



(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 106967975 B

(45)授权公告日 2019.03.22

(21)申请号 201710379815.9

(22)申请日 2017.05.25

(65)同一申请的已公布的文献号

申请公布号 CN 106967975 A

(43)申请公布日 2017.07.21

(73)专利权人 山东大学

地址 250061 山东省济南市经十路17923号

(72)发明人 陈传忠 刘建利 于慧君

(74)专利代理机构 济南圣达知识产权代理有限公司 37221

代理人 王志坤

(51)Int.Cl.

C23C 24/10(2006.01)

审查员 冯冰

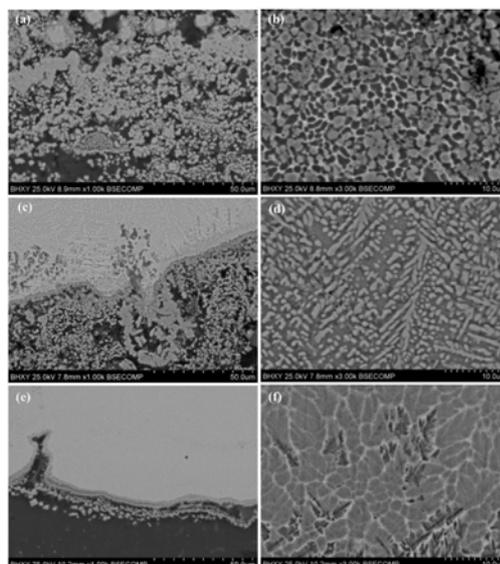
权利要求书2页 说明书13页 附图14页

(54)发明名称

一种镁合金表面梯度激光熔覆层及其制备工艺

(57)摘要

本发明公开了一种镁合金表面梯度激光熔覆层及其制备工艺,在镁合金基材表面先涂覆Al-Si共晶合金粉末与粘结剂的混合物,晾干后再涂覆Ni-Cr-B-Si系镍基自熔性合金与粘结剂的混合物,晾干后形成梯度预置涂层。采用激光熔覆技术对所述梯度预置涂层进行处理,制备的熔覆层与基材实现冶金结合,能够使Ni-Cr-B-Si系镍基自熔性合金和镁合金基材很好的结合起来,既能保证基材性能的改善,又可以避免基材的过大稀释对熔覆层性能造成的冲击。本发明可用于工业领域镁合金零部件的表面强化与改性,扩大镁合金在耐蚀场合的应用范围,具有广阔的应用前景。



1. 一种镁合金表面梯度激光熔覆层的制备工艺,其特征是,在镁合金基材表面先涂覆Al-Si共晶合金粉末与粘结剂的混合物,晾干后再涂覆Ni-Cr-B-Si系镍基自熔性合金与粘结剂的混合物,晾干后形成梯度预置涂层,采用激光熔覆技术对所述梯度预置涂层进行处理;

所述梯度预置涂层的制备方法为:在镁合金基材表面铣出凹槽,在凹槽内涂覆Al-Si共晶合金粉末与粘结剂的混合物作为第一层预置层,第一预置层的厚度与凹槽深度相等;待晾干后在第一预置层上部涂覆Ni-Cr-B-Si系镍基自熔性合金与粘结剂的混合物作为第二预置层;

所述Ni-Cr-B-Si系镍基自熔性合金粉末为Ni35镍基自熔性合金粉末,所述镁合金为AZ91D镁合金。

2. 如权利要求1所述的制备工艺,其特征是,所述Al-Si共晶合金粉末的粒度为-100~500目。

3. 如权利要求2所述的制备工艺,其特征是,所述Al-Si共晶合金粉末的粒度为-120~325目。

4. 如权利要求2所述的制备工艺,其特征是,所述Ni35自熔性合金粉末的粒度为-100~500目。

5. 如权利要求4所述的制备工艺,其特征是,所述Ni35自熔性合金粉末的粒度为-140~325目。

6. 如权利要求1所述的制备工艺,其特征是,涂覆Al-Si共晶合金粉末与粘结剂的混合物的厚度为0.2~0.7mm。

7. 如权利要求6所述的制备工艺,其特征是,涂覆Al-Si共晶合金粉末与粘结剂的混合物的厚度为0.3~0.6mm。

8. 如权利要求7所述的制备工艺,其特征是,涂覆Al-Si共晶合金粉末与粘结剂的混合物的厚度为0.5mm。

9. 如权利要求1所述的制备工艺,其特征是,涂覆Ni-Cr-B-Si系镍基自熔性合金与粘结剂的混合物的厚度为0.6~1.5mm。

10. 如权利要求9所述的制备工艺,其特征是,涂覆Ni-Cr-B-Si系镍基自熔性合金与粘结剂的混合物的厚度为0.7~1.0mm。

11. 如权利要求10所述的制备工艺,其特征是,涂覆Ni-Cr-B-Si系镍基自熔性合金与粘结剂的混合物的厚度为0.8mm。

12. 如权利要求1所述的制备工艺,其特征是,所述粘结剂为水玻璃溶液。

13. 如权利要求12所述的制备工艺,其特征是,所述水玻璃溶液中水玻璃与水的体积比为1:3。

14. 如权利要求1所述的制备工艺,其特征是,所述激光熔覆技术采用的工艺参数为:激光器功率为1.0~3.0kW,扫描速度为100~400mm/min,光斑直径为2.0~4.0mm,熔覆过程中同轴和侧向同步吹送氩气保护熔池,氩气流量为5~20L/min。

15. 如权利要求14所述的制备工艺,其特征是,所述激光熔覆技术采用的工艺参数为:激光器功率为1.0~2.0kW,扫描速度为200~300mm/min,光斑直径为2.5~3.5mm,氩气流量为10~15L/min。

16. 如权利要求15所述的制备工艺,其特征是,所述激光熔覆技术采用的工艺参数为:激光器功率为1.5kW,扫描速度为250mm/min,光斑直径为3.0mm,氩气流量为10L/min。

17. 一种权利要求1~16任一所述的制备工艺制备的梯度激光熔覆层。

18. 一种权利要求17所述的梯度激光熔覆层在汽车、轨道交通、航空航天、家电领域中的应用。

## 一种镁合金表面梯度激光熔覆层及其制备工艺

### 技术领域

[0001] 本发明涉及一种镁合金表面梯度激光熔覆层及其制备工艺。

### 背景技术

[0002] 镁合金密度小、阻尼强度高、易加工成型、导热导电和电磁屏蔽性能好、可回收循环利用,被誉为21世纪最具发展前景的绿色工程结构材料。镁元素在地球上储量丰富,地表中含量约2.5%,海水中约0.14%,可通过热还原氧化镁或电解海水的方法获得,在汽车、航空航天、体育、轨道交通、家用电子产品等领域的应用得到了快速发展。目前,镁合金成为继钢铁和铝合金之后用量第三的金属结构材料,对其性能的研究引起了广大科研工作者的关注。

[0003] 镁合金具有较高的化学活性,在潮湿或富含 $\text{CO}_2$ 、 $\text{SO}_2$ 、 $\text{Cl}^-$ 的环境中易发生腐蚀。镁合金中含有的杂质及合金元素,使其在使用过程中易产生电偶腐蚀、应力腐蚀或疲劳腐蚀等,限制了镁合金零部件的使用寿命和工作范围。因此,镁合金腐蚀与防护技术的发展对其应用前景有至关重要的影响。纯镁有较好的耐蚀性,但当杂质元素如Fe、Cu、Ni、Co含量超过容差极限(共晶成分)时,镁合金从高温冷却过程中会结晶析出BCC富铁相等物质,腐蚀电位的差异使其与 $\alpha$ -Mg间发生电偶腐蚀,削弱镁合金的耐蚀性能。

[0004] 目前,镁合金耐蚀性能的改善主要集中在合金元素添加和表面处理上。添加合金元素可以提高基材的腐蚀电位,改善显微组织结构,影响腐蚀动力学和腐蚀形貌。镁合金表面改性技术主要有化学镀、微弧氧化、化学转化膜、物理气相沉积、等离子喷涂、激光重熔和激光熔覆等。

[0005] 激光熔覆技术是把计算机辅助设计、激光技术和控制系统三者结合到一起的学科交叉技术,涉及了物理、化学、冶金等领域的知识,通过加热涂覆在基材表面的预置层或同步输送的粉末,在熔池快速加热和凝固条件下,实现涂层和基材间的冶金结合,获得具有细小晶粒的显微组织以及良好的机械性能的熔覆层,从而达到表面改性的目的。镁合金熔点低、对激光吸收率低,这使镁合金表面激光熔覆技术变得复杂而困难。

### 发明内容

[0006] Ni-Cr-B-Si系镍基自熔性合金由于熔点较低,与多数材料润湿性较好,能够用于激光熔覆领域,其熔覆层中含有的Cr、C、B、Fe之间可形成硬质化合物,有利于改善熔覆层的耐磨性。然而经过本发的发明人研究发现Ni-Cr-B-Si系镍基自熔性合金作为激光熔覆材料能够有效改善镁合金表面的耐蚀性,但Ni-Cr-B-Si系镍基自熔性合金与镁合金基材间物理性质差异较大,易导致基材对熔覆层稀释率过大或过小的问题,不利于熔覆材料性能的充分发挥,降低了镁合金表面的耐蚀性的增强效果。

[0007] 为了解决现有技术的不足,本发明的目的之一是提供一种镁合金表面梯度激光熔覆层的制备工艺,能够使Ni-Cr-B-Si系镍基自熔性合金和镁合金基材很好的结合起来,既能保证基材性能的改善,又可以避免基材的过大稀释对熔覆层性能造成的冲击。

[0008] 为了实现上述目的,本发明的技术方案为:

[0009] 一种镁合金表面梯度激光熔覆层的制备工艺,在镁合金基材表面先涂覆Al-Si共晶合金粉末与粘结剂的混合物,晾干后再涂覆Ni-Cr-B-Si系镍基自熔性合金与粘结剂的混合物,晾干后形成梯度预置涂层,采用激光熔覆技术对所述梯度预置涂层进行处理。

[0010] 本发明在镁合金基材与Ni-Cr-B-Si系镍基自熔性合金预制涂层之间添加了一层Al-Si共晶合金预制涂层,该预制涂层使得熔覆层向基材延伸扩展的过程中,液固界面前沿液相中形成了过渡区域,使得基材与Ni基熔覆层很好的结合起来;同时过渡区域包围在熔覆粉末周围阻碍了其进一步扩展,增加了组织的均匀性,也减少了基材对熔覆层的稀释作用,从而增强了镁合金的耐蚀性能。

[0011] Al-Si共晶合金作过渡层时,可以实现镁合金基材和Ni-Cr-B-Si系镍基自熔性合金粉末的良好结合。结果显示,激光处理后的试样由内到外依次分为:基材、Al-Si过渡层、熔覆层三个部分。熔覆层中较多Al元素存在,与Ni/Mg结合形成金属间化合物,Si主要是与Mg结合形成 $Mg_2Si$ ,位于熔覆层底部。XRD结果表明熔覆层中主要含有 $\gamma$ -Ni、 $MgNi_2$ 、 $AlNi_3$ 、 $Mg_2Si$ 、 $FeNi_3$ 、 $M_{23}C_6$ 等多种物相,相互牵制生长促进了晶粒细化。试验中发现Al-Ni金属间化合物的存在多以Cr为中心结晶形核,形成花瓣状组织,限制了Cr在 $\gamma$ -Ni基体中的固溶,使得Cr以硼化物的形式析出。Cr形成CrB化合物与固溶于 $\gamma$ -Ni基体中相比,对熔覆层耐蚀性能的影响有较大不同。

[0012] 本发明的目的之二是提供一种上述制备工艺制备的梯度激光熔覆层。该激光熔覆层能够大大提高镁合金的耐蚀性能。

[0013] 本发明的目的之三是提供一种上述梯度激光熔覆层在汽车、轨道交通、航空航天、家电等诸多领域中的应用。

[0014] 本发明的有益效果为:

[0015] 1. 本发明制备的梯度激光熔覆层腐蚀电位最高达到-0.955V,高于基材0.563V,腐蚀电流密度与基材相比,仅为基材的1/30~1/8,表明梯度激光熔覆层可以较好的改善镁合金表面耐蚀性。

[0016] 2. 与只熔覆Ni-Cr-B-Si系镍基自熔性合金的熔覆层相比,本发明的梯度激光熔覆层耐蚀性能都提高了4~5倍。同时说明Al-Si共晶合金作为过渡层可以将镁合金基材与Ni-Cr-B-Si系镍基自熔性合金很好的结合起来。

## 附图说明

[0017] 构成本申请的一部分的说明书附图用来提供对本申请的进一步理解,本申请的示意性实施例及其说明用于解释本申请,并不构成对本申请的不当限定。

[0018] 图1为A1、A2、A3熔覆层显微组织形貌图,其中,(a) (c) (e) 结合区,(b) (d) (f) 熔覆层上部;(a) (b) A1,(c) (d) A2,(e) (f) A3;

[0019] 图2为A1、A2、A3熔覆层耐蚀性的曲线;

[0020] 图3为B1结合区组织形貌图,其中,(a) 结合区整体形貌,(b) 基材与熔覆层结合部位,(c) (d) 结合区显微组织形貌;

[0021] 图4为B1结合区低倍形貌图及面成分分布图;

[0022] 图5为Al-Mg二元合金相图;

- [0023] 图6为Al-Ni二元合金相图；
- [0024] 图7为B1熔覆层XRD图谱；
- [0025] 图8为B1熔覆层组织形貌图，其中，(a) (b) 底部，(c) (d) 中部，(e) (f) 上部；
- [0026] 图9为B1熔覆层底部组织形貌图及线成分分布图(A→B)；
- [0027] 图10为B1熔覆层上部组织形貌图及面成分分布图；
- [0028] 图11为B1熔覆层显微组织形貌图，其中，(a) 底部，(b) 中部，(c) 上部；
- [0029] 图12为B1、B2、B3熔覆层显微组织形貌图，其中，(a) (c) (e) 结合区，(b) (d) (f) 熔覆层上部；(a) (b) B1，(c) (d) B2，(e) (f) B3；
- [0030] 图13为B2熔覆层显微组织形貌图，其中，(a) 结合区，(b) 底部，(c) 中部，(d) 上部；
- [0031] 图14为B2熔覆层低倍形貌图及线成分分布图；
- [0032] 图15为B2熔覆层XRD图谱；
- [0033] 图16为B2熔覆层显微组织形貌图，其中，(a) 结合区，(b) (c) (d) 熔覆层；
- [0034] 图17为Cr-Ni二元合金相图；
- [0035] 图18为B3熔覆层XRD图谱；
- [0036] 图19为B3熔覆层显微组织形貌图，其中，(a) (b) 底部，(c) (d) 中部，(e) (f) 中上部，(g) (h) 上部；
- [0037] 图20为B3熔覆层特征图，其中，(a) 组织形貌，(b) A点成分分析；
- [0038] 图21为B1、B2、B3熔覆层耐蚀性的曲线；
- [0039] 图22为基材及Al-Si/Ni35熔覆层腐蚀表面显微组织形貌，其中，(a) AZ91D，(b) B1，(c) B2，(d) B3；
- [0040] 图23为B2熔覆层腐蚀特征图，其中，(a) (c) 组织形貌，(b) (d) 成分分析。

### 具体实施方式

[0041] 应该指出，以下详细说明都是例示性的，旨在对本申请提供进一步的说明。除非另有指明，本文使用的所有技术和科学术语具有与本申请所属技术领域的普通技术人员通常理解的含义。

[0042] 需要注意的是，这里所使用的术语仅是为了描述具体实施方式，而非意图限制根据本申请的示例性实施方式。如在这里所使用的，除非上下文另外明确指出，否则单数形式也意图包括复数形式，此外，还应当理解的是，当在本说明书中使用术语“包含”和/或“包括”时，其指明存在特征、步骤、操作、器件、组件和/或它们的组合。

[0043] 本发明中所述的Ni-Cr-B-Si系镍基自熔性合金粉末是指含有Ni、Cr、B、Si等具有强烈脱氧和造渣能力的合金粉末。

[0044] 本发明中所述的Al-Si共晶合金粉末是指共晶型Al-Si合金的粉末。

[0045] 正如背景技术所介绍的，现有技术中存在Ni-Cr-B-Si系镍基自熔性合金与镁合金基材间物理性质差异较大使得镁合金耐蚀性增强效果不足的缺陷，为了解决如上的技术问题，本申请提出了一种镁合金表面梯度激光熔覆层的制备工艺。

[0046] 本申请的一种典型实施方式，提供了一种镁合金表面梯度激光熔覆层的制备工艺，在镁合金基材表面先涂覆Al-Si共晶合金粉末与粘结剂的混合物，晾干后再涂覆Ni-Cr-B-Si系镍基自熔性合金与粘结剂的混合物，晾干后形成梯度预置涂层，采用激光熔覆技术

对所述梯度预置涂层进行处理。

[0047] 本发明在镁合金基材与Ni-Cr-B-Si系镍基自熔性合金预制涂层之间添加了一层Al-Si共晶合金预制涂层,该预制涂层使得熔覆层向基材延伸扩展的过程中,液固界面前沿液相中形成了过渡区域,使得基材与Ni基熔覆层很好的结合起来;同时过渡区域包围在熔覆粉末周围阻碍了其进一步扩展,增加了组织的均匀性,也减少了基材对熔覆层的稀释作用,从而增强了镁合金的耐蚀性能。

[0048] Al-Si共晶合金作过渡层时,可以实现镁合金基材和Ni-Cr-B-Si系镍基自熔性合金粉末的良好结合。结果显示,激光处理后的试样由内到外依次分为:基材、Al-Si过渡层、熔覆层三个部分。熔覆层中较多Al元素存在,与Ni/Mg结合形成金属间化合物,Si主要是与Mg结合形成 $Mg_2Si$ ,位于熔覆层底部。XRD结果表明熔覆层中主要含有 $\gamma$ -Ni、 $MgNi_2$ 、 $AlNi_3$ 、 $Mg_2Si$ 、 $FeNi_3$ 、 $M_{23}C_6$ 等多种物相,相互牵制生长促进了晶粒细化。试验中发现Al-Ni金属间化合物的存在多以Cr为中心结晶形核,形成花瓣状组织,限制了Cr在 $\gamma$ -Ni基体中的固溶,使得Cr以硼化物的形式析出。Cr形成CrB化合物与固溶于 $\gamma$ -Ni基体中相比,对熔覆层耐蚀性能的影响有较大不同。

[0049] 优选的,在镁合金基材表面铣出凹槽,在凹槽内涂覆梯度预置涂层。

[0050] 进一步优选的,所述梯度预置涂层的制备方法为:在镁合金基材表面铣出凹槽,在凹槽内涂覆Al-Si共晶合金粉末与粘结剂的混合物作为第一层预置层,第一预置层的厚度与凹槽深度相等;待晾干后在第一预置层上部涂覆Ni-Cr-B-Si系镍基自熔性合金与粘结剂的混合物作为第二预置层。

[0051] 优选的,所述Ni-Cr-B-Si系镍基自熔性合金粉末为Ni35镍基自熔性合金粉末,所述镁合金为AZ91D镁合金。

[0052] 进一步优选的,所述Al-Si共晶合金粉末的粒度为-100~500目,优选为-120~325目;或所述Ni35自熔性合金粉末的粒度为-100~500目,优选为-140~325目。

[0053] 优选的,涂覆Al-Si共晶合金粉末与粘结剂的混合物的厚度为0.2~0.7mm,进一步优选为0.3~0.6mm,再进一步优选为0.5mm。

[0054] 优选的,涂覆Ni-Cr-B-Si系镍基自熔性合金与粘结剂的混合物的厚度为0.6~1.5mm,进一步优选为0.7~1.0mm,再进一步优选为0.8mm。

[0055] 优选的,所述粘结剂为水玻璃溶液。

[0056] 进一步优选的,水玻璃溶液中水玻璃与水的体积比为1:3。

[0057] 优选的,所述激光熔覆技术采用的工艺参数为:激光器功率为1.0~3.0kW,扫描速度为100~400mm/min,光斑直径为2.0~4.0mm,熔覆过程中同轴和侧向同步吹送氩气保护熔池,氩气流量为5~20L/min。

[0058] 进一步优选的,激光器功率为1.0~2.0kW,扫描速度为200~300mm/min,光斑直径为2.5~3.5mm,氩气流量为10~15L/min。

[0059] 更进一步优选的,激光器功率为1.5kW,扫描速度为250mm/min,光斑直径为3.0mm,氩气流量为10L/min。

[0060] 本申请还提供了一种上述制备工艺制备的梯度激光熔覆层。该激光熔覆层能够大大提高镁合金的耐蚀性能。

[0061] 本申请还提供了一种具有上述梯度激光熔覆层在汽车、轨道交通、航空航天、家电

等诸多领域中的应用。

[0062] 为了使得本领域技术人员能够更加清楚地了解本申请的技术方案,以下将结合具体的实施例与对比例详细说明本申请的技术方案。

[0063] 对比例1

[0064] 1.采用体积比水玻璃:H<sub>2</sub>O=1:3的溶液作为粘结剂,将粘结剂与Ni35粉末混合后制成膏状或糊状。

[0065] 2.先用DK77-40型电火花数控线切割机床将AZ91D镁合金板材切割成的块状,再用铣床在块状AZ91D镁合金的表面铣出的凹槽。采用180#砂纸打磨凹槽表面,去除凹槽表面氧化皮。将调制成膏状或糊状的Ni35粉末涂覆在凹槽内制成单层预置涂层,控制单质预置涂层的厚度为0.8mm,再放置在阴凉处自然风干。

[0066] 3.采用TFL-H6000型横流式CO<sub>2</sub>激光器对步骤2处理后的样品进行激光熔覆处理,激光熔覆处理的参数如表1所示,获得样品A1。

[0067] 对比例2

[0068] 该对比例与对比例1相同,不同之处在于,激光熔覆处理的参数如表1所示,获得样品A2。

[0069] 对比例3

[0070] 该对比例与对比例1相同,不同之处在于,激光熔覆处理的参数如表1所示,获得样品A3。

[0071] 实施例1

[0072] 1.采用体积比水玻璃:H<sub>2</sub>O=1:3的溶液作为粘结剂,将粘结剂与Ni35粉末混合后调制成膏状或糊状,同时将粘结剂与Al-Si共晶合金粉末混合后调制成膏状或糊状。

[0073] 2.先用DK77-40型电火花数控线切割机床将AZ91D镁合金板材切割成的块状,再用铣床在块状AZ91D镁合金的表面铣出的凹槽。采用180#砂纸打磨凹槽表面,去除凹槽表面氧化皮。先将调制成膏状或糊状的Al-Si共晶合金粉末涂覆在凹槽内,控制涂层厚度为0.5mm,放置在阴凉处自然风干,再将调制成的膏状或糊状Ni35粉末涂覆在凹槽内,控制涂层的厚度为0.8mm,再放置在阴凉处自然风干。

[0074] 3.采用TFL-H6000型横流式CO<sub>2</sub>激光器对步骤2处理后的样品进行激光熔覆处理,激光熔覆处理的参数如表1所示,获得样品B1。

[0075] 实施例2

[0076] 该实施例与实施例1相同,不同之处在于,激光熔覆处理的参数如表1所示,获得样品B2。

[0077] 实施例3

[0078] 该实施例与实施例1相同,不同之处在于,激光熔覆处理的参数如表1所示,获得样品B3。

[0079] 表1激光熔覆预置涂层粉末配比及其工艺参数

[0080]

No.	Powder ratios (wt.%)	Thickness (mm)	Power (W)	Speeds (mm/min)	Diameter (mm)	Overlapping rate
A1	Ni35	0.8	1500	200	3	Single /26%
A2	Ni35	0.8	1500	250	3	Single /26%
A3	Ni35	0.8	1500	300	3	Single /26%
B1	Al-Si/Ni35	0.5/0.8	1500	200	3	Single /26%
B2	Al-Si/Ni35	0.5/0.8	1500	250	3	Single /26%
B3	Al-Si/Ni35	0.5/0.8	1500	300	3	Single /26%

[0081] 对对比例1~3、实施例1~3制备的样品进行金相试样制备

[0082] 将熔覆后的试样沿垂直于扫描速度的方向切开,磨制抛光后以备后续观察。用XQ-2B镶嵌机将切好的试样镶嵌后,再使用180#、360#、720#水砂纸和400#、600#、1000#的金相砂纸进行打磨,到横截面上只呈现出沿相同方向分布的细小划痕为止。

[0083] 用抛光机对磨制之后的试样进行抛光,抛光过程中采用2.5 $\mu\text{m}$ 的金刚石抛光剂,获得表面闪亮基本无划痕的试样。用酒精清洗试样,吹干待用。

[0084] 金相照片拍摄之前,用新配制HF:HNO<sub>3</sub>=1:3的腐蚀液进行腐蚀,腐蚀时间约10s。所用金相显微镜型号为Nikon-AF,主要用于拍摄熔覆层与基材结合部位的宏观照片。

[0085] 对A1、A2和A3熔覆层组织结构进行表征

[0086] 将熔覆后的试样沿垂直于扫描速度的方向切开,用扫描电子显微镜观察其显微组织形貌。如图1所示,(a) (c) (e) 分别是相同倍数下A1A2A3试样结合区,(b) (d) (f) 分别是A1A2A3熔覆层上部组织形貌。

[0087] 对比(a) (c) (e) 图可知,三者结合区形貌大致相似,均析出尺寸较大灰色不规则块状物,在其间隙处有白色细小颗粒或针状及较大块状物。随着扫描速度的增加,Mg挥发量和灰色块状析出物量逐渐较少,白色块状增多,且细小颗粒数目增多,出现了针状组织,均匀弥散分布在较大块状组织周围。

[0088] 对比三者的熔覆层上部组织发现,由定向生长的胞状树枝晶过渡到细小的等轴树枝晶再变化为定向凝固的等轴晶,A1试样中,扫描速度最慢,熔池存在时间长,形核的晶粒可以充分生长,得到了粗大的胞状或长条状组织。而A2试样生长条件适宜,细小颗粒弥散分布在熔覆层中,枝晶组织变细,快速冷却又造成了固溶体的过饱和析出,对熔覆层性能有很好的改善作用。A3试样中晶粒生长方向主要受到热流的影响,冷却速度最快,晶粒生长有明显的方向性,析出的硬质相也更多,熔覆层性能受基材影响较少。但A3试样基材与熔覆层结合较差,会出现整个熔覆层剥落的情况。

[0089] 对A1、A2和A3熔覆层耐蚀性能表征

[0090] 在3.5wt.%的NaCl溶液中,对A1、A2、A3及AZ91D基材电化学腐蚀性能进行测试分析,其动电位极化曲线如图2所示,AZ91D基材极化曲线比较平滑,且阳极几乎呈垂直态,可知较易发生腐蚀,A1~A3试样极化曲线上发生不同程度的波动,推测为电化学腐蚀过程中

遇到难腐蚀相,从而腐蚀过程受到了阻碍。

[0091] 从图2得到的四个试样的腐蚀电压和腐蚀电流密度值如表2所示。AZ91D基材的腐蚀电压为-1.518V,腐蚀电流密度为 $13.1 \times 10^{-4} \text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$ ,三个扫描速度下所得熔覆层腐蚀电位均在-1.1V左右, $v=300 \text{mm}/\text{min}$ 时腐蚀电流密度降低了近一个数量级,表明所得熔覆层缺陷密度较小,且固溶和晶粒细化作用促进了熔覆层耐蚀性能的提高。

[0092] 表2 AZ91D基材和A1、A2、A3熔覆层腐蚀电压与腐蚀电流密度值

[0093]

Samples	AZ91D	A1	A2	A3
$E_{\text{corr}}/\text{V}$	-1.518	-0.99	-1.120	-1.103
$I_{\text{corr}}/\times 10^{-4} \text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$	13.1	2.617	1.704	1.469

[0094] 通过图2可以发现,三者腐蚀电压相近,A3表现出了最好的耐蚀性,A2腐蚀电流密度比A3稍大,A1腐蚀电流密度较大。由以上对A1、A2、A3试样熔覆层显微组织形貌和物相分析知,三者熔覆层主要成分都是 $\gamma$ -Ni固溶体,自腐蚀电位远高于 $\alpha$ -Mg,当其熔覆于基材表面时可以增强基材的耐蚀性。A1试样熔池存在时间较长,晶粒粗大,基材稀释较多,使得Ni的有效面积减少,容易形成电偶腐蚀,在Cl<sup>-</sup>存在的条件下,易产生较快的腐蚀。A2熔覆层组织细小,物相种类较少,但组织间的成分差别会引起自腐蚀电位的差别,较易形成电偶腐蚀而对耐蚀性造成影响。A3试样处理过程中,扫描速度最快,基材与熔覆层接触机会很少,先析出相数目减少,主要为Ni-Cr-B-Si元素间共晶组织,所得熔覆层耐蚀性最好,但A3试样与基材结合比较差,熔覆层性能不够稳定。

[0095] 对本申请实施例1~3制备的样品B1、B2、B3进行表征如下。

[0096] 结合区组织结构特征

[0097] 对B1的结合区组织如图3所示。由于熔覆粉末Al-Si与Ni35物理性能的差异性,在熔池中参与反应不同,熔覆后形成了不同成分、不同结构的组织,从下到上依次分为基材、Al-Si过渡区、Ni基熔覆层(如图3(a))。在图3(b)的熔覆层向基材延伸扩展的过程中,液固界面前沿液相中形成了过渡区域,并包围在熔覆粉末周围阻碍了其进一步扩展,增加了组织的均匀性,也减少了基材对熔覆层的稀释作用。对结合区组织均匀处进一步观察,发现其主要呈方块儿状或不规则颗粒状分布在Mg基材上,且有细小圆形颗粒弥散分布,如图3(c)和图3(d)。对图3(a)进行面成分分析,如图4所示。从图4中可以看出,Mg、Al含量最多,说明熔覆层底部基材有较大的稀释率,从基材到熔覆层,Mg元素的含量逐渐减少,Al、Ni、Fe、Cr的含量逐渐增多,熔池冷却过程中存在轻微氧化现象,O元素主要分布在Mg含量较多的熔池底部并与Mg结合,表现为Al-Si过渡区的黑色位置。由Al-Mg(图5)、Al-Ni(图6)相图知Al在Mg、Ni中固溶度都较大,分别为13.9wt.%和11wt.%,且与Mg、Ni结合可形成多种金属间化合物,Fe、Cr、Si元素分布趋势相似,多固溶于 $\gamma$ -Ni基体中。Si除了作为固溶强化元素以外,多处呈现集中分布规律,且在Si集中分布的区域Mg元素含量较多,为Mg<sub>2</sub>Si化合物。

[0098] 表3图3典型组织EDS分析结果

[0099]

Points	Percent	C	O	Mg	Al	Si	Cr	Fe	Ni
A	wt. %	1.06	1.63	15.09	5.27	0.35	3.41	5.31	67.86
	at. %	3.79	4.37	26.58	8.37	0.54	2.81	4.07	49.48
B	wt. %	—	0.42	6.18	1.45	1.80	7.14	8.86	74.17
	at. %	—	1.34	12.99	2.74	3.27	7.02	8.10	64.55
C	wt. %	0.71	0.47	1.21	1.46	1.06	4.31	6.31	84.46
	at. %	3.19	1.59	2.67	2.90	2.02	4.45	6.06	77.13
D	wt. %	3.72	11.16	51.94	1.84	—	—	—	31.33
	at. %	8.26	18.63	57.04	1.82	—	—	—	14.25
E	wt. %	0.77	0.39	3.57	8.07	0.59	1.47	5.42	79.73
	at. %	3.14	1.18	7.21	14.67	1.03	1.39	4.76	66.62
F	wt. %	1.79	13.64	36.92	1.89	—	1.11	3.29	41.36
	at. %	4.41	25.27	45.00	2.07	—	0.63	1.74	20.88
G	wt. %	0.72	0.73	1.59	8.83	1.16	1.62	4.65	80.70
	at. %	2.97	2.25	3.21	16.14	2.04	1.54	4.10	67.75

[0100] 图3中A、E、G点颗粒状物质成分分析如表3所示, Al、Ni元素含量较其它位置明显增多, 故Al-Ni金属间化合物在熔池中多以颗粒状形式析出。而F和G点Mg、O元素含量均较高, Mg元素所占原子百分比在50%左右, 表明O主要分布在熔池Mg基材内。C点所代表白色区域为 $\gamma$ -Ni固溶体, 在Ni基固溶体与基材Mg连接的过渡区域Mg、Si、Cr、Fe的含量增多, Ni的含量减少, 表现为图3中的B点。

[0101] 在AZ91D镁合金表面熔覆Al-Si/Ni35双层粉末时, 熔点较高的 $\gamma$ -Ni固溶体在熔池冷却过程中先析出, Al-Si过渡区中较多的Si元素除与Mg结合生成 $Mg_2Si$ 外, 还有部分Si与Cr、Fe等固溶于 $\gamma$ -Ni基体, 阻止了Mg向Ni中的大量融合与扩散, 有效缓解了基材的过度稀释, 结合区组织整体比较均匀, 成分平稳过渡, 实现了基材与熔覆层的较好结合, 得到了比单一Ni35熔覆层更稳定均匀的结合区。

[0102] 熔覆层组织结构特征

[0103] 对B1试样熔覆层进行X射线衍射分析, 如图7所示, 熔覆层主要有 $\gamma$ -Ni固溶体和 $Mg_2Si$ 、 $AlNi_3$ 、 $Al_3Ni$ 、 $Ni_3B$ 、 $Cr_2B$ 、 $MgNi_2$ 、 $AlNi$ 等二元金属间化合物。熔覆过程中, Al-Si过渡层的存在有效抑制了Mg基材的过渡挥发, 使其稀释率得到控制。易挥发的Al与Ni结合形成了 $AlNi_3$ 、 $Al_3Ni$ 、 $AlNi$ 等化合物。 $\gamma$ -Ni的峰均向左偏移, 这是由 $\gamma$ -Ni基体中固溶较多Si、Fe、Cr等元素造成的。Cr不仅固溶于 $\gamma$ -Ni基体中, 还与B形成了金属间化合物。

[0104] 图8是B1试样熔覆层显微组织形貌, 从图8(a) (b)中可以看出, 底部组织主要是灰色基体上分布着晶粒细小的白色颗粒状和连续网状组织, 白色颗粒中心有黑色斑点, 且以黑点为中心形成放射状弥散分布在熔覆层底部。中部区域灰色树枝晶数量减少, 在没有析

出黑色组织区域内枝晶尺寸增大,在析出黑色组织区域内枝晶细小均匀分布,黑色区域与周围组织一起形成花瓣状组织,同时有颗粒状相的出现,如图8(c)(d)。晶粒尺寸增大主要是由于熔池中部散热条件不好,熔池存在时间较长,中部组织有较多机会长大。熔覆层上部,同样出现黑色颗粒为中心的花瓣状组织,与中部相比,花瓣状组织和灰色区域数量减少,熔覆层底部网状组织转化为细小的胞状组织,而颗粒状组织变大,树枝晶倾向于沿垂直于表层的方向生长,主要是和热流方向一致(图8e),整体组织均匀致密,熔覆效果较好。

[0105] 对底部组织放大并进行线成分分析,如图9,扫描方向从A到B,可以看出Ni的含量最高,且分布均匀,Mg和Si分布趋势基本一致,都在深灰色树枝晶处达到峰值,故可得知深灰色树枝晶为 $Mg_2Si$ 。而Al元素分布与Mg、Si呈互补状态,在花瓣或颗粒状组织内含量较高,可推测该形貌为Al-Ni化合物,Fe、Cr趋势相同,在颗粒和花瓣状组织的边缘处含量更高。

[0106] 对B1试样熔覆层上部组织进行面成分分析,结果如图10所示,可见Mg含量很少,说明Al-Si作为中间过渡层,对熔覆过程中Mg元素的挥发起了阻碍作用,Ni、Fe、Cr和Al、Si含量较多,其中Si元素除了与Mg形成化合物外,还较多地与Fe元素一起固溶在了 $\gamma$ -Ni基体上。

[0107] 而Al熔点较低,在激光熔覆过程中,存在明显的熔体对流现象,低熔点的Al熔体会存在于最后凝固的熔覆层表层,与Ni结合形成 $AlNi_3$ 或 $Al_3Ni$ 金属间化合物。Cr的分布最明显,可见图10(a)中花瓣状组织的成分以Cr为主。

[0108] 图11和表4分别是对B1试样熔覆层底、中、上部组织进行微观组织观察和成分分析的结果,底部A点出现了少量的O,说明Ni35粉末脱氧造渣性能良好,Mg、Al含量较多,结合之前分析,可知连续网状组织是Mg-Al金属间化合物,在XRD结果中未被表征出来,与其含量有关,D点胞状组织为Mg/Al与Ni形成的化合物。B点Cr含量明显较多,与Ni原子比接近1:1,同图10中面成分分析结果一致,可得知为Cr的硼化物,该组织被C点类似组织包围。C点含有较多的Al元素,再次证明Al-Ni化合物主要是颗粒状或不规则块状形貌,该组织会促进Cr以化合物的形式析出。

[0109] 表4图11典型组织EDS分析结果

[0110]

Points	Percent	C	O	Mg	Al	Si	Cr	Fe	Ni
A	wt.%	1.01	0.25	2.66	0.90	0.88	1.19	8.52	84.60
	at.%	4.44	0.83	5.79	1.76	1.66	1.21	8.07	76.24
B	wt.%	1.41	—	0.65	1.27	0.44	35.68	6.72	53.83
	at.%	6.08	—	1.39	2.44	0.81	35.55	6.23	47.50
C	wt.%	1.36	—	0.65	3.35	0.75	1.90	7.03	84.95
	at.%	5.94	—	1.42	6.54	1.41	1.92	6.63	76.14
D	wt.%	1.43	—	2.45	2.09	1.35	0.88	6.83	84.97
	at.%	6.17	—	5.22	4.00	2.48	0.88	6.33	74.91

[0111] B1试样中的熔覆层与基材呈冶金结合、缺陷较少、组织均匀致密。富Cr相的周围以颗粒状Al-Ni金属间化合物为主,且颗粒状组织被网状或细小胞状Mg/Al或Ni/Al化合物包围,组织均匀致密,晶粒细小。Al-Si过渡层中的Al元素主要与Ni、Mg等结合形成了化合物,

Si与Mg结合位于熔覆层底部,Cr富集并与B形成化合物。多种物相共存,抑制了周围其它物相的生长,组织细小、均匀致密,获得了比较理想的熔覆层。

[0112] B1、B2、B3熔覆层组织结构对比

[0113] B1、B2、B3熔覆层组织形貌如图12所示。可见,不同扫描速度下,结合区和熔覆层组织形貌,所含物相种类、含量、分布都发生了明显变化。

[0114] B1采用了较低的扫描速度,激光与物质的相互作用时间较长,热输入量较大,促进了低熔点Mg的挥发,从图12(a)(c)(e)对比中可知,Mg的挥发导致基材对熔覆层的稀释率增加,结合区中出现块状组织和成分混合不均匀的现象。而在熔覆层上方,当扫描速度较小时有较多的熔渣与杂质,大大增加了形核的机会,且热量通过基材和周围环境向外散失,温度梯度的方向是向四周的,致使熔覆层表层形成了胞状晶+等轴晶组织,其组织均匀致密,晶界多而密集,对熔覆层耐蚀性能的提高有积极的作用。

[0115] B2样品中基材与熔覆层呈良好的冶金结合,熔覆层底部为柱状晶,上部以 $\gamma$ -Ni为基体相,形成了细小的等轴晶和部分短小的树枝晶。这是由于合金表层冷却速度快导致成分过冷度增大,界面上凸起部分向液体内部定向生长的同时,向周围排斥溶质,于是在横向也产生了成分过冷,从主干上长出二次枝晶,但由于主干间距较小,就形成了定向生长很强烈的等轴树枝晶(见图12(e))。熔覆层中过饱和固溶体的形成,Mg的减少和Ni的增多对提高熔覆层的耐蚀性十分有利。

[0116] B3样品采用较快的扫描速度,较快的冷却速度使得熔池内先析出相数量减少,主要为共晶组织,熔池内原子扩散能力较弱,成分不够均匀,表现出图12(f)所示羽毛状和白色网状组织。

[0117] 图13(a)~(d)分别是B2熔覆层结合区、底部、中部、上部显微组织形貌,可知熔覆层与基材结合良好,没有明显的裂纹、孔洞等缺陷,熔覆层均为 $\gamma$ -Ni树枝晶+枝晶间共晶组织,不同的是,从熔覆层底部到上部,树枝晶所占比例增加,尺寸变小,枝晶生长方向更加多样化,不同方向枝晶间的生长相互受到抑制,促进了熔覆层组织的细化。该条件下,所得熔覆层组织均匀致密,有利于促进镁合金表面耐蚀性能的改善。

[0118] 对B2样品中所得熔覆层沿深度方向从上部到基材进行线扫描分析,所得结果如图14所示。可知,熔覆层厚度约为1.05mm,熔覆层所含元素主要为Ni、Fe、Cr、Si、Al等,Al、Si含量在Al-Si过渡层有较明显提高,此外,从熔覆层底部到上部呈现均匀分布的特征。熔池冷却过程中,空气中少量的O原子也混入其中,多集中分布在结合区附近,与化学活性大的元素(Mg/Al)形成氧化物。Mg元素在熔覆层中含量很少,熔覆层粉末的优异性能得以被很好的保存下来。

[0119] 图15是B2熔覆层XRD衍射分析结果,熔覆层主要由 $\gamma$ -Ni固溶体, $\text{Cr}_2\text{B}$ ,Mg/Ni/Si/Al间的金属间化合物组成。从图14线扫描结果可知,Mg元素在熔覆层中含量极少,主要分布在结合区中,而过渡区Al、Si元素含量较高,且该条件下,Ni35粉末熔化程度较好,可与熔池中其它元素较好结合,在过渡区中易生成 $\text{Mg}_2\text{Si}$ 、 $\text{MgNi}_2$ 、 $\text{Mg}_2\text{Ni}$ 等相。该工艺参数下,过渡层粉末有很好的连接作用,实现了基材与熔覆粉末的冶金结合,也保护了熔池不被过度氧化,熔覆层组织致密均匀,对提高镁合金表面耐蚀性起到了良好的效果。

[0120] 图16所示为B2熔覆层局部区域组织放大图,(a)中结合区Mg、Al、Ni元素含量较高,有网状、颗粒状、及共晶组织区域,分别对其作EDS成分分析,结果如表5A~D所示,网状组织

(A点)所含Mg、Al元素高于其它组织,可推测该组织为Mg,Al分别与Ni形成的化合物,黑色基体(B点)内除了含有大量的Mg元素以外,极易吸收混入熔池中的O。不规则颗粒状物质含有较多的Al、Ni、Mg等元素,主要为这些元素之间彼此反应生成的化合物。Ni在Mg中的固溶度很小,由相图知可形成Mg与Mg<sub>2</sub>Ni共晶组织,表现为图16(a)中的D区域。

[0121] 熔覆层典型形貌为 $\gamma$ -Ni树枝晶(E、F点),G点所代表区域为Ni-Cr-Al-B-Si等元素间的共晶组织。熔覆层中四边形组织成分分析结果表明该组织是Mg<sub>2</sub>Si金属间化合物,而呈放射形分布的花瓣状组织主要是Al-Ni金属间化合物,其生长形态是由非平衡条件下定向凝固规律所决定的。

[0122] 表5图16典型组织EDS分析结果

[0123]

Points	Percent	C	O	Mg	Al	Si	Cr	Fe	Ni
A	wt.%	1.26	0.84	5.36	8.34	0.15	—	1.86	82.19
	at.%	4.94	2.47	10.37	14.54	0.26	—	1.57	65.86
B	wt.%	1.16	5.04	14.22	2.56	—	0.40	1.66	74.96
	at.%	4.02	13.09	24.31	3.94	—	0.32	1.24	53.07
C	wt.%	1.34	1.34	4.42	8.22	0.39	1.30	2.88	80.13
	at.%	5.22	3.92	8.50	14.26	0.65	1.17	2.41	63.88
D	wt.%	1.95	7.75	26.49	1.18	—	—	1.06	61.57
	at.%	5.69	17.03	38.26	1.54	—	—	0.66	36.82
E	wt.%	2.56	—	0.20	0.56	0.82	5.51	8.71	81.65
	at.%	11.07	—	0.42	1.08	1.52	5.51	8.11	72.30
F	wt.%	1.66	—	0.42	0.42	0.85	5.86	9.27	81.52
	at.%	7.41	—	0.93	0.84	1.61	6.03	8.88	74.30
G	wt.%	1.44	—	1.57	0.24	1.30	2.86	4.44	88.15
	at.%	6.37	—	3.43	0.48	2.47	2.93	4.24	80.07
H	wt.%	1.23	—	3.01	0.47	3.99	0.77	2.36	88.16
	at.%	5.27	—	6.38	0.90	7.30	0.76	2.17	77.22
I	wt.%	1.20	—	0.43	3.06	0.93	3.17	6.41	84.97
	at.%	5.31	—	0.94	6.02	1.75	3.24	6.09	76.64

[0124] 与B1试样相比,B2熔覆层中Cr的偏聚较少,组织单一。由Cr-Ni二元相图(如图17)知,Cr在Ni中有较大的固溶度,高温下可达到47wt.%,在快速冷却的过程中,获得过饱和固溶体,Cr主要以溶质的形式固溶于 $\gamma$ -Ni基体中,对提高熔覆层的腐蚀电位十分有利。

[0125] B3熔覆层的XRD分析结果如图18所示,熔覆层中除了 $\gamma$ -Ni固溶体外,出现了较多Mg-Ni,Al-Ni金属间化合物和Cr<sub>2</sub>B、Ni<sub>3</sub>B相,这是由该工艺条件下,扫描速度过大,冷却速度过快引起的。与B1、B2相比,B3熔覆层中Mg<sub>2</sub>Si相消失,这可能是由于熔池存在时间较短,高熔点且位于熔池底部的Si单质未被完全熔化,限制了Mg、Si之间的结合,而这也使较多的Mg、Al等元素与Ni结合形成了金属间化合物, $\gamma$ -Ni相数量减少在一定程度上削弱了熔覆层

的耐蚀性。由相图17知,Ni与MgNi<sub>2</sub>、AlNi<sub>3</sub>、Ni<sub>3</sub>B等相之间均可形成共晶组织。

[0126] B3试样熔覆层的微观组织形貌如图19所示。该条件下,扫描速度快,熔池存在时间短,熔池内反应不够充分。熔覆层底部成分分布不均匀,有较明显的树枝晶,针状共晶组织,富Cr相及周围的花瓣状组织。在熔覆层中部和中上部形成了大量Cr的富集区,弥散分布在细密杂乱分布的针状共晶组织间,富Cr区的存在限制枝晶的生长,对晶粒细化起到了积极的作用,Cr的富集主要与冷却速度有关,易在冷却速度较慢的条件以硼化物的形式下析出。

[0127] 与B1、B2熔覆层相比,发现同时析出多种Ni-Al化合物的熔覆层中更容易出现Cr的富集,可能是由于Ni与Al的结合消耗了更多的Ni,从而减少了Cr在Ni中固溶的可能性,使得更多的Cr以较集中的形式表现出来,图20的点成分分析结果证实了黑色颗粒为Cr的富集区,XRD结果出现了Cr<sub>2</sub>B等化合物。

[0128] 图19(g)(h)表明,熔覆层上部有连续的网状组织,交界处有白色颗粒状物质析出,推测网状区域为 $\gamma$ -Ni与Ni-Al-B-Si等元素间形成的共晶组织,白色颗粒状也为Al-Ni金属间化合物。该类组织出现的原因是,该条件下熔覆粉末没有充分熔化,而表层的粉末由于受热时间较长出现熔化并与熔池底部挥发出来的Al结合,但熔池过快冷却使得元素来不及充分混合,形成了较集中分布的颗粒状组织。

[0129] B1、B2、B3熔覆层耐蚀性能的影响

[0130] 对B1、B2、B3进行腐蚀性电化学测试,测得其动电位极化曲线如图21所示。经过chi660e软件拟和得出所测试样的腐蚀电位和腐蚀电流密度,如表6所示。熔覆层腐蚀电位最高达到-0.955V,高于基材0.563V,腐蚀电流密度仅为基材的1/8~1/30,表明Al-Si/Ni<sub>35</sub>熔覆层可以较好的改善AZ91D镁合金表面耐蚀性能。与只熔覆Ni<sub>35</sub>的熔覆层相比, $v=200$ 和 $300\text{mm/min}$ 时,耐蚀性能都提高了4~5倍。这跟Ni基合金优异的耐蚀性能有关,也说明Al-Si合金作为过渡层可以将两者很好的结合起来。

[0131] B2试样中,Cr没有在熔覆层中聚集,而是固溶到了Ni基体中,动电位极化曲线结果显示,对熔覆层腐蚀电位和腐蚀电流密度都有很好的改善作用。

[0132] 表6 AZ91D基材和B1、B2、B3熔覆层腐蚀电压与腐蚀电流密度值

[0133]

Samples	AZ91D	B1	B2	B3
$E_{\text{cor}}/\text{V}$	-1.518	-0.955	-0.997	-1.160
$I_{\text{cor}}/\times 10^{-4}\text{A}\cdot\text{cm}^{-2}$	13.1	0.5669	0.4337	1.54

[0134] 对AZ91D基材和B1、B2、B3熔覆层腐蚀后的显微组织形貌进行观察,结果如图22所示。显然,(a)(b)(d)图中出现了裂纹,(a)中发生均匀腐蚀,裂纹较大,数目较多,形成了表面疏松、粗糙不平的腐蚀产物,(b)中有细小腐蚀坑存在,除此之外,可看到杂乱分布的裂纹,(d)中主要出现较多较大的裂纹,腐蚀产物呈较大块状,而(c)表面腐蚀形貌多为细小的孔状,为腐蚀后留下的腐蚀坑,腐蚀产物较少。

[0135] 对B2试样的腐蚀表面进行成分分析,在图23中,表面主要含有O、Mg、Ni元素,Ni元素含量越多,O元素含量越少,表明熔覆层耐蚀性越好。A点含有19.89at.%Mg、25.02at.%O、26.69at.%Ni;B区域平均成分为4.74at.%Mg、15.69at.%O、50.34at.%Ni,表明该区域腐蚀程度较浅,熔覆层对基材有较好的保护作用。

[0136] 总结

[0137] Al-Si共晶合金作过渡层时,可以实现基材和Ni35粉末的良好结合。结果显示,激光处理后的试样从下到上依次分为:基材、Al-Si过渡层、熔覆层三个部分。熔覆层中较多Al元素存在,与Ni/Mg结合形成金属间化合物,Si主要是与Mg结合形成 $Mg_2Si$ ,位于熔覆层底部。XRD结果表明熔覆层中主要含有 $\gamma-Ni$ 、 $MgNi_2$ 、 $AlNi_3$ 、 $Mg_2Si$ 、 $FeNi_3$ 、 $M_{23}C_6$ 等多种物相,相互牵制生长促进了晶粒细化。试验中发现Al-Ni金属间化合物的存在多以Cr为中心结晶形核,形成花瓣状组织,限制了Cr在 $\gamma-Ni$ 基体中的固溶,使得Cr以硼化物的形式析出。Cr形成CrB化合物与固溶于 $\gamma-Ni$ 基体中相比,对熔覆层耐蚀性能的影响有较大不同。

[0138] Al-Si/Ni35熔覆层腐蚀电位最高达到-0.955V,高于基材0.563V,腐蚀电流密度与基材相比,仅为基材的1/30~1/8,表明Al-Si/Ni35熔覆层可以较好的改善AZ91D镁合金表面耐蚀性。与只熔覆Ni35的熔覆层相比, $v=200$ 和 $250mm/min$ 条件下,耐蚀性能都提高了4~5倍。这跟Ni基合金优异的耐蚀性能、显微组织、固溶和弥散强化作用有关,也说明Al-Si合金作为过渡层可以将两者很好的结合起来。

[0139] 以上所述仅为本申请的优选实施例而已,并不用于限制本申请,对于本领域的技术人员来说,本申请可以有各种更改和变化。凡在本申请的精神和原则之内,所作的任何修改、等同替换、改进等,均应包含在本申请的保护范围之内。

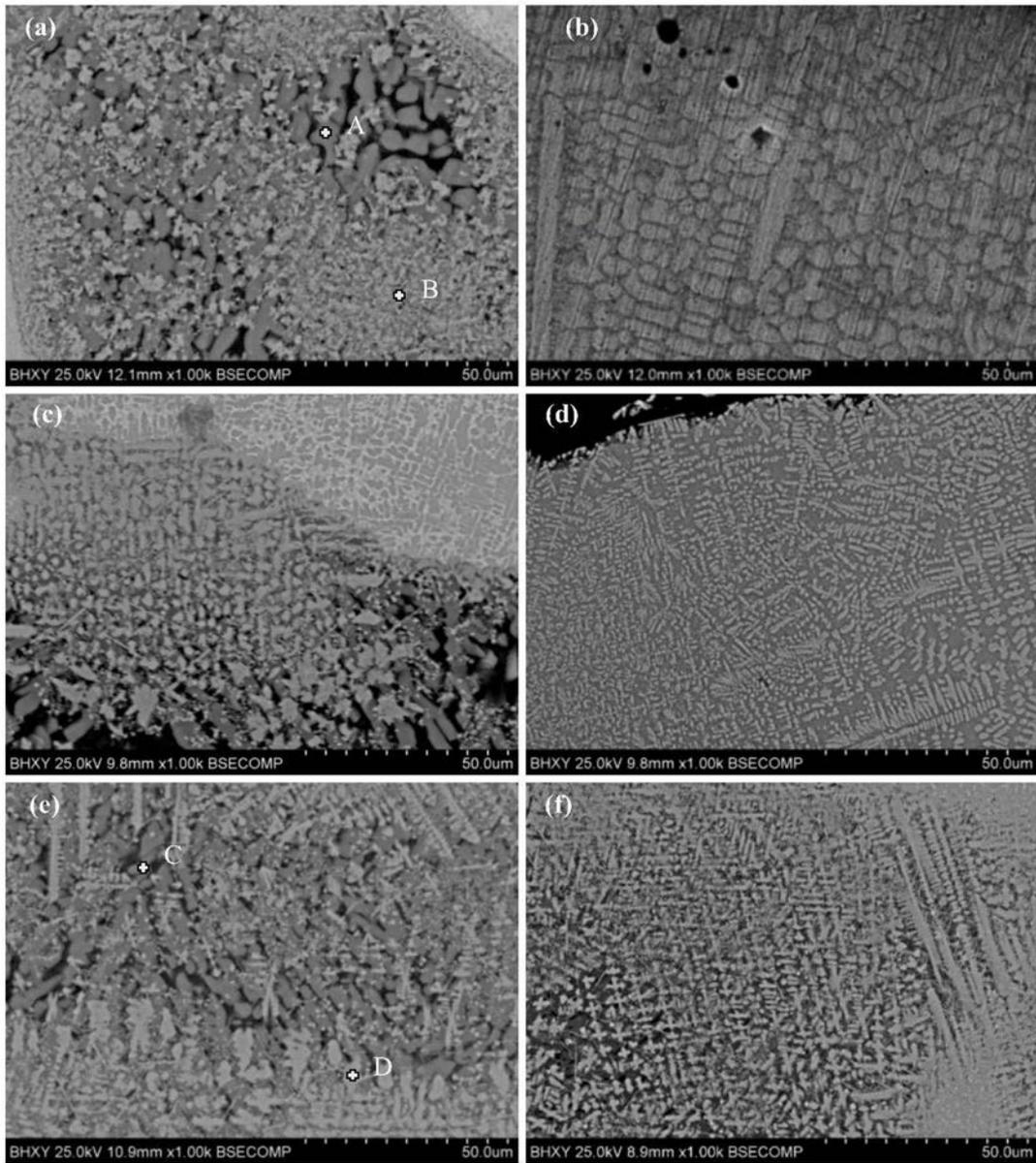


图1

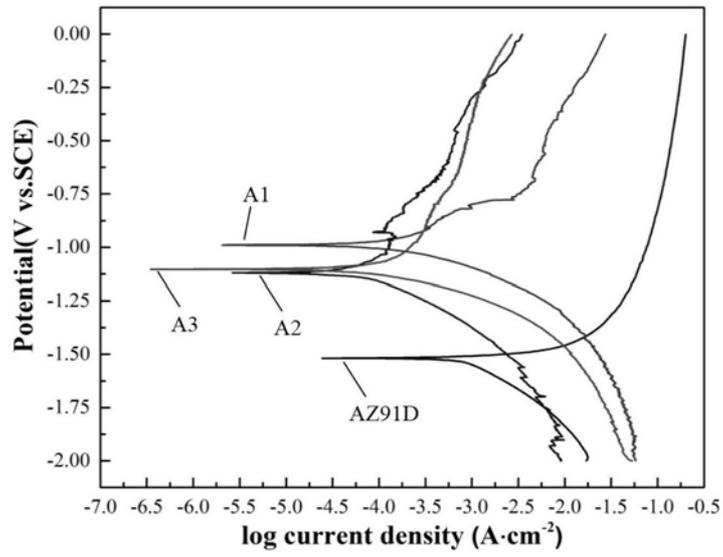


图2

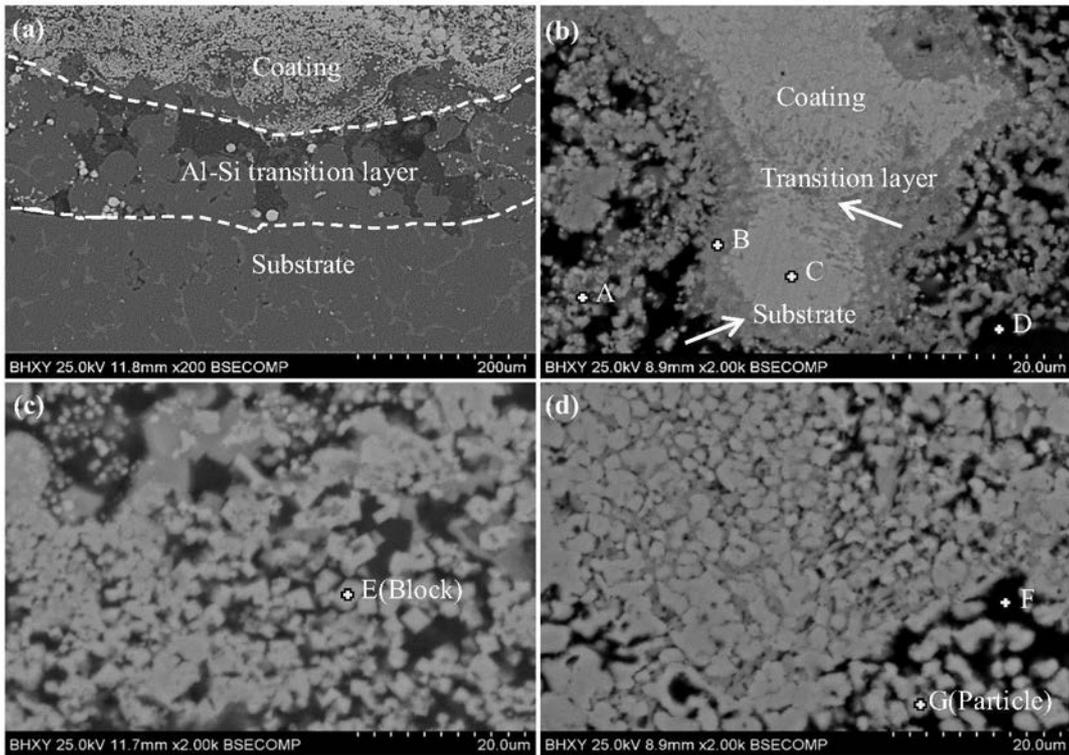


图3

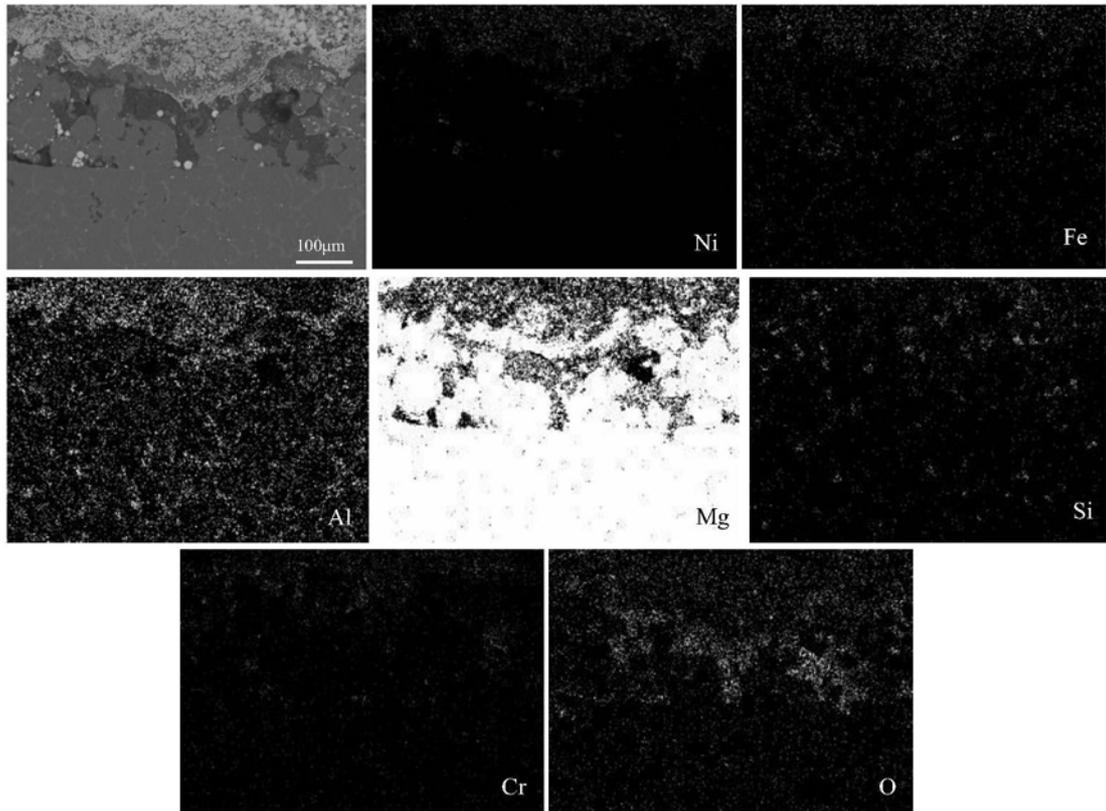


图4

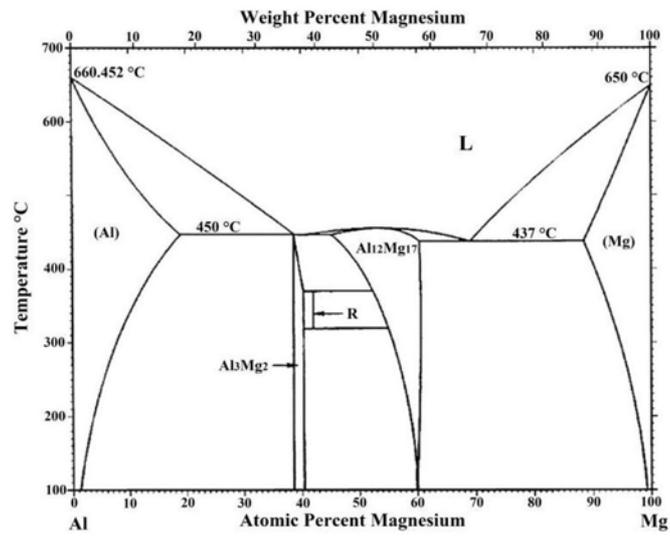


图5

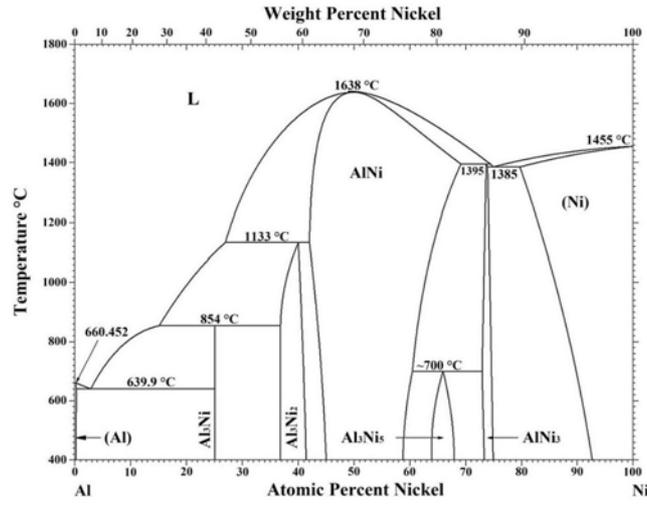


图6

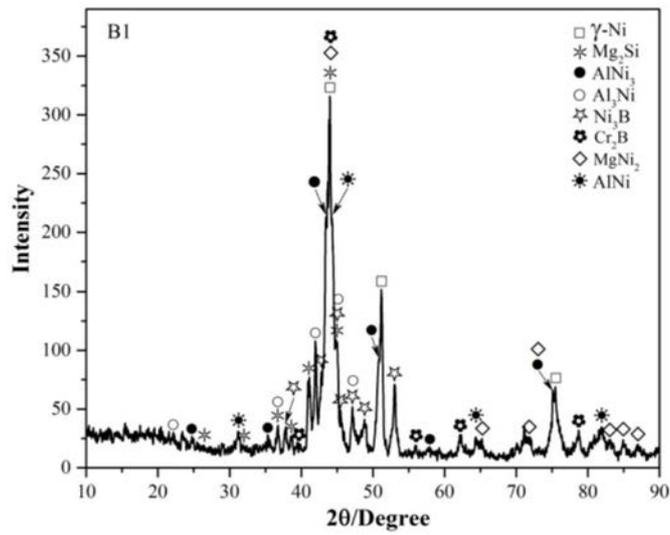


图7

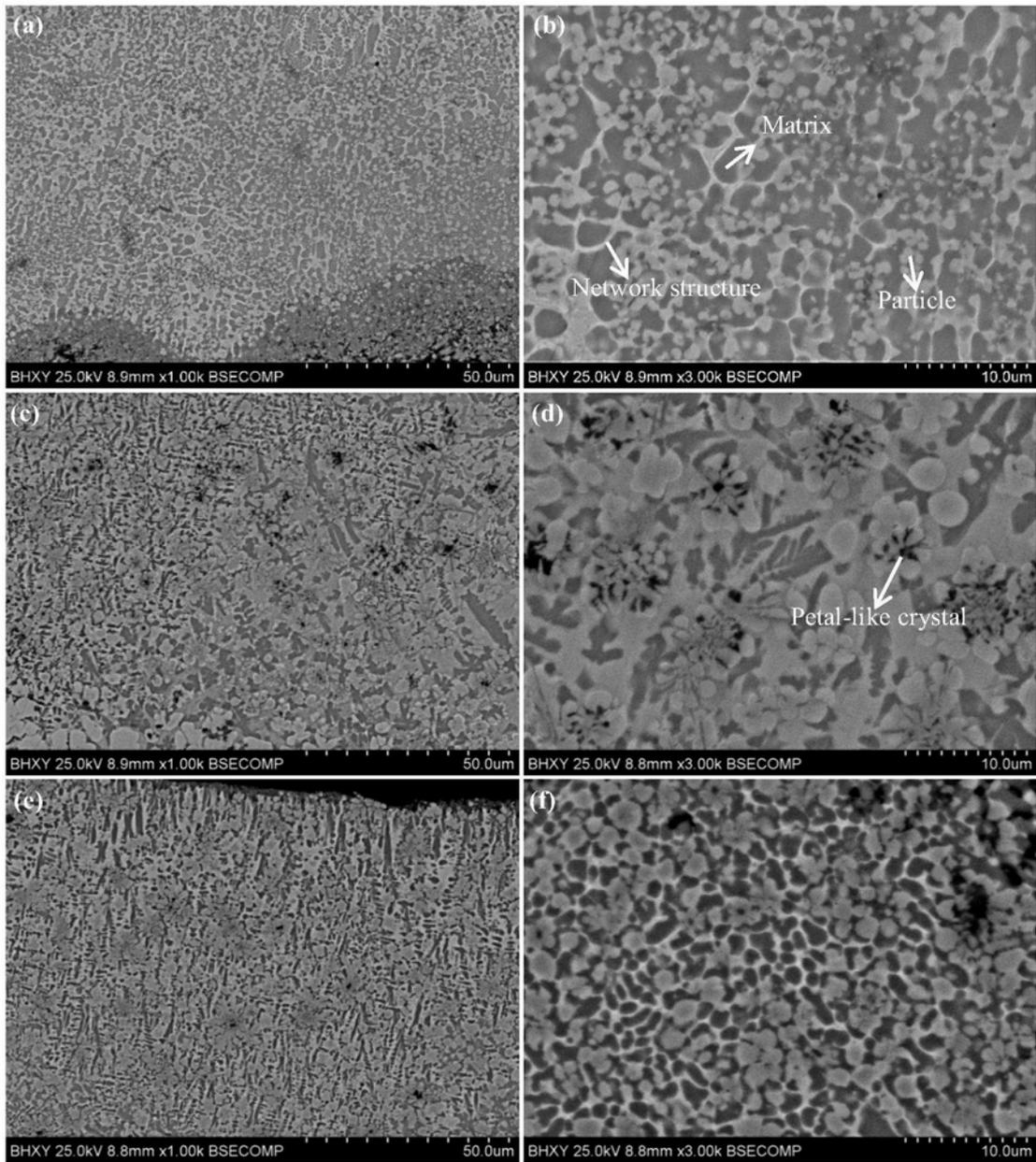


图8

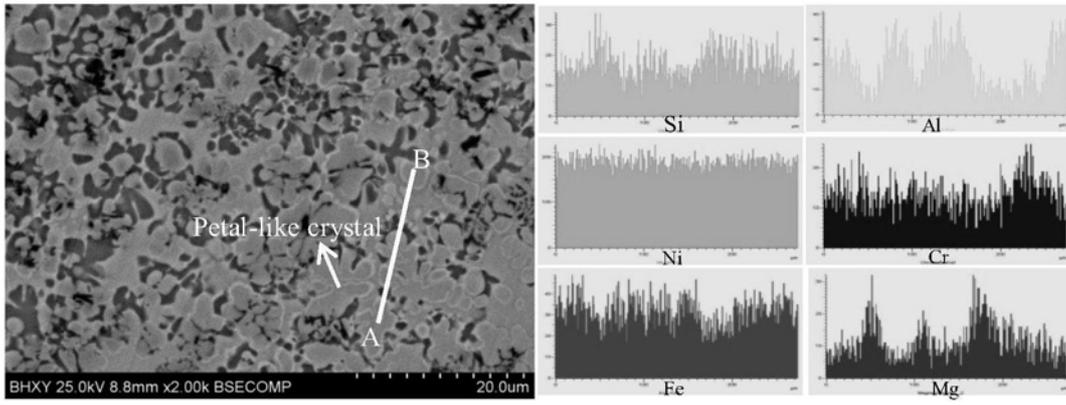


图9

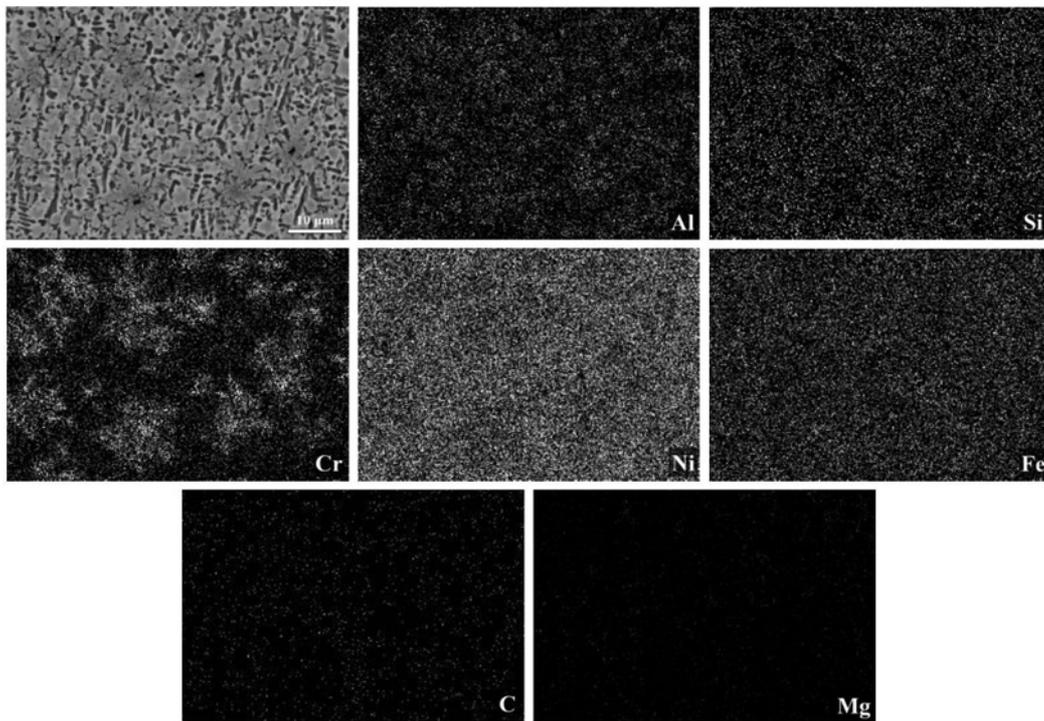


图10

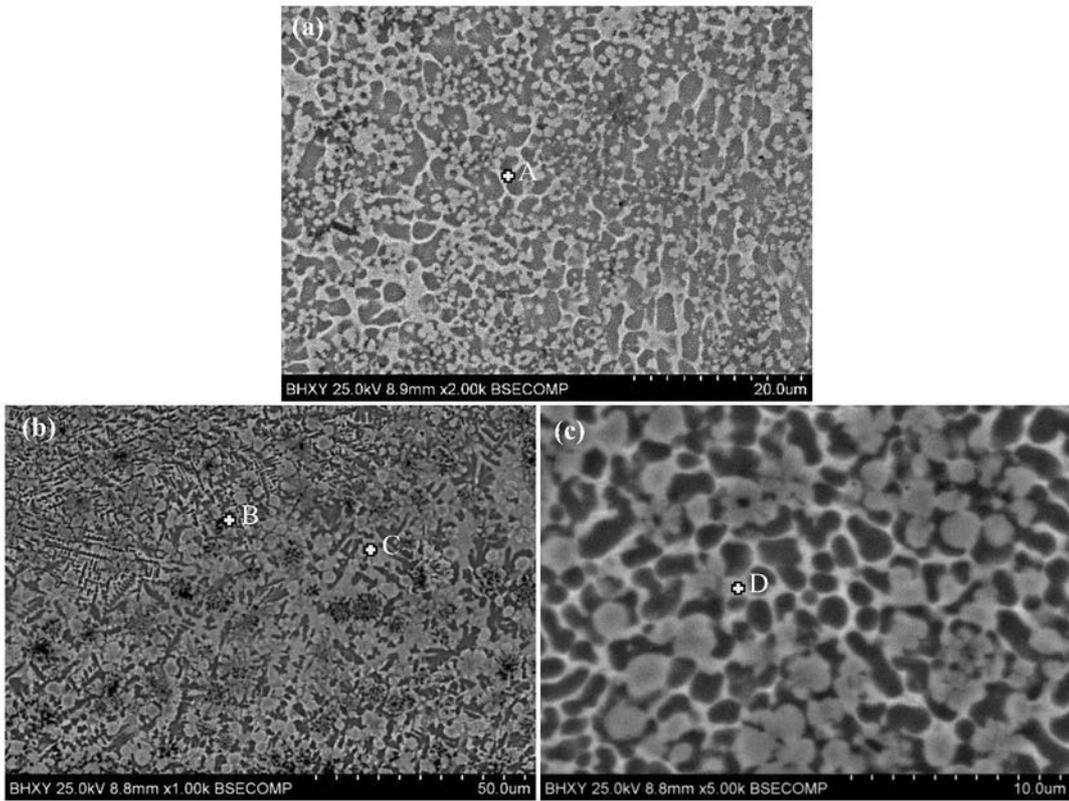


图11

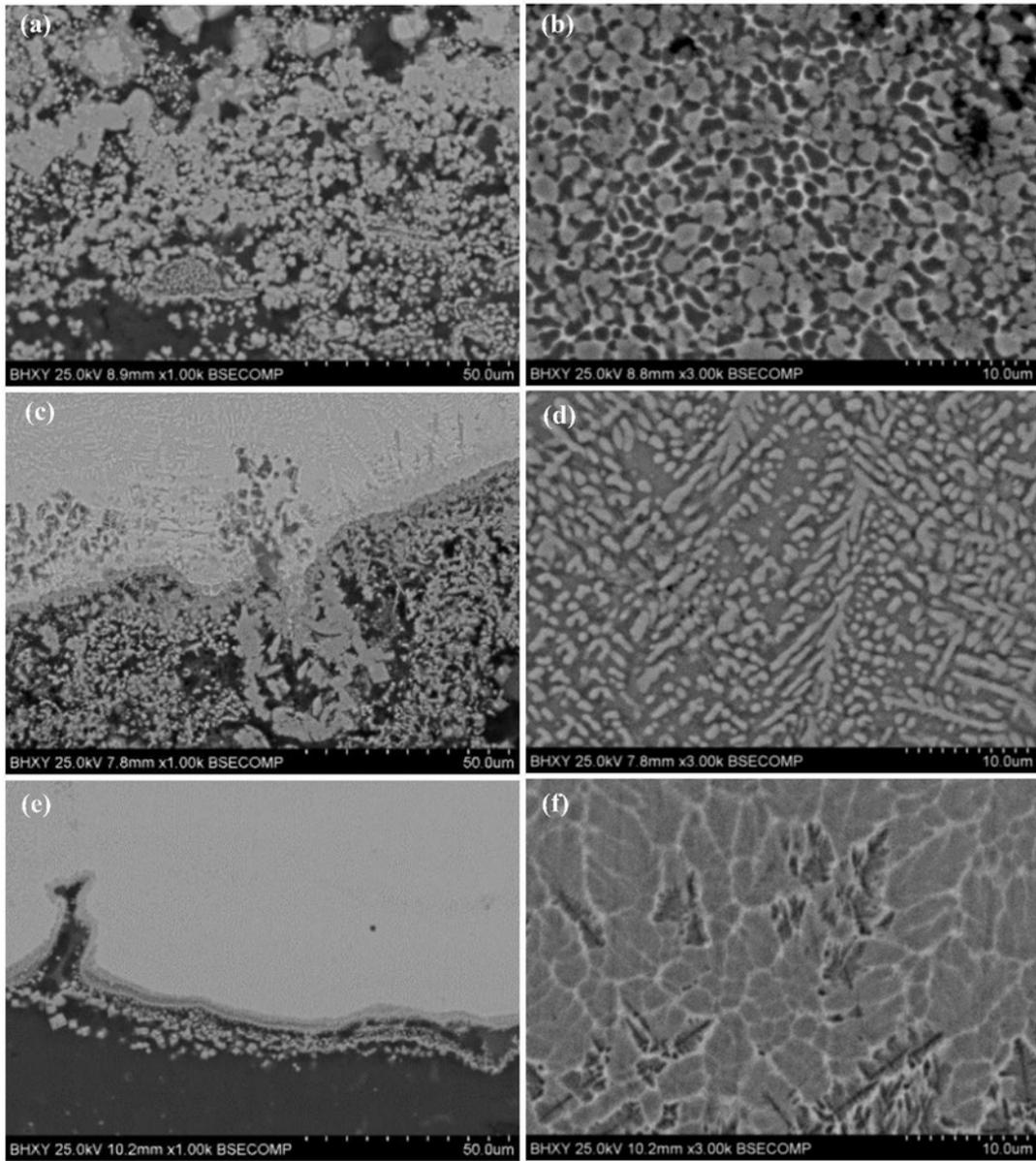


图12

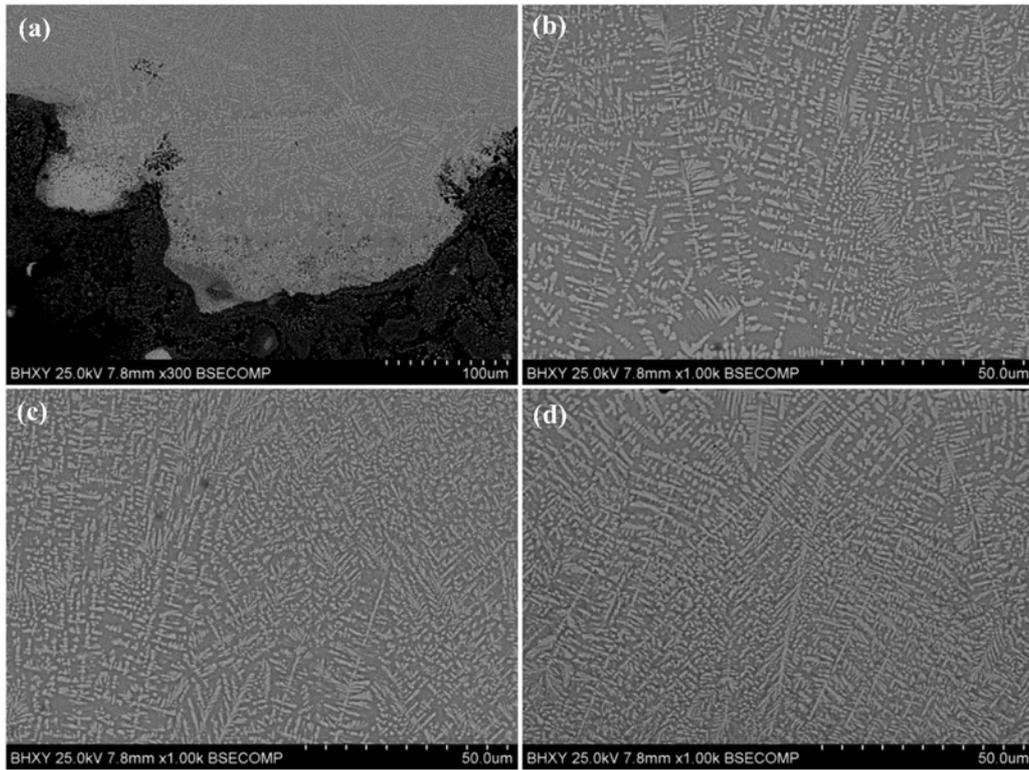


图13

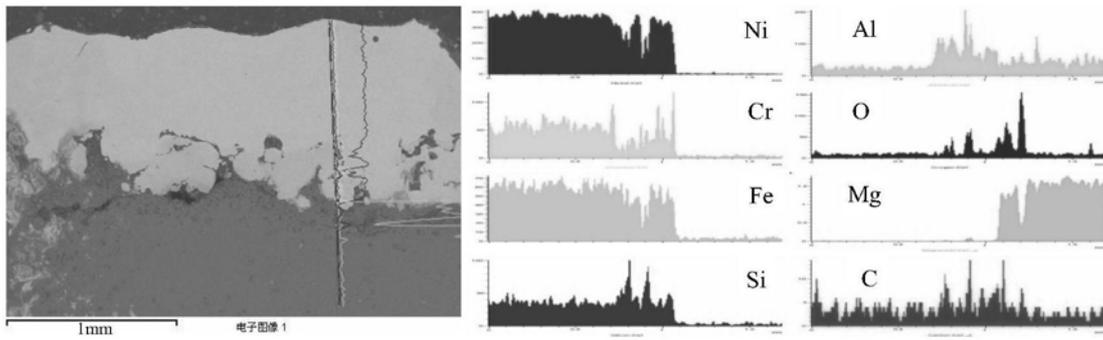


图14

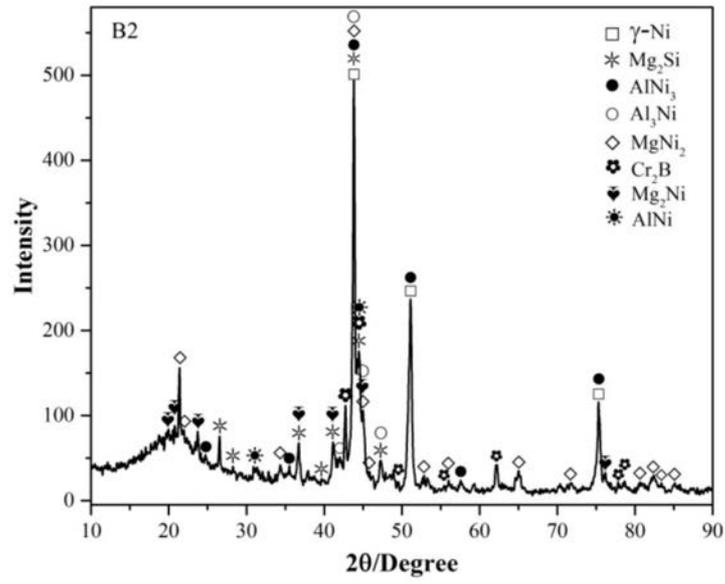


图15

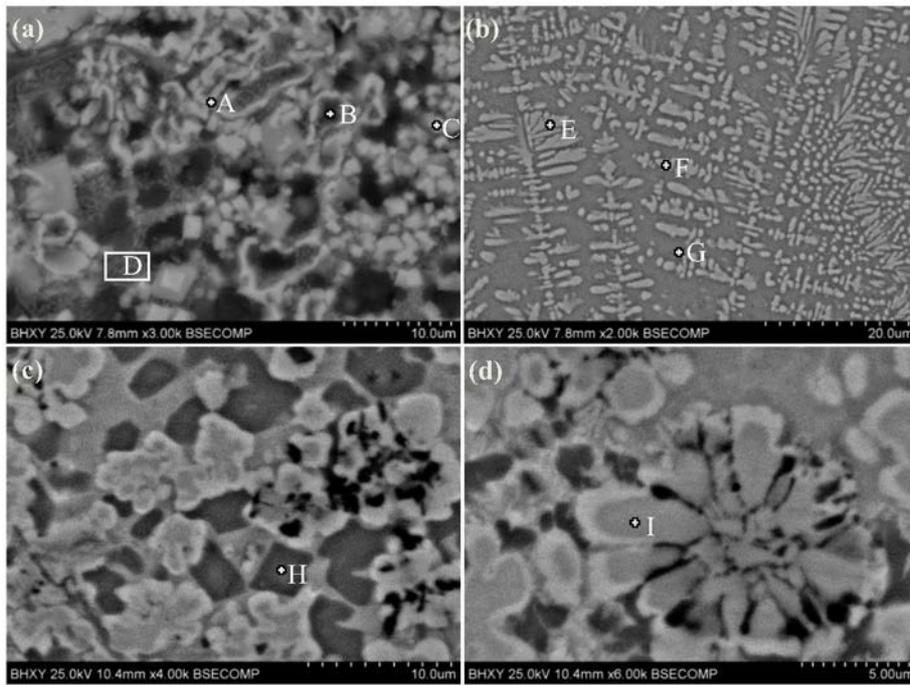


图16

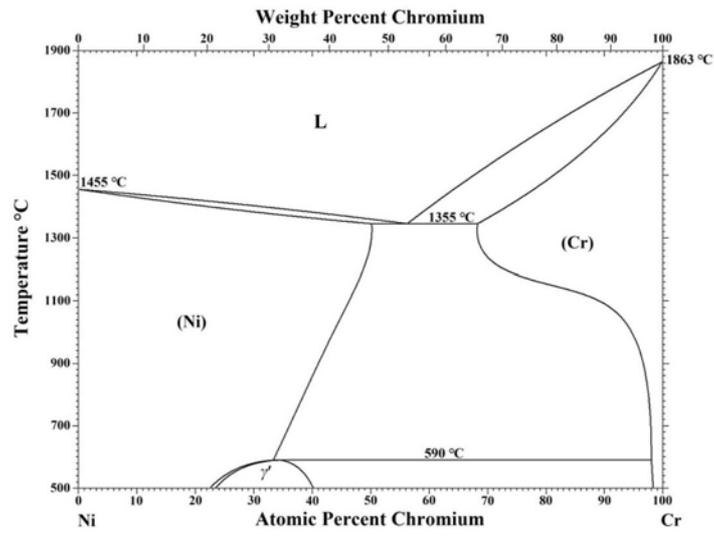


图17

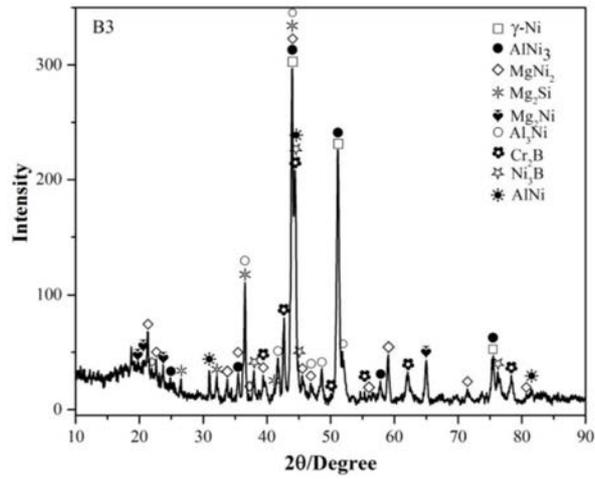


图18

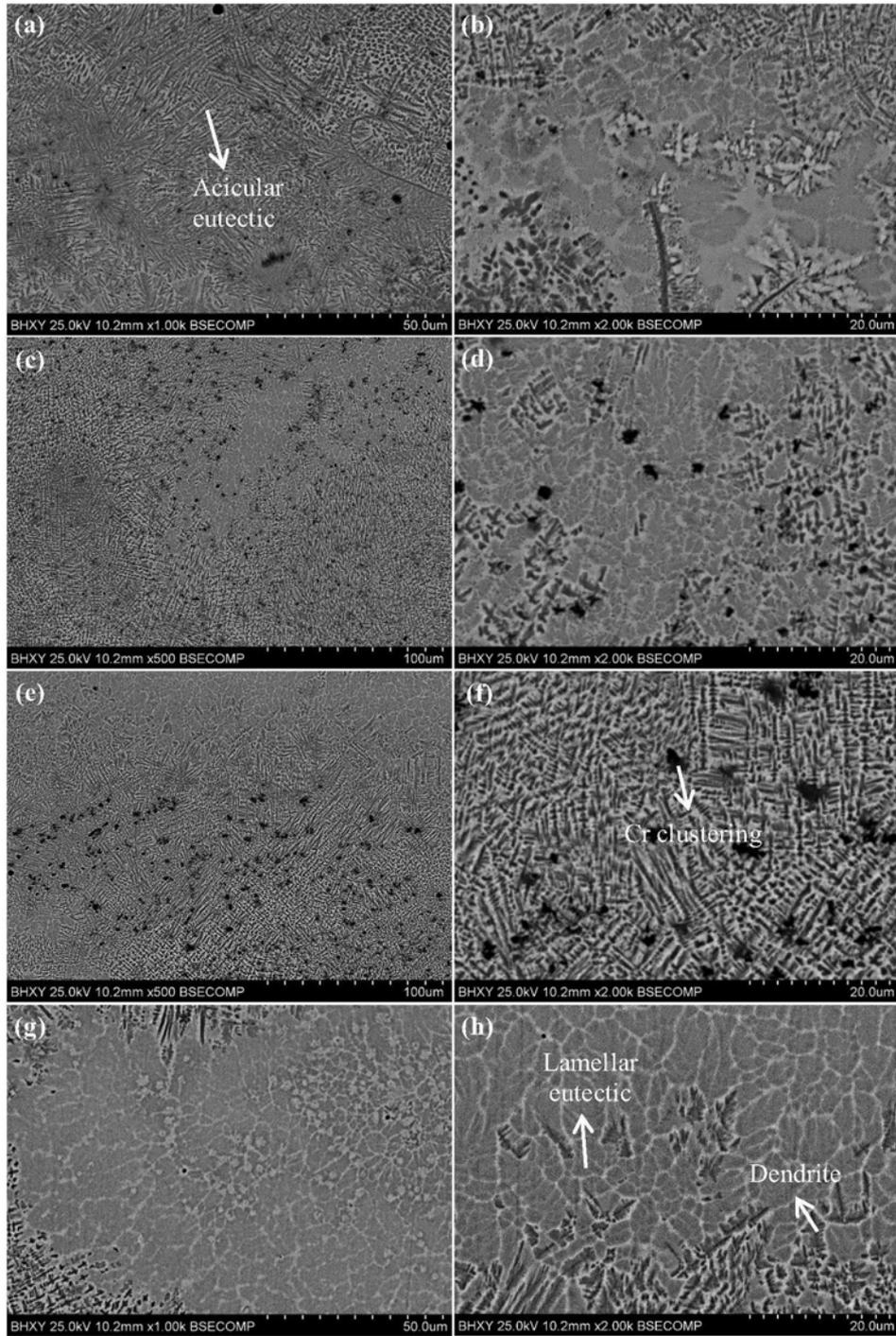


图19

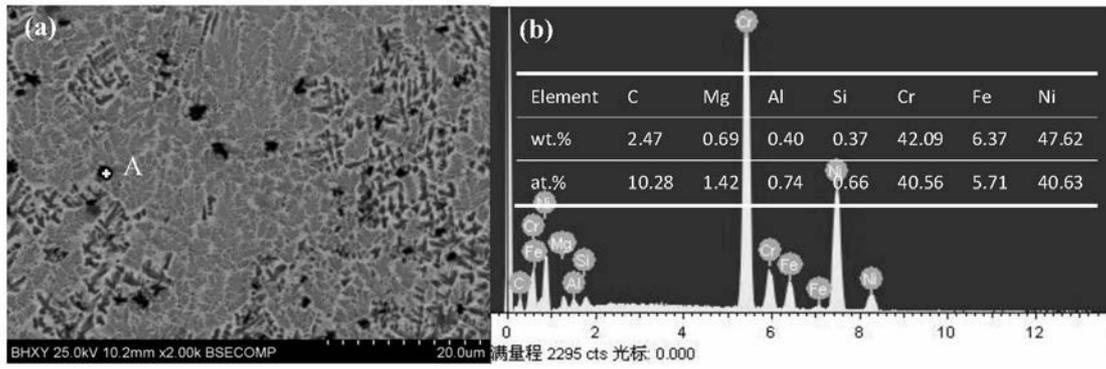


图20

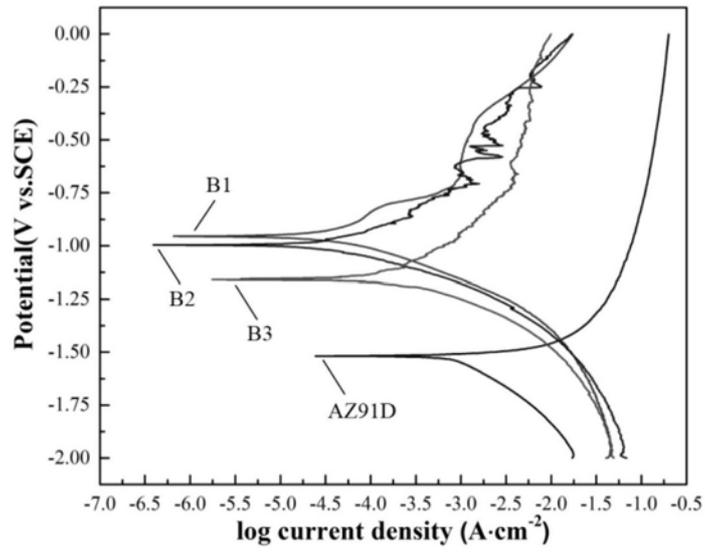


图21

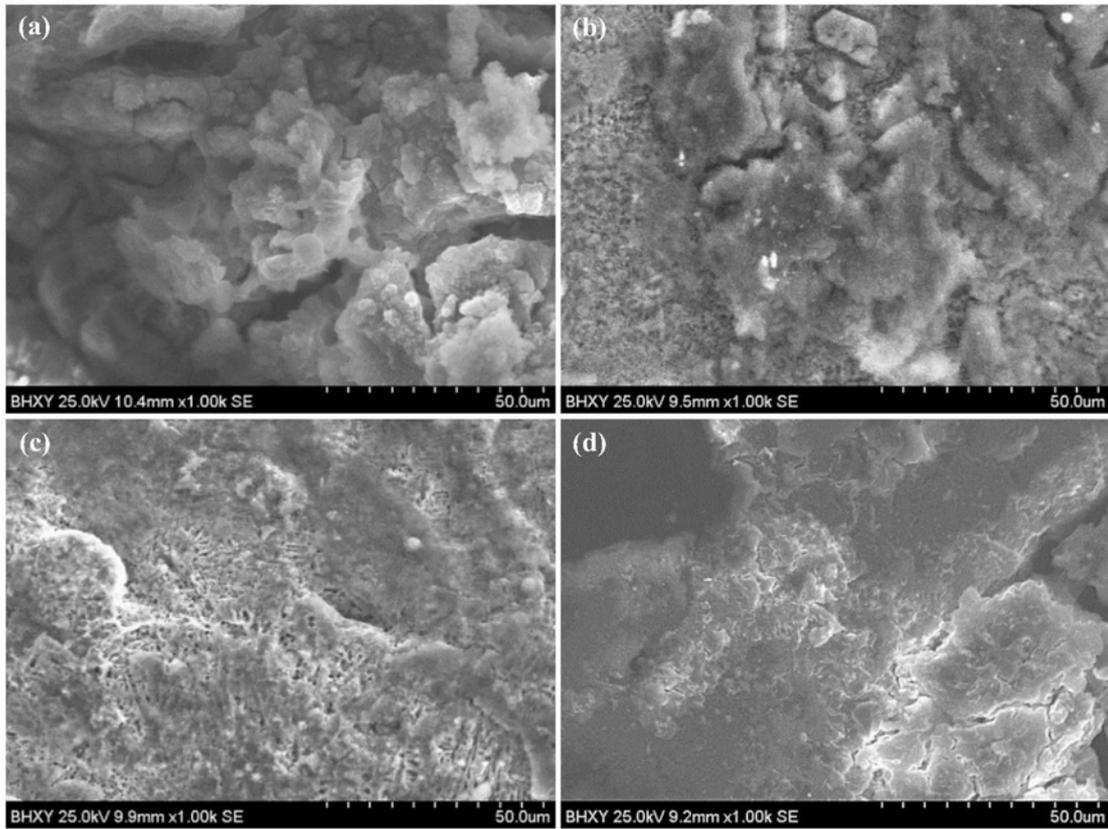


图22

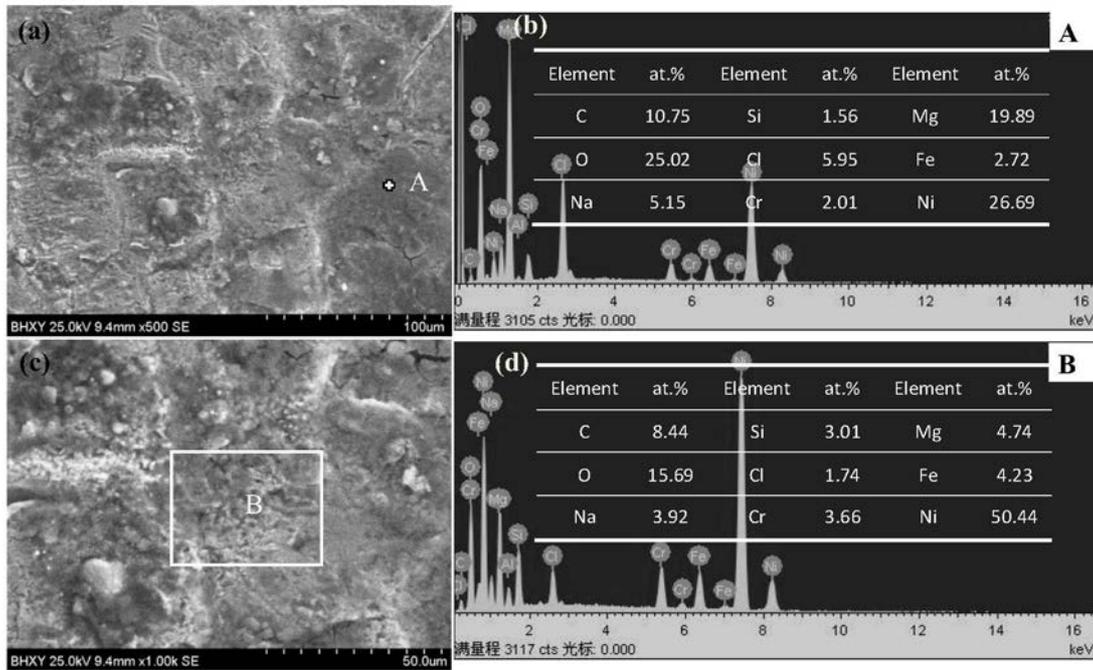


图23