蚀磨损实验中,耐冲蚀磨损性能较基体提高5.60~6.43倍。

## 氩弧熔覆碳化钛增强的高熵合金基复合涂层及其制备方法

### 技术领域

[0001] 本发明属于合金涂层及其制备技术领域,具体地说,是指一种氩弧熔覆碳化钛高熵合金涂层及其制备方法和应用。

### 背景技术

[0002] 随着科技的飞速发展,材料领域中新材料方面的研究已成为人们研究的新方向。因此,复合材料因其所具有的优异性能成为研究热点,并且通过应用外加、原位生成各种氮化物、碳化物、氧化物、硼化物等的方法制备出的复合材料已成功的应用在工业及实际生产中。叶均蔚等(叶均蔚.高乱度多元合金:CN,CN1353204[P].2002)在20世纪90年代提出的高熵合金,因其具有的较高的强度、耐磨性、耐腐蚀性和耐高温软化等性能备受关注。高熵合金即为多主元高熵合金,又称多主元高混乱度合金,是以多种元素为主元的合金(主元数目 $n \geq 5$ ),各主要元素的原子百分比都较高,但不超过35%。近年来,人们在对高熵合金研究的基础上,开始对高熵合金基复合材料也进行研究,但相关报道还很少,对于其相组成、增强相的形成、强化机理以及界面的结构组成等在国内外期刊都很少报道。

[0003] 目前,制备高熵合金材料的方法有很多,但是每一种制备方法都具其优势,同时也会带有弊端。所以在高熵合金的制备过程中,必须根据所选元素及所需合金具有的性能、用途来选择适合的制备方法。研究表明,粉末冶金法、高(中)频感应炉加热以及熔铸的方法是制备块状高熵合金材料的主要方法;机械合金化法是高熵合金粉料的主要制备方法;高熵合金涂层材料的制备则一般采用的是热喷涂法、激光快速熔凝法、激光熔覆法及氩弧熔覆法;对于高熵合金薄膜材料,主要采用磁控溅射法和电化学沉积法。

### 发明内容

[0004] 为了解决现有技术中存在的问题和需求,本发明根据配置高熵合金的相关规律,选择合适的金属元素粉料(Fe、Al、Cr、Cu、Co及Ti元素)和陶瓷增强相(TiC),制备高熵合金复合涂层。

[0005] 本发明提供了一种氩弧熔覆碳化钛增强的高熵合金基复合涂层的制备方法,具体步骤如下:

[0006] 第一步,基体的预处理。

[0007] 采用轧制态Q235A钢作为基体材料,经过打磨,清洗,并用吹风机将其吹干,置于干燥箱中备用。

[0008] 第二步,涂层材料的选取。

[0009] 选择Fe、Al、Cr、Cu、Co、Ti六种元素,设计 $Fe_1AlCrCuCoTi_{0.4}$ 高熵合金配比,在高熵合金的基础上再添加5wt.%~35wt.%的TiC。

[0010] 第三步,将涂层材料制备成预制块。

[0011] 将高熵合金粉末和TiC颗粒按照第二步中的配比混合均匀,压成预制块。将压好的预制块阴干24h后放置在烘干箱中150℃烘干2h。

[0012] 第四步,氩弧熔覆得到高熵合金基复合涂层。

[0013] 将预制块置于基体表面,利用氩弧熔覆的方法制备高熵合金基复合涂层,制备工艺及参数包括:焊接电流220~240A,焊接速度60~80mm·min<sup>-1</sup>,氩气流量6~7.5L·min<sup>-1</sup>,电弧长度2~4mm。

[0014] 所述的氩弧熔覆采用WS-500型交直流脉冲钨极氩弧焊机。

[0015] 上述制备得到Fe<sub>1</sub>AlCrCuCoTi<sub>0.4+y</sub>%TiC (y=5~35)高熵合金基复合材料涂层,其组织结构由BCC相和TiC组成,随着TiC含量增加,复合涂层的硬度也随之增加,当TiC含量为35%时,复合涂层的显微硬度高达1107.5HV<sub>0.2</sub>,是Q235钢基体的6.51倍。

[0016] 在磨粒磨损实验中,不同载荷和不同砂纸粒度的情况下,Fe<sub>1</sub>AlCrCuCoTi<sub>0.4</sub>+35%TiC高熵合金基复合材料涂层的耐磨粒磨损性能较基体提高3.91~7.06倍;在冲蚀磨损实验中,在不同冲蚀转速和不同介质浓度、不同角度及不同冲蚀介质的条件下,耐磨性较基体提高3.60~8.34倍。

[0017] 在石油介质的静态腐蚀实验中,Fe<sub>1</sub>AlCrCuCoTi<sub>0.4</sub>+35%TiC高熵合金基复合材料涂层的耐腐蚀性能较基体提高5.52倍;在动态腐蚀实验中,耐蚀性能较基体提高3.60~6.06倍;在冲蚀磨损实验中,耐冲蚀磨损性能较基体提高5.60~6.43倍。上述三种实验中,试样材料在冲蚀磨损实验中的失重速率均达到最快。

[0018] 本发明的优点在于:

[0019] (1)本发明实现氩弧熔覆工艺与先进的高熵合金材料相结合,促进了高熵合金在材料表面工程上的广泛应用。

[0020] (2)本发明采用氩弧熔覆的方法,以Q235钢为基体,制备了添加碳化钛陶瓷增强相的高熵合金基复合材料涂层,改善了材料表面硬度、耐磨性,满足实际生产需要。

## 附图说明

[0021] 图1是本发明中Fe<sub>1</sub>-TiC<sub>y</sub>复合涂层XRD谱,(a)Fe<sub>1</sub>-TiC<sub>5</sub>,(b)Fe<sub>1</sub>-TiC<sub>15</sub>,(c)Fe<sub>1</sub>-TiC<sub>25</sub>,(d)Fe<sub>1</sub>-TiC<sub>35</sub>。

[0022] 图2是本发明中Fe<sub>1</sub>-TiC<sub>y</sub>复合涂层中部显微组织图,(a)Fe<sub>1</sub>-TiC<sub>5</sub>,(b)Fe<sub>1</sub>-TiC<sub>15</sub>,(c)Fe<sub>1</sub>-TiC<sub>25</sub>,(d)Fe<sub>1</sub>-TiC<sub>35</sub>。

[0023] 图3是本发明中Fe<sub>1</sub>-TiC<sub>35</sub>复合涂层中部SEM形貌。

[0024] 图4是Fe<sub>1</sub>-TiC<sub>y</sub>复合涂层显微硬度分布曲线。

[0025] 图5是本发明中复合涂层不同载荷磨粒磨损性能失重曲线,(a)40N,(b)70N,(c)100N。

[0026] 图6是本发明中复合涂层不同粒度对磨材料磨粒磨损性能失重曲线,(a)4#, (b)3#, (c)2#。

[0027] 图7是本发明中复合涂层和基体不同载荷磨粒磨损表面形貌,(a)基体40N,(b)基体100N,(c)Fe<sub>1</sub>-TiC<sub>35</sub>复合涂层40N,(d)Fe<sub>1</sub>-TiC<sub>35</sub>复合涂层100N。

[0028] 图8是本发明中复合涂层和基体不同粒度对磨材料磨粒磨损表面形貌,(a)基体2#, (b)基体4#, (c)Fe<sub>1</sub>-TiC<sub>35</sub>复合涂层2#, (d)Fe<sub>1</sub>-TiC<sub>35</sub>复合涂层4#。

[0029] 图9是本发明中复合涂层和基体不同转速下冲蚀磨损性能失重曲线,(a)200r/min, (b)300r/min, (c)400r/min, (d)不同转速条件下失重。

[0030] 图10是本发明中复合涂层和基体不同介质浓度冲蚀磨损性能失重曲线,, (a) 5000:1600, (b) 5000:2800, (c) 5000:4000, (d) 不同介质浓度失重。

[0031] 图11是本发明中复合涂层和基体同冲蚀角度冲蚀磨损性能失重曲线, (a) 30°, (b) 60°, (c) 90°, (d) 不同角度。

[0032] 图12是本发明中复合涂层和基体耐石油介质腐蚀性能曲线。

[0033] 图13是本发明中复合涂层和基体不同转速下在石油介质中动态腐蚀性能失重曲线, (a) 200r/min, (b) 300r/min, (c) 400r/min, (d) 不同转速条件下失重。

[0034] 图14是本发明中复合涂层和基体不同转速下在石油介质中冲蚀磨损性能失重曲线, (a) 200r/min, (b) 300r/min, (c) 400r/min, (d) 不同转速条件下失重。

### 具体实施方式

[0035] 下面将结合附图和实施例对本发明作进一步的详细说明。

[0036] 本发明首先提供一种氩弧熔覆碳化钛增强的高熵合金基复合涂层的制备方法, 具体步骤如下:

[0037] 第一步, 基体的制备。

[0038] 采用轧制态Q235A钢作为基体材料, 其成分组成如表1所示。进行实验前, 首先将钢板制备成尺寸为100mm×30mm×8mm的试样, 然后用角磨机打磨, 除去其表面的氧化皮和铁锈, 最后用丙酮清洗其表面, 并用吹风机将其吹干, 置于干燥箱中备用。

[0039] 表1 Q235A钢的化学成分 (Wt%)

[0040]

元素	C	Si	Mn	S	P	Fe
含量/wt%	0.14~0.22	0.12~0.30	0.40~0.65	<0.03	<0.035	Bal.

[0041] 第二步, 涂层材料的选取。

[0042] 选择Fe、Al、Cr、Cu、Co、Ti六种元素作为高熵合金的主元元素, 各元素之间的原子半径差小于12%。设计Fe<sub>1</sub>AlCrCuCoTi<sub>0.4</sub>高熵合金配比, 选用TiC作为复合材料的增强体, 质量分数为5%~35%, 即在高熵合金的基础上再添加5wt.%~35wt.%的TiC。为方便起见, 把制得的高熵合金基复合材料涂层记为Fe<sub>x</sub>-TiC<sub>y</sub> (y=5%~35%) 复合涂层。

[0043] 第三步, 将涂层材料制备成预制块。

[0044] 根据配方称量所需涂层材料粉末的质量, 将高熵合金粉末和TiC颗粒混合均匀, 放在研钵中, 加入适量的模数为2.5的水玻璃, 研磨均匀后倒入尺寸为80mm×10mm×2mm长方体模具中, 使用WE-30液压式万能实验机在110MPa压力下将润湿粉末压成预制块, 将压好的预制块阴干24h后放置在烘干箱中150℃烘干2h。

[0045] 第四步, 氩弧熔覆得到高熵合金基复合涂层。

[0046] 将预制块置于基体表面, 利用氩弧熔覆的方法制备高熵合金基复合涂层, 制备工艺及参数包括: 焊接电流220~240A, 焊接速度60~80mm·min<sup>-1</sup>, 氩气流量6~7.5L·min<sup>-1</sup>, 电弧长度2~4mm。

[0047] 所述的氩弧熔覆采用WS-500型交直流脉冲钨极氩弧焊机。

[0048] 实施例1:

- [0049] 第一步,基体的预处理。
- [0050] 采用轧制态Q235A钢作为基体材料,经过打磨,清洗,并用吹风机将其吹干,置于干燥箱中备用。
- [0051] 第二步,涂层材料的选取。
- [0052] 选择Fe、Al、Cr、Cu、Co、Ti六种元素,设计 $Fe_1AlCrCuCoTi_{0.4}$ 高熵合金配比,在高熵合金的基础上再添加5wt.%的TiC。
- [0053] 第三步,将涂层材料制备成预制块。
- [0054] 将高熵合金粉末和TiC颗粒按照第二步中的配比混合均匀,压成预制块。将压好的预制块阴干24h后放置在烘干箱中150℃烘干2h。
- [0055] 第四步,氩弧熔覆得到高熵合金基复合涂层 $Fe_1-TiC_5$ 。
- [0056] 将预制块置于基体表面,利用氩弧熔覆的方法制备高熵合金基复合涂层,制备工艺及参数包括:焊接电流220A,焊接速度 $75mm \cdot min^{-1}$ ,氩气流量 $6L \cdot min^{-1}$ ,电弧长度3.5mm。
- [0057] 所述的氩弧熔覆采用WS-500型交直流脉冲钨极氩弧焊机。
- [0058] 实施例2:
- [0059] 第一步,基体的预处理。
- [0060] 同实施例1。
- [0061] 第二步,涂层材料的选取。
- [0062] 选择Fe、Al、Cr、Cu、Co、Ti六种元素,设计 $Fe_1AlCrCuCoTi_{0.4}$ 高熵合金配比,在高熵合金的基础上再添加15wt.%的TiC。
- [0063] 第三步,将涂层材料制备成预制块。
- [0064] 同实施例1。
- [0065] 第四步,氩弧熔覆得到高熵合金基复合涂层 $Fe_1-TiC_{15}$ 。
- [0066] 将预制块置于基体表面,利用氩弧熔覆的方法制备高熵合金基复合涂层,制备工艺及参数包括:焊接电流230A,焊接速度 $60mm \cdot min^{-1}$ ,氩气流量 $7.5L \cdot min^{-1}$ ,电弧长度2mm。
- [0067] 实施例3:
- [0068] 第一步,基体的预处理。
- [0069] 同实施例1。
- [0070] 第二步,涂层材料的选取。
- [0071] 选择Fe、Al、Cr、Cu、Co、Ti六种元素,设计 $Fe_1AlCrCuCoTi_{0.4}$ 高熵合金配比,在高熵合金的基础上再添加25wt.%的TiC。
- [0072] 第三步,将涂层材料制备成预制块。
- [0073] 同实施例1。
- [0074] 第四步,氩弧熔覆得到高熵合金基复合涂层 $Fe_1-TiC_{25}$ 。
- [0075] 将预制块置于基体表面,利用氩弧熔覆的方法制备高熵合金基复合涂层,制备工艺及参数包括:焊接电流240A,焊接速度 $80mm \cdot min^{-1}$ ,氩气流量 $6L \cdot min^{-1}$ ,电弧长度4mm。
- [0076] 实施例4:
- [0077] 第一步,基体的预处理。
- [0078] 同实施例1。
- [0079] 第二步,涂层材料的选取。

[0080] 选择Fe、Al、Cr、Cu、Co、Ti六种元素,设计 $Fe_1AlCrCuCoTi_{0.4}$ 高熵合金配比,在高熵合金的基础上再添加35wt.%的TiC。

[0081] 第三步,将涂层材料制备成预制块。

[0082] 同实施例1。

[0083] 第四步,氩弧熔覆得到高熵合金基复合涂层 $Fe_1-TiC_{35}$ 。

[0084] 将预制块置于基体表面,利用氩弧熔覆的方法制备高熵合金基复合涂层,制备工艺及参数包括:焊接电流230A,焊接速度 $75mm \cdot min^{-1}$ ,氩气流量 $6L \cdot min^{-1}$ ,电弧长度3.5mm。

[0085] 对上述实施例中得到的四种复合涂层进行结果测试和性能分析,具体内容如下。

[0086] 表2所示的是四种复合涂层的熔深、熔宽及深宽比测试结果,从表中可以看出,电流为220A时,深宽比较小,此时涂层硬度值较低;而电流为240A时,焊缝的熔深较深,熔宽较大,增大了合金元素在复合涂层内的稀释率,另外,热输入的增加也导致涂层中部分枝晶组织在凝固过程中发生臂端部位的熔解,而且热影响区内组织也会变得粗大,降低涂层的硬度。熔覆过程中未出现电弧不稳定的现象,涂层表面成形效果较好,且具有较大深宽比。

[0087] 表2深宽比结果

[0088]

复合涂层	熔深 (mm)	熔宽(mm)	深宽比
$Fe_1-TiC_5$	2.79	14.60	0.19
$Fe_1-TiC_{15}$	2.95	16.56	0.18
$Fe_1-TiC_{25}$	1.75	12.12	0.14
$Fe_1-TiC_{35}$	2.82	13.56	0.21

[0089] 图1(a-d)为采用氩弧熔覆法制备的 $Fe_1-TiC_y$  ( $y=5, 15, 25, 35$ ) 复合涂层的X射线衍射图谱。从图1(a-d)中可以看出,涂层中具有BCC相和TiC的衍射峰。这可以说明,在氩弧熔覆的过程中,TiC并未与其它合金元素反应生成复杂的碳化物相。通过观察图1(a-d)可以发现,TiC的加入量对原 $Fe_1$ 涂层的相结构未造成影响,但随着TiC加入量的逐渐增加,TiC衍射峰的强度逐渐增强,但逐渐弱化了BCC结构的衍射峰,当TiC的质量分数达到35%时,TiC衍射峰的强度达到最强。

[0090] 图2(a-d)分别为氩弧熔覆 $Fe_1-TiC_y$ 复合涂层的中部微观组织形貌。从图中可知, $Fe_1-TiC_y$ 复合涂层中部的显微组织有多边形网络相组织和点状相组织,随着TiC质量分数的增加,多边形网络组织逐渐消失,黑色点状相组织尺寸有所增大,且分布更加均匀。

[0091] 图3为复合涂层 $Fe_1-TiC_{35}$ 的SEM形貌图,结合表3(EDS分析结果)可知,黑色相A区为TiC相,呈不规则的块状和点状弥散分布于灰色B区基体合金相上,且分布较均匀,晶界较模糊。C区中Cu含量较高,由于Cu元素不能与其他元素很好的互溶,结合能力较差,因此在合金凝固时Cu元素在晶界处偏析。

[0092] 表3复合涂层 $Fe_1-TiC_{35}$ 中部A、B及C区的EDS分析结果(At%)

[0093]

区域	Fe	Al	Cr	Cu	Co	Ti	C
A	1.08	0.22	0.57	0.00	0.00	35.23	62.90
B	42.39	4.95	4.95	4.92	6.49	2.73	33.58
C	3.04	5.20	0.38	37.15	1.12	0.60	52.51

[0094] 表4为Q235钢基体和 $Fe_1-TiCy$ 复合涂层的宏观硬度的测试结果。由表可以看出，Q235钢基体表面氩弧熔覆高熵合金涂层 ( $y=0$ ) 及其复合涂层后硬度显著增加。 $Fe_1-TiCy$ 系高熵合金基复合涂层的硬度相对于基体提高2.65~5.80倍。随着TiC含量的增加，复合涂层的宏观硬度 $HV_{5.0}$ 从482.58逐渐增加到1007.44，当加入质量分数为35%的TiC时，复合涂层的宏观硬度达到最高。这是因为，TiC的加入，促进了涂层材料与基体的结合，也使得涂层的显微组织变得更加细小，TiC以颗粒状弥散存在于晶体内部，进一步提高了高熵合金涂层的硬度。

[0095] 表4基体及 $Fe_1-TiCy$ 复合涂层的表面硬度/ $HV_{5.0}$

[0096]

试样	数值1	数值2	数值3	数值4	数值5	平均值
基体	180.6	184.1	170.7	165.6	267.2	173.64
y=0	427.7	440.2	457.1	490.5	489.4	460.98
y=5	500.5	498.3	449	468.6	496.5	482.58
y=15	528.4	530.3	540.1	500.8	498.3	519.58
y=25	858.2	862.5	720.4	715.4	820.8	795.46
y=35	957.8	1103.5	1000.8	916.8	1058.3	1007.44

[0097] 显微硬度是衡量涂层质量好坏的一个重要指标，在一定程度上反映了涂层的耐磨性能。图4为 $Fe_1-TiCy$ 复合涂层的截面显微硬度曲线。由图可知几种复合涂层的显微硬度呈梯度递减趋势。其中， $Fe_1$ 涂层的最高显微硬度为490.4 $HV_{0.2}$ ，约为基体的2.88倍。随着TiC含量的增加，复合涂层的显微硬度逐渐增加，当TiC的质量分数达到35%时，复合涂层硬度高达1107.5 $HV_{0.2}$ ，约为基体的6.51倍。复合涂层显微硬度由涂层表层到基体，逐渐降低，由于基体的稀释作用，TiC增强相在基体与复合涂层的融合区处含量较少，因此显微硬度较低。

[0098] 实验结果表明，TiC的加入量对复合涂层的熔覆形貌、相组成、显微组织及硬度都有一定的影响。随着TiC在高熵合金粉末中质量分数的增加，在氩弧熔覆的过程中，涂层的成形效果更好，飞溅现象等明显减少；复合涂层的显微组织也变得更加细小，晶粒排列更加均匀；复合涂层中BCC相的增加，使得涂层的硬度明显增加，当TiC的质量分数达到35%时，复合涂层硬度高达1107.5 $HV_{0.2}$ ，约为基体的6.51倍。因此，选择 $Fe_1-TiC35$ 高熵基复合涂层的配方作为最佳高熵合金基复合涂层配方，进行后续实验的磨损性能测试。

[0099] 为了研究载荷和对磨材料粒度对高熵合金涂层 ( $y=0$ ,  $Fe_1$ 涂层) 及其复合涂层耐磨性的影响，本实验采用控制变量法分别研究了不同载荷 (40N、70N和100N) 和不同型号金相砂纸 (2#、3#和4#) 作为对磨材料时的磨粒磨损性能。

[0100] 表5为基体、 $Fe_1$ 涂层和 $Fe_1-TiC35$ 复合涂层在不同载荷条件下磨粒磨损实验结果。



由表5可知,Fe<sub>1</sub>涂层和Fe<sub>1</sub>-TiC35复合涂层的相对耐磨粒磨损性能分别为基体的3.11~3.54倍和5.89~7.06倍。

[0101] 表5不同载荷磨粒磨损单位面积损失量

[0102]

载荷	试件	单位面积失重量 $10^2 \text{ g/m}^2$				相对耐磨性
		5 min	10 min	15 min	20 min	
40 N	基体	8.9172	17.3036	24.6638	32.4487	1.00
	Fe <sub>1</sub>	2.4638	5.0701	7.3915	9.1717	3.54
	Fe <sub>1</sub> -TiC35	1.9219	3.3478	4.0918	5.1457	6.31
70 N	基体	11.8188	21.9745	33.1210	49.6461	1.00
	Fe <sub>1</sub>	2.5635	4.8280	10.2398	15.9793	3.11
	Fe <sub>1</sub> -TiC35	1.9219	3.1618	6.0136	8.4315	5.89
100N	基体	20.8776	32.8733	45.4352	56.9002	1.00
	Fe <sub>1</sub>	6.2806	13.0739	15.5520	18.2722	3.11
	Fe <sub>1</sub> -TiC35	4.5257	5.9516	7.0056	8.0595	7.06

[0103] 图5(a~c)分别为基体、Fe<sub>1</sub>涂层和Fe<sub>1</sub>-TiC35复合涂层在不同载荷条件下磨粒磨损单位面积失重曲线图。由图5(a~c)可以看出,随着磨粒磨损时间的延长,Q235钢基体的的单位面积失重量曲线一直位于最上方,即基体的单位面积失重量最大,而Fe<sub>1</sub>-TiC35复合涂层的单位面积失重量最小。这说明氩弧熔覆高熵合金涂层耐磨粒磨损性能较基体有很大的提高,而氩弧熔覆高熵合金复合涂层的耐磨粒磨损性能提高的更加显著。

[0104] 表6为基体、Fe<sub>1</sub>涂层和Fe<sub>1</sub>-TiC35复合涂层在不同粒度对磨材料条件下的磨粒磨损实验结果。由表6可知,Fe<sub>1</sub>涂层和Fe<sub>1</sub>-TiC35复合涂层的相对耐磨粒磨损性能分别为基体的3.11~3.57倍和3.91~5.89倍。说明外加TiC的Fe<sub>1</sub>-TiC35高熵合金基复合材料涂层表现出了明显的抗磨粒磨损性能。

[0105] 表6不同粒度对磨材料磨粒磨损单位面积损失量

[0106]

砂纸型 号	试件	单位面积失重量 $10^2 \text{ g/m}^2$				相对耐磨性
		5 min	10 min	15 min	20 min	
4#	基体	5.0602	10.5449	16.3128	22.0809	1.00
	Fe <sub>1</sub>	1.6521	3.1902	4.6428	5.9673	3.70
	Fe <sub>1</sub> -TiC35	1.6739	3.0998	4.7117	5.6417	3.91
3#	基体	11.8188	21.9745	33.1210	49.6461	1.00
	Fe <sub>1</sub>	2.5635	4.8280	10.2398	15.9793	3.11
	Fe <sub>1</sub> -TiC35	1.9219	3.1618	6.0136	8.4315	5.89
2#	基体	15.9236	30.8917	46.2491	60.0495	1.00
	Fe <sub>1</sub>	4.3437	8.7160	12.9458	16.8338	3.57
	Fe <sub>1</sub> -TiC35	3.5958	6.3236	8.0595	10.2914	5.83

[0107] 图6为基体、Fe<sub>1</sub>涂层及Fe<sub>1</sub>-TiC35复合涂层的磨粒磨损失重曲线,由图6(a~c)可以看出,磨粒磨损时间逐渐延长,三种材料的单位面积失重量均逐渐增加,图中的单位面积失重量曲线的位置从上到下依次为Q235钢基体、Fe<sub>1</sub>涂层和Fe<sub>1</sub>-TiC35复合涂层的单位面积失重量曲线,因此,Q235钢基体的单位面积失重量最大,而Fe<sub>1</sub>-TiC35复合涂层的单位面积失重量最小。这说明氩弧熔覆Fe<sub>1</sub>涂层和Fe<sub>1</sub>-TiC35复合涂层的耐磨粒磨损性能较基体都有所提高,而添加TiC的氩弧熔覆高熵合金基复合涂层的耐磨粒磨损性能提高的相对较大。

[0108] 在对磨材料粒度相同,载荷不同时,随着磨损时间的延长,基体、Fe<sub>1</sub>涂层和Fe<sub>1</sub>-TiC35复合涂层的单位面积失重量均增加,在载荷为100N时,单位面积失重量增加的最为明显,这说明较大的载荷促进了磨粒磨损现象的发生。在磨粒磨损实验时,在外加载荷的作用下砂纸上的磨粒被压入金属表面,一部分材料被切削形成磨屑,另一部分则会因塑性变形而被磨粒推向前端或者两侧形成隆起,产生较深的犁沟,堆积在前端或两侧的材料在以后的磨粒磨损中,将反复产生塑性变形,致使材料产生加工硬化并最终脱落。外加载荷越大,砂纸上的磨粒被压入金属表面的深度愈深,就会产生更深的犁沟。如图7(a)~(d)所示,随着载荷的增加,基体的犁沟深度最深,Fe<sub>1</sub>-TiC35复合涂层的表面犁沟深度不是很明显,表面的磨痕较平滑,甚至部分表面表现的很光滑,说明其耐磨粒磨损性能最好。

[0109] 由表6和图6可以看出,在载荷相同,对磨材料粒度不同时,随着磨损时间的延长,基体、Fe<sub>1</sub>涂层和Fe<sub>1</sub>-TiC35复合涂层的单位面积失重量逐渐增大。图8(a~d)载荷为70N,砂纸型号分别为2#和4#条件下的磨损表面形貌。从图中可以明显看出,随着砂纸型号的增加,对磨材料表面分布的硬质颗粒粒度降低,试样材料在磨粒磨损实验后表面产生的犁沟的深度逐渐降低,磨粒磨损所造成的单位面积失重量减小,其中,Fe<sub>1</sub>-TiC35复合涂层表面犁沟深度最浅,几乎看不清楚,而基体的犁沟深度最深,说明Fe<sub>1</sub>-TiC35复合涂层耐磨粒磨损性能优于Fe<sub>1</sub>涂层,更优于基体。

[0110] 采用冲蚀方法为泥浆型液流式,研究冲击速度、冲蚀介质浓度、冲蚀角度以及冲蚀介质对基体、Fe<sub>1</sub>涂层和Fe<sub>1</sub>-TiC35复合涂层的耐冲蚀磨损性能的影响。

[0111] 采用单一变量法研究冲蚀转速对基体和Fe<sub>1</sub>涂层及Fe<sub>1</sub>-TiC35复合涂层的耐冲蚀磨

损性能的影响。实验在介质浓度(水砂比)为5000:2800,冲蚀角为90°的条件下进行,转速分别选择200r/min、300r/min和400r/min。

[0112] 表7为不同转速条件下基体和Fe<sub>1</sub>涂层及Fe<sub>1</sub>-TiC35复合涂层的冲蚀磨损数据。由表可知,冲蚀磨损120min后Fe<sub>1</sub>涂层及Fe<sub>1</sub>-TiC35复合涂层的耐冲蚀磨损性能较基体分别提高3.67~3.76和7.17~7.90倍。

[0113] 表7不同转速条件下的冲蚀磨损数据

[0114]

冲蚀转速	试样	单位面积失重量 g/m <sup>2</sup>				相对耐磨性
		30min	60min	90min	120min	
200r/min	基体	19.3750	31.2500	40.6250	56.8750	1.00
	Fe <sub>1</sub>	5.1111	8.8889	12.0000	15.1111	3.76

[0115]

300r/min	Fe <sub>1</sub> -TiC35	2.9167	5.0000	6.6667	7.5000	7.58
	基体	25.6250	39.3750	48.1250	61.2500	1.00
	Fe <sub>1</sub>	5.5556	10.2222	13.3333	16.6667	3.67
400r/min	Fe <sub>1</sub> -TiC35	3.5417	4.3750	5.8333	8.5417	7.17
	基体	30.6250	42.5000	55.0000	67.5000	1.00
	Fe <sub>1</sub>	6.8889	12.6667	16.6667	18.2222	3.70
	Fe <sub>1</sub> -TiC35	4.5833	5.6250	7.5000	8.5417	7.90

[0116] 图9(a~c)为相同介质浓度,即水砂比为5000:2800,不同转速条件下基体和Fe<sub>1</sub>涂层及Fe<sub>1</sub>-TiC35复合涂层的冲蚀磨损失重曲线。由图中可以明显看出,基体的冲蚀磨损失重曲线仍位于最上方,其失重量最大,Fe<sub>1</sub>-TiC35复合涂层的冲蚀磨损失重曲线位于最下方,其冲蚀磨损失重最小。这说明,Fe<sub>1</sub>-TiC35复合涂层的耐冲蚀磨损性能在上述三种材料中最好,且远远优于基体。由图9(d)可知,在三种转速的条件下,试样在400r/min时的失重量最大,这是因为在冲击速度较小时,冲击粒子的动能较小,冲破液膜到达试样表面的粒子较少,因此与试样表面的有效撞击几率较小,且粒子在与试样表面碰撞后,速度的水平分量较小,不能在材料表面留下长的切削痕迹;而高速粒子冲击时,粒子的冲击力较大,能量较高,撞击到试样表面的粒子数也会增加,且粒子能在材料表面上滑过较长的距离,这一过程不断重复进行,材料的破坏也相应要严重得多;此外,粒子以较高的冲击速度撞击到试样表面时更容易发生反弹和破碎,产生二次或多次冲蚀,造成冲蚀磨损量增加。

[0117] 通过改变水砂比来研究冲蚀介质浓度对冲蚀磨损的影响。实验采用控制变量法进行,冲蚀磨损转速300r/min,冲蚀角为90°,介质浓度(水砂比)分别为5000:1600、5000:2800和5000:4000。

[0118] 表8为转速300r/min时,不同水砂比条件下基体、Fe<sub>1</sub>涂层及Fe<sub>1</sub>-TiC35复合涂层的冲蚀磨损失重量。由表可知,进行冲蚀磨损实验120min后,Fe<sub>1</sub>涂层及Fe<sub>1</sub>-TiC35复合涂层的

耐冲蚀磨损性较基体分别提高3.67~5.27和6.73~8.29倍。

[0119] 表8不同介质浓度下的冲蚀磨损数据

[0120]

冲蚀介质浓度	试样	单位面积失重量 $g/m^2$				相对耐磨性
		30min	60min	90min	120min	
5000:1600	基体	22.5000	35.6250	44.3750	58.7500	1.00
	Fe <sub>1</sub>	6.8571	10.2857	10.8571	11.1429	5.27

[0121]

	Fe <sub>1</sub> -TiC35	3.1250	6.6667	7.0833	7.0833	8.29
	基体	25.6250	39.3750	48.1250	61.2500	1.00
5000:2800	Fe <sub>1</sub>	5.5556	10.2222	13.3333	16.6667	3.67
	Fe <sub>1</sub> -TiC35	3.5417	4.3750	5.8333	8.5417	7.17
	基体	31.8750	46.2500	53.7500	63.1250	1.00
5000:4000	Fe <sub>1</sub>	6.6667	11.5556	15.3333	18.2222	3.46
	Fe <sub>1</sub> -TiC35	3.9583	6.2500	7.9167	9.3750	6.73

[0122] 图10为基体、Fe<sub>1</sub>涂层及Fe<sub>1</sub>-TiC35复合涂层的不同介质浓度条件下的冲蚀磨损失重曲线图。由图10(a~c)可以看出,以相同转速、不同介质浓度进行冲蚀磨损实验时,基体的冲蚀磨损失重量曲线均位于最上方,说明基体的冲蚀磨损失重量最大,磨损最为严重。Fe<sub>1</sub>涂层的冲蚀磨损失重曲线位于Fe<sub>1</sub>-TiC35复合涂层的冲蚀磨损失重曲线的上方,意味着前者耐冲蚀磨损性能不及后者。从图中也可以看出,在冲蚀磨损刚开始时,三种试样材料的失重速度都较快,这可能是由于在氩弧熔覆的过程中,基体和涂层材料的表面结合不牢固且不平整的原因,因此磨损初期就快速脱落,造成自身质量的损失。而在冲蚀磨损的中后期,基体与涂层的质量减少量慢慢增大,但此时冲蚀磨损失重速度相对较慢,为冲蚀磨损稳态阶段。由于液相的存在,在冲蚀磨损过程中,流动的砂粒必须穿过液膜,包括砂粒之间以及砂粒与试样表面之间形成的液膜,才能到达试样表面产生冲蚀磨损。随着冲蚀介质浓度的增加,介质中砂粒的比重不断增大,单位面积试样上的冲击粒子数量增多,砂粒在与靶材接触时,将更多的动能转化为靶材的内能。而在连续不断的冲击作用下,试样表面产生裂纹,过多的能量促进了裂纹的生长,从而使靶材表面材料极易脱落,试样磨损量随之增加,并快速进入到稳态磨损阶段,磨损曲线总体呈现较为平稳的趋势。

[0123] 冲蚀角度也是影响材料冲蚀磨损性能的重要因素,为了研究冲蚀角度对冲蚀磨损的影响,选择冲蚀磨损转速300r/min,介质浓度(水砂比)为5000:2800,冲蚀角度分别为30°、60°和90°进行实验。

[0124] 表9为冲蚀角度不同时,基体和Fe<sub>1</sub>涂层及Fe<sub>1</sub>-TiC35复合涂层的冲蚀磨损数据。从表中可以发现,随着时间的延长,三种试样的冲蚀磨损单位面积失重量均逐渐增加。三种试样冲蚀120min后,冲蚀角为90°时失重量均最大,其中,基体的单位面积失重量最大,Fe<sub>1</sub>-

TiC35复合涂层的单位面积失重量最小。 $Fe_1$ 涂层及 $Fe_1$ -TiC35复合涂层的耐冲蚀磨损性能较基体分别提高3.48~4.10和7.09~8.34倍。

[0125] 图11(a~c)为冲蚀角度不同时,基体和 $Fe_1$ 涂层及 $Fe_1$ -TiC35复合涂层的冲蚀磨损单位面积失重量曲线,由图可知,不同冲蚀角度时,基体的失重曲线一直位于最上方,而位于最下方的一直是 $Fe_1$ -TiC35复合涂层的失重曲线。充分说明了 $Fe_1$ -TiC35复合涂层的耐冲蚀磨损性能优于 $Fe_1$ 涂层,更优于基体,这是由于TiC硬质相的加入,提高了涂层的耐磨损性能。

[0126] 表9不同冲蚀角度条件下的冲蚀磨损数据

[0127]

冲蚀角度	试样	单位面积失重量 $g/m^2$				相对耐磨性
		30min	60min	90min	120min	
30°	基体	16.2500	23.1250	28.1250	32.5000	1.00
	$Fe_1$	4.2222	6.4444	8.4444	9.3333	3.48
	$Fe_1$ -TiC35	2.0833	3.3333	3.9583	4.5833	7.09
60°	基体	23.7500	33.7500	45.0000	55.6250	1.00
	$Fe_1$	4.2222	8.6667	11.7778	13.5556	4.10
	$Fe_1$ -TiC35	2.7083	3.9583	5.2083	6.6667	8.34
90°	基体	25.6250	39.3750	48.1250	61.2500	1.00
	$Fe_1$	5.5556	10.2222	13.3333	16.6667	3.67
	$Fe_1$ -TiC35	3.5417	4.3750	5.8333	8.5417	7.17

[0128] 从图11(d)可以看出,当冲蚀角为90°时,试样材料的冲蚀磨损失重最严重。这是因为,低角度冲蚀时,磨损机制主要为微切削和犁沟,而高角度冲蚀时,材料的变形磨损主要来自于正应力,受力面积较大,易产生环形裂纹和脆性剥落。因此,对于脆性材料而言,随着冲角的增加,磨损量逐渐增大,当冲角增加到90°时,磨损量达到最大。

[0129] 石油介质环境中存在大量盐类物质,如NaCl、KCl、CaCl<sub>2</sub>和MgCl<sub>2</sub>等,非常容易对设备及管道材料产生锈蚀等破坏倾向,而且还会引发严重的环境污染,因此模拟石油介质的腐蚀磨损研究具有重要的实用价值。因此,本实验选取冲蚀角度为90°,冲蚀转速为200r/min、300r/min和400r/min在石油介质中对试样材料进行冲蚀磨损实验。为了对比材料在石油介质冲蚀磨损实验中的耐磨性,实验前分别对材料进行了石油介质静态腐蚀实验及石油介质动态腐蚀实验。

[0130] (1) 油介质静态腐蚀。

[0131] 为了对比石油介质冲蚀磨损实验对材料性能的影响,模拟材料在石油环境中的服役情况,在实验之前,先对基体和涂层在石油介质中进行浸泡腐蚀实验。由表10知,在自行配制的石油介质溶液中腐蚀144h后, $Fe_1$ 涂层和 $Fe_1$ -TiC35复合涂层的耐腐蚀性能较基体分别提高4.39和5.52倍。

[0132] 表10耐石油介质腐蚀性能

[0133]

试样	单位面积失重 ( $10^2\text{g}/\text{m}^2$ )						失重率 ( $\text{g}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{h}^{-1}$ )	相对耐蚀性
	24h	48h	72h	96h	120h	144h		
基体	4.1163	6.8725	8.9874	11.1476	12.9854	14.4698	10.0485	1.00
Fe <sub>1</sub>	0.5648	1.3795	1.8751	2.5892	2.9534	3.2932	2.2869	4.39
Fe <sub>1</sub> -TiC35	0.2852	0.8516	1.6129	2.1170	2.4255	2.6210	1.8201	5.52

[0134] 图12为基体、Fe<sub>1</sub>涂层和Fe<sub>1</sub>-TiC35复合涂层的石油介质中的单位面积失重曲线,由图也可以看出,基体的失重曲线位于最上方,说明其腐蚀最严重,复合涂层Fe<sub>1</sub>-TiC35的失重曲线位于最下方,且呈缓慢趋势上升,说明其耐腐蚀性最好。

[0135] (2) 石油介质动态腐蚀。

[0136] 所谓石油介质动态腐蚀,即为在冲蚀磨损实验中,只含有石油介质,而不添加砂粒进行的冲蚀磨损实验。表11分别为不同转速条件下基体、Fe<sub>1</sub>涂层和Fe<sub>1</sub>-TiC35复合涂层的单位面积失重量的数据表,通过计算可知,实验进行120min后,Fe<sub>1</sub>涂层和Fe<sub>1</sub>-TiC35复合涂层的耐蚀性能较基体分别提高2.98~4.87和3.60~6.06倍。

[0137] 表11不同转速条件下的动态腐蚀数据

[0138]

冲蚀转速	试样	单位面积失重量 $\text{g}/\text{m}^2$				相对耐蚀性
		30min	60min	90min	120min	
200r/min	基体	5.6250	10.6250	11.8750	22.5000	1.00
	Fe <sub>1</sub>	2.4444	4.4444	6.0000	7.5556	2.98
	Fe <sub>1</sub> -TiC35	1.6667	3.7500	5.4167	6.2500	3.60
300r/min	基体	18.1250	20.6250	28.1250	33.1250	1.00

[0139]

400r/min	Fe <sub>1</sub>	3.1111	5.3333	7.1111	8.6667	3.82
	Fe <sub>1</sub> -TiC35	2.2917	4.7917	6.2500	7.2917	4.54
	基体	30.6250	46.2500	53.7500	60.6250	1.00
400r/min	Fe <sub>1</sub>	5.3333	8.6667	10.6667	12.4444	4.87
	Fe <sub>1</sub> -TiC35	3.1250	6.2500	8.1250	10.0000	6.06

[0140] 图13(a-c)为不同转速条件下上述三种材料石油介质动态腐蚀实验中的单位面积

失重量曲线图,由图可知,基体的失重曲线呈直线上升趋势,通过进一步计算,不同转速下基体单位面积失重率为 $11.2500\sim 30.3125\text{g}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{h}^{-1}$ ,而 $\text{Fe}_1$ 涂层和 $\text{Fe}_1\text{-TiC35}$ 复合涂层的单位面积失重率分别为 $3.7778\sim 6.2222\text{g}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{h}^{-1}$ 、 $3.1250\sim 5.0000\text{g}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{h}^{-1}$ 。充分说明了基体的失重速率最快,单位面积失重量最大,因此,远远高于两种涂层材料,而 $\text{Fe}_1\text{-TiC35}$ 复合涂层的失重最小。充分说明 $\text{Fe}_1\text{-TiC35}$ 复合涂层的耐蚀性能最好。

[0141] (3) 石油介质冲蚀磨损。

[0142] 材料在石油介质中的腐蚀磨损量既包括在石油介质中的动态腐蚀所造成的质量损失,也包括大量的固体砂粒带来的冲击磨损量。表12分别为不同转速条件下基体、 $\text{Fe}_1$ 涂层和 $\text{Fe}_1\text{-TiC35}$ 复合涂层的冲蚀磨损失重数据表,从表中可以看出,冲蚀磨损120min后, $\text{Fe}_1$ 涂层和 $\text{Fe}_1\text{-TiC35}$ 复合涂层的耐冲蚀磨损性能较基体分别提高3.67~4.20和5.60~6.43倍。

[0143] 表12不同转速条件下的冲蚀磨损数据

[0144]

冲蚀转速	试样	单位面积失重量 $\text{g}/\text{m}^2$				相对耐磨性
		30min	60min	90min	120min	
200r/min	基体	30.0000	43.7500	55.0000	56.2500	1.00
	$\text{Fe}_1$	6.2222	10.0000	12.8889	15.3333	3.67
	$\text{Fe}_1\text{-TiC35}$	2.9167	5.2083	7.0833	8.7500	6.43
300r/min	基体	38.1250	55.0000	70.0000	78.1250	1.00
	$\text{Fe}_1$	7.5556	13.3333	18.0000	20.4444	3.82
	$\text{Fe}_1\text{-TiC35}$	4.3750	8.5417	12.0833	13.9583	5.60
400r/min	基体	48.7500	64.3750	80.6250	94.3750	1.00
	$\text{Fe}_1$	10.8889	16.2222	20.8889	22.4444	4.20
	$\text{Fe}_1\text{-TiC35}$	6.4583	11.8750	13.7500	15.8333	5.96

[0145] 图14分别为不同转速条件下上述三种材料石油介质冲蚀磨损失重量曲线图。由图14可知, $\text{Fe}_1$ 涂层和 $\text{Fe}_1\text{-TiC35}$ 复合涂层的耐冲蚀磨损性能优于基体,因为在含砂条件下,在石油介质冲蚀磨损实验中,冲蚀磨损以腐蚀和磨损交互作用发生。石英砂的加入,对材料表面起到冲刷作用,使外层疏松的腐蚀产物膜生成后随即被冲刷掉。随着冲击速度增加,混合液流动性增强,砂粒的动能增大,对试样撞击程度加重,使试样磨损增加,进而产生大量冲击坑,同时促进了腐蚀,试样在这样反复的冲击磨损、腐蚀作用下,表面产生薄片屑,导致涂层的脱落,从而试样冲蚀磨损失重量增加。

[0146] 综上,可以发现,添加TiC的复合涂层的耐蚀性能最好。为了更直观的进行比较,固计算上述三种条件下材料的单位面积失重率,其中,石油介质动态腐蚀和磨损磨损的失重率将选取400r/min、120min的条件下计算,表13为基体、 $\text{Fe}_1$ 涂层和 $\text{Fe}_1\text{-TiC35}$ 复合涂层的单位面积失重率。从表中可以看出,三种材料在石油介质冲蚀磨损的实验中失重率最大,质量损失最严重。这是因为,在静态腐蚀实验中,材料的质量损失量完全由材料腐蚀而造成的;

在动态腐蚀实验中,质量损失量不仅有腐蚀作用,还有自来水冲击作用;冲蚀磨损实验中。除了上述两种原因外,还包含大量砂粒的冲击作用,此时,腐蚀提高了磨损得速率,磨损作用同时也促进了腐蚀的发生,材料表面同时发生腐蚀和机械磨损两个过程,材料的磨损总量是试样受到腐蚀和磨损的双重作用而引起的总失重量。

[0147] 表13失重率结果( $\text{g} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{h}^{-1}$ )

[0148]

试样	静态腐蚀	动态腐蚀	冲蚀磨损
基体	10.0485	30.3125	47.1875
Fe <sub>1</sub> 涂层	2.2869	6.2222	11.2222
Fe <sub>1</sub> 复合涂层	1.8201	5.0000	7.9167

[0149] 综上所述,在不同的冲击速度、冲蚀介质浓度、冲蚀角度以及冲蚀介质的冲蚀磨损实验中,Fe<sub>1</sub>高熵合金涂层和Fe<sub>1</sub>-TiC35高熵合金基复合涂层的耐冲蚀磨损性能均优于基体,Fe<sub>1</sub>-TiC35高熵合金基复合涂层的抗冲蚀性更强。究其原因,Fe<sub>1</sub>高熵合金涂层的相组成为简单的BCC相组成,合金中的Fe-Cr固溶体以及少量的金属间化合物使合金的硬度增加,进而提高其耐磨性。而在Fe<sub>1</sub>-TiC35复合涂层中,TiC硬质颗粒弥散分布在晶内和晶界处,细化了晶粒,提高了涂层的性能。



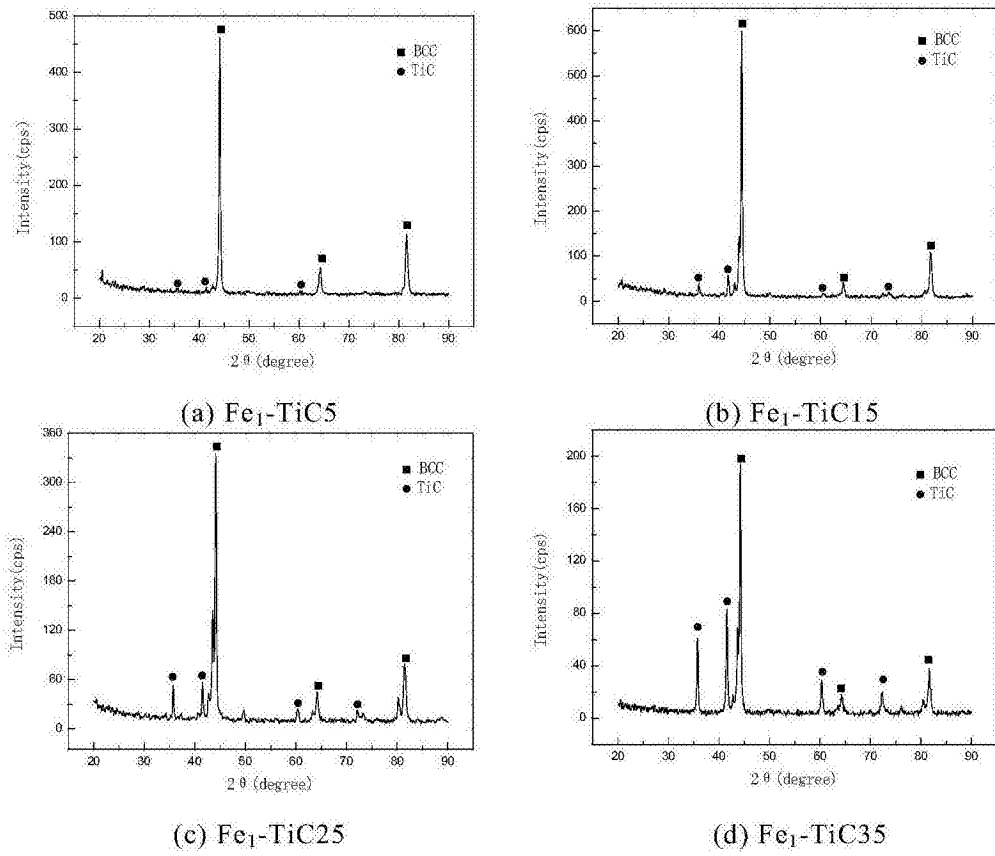


图1

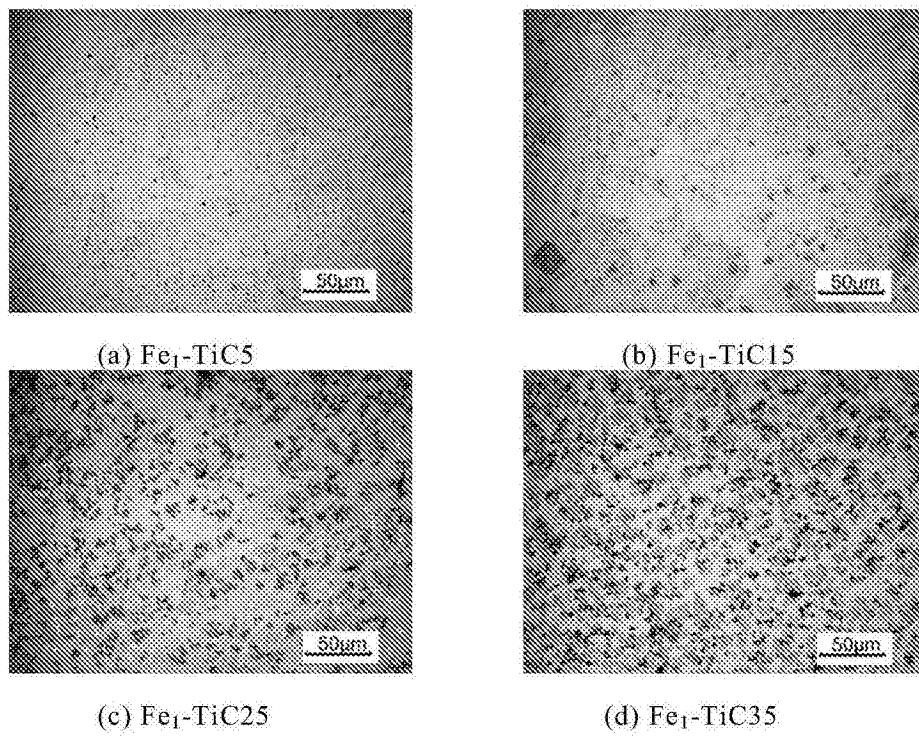


图2

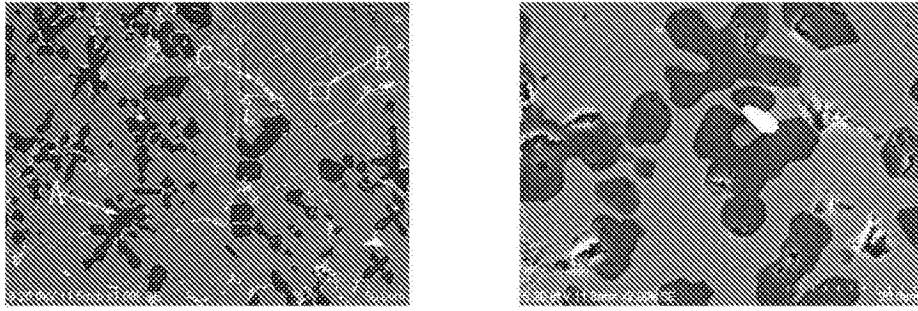


图3

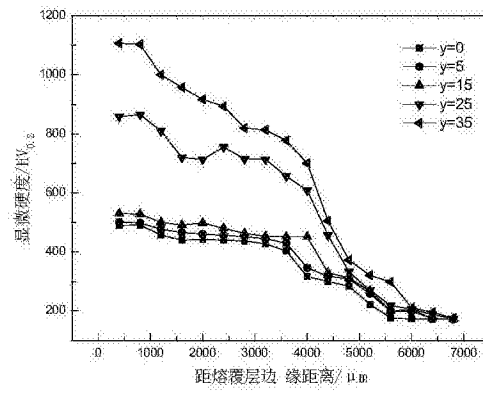


图4

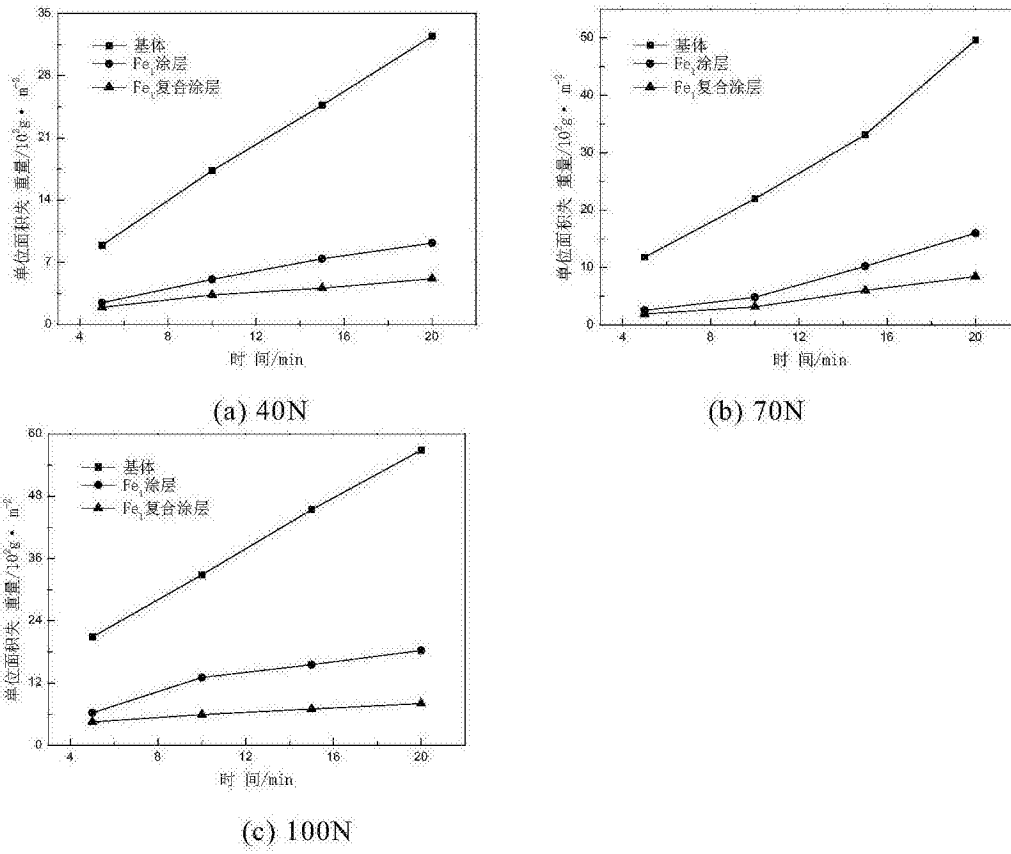
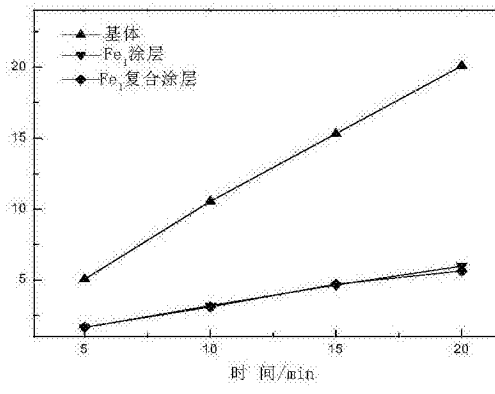
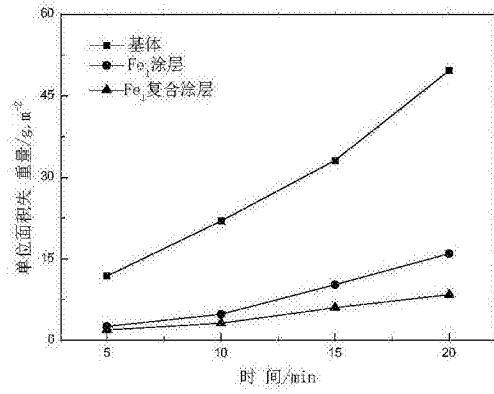


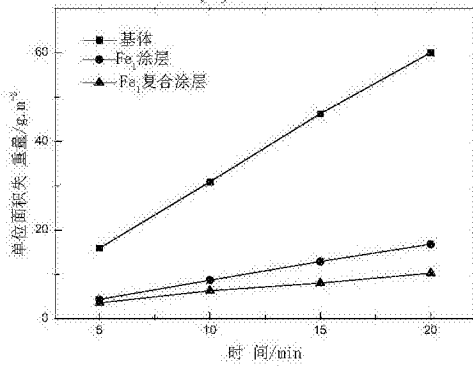
图5



(a) 4#

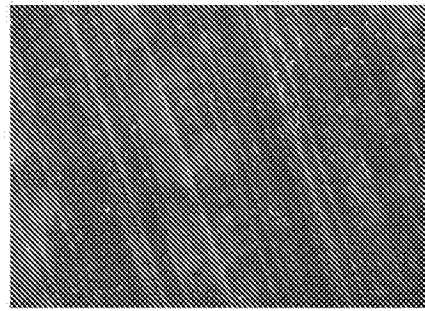


(b) 3#

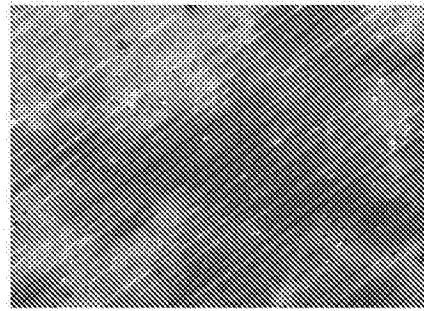


(c) 2#

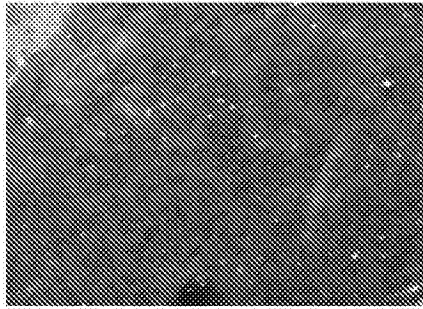
图6



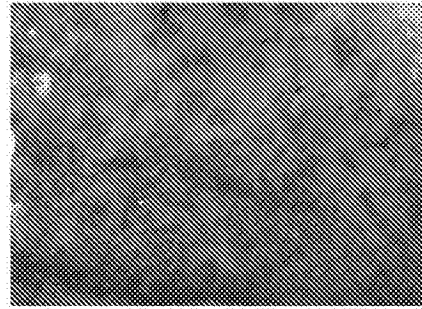
(a) 基体 40N



(b) 基体 100N

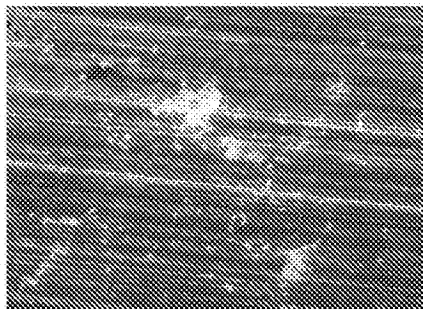


(c) Fe<sub>1</sub>-TiC<sub>35</sub> 复合涂层 40N

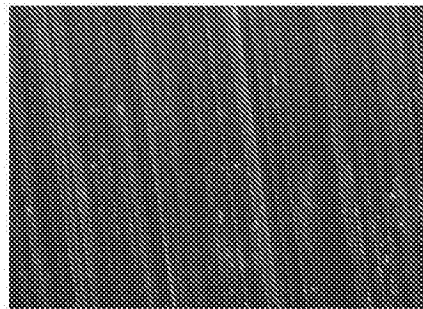


(d) Fe<sub>1</sub>-TiC<sub>35</sub> 复合涂层 100N

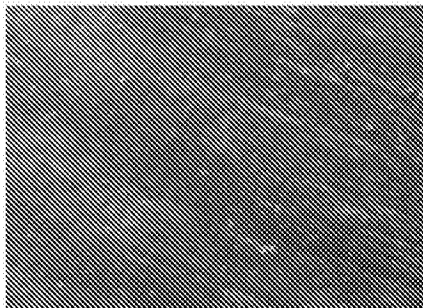
图7



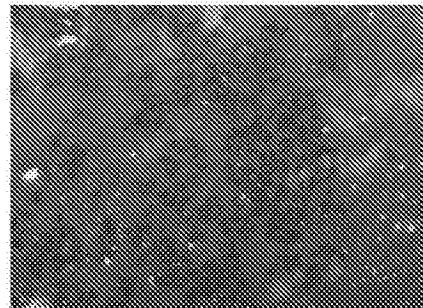
(a) 2# 基体



(b) 4# 基体

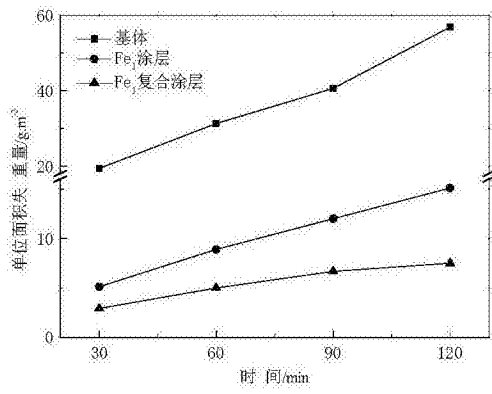


(c) 2# Fe<sub>1</sub>-TiC<sub>35</sub> 复合涂层

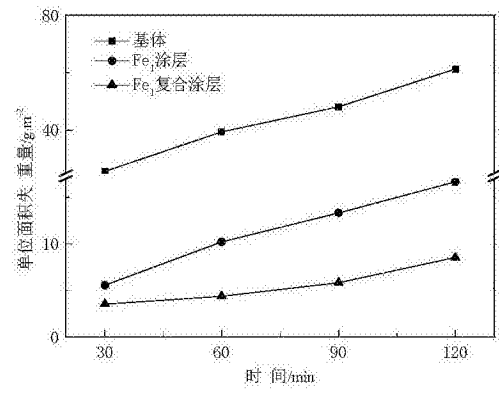


(d) 4# Fe<sub>1</sub>-TiC<sub>35</sub> 复合涂层

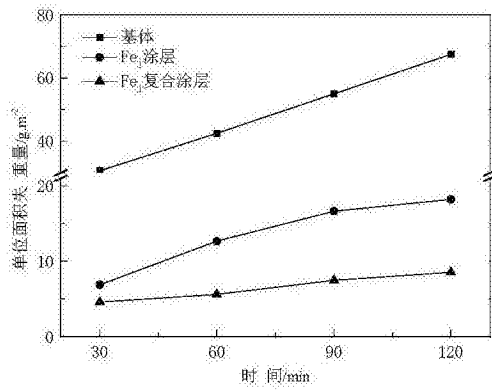
图8



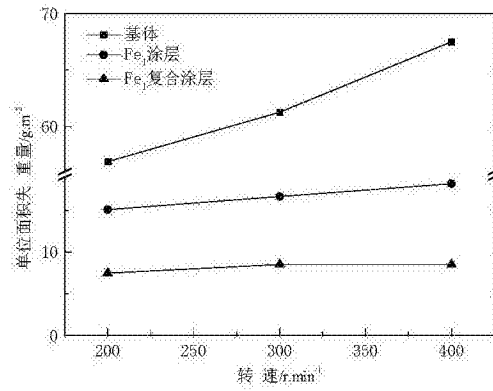
(a) 200r/min



(b) 300r/min



(c) 400r/min



(d) 不同转速条件下失重

图9

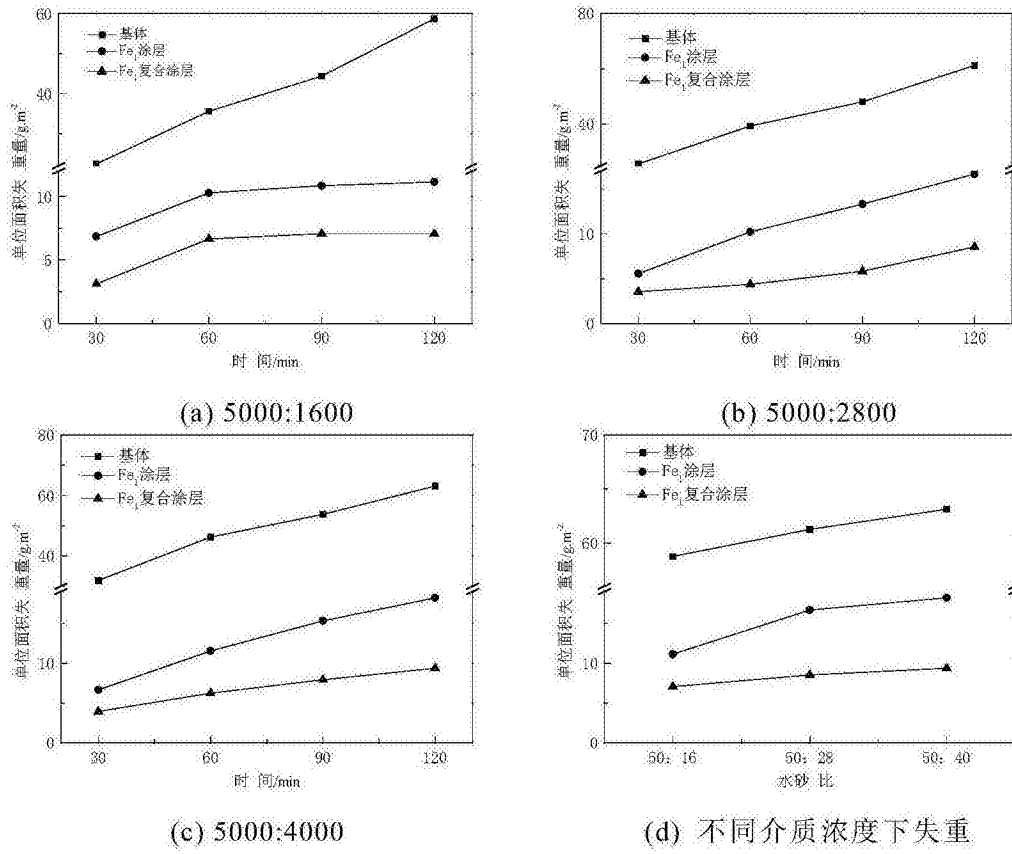
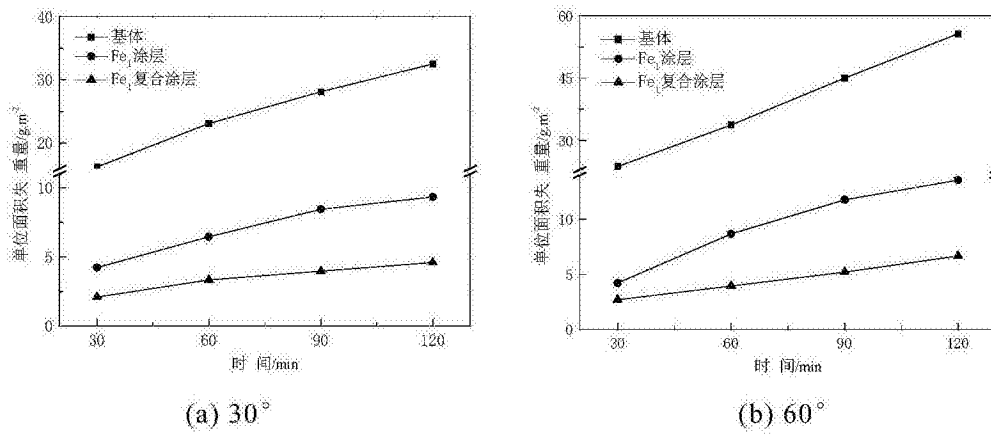


图10



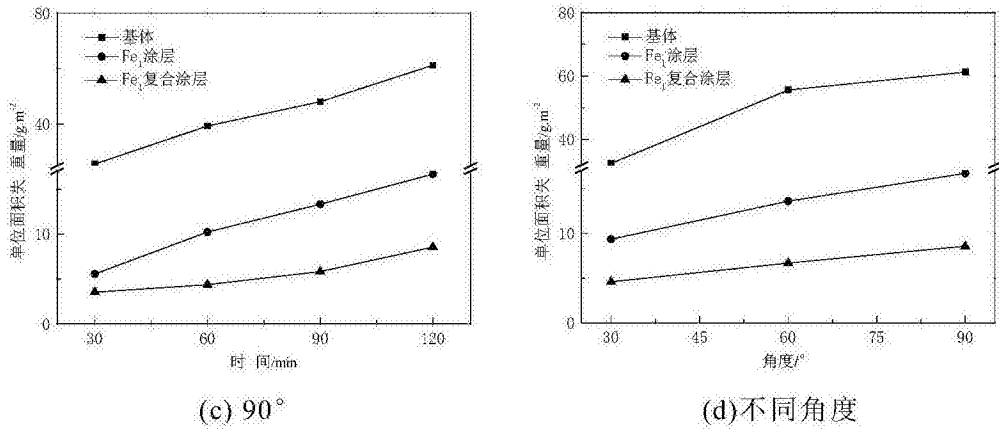


图11

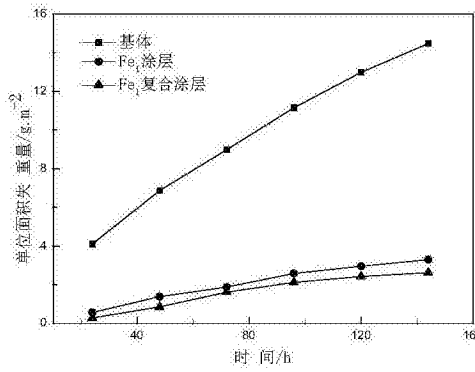
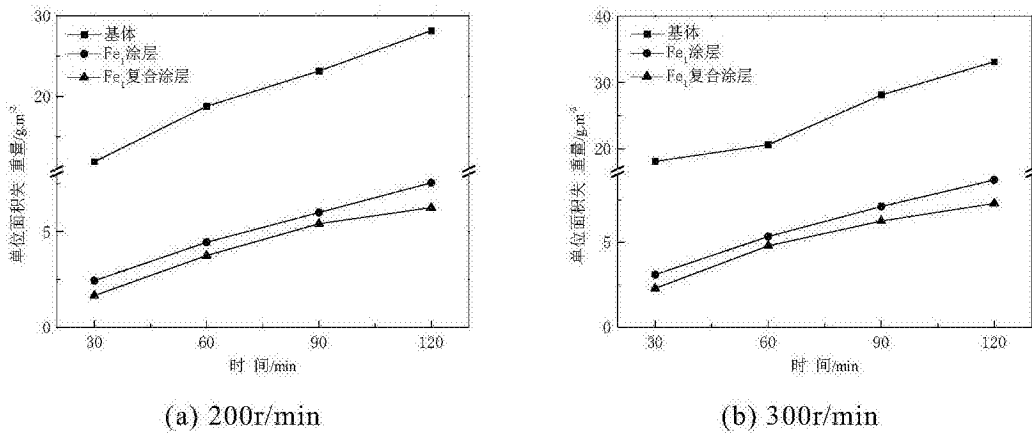
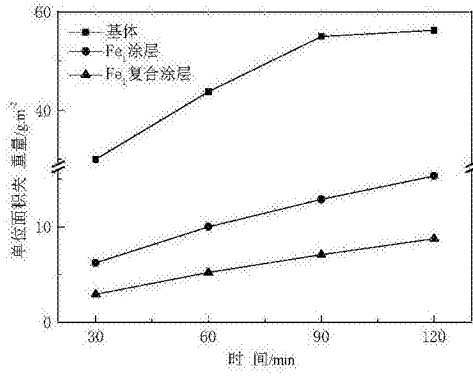


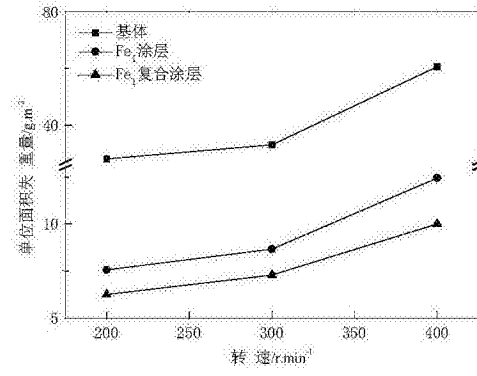
图12





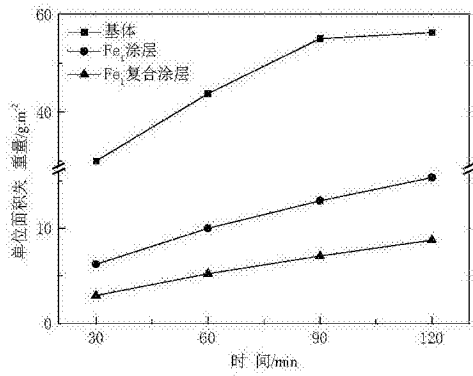


(c) 400r/min

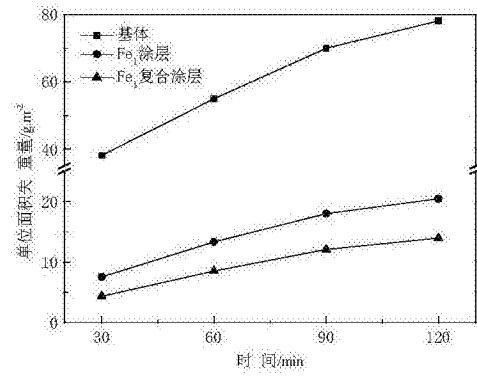


(d) 不同转速条件下失重

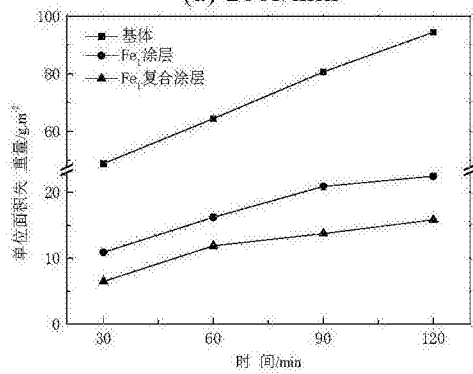
图13



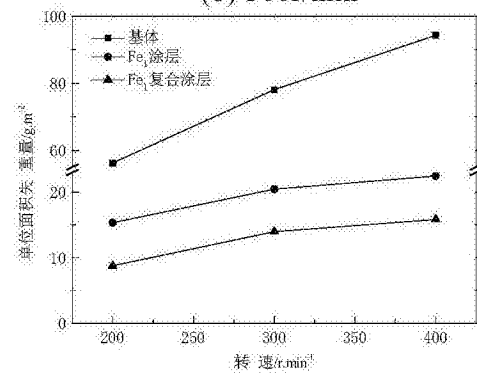
(a) 200r/min



(b) 300r/min



(c) 400r/min



(d) 不同转速条件下失重

图14