

液 Zn 对 Fe_2Al_5 涂层侵蚀的相变过程研究^{*}

孙文秀 阎殿然[†] 陈学广 董艳春 李香芝

(河北工业大学材料科学与工程学院,天津 300132)

(2009 年 9 月 25 日收到;2009 年 10 月 12 日收到修改稿)

本文对 Fe_2Al_5 涂层在液态 Zn 中的侵蚀相变过程进行了研究,实验结果表明:在侵蚀初期,靠界面张力平衡的作用,先发生热侵蚀,在试样表面形成热蚀沟,当热蚀沟达到一定程度后,液 Zn 与 Fe_2Al_5 相由不浸润变为浸润;同时 Zn 原子扩散进入 Fe_2Al_5 相并形成 $\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{-Zn}_x$ 固溶体相(η 相);随着侵蚀时间的增加,发生在腐蚀界面上的液 Zn 对 Fe_2Al_5 涂层的侵蚀过程是恒温相变过程,相变过程使 Fe_2Al_5 涂层发生定向熔化. 相变的驱动力来自于相成分的改变所引起的各相自由能的变化及各相间的相平衡的重新建立.

关键词: 液态锌侵蚀, 热侵蚀, 定向熔化, 侵蚀相变

PACC: 0570F, 6470J, 8130M, 8160

1. 引 言

有关文献报道^[1], Zn 浴中含有质量百分比为 0.1%—0.2% 的 Al, 在镀 Zn 层的底部形成 Fe-Al 金属间化合物可以阻碍 Zn 原子的扩散, 减缓液 Zn 对钢基体的侵蚀. 然而, 在镀层存在 Fe-Al 金属间化合物的情况下, 熔融 Zn 对基体的侵蚀过程并不十分清楚. 对侵蚀产物 Fe-Zn 合金相的形成位置存在两种不同的见解, 一种认为是 Al 消耗模型^[2,3], 初始的 Fe-Zn 合金相是在 Fe-Al 合金/液 Zn 的界面上形成, 即熔融的 Zn 侵蚀 Fe-Al 合金, 最终在 Fe-Al 合金/液 Zn 的界面上形成 Fe-Zn 合金相; 另一种见解为 Zn 扩散模型^[4-6], 这种见解认为, 初始的 Fe-Zn 合金相是在 Fe 基体/Fe-Al 合金的界面上形成, 即 Zn 原子扩散穿过 Fe-Al 合金层后, 在 Fe 基体/Fe-Al 的相界面上形成 Fe-Zn 合金相. 这两种不同见解的本质涉及熔融 Zn 对 Fe-Al 合金的侵蚀的机理不同.

液态金属对固态金属侵蚀过程的研究, 其核心是固/液界面上的相变及形貌变化. 有关固/液界面形貌的研究, 目前多集中在液态金属的凝固过程, 有关合金熔体快速凝固过程中组织形成的规律的研究一直是凝聚态物理和材料科学共同关注的课题之一^[7-11], 并采用相场法等模拟方法对凝固过程

及其影响因素进行了系统研究, 取得一些重要的成果^[12,13]. 但液态金属对固态金属腐蚀过程与固态金属的凝固(或熔化)存在着本质的区别. 凝固过程是一个由高温到低温的相变过程, 它完全遵循结晶的规律. 而液态金属对固态金属的腐蚀是一个在高温(恒温)下腐蚀界面缓慢推进过程, 原子的扩散主要是在固态金属内进行, 因此相场、温度场、溶质场等对侵蚀过程的影响就变得十分复杂. 因此, 有关液态金属对固态金属腐蚀相变的文献报道很少.

本文主要研究了液态 Zn 侵蚀 Fe_2Al_5 相变的过程, 分析了侵蚀机理, 研究发现, 熔融金属对异种固态金属的侵蚀不同于一般的电化学及化学侵蚀, 它是一种靠相变驱动力所发生的固相恒温定向熔化过程. 本文主要介绍了液态 Zn 侵蚀 Fe_2Al_5 相的相变过程.

2. 实验方法

试样的基体材料为 Q235 钢 (Fe-C 质量百分比为 0.14%—0.22%), 经喷砂处理, 使试样表面的粗糙度 R_a 达到 4.5, 采用等离子喷涂的方法在试样表面热喷涂 Al, 再进行高温扩散处理在基体表面制备 Fe-Al 金属间化合物, 喷涂 Al 层的厚度为 0.60 mm. 扩散工艺为 900 °C 加热 2 h. 在渗 Al 过程中, 为了防止 Al 被氧化, 扩散处理是在中性气氛中加热及冷

^{*} 天津市高技术研究计划资助的课题.

[†] 通讯联系人. E-mail: yandianran@126.com

却. 将带有 Fe₂Al₅ 涂层的试样放入液 Zn 中,液 Zn 的温度选用常规的高温镀 Zn 温度 620 ℃. 经不同时间侵蚀后,对取出的试样利用扫描电子显微镜 (SEM) 及电子散射能谱 (EDS) 等对侵蚀过程进行观察,并分析其相变过程.

3. 试验结果及分析

3.1. 液 Zn 侵蚀 Fe₂Al₅ 相的 XRD 分析

等离子喷涂 Al 涂层经 900 ℃ 下加热 2 h 扩散处理前后的组织形态变化如图 1 所示,可以看出,处理前 (图 1(a)) 喷 Al 层与基体间有明显的分界线,二者的结合属于机械结合. 而经扩散处理后 (图 1b),在基体的表面形成 A,B,C 三种不同渗层. 对上述涂层进行 X 射线衍射 (XRD) 分析 (如图 2). 可以看出,渗层表面的主峰相为 Fe₂Al₅,另有少量的 Al₂O₃; 渗层截面的主要构成相是 Fe₂Al₅,FeAl,

Fe₃Al,还有少量 Fe₃O₄ 及 Fe_{1.88}C_{0.12} 相. Al₂O₃ 及 Fe₃O₄ 是由于 Al 及 Fe 的氧化所致,而 Fe_{1.88}C_{0.12} 可能是钢内的 Fe₃C 被还原所致. 对不同渗层进行能谱分析,结果如表 1 所示,结果发现其中 A,B,C 区的 Al 质量百分比含量分别为 52.42%,25.93% 和 9.38%. 依据 Fe-Al 二元相图^[14],在平衡条件下 Fe₂Al₅ 的 Al 质量百分比含量为 52.7%—55.4%,FeAl₂ 的 Al 质量百分比含量为 49.0%,FeAl 的 Al 质量百分比含量约为 20%—30%,从而可以确定,图 1 中的 A 层为 Fe₂Al₅ 层,B 层为 FeAl,C 层为溶有 Al 的 α-Fe 相. 由图 1 还可看出,A 层的颜色较 B 层深,且每层内由表向里颜色逐渐变浅,这是 Al 元素的含量不同所致. 依据 Fe-Al 相图,在 Fe₂Al₅ 及 FeAl 之间还应存在 FeAl₂ 相区,但在渗层中并不存在这一区域,这是因为 FeAl₂ 相为亚稳态,当它形成后便会发生分解 (3 FeAl₂ = Fe₂Al₅ + FeAl; ΔH₂₉₈⁰ = -5191.63 J/mol)^[15].

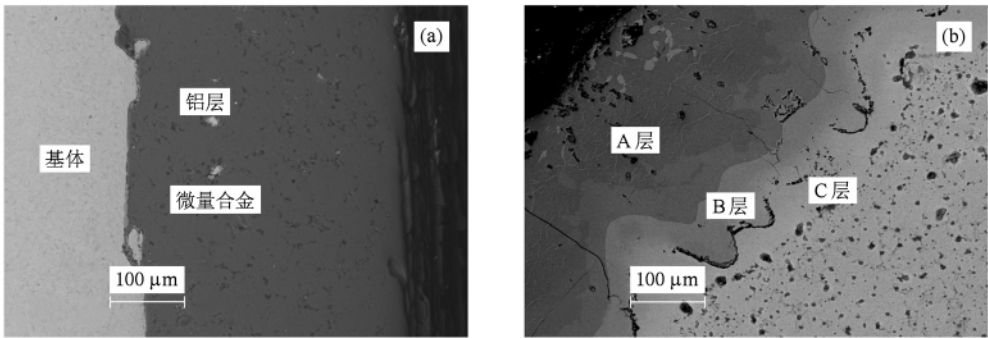


图 1 等离子喷涂 Al 试样扩散处理后的 SEM 照片 (a) 扩散处理前,(b) 900 ℃ 加热 2 h 扩散处理后

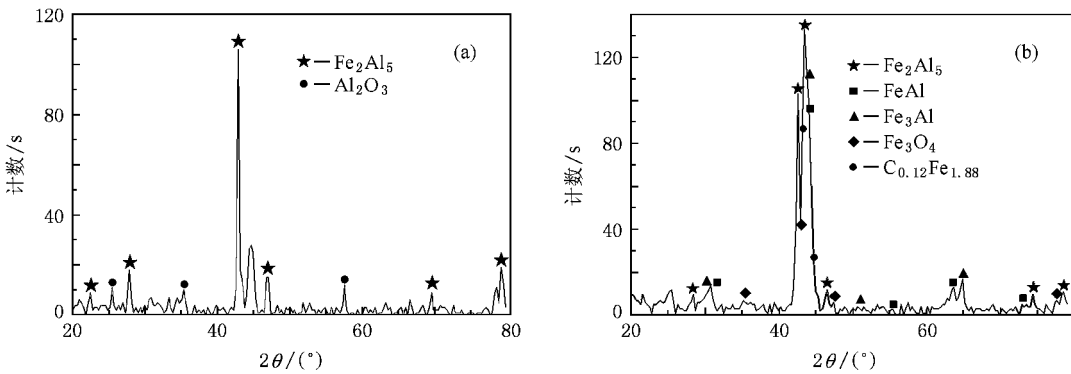


图 2 Al 涂层试样扩散处理前后的 XRD 谱线 (a) 渗层表面,(b) 渗层截面

3.2. 液 Zn 侵蚀 Fe₂Al₅ 相的显微观察

当表面有 Fe₂Al₅ 层的试样浸入,在侵蚀初期

(约 7 h),将试样从液 Zn 内提出,表面不沾 Zn,试样与液 Zn 不润湿. 随着浸入时间的延长,涂层与液 Zn 由不润湿变得润湿. 图 3 为液 Zn 对 Fe₂Al₅ 层侵

蚀初期表面的 SEM 照片. 由图 3 可以看出,在试样表面沿着晶界形成一些热蚀沟,不同部位热蚀沟的宽度不同,在晶界的交会处热侵蚀严重. 这表明在侵蚀初期,液 Zn 对 Fe_2Al_5 层主要是热侵蚀. 图 3 中不同区域的 EDS 分析结果如表 2,可看出 Zn 的质量百分比含量在 A、B、C 处分别为 85.18%、41.58% 和 19.44%. 这表明,在侵蚀初期 Zn 原子沿着 Fe_2Al_5 层的晶界及表面向涂层内部扩散,沿晶界扩散的速度明显高于晶内.

表 1 图 1(b) A、B 和 C 区 EDS 分析结果 (质量百分比)

位置	Fe/%	Al/%
A 区	47.58	52.42
B 区	72.51	25.93
C 区	90.62	9.38

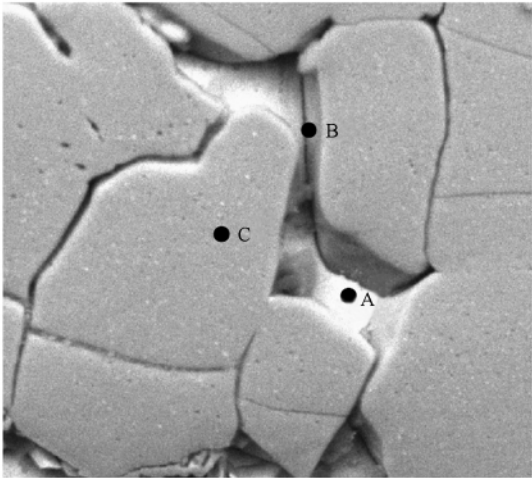


图 3 Fe_2Al_5 层在液 Zn 内侵蚀初期的 SEM 照片

图 4 为侵蚀后期试样表面的 SEM 照片,由图 4

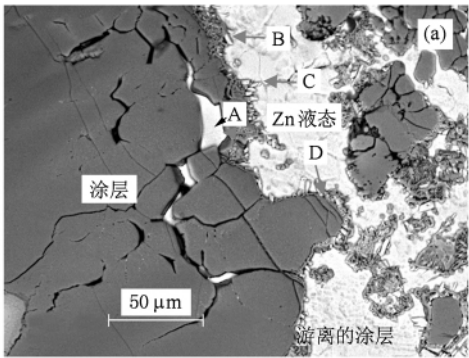


表 2 图 3 中 A、B、C 三区成分分析结果

位置	Zn/%	Fe/%	Al/%	O/%
A 区	85.18	5.41	3.60	1.3
B 区	41.58	46.85	11.56	
C 区	19.44	43.15	37.41	

(a) 可看出,当晶界上的 Zn 含量达到一定程度后,在晶界上便形成富 Zn 的液相 (A 区),液相逐渐把 Fe_2Al_5 层瓦解并使其游离于锌液之中. 另外还发现,液 Zn 与 Fe_2Al_5 之间有四种不同的金相形态:一是液 Zn 与 η 相直接接触 (A 形态);二是在液 Zn 与 η 相之间存在着两相共晶组织 (B 形态),图 4(b) 是 B 区的局部放大;三是在共晶区的前沿,有白色相沿垂直于截面的方向长入液体 (C 形态);四是白色相依附 η 相长入液体 (D 形态). 对图 4(b) 中长入液体内的相 (1 点),共晶区域 (2 点) 及未被侵蚀的区域 (3 点) 进行 EDS 分析,其结果如表 3. 结合 Fe-Zn 二元相图^[16,17],确定点 1 为 δ 相 (FeZn_7),由 Fe-Zn-Al 三元相图^[2,18],确定 2 点为 $(\eta + \delta)$ 的共晶组织 (其中 η 为 $\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{-Zn}_x$). 由此可见,在侵蚀初期, Fe_2Al_5 首先形成 η 相,随着侵蚀时间的延长,在 η 与液 Zn 之间形成以下四种侵蚀形貌,即 η/L (液相)、 $\eta/\text{共晶}(\eta + \delta)/\text{L}$ 、 $\eta/\text{共晶}(\eta + \delta)/\delta + \text{L}$ 及 $\eta/\delta + \text{L}$,侵蚀区内的相 (组织) 界面的平移,使 Fe_2Al_5 相被侵蚀.

表 3 图 4(b) 中所对应的成分

位置	Fe/%	Al/%	Zn/%	O/%
1	7.65	0.00	83.64	6.89
2	52.08	26.55	14.06	7.31
3	44.64	42.30	13.06	0.00

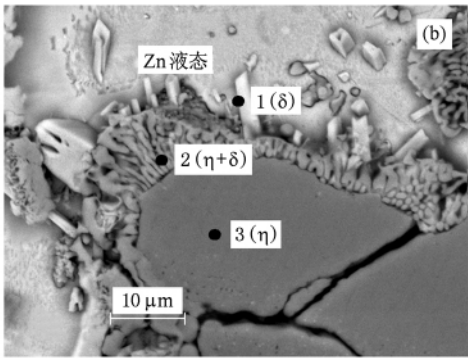


图 4 液 Zn 侵蚀 Fe_2Al_5 相的界面状况 (a) 侵蚀的界面状况, (b) 界面的局部放大

4. 液 Zn 侵蚀 Fe₂Al₅ 相变过程的分析

4.1. 热侵蚀的分析

热侵蚀是由界面能的平衡所引起,如图 5 所示,为满足液 Zn/Fe₂Al₅ 界面张力与 Fe₂Al₅ 晶界界面

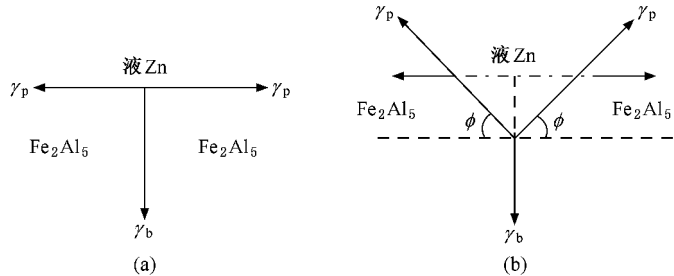


图 5 由界面张力平衡所引起的热侵蚀示意图 (a) 侵蚀前,(b) 侵蚀后

4.2. 侵蚀相变的分析

液 Zn 对 Fe₂Al₅ 涂层的腐蚀是一个高温下的恒温腐蚀过程,在这一过程中始终存在着原子的扩散,Zn,Fe 等原子的扩散会引起液 Zn/Fe₂Al₅ 界面上各相成分的变化,相成分的改变必然引起各相自由能的变化,这种变化破坏了原有各相间的相平衡,各相自由能的降低及新的相平衡的建立便是发生在腐蚀界面上的相变驱动力,也就是说,相变的驱动力来自于相成分的改变所引起的各相自由能的变化及各相间的相平衡的重新建立.在相变驱动力的作用下,发生在腐蚀界面上的相变过程是按着 Fe-Zn-Al 三元合金在腐蚀温度下的相平衡规律进行的.

Fe₂Al₅ 相具有斜方点阵,Al 原子占据 c 轴节点位置,但在 c 轴有 30% 的空位^[20].表 3 的数据表明,当 Zn 原子沿着 Fe₂Al₅ 层的晶界及表面向 Fe₂Al₅ 层内扩散时,Zn 原子溶入 Fe₂Al₅ 内占据 Al 原子的空位,形成 Fe₂Al₅-Zn_x 固溶体(η 相).参考 Fe-Zn-Al 相图(图 6) η 相在 450 ℃ 是稳定相(η 相区),其最大溶 Zn 质量百分比为可达 14%—21%.当 η 相的溶 Zn 量达到其最大溶解度后,η 相晶界上合金的成分点(O₁)进入 Fe-Zn-Al 三元相图的 L+η 两相区(图 6(c)),此时在晶界上便形成富 Zn 的 L 相(如图 4(a)的 A 区).η 与 L 相在界面上保持平衡的状态,依据 Fe-Al-Zn 相图,在 L+η 两相区内,与 η 相呈平衡共存的 L 相含 Fe 较少,主要是 Zn-Al

张力的平衡,Fe₂Al₅ 内垂直于表面的晶界处便优先被侵蚀,形成热蚀沟.热蚀沟所张开的角度为(180°-2φ),φ 值的大小可近似的表示为 $\sin\phi \cong \frac{\gamma_b}{2\gamma_p}$,γ_b 为 Fe₂Al₅ 的晶界能,γ_p 为液 Zn/Fe₂Al₅ 的相界张力^[19].热侵蚀并没有相变发生,主要是由于界面张力平衡驱动的原子扩散所引起.

合金,在 η 相的晶界上最初形成的液相,较其他区域的液 Zn,Al 含量相对较高,Zn 的含量较低,对应相图 L 相的成分点相对远离纯 Zn 点,设为 L_{a1} 点.与 L_{a1} 呈平衡共存的 η 相的成分点为 c₁ 点,此时晶界上的合金呈现 η_{c1}+L_{a1} 两相共存,这种情况对应于图 4(a) 的 A 种状态的界面.随着侵蚀时间的延长,晶界上液 Zn 含量逐渐升高,液相的成分相应发生 L_{a1}→L_{a2},η 相的成分由 η_{c1}→η_{c2},相界面上合金的成分由 O₁→O₂₋₁.随着界面上合金的成分点的变化 O₂₋₁→O₂₋₂→O₂₋₃⋯,依据杠杆定律,L 相的相对含量逐渐增加,η 相的量逐渐减少,从而发生 η→L 的侵蚀相变,η 相被逐渐侵蚀,导致 η 相被 L 相瓦解(如图 4(a)).

当界面上 L 的成分点达到 L_b 时,η 相的成分点相应变为 η_d,界面上合金的成分点(O₃)便进入 η+δ+L 三相区,在固/液界面上有 δ 相形成,形成(η+δ)二元共晶,此时 L 与(η+δ)的界面上保持相平衡的状态,这对应图 4(a) 侵蚀界面的 B 形态.由表 3 的数据可看出共晶区域的 Al 的比例明显低于 η 相,说明液 Zn 对 η 相的侵蚀过程中,η 相的 Al 元素被消耗.随着侵蚀的进行,侵蚀界面上 Zn 的含量进一步升高,界面上合金的成分点也发生 O₃₁→O₃₂→O₃₃⋯的变化,对应这种变化二元共晶(η+δ)的平均成分沿着 de 线变化.当(η+δ)/L 界面上合金的成分点便进入 δ+L 两相区,在(η+δ)共晶组织的前沿便有 δ 相长入 L 的金相形态,如图 4(a) 中的 C 种形态.在 δ

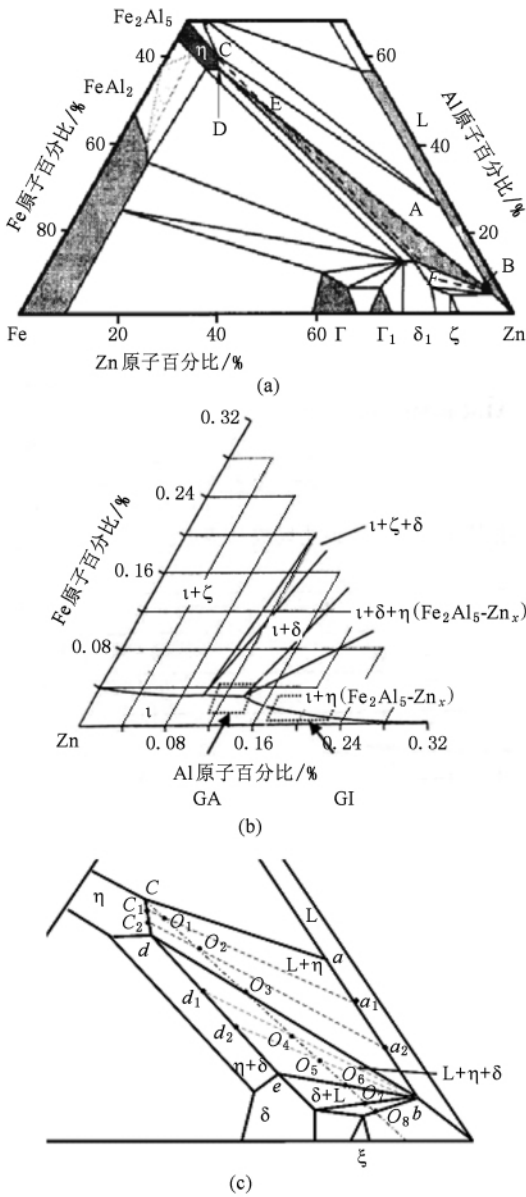


图6 Fe-Al-Zn 三元(450 °C)相图 (b)和(c)为(a)的局部放大

+ L 两相区,随着侵蚀的进行,界面上合金的成分点沿着 $O_6 \rightarrow O_7$ 变化, δ 相对量逐渐减少,当界面上合金成分到达 O_7 时,此时界面上是以 L 相为主,使固相发生了侵蚀。

由此可见,在液 Zn 侵蚀 η 的过程中,侵蚀界面主要存在 η/L , $\eta/(\eta + \delta)/L$, $\eta/(\eta + \delta)/L + \delta$ 及 $\eta/\delta + L$ 及四种状态,这是侵蚀过程不同阶段的体

现。 η/L 界面对应于侵蚀界面合金成分点位于相图的 $\eta + L$ 两相区,侵蚀是靠 L/η 界面推向 η 相而实现。而 $\eta/(\eta + \delta)/L$ 界面对应于侵蚀界面上合金的成分点位于 $\eta + \delta + L$ 三相区,这种情况是靠非平衡界面 $\eta/(\eta + \delta)$ 向 η 相推进及相平衡界面 $(\eta + \delta)/L$ 的保持,使 $L/(\eta + \delta)$ 界面推向 $(\eta + \delta)$,而侵蚀 η 相。在这种界面上发生的相变为 $\eta \rightarrow (\eta + \delta) \rightarrow L$ 相。 $\eta/(\eta + \delta)/L + \delta$ 界面是 L 相同时与 $(\eta + \delta)$ 及 δ 接触,此时固/液界面上的成分点处于 $\eta + \delta + L$ 三相区及 $\delta + L$ 两相区的交界线上,此种侵蚀界面是靠非平衡界面 $\eta/(\eta + \delta)$ 向 η 相推进及 $L/(\eta + \delta)$ 和 δ/L 相平衡界面的保持来侵蚀 η 相。

概括前面的分析,在侵蚀界面上所发生的相变为: $\eta \rightarrow (\eta + \delta)$, $(\eta + \delta) \rightarrow L$, $\delta \rightarrow L$ 。其中 $\eta \rightarrow (\eta + \delta)$ 为非平衡性相变, $(\eta + \delta) \rightarrow L$, $\delta \rightarrow L$ 为平衡性相变。当然,界面的推进及相界面平衡的保持是受 Zn, Al 原子的扩散及液 Zn 流动性所控制。

5. 结 论

熔融金属对异种固态金属的侵蚀不同于一般的电化学及化学侵蚀,它是一种靠相变驱动力所发生恒温定向熔化的过程。液 Zn 对 Fe_2Al_5 相的侵蚀相变过程为:1) 在侵蚀的初期,靠界面能驱动,首先发生热侵蚀,在试样的表面形成热蚀沟。与此同时, Zn 溶入 Fe_2Al_5 相而变成 η 相,并使液 Zn 与 Fe_2Al_5 间由不润湿变为润湿。2) 液 Zn 在侵蚀 η 相的过程中,由于 Zn, Al 原子的扩散,使侵蚀界面上合金的成分连续变化,在侵蚀界面上形成 $\eta + L$, $\eta + \delta + L$, $\delta + L$ 三种相平衡区,从而形成 η/L , $(\eta + \delta)/L$, δ/L 三种相平衡界面及 $\eta/(\eta + \delta)$, $(\eta + \delta)/\delta$ 两种非相平衡界面。侵蚀过程是靠相平衡界面 η/L , $(\eta + \delta)/L$, δ/L 的保持,使相界面移向固体一方,从而导致 $\eta/(\eta + \delta)$ 非相平衡界面中的稳定组织 $(\eta + \delta)$ 移向非稳定组织 η 一方,最终导致 η 相被侵蚀。3) 液 Zn 侵蚀 η 相,相当于在恒温下所发生的定向溶解,在侵蚀界面上所发生的平衡性侵蚀相变有 $\eta \rightarrow L$, $(\eta + \delta) \rightarrow L$ 及 $\delta \rightarrow L$,所发生的非平衡性侵蚀相变有 $\eta \rightarrow (\eta + \delta)$ 及 $(\eta + \delta) \rightarrow \delta$ 。

[1] Kato T , Nunome K , Kaneko K , Saka H 2000 *Acta Mater.* **48** 2257

[2] Inagaki J , Sakurai Y , Nishimoto A 1993 *Tetsu to Hagane* **79** 1273 (in Japanese)

[3] Urednieck M , Kirkaldy J S 1973 *Z. Metal. Kd.* **64** 899

[4] Adachi Y , Arai M 1998 *Mater. Sci. Enging. A* **254** 305

[5] Guttmmann M , Lepretre Y , Aubry A , Roch M J , Moreau T , Drillet P , Maigne J M , Baudin H 1995 *Proceeding of the 3rd International Conference on Zinc and Zinc Alloy Coated Steel Sheet* (Galvatech'95) Warrendale 1995 P295

[6] Zhang J H , Liu Z S , Qin Y Z. 1992 *Acta Phys. Sin.* **41** 1474 (in Chinese) (张建华、刘增山、秦永志 1992 物理学报 **41** 1474)

[7] Wang C P , Liu X J , Ohnuma I , Kainuma R , Ishida K 2002 *Science* **297** 990

[8] Liu X R , Cao C D , Wei B B 2003 *Chin. Phys.* **12** 1266

[9] Long W Y , Cai Q Z ,C L L ,Wei B K 2005 *Acta Phy. Sin.* **54** 256 (in Chinese) [龙文元、蔡启舟、陈立亮、魏伯康 2005 物理学报 **54** 256]

[10] Yao W J , Wei B B ,2003 *Chin. Phys.* **12** 1272

[11] Yao W J , Yang C , Han X J , Chen M , Wei B B ,Guo Z Y 2003 *Acta Phys. Sin.* **52** 448 (in Chinese) [姚文静、杨 春、韩秀君、陈 民、魏丙泼、郭增元 2003 物理学报 **52** 448]

[12] Liu Y , Wang F , Zhu C S , Wang Z P 2006 *Acta Phys. Sin.* **55** 780 (in Chinese) [路 阳、王 帆、朱昌盛、王智平 2006 物理学报 **55** 780]

[13] Li M E ,Yang G C , Zhou Y H 2005 *Acta Phys. Sin.* **54** 454 (in Chinese) [李梅娥、杨根仓、周尧和 2005 物理学报 **54** 454]

[14] Shigeaki K ,Takao Y 2002 *Mater. Sci. Engng. A* **338** 44

[15] Wang D G , Shi Z Y , Zou L J 2003 *Appl. Surf. Sci.* **214** 304

[16] Feutelais Y , Legendre B , de Avillze R R 2002 *J. Alloys Comp.* **346** 211

[17] Su X P , Tang N Y , Toguri J M 2001 *J. Alloys Comp.* **325** 129

[18] Chen Z W , Sharp R M ,Gregory J T 1990 *Mater. Sci. Technol.* **12** 1173

[19] Hu G X , Qian M G 1980 *Metallography* (Shanghai: Shanghai Scientific and Technical Publishers) p331—332 (in Chinese) [胡庚祥、钱苗根 1980 金属学(上海:上海科学技术出版社) 第 331—332 页]

[20] Liu B J 1995 *Hot Dip Aluminizing for Steel and Iron* (Beijing: metallurgical industry press) p145 (in Chinese) [刘邦津 1995 钢材的热浸镀铝 (北京:冶金工业出版社) 第 145 页]

Erosion phase transition of Fe_2Al_5 coating in molten zinc^{*}

Sun Wen-Xiu Yan Dian-Ran[†] Chen Xue-Guang Dong Yan-Chun Li Xiang-Zhi

(School of Material Science and Engineering, Hebei University and Technology, Tianjin 300132, China)

(Received 25 September 2009; revised manuscript received 2 December 2009)

Abstract

The mechanism of erosion phase transition of Fe_2Al_5 coating in molten zinc was investigated. Experimental results indicated that etched grooves caused by interfacial tension equilibrium driving formed on sample surface. The Fe_2Al_5 phase, on where zinc did not adhere at the early stage of erosion, was infiltrated by zinc and solid solution $\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{-Zn}_x$ (η phase) was formed due to zinc atoms diffusing into Fe_2Al_5 phase. The erosion process of Fe_2Al_5 in molten zinc is directed melt at the interface caused by phase transition to drive. There were three types of phase interface η/L , $\eta/(\eta+\delta)/\text{L}$ and $\eta/(\eta+\delta)/\delta+\text{L}$ formed in corroded area. The solid (S) / liquid (L) interface was phase-equilibrium interface and the S/S interface like $\eta/(\eta+\delta)$ and $(\eta+\delta)/\delta$ were non phase-equilibrium interfaces at erosion temperature. The demand of phase-equilibrium interfaces and phase transitions of non-equilibrium interfaces, $\eta \rightarrow (\eta+\delta)$ and $(\eta+\delta) \rightarrow \delta$, made the S/L interface move towards to solid phase and Fe_2Al_5 phase was corroded by molten zinc.

Keywords: molten zinc erosion, thermal etched, directed melt, corrosion phase transition

PACC: 0570F, 6470J, 8130M, 8160

^{*} Project supported by the Advanced Technology Research Program of Tianjin, China.

[†] Corresponding author. E-mail: yandianran@126.com