

稳恒磁场对 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶中间相生长的影响*

孙宗乾¹⁾ 钟云波^{1)†} 范丽君¹⁾ 龙琼¹⁾ 郑天祥¹⁾ 任维丽¹⁾
雷作胜¹⁾ 王秋良²⁾ 王晖²⁾ 戴银明²⁾

1) (上海大学上海市现代冶金与材料制备重点实验室, 上海 200072)

2) (中国科学院电工研究所应用超导重点实验室, 北京 100190)

(2013年1月10日收到; 2013年3月11日收到修改稿)

本文考察了 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶在 1200 °C 无磁场以及稳恒磁场下扩散层生长规律. 利用真空浇注强制冷却技术制备 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶, 将制备的扩散偶进行 1200 °C 不同磁感应强度下的热处理. 对获得热处理后试样进行 SEM 与 EDS 线扫描分析, 结果表明, 无论无磁场还是稳恒磁场下 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶均生成两个扩散层, 即 FeSi 相层和 Fe-Si 固溶体层, 并且发现 0.8 T 下的两个扩散层宽度均小于 0 T 磁场下试样. 按照抛物线规律, 计算了扩散偶中间扩散层的互扩散系数, 发现 0.8 T 磁场下 FeSi 相层和 Fe-Si 固溶体层的互扩散系数较无磁场下分别降低了 26.7% 与 34.1%. 通过对磁吉布斯自由能的计算, 发现 0.8 T 磁场对扩散激活能 Q 的影响不足以影响扩散过程. 但扩散过程中原子振动频率 ν 会受到磁场的影响, 进而影响扩散常数 D_0 , 磁场对原子振动频率的影响可以用拉莫尔旋进理论进行解释.

关键词: Fe-Fe50wt.%Si 扩散偶, 稳恒磁场, FeSi 相, Fe-Si 固溶体

PACS: 68.35.Fx, 66.30.Ny, 66.30.Dn, 81.10.Jt

DOI: 10.7498/aps.62.136801

1 引言

磁场作为一种无接触的外场引入材料加工和制备领域, 是近年来研究探索的热点之一, 尤其对于铁磁性材料来说, 磁场对其加工过程中的影响非常大^[1,2]. 磁场可以无接触的影响原子的运动, 同时可以诱导取向过程还能增加材料的各向异性, 因此有众多学者对磁场下金属及合金中的扩散过程展开了深入研究^[3-5]. Hiromichi 等^[6] 研究了磁场下 Fe-Fe0.87 wt.%C 扩散偶中 C 的扩散行为, 发现 6T 稳恒磁场下 C 在 α -Fe 中的扩散系数较无磁场下降了 67%, 而在 45T/m 梯度磁场下 C 在 α -Fe 中的扩散系数较无磁场提高了 115%. 任晓等^[7] 研究了 Al-Cu 扩散偶在稳恒强磁场下的扩散行为, 发

现磁场下中间相厚度显著增加, 磁场促进了 Al-Cu 的互扩散过程. Li 等^[8] 研究了 Mg-Al 扩散偶在稳恒强磁场下的扩散行为, 发现磁场下中间相厚度明显降低, 说明磁场抑制了 Mg-Al 互扩散过程. 而 Hideo 等^[9] 研究了 Ni 在 Ti 中的扩散, 发现 4T 磁场下 Ni 在 Ti 中的扩散系数变化并不明显. 由此, 我们可以看出, 随合金体系的不同, 磁场对其扩散过程的影响情况并不相同. 对铁硅体系而言, 其典型的应用在于硅钢的制备, 而硅钢在适当的温度和适当的磁场中退火, 其磁性能将显著增加^[10,11]. 显然, 磁场的施加对硅钢中的原子扩散产生了显著的影响, 此外, 在 6.5%Si 的高硅钢制备过程中, 为解决其脆性而采用的 CVD 法、粉末冶金法、复合电沉积法、熔盐电解法等近终型薄带制备工艺中^[12], 最为重要的环节也在于铁硅的相互扩散. 为此, 本

* 国家自然科学基金-钢铁联合基金重点项目 (批准号: 51034010) 资助的课题.

† 通讯作者. E-mail: yunboz@staff.shu.edu.cn

文采用 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶考察了稳恒磁场下 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶中间扩散层的生长行为, 同时对稳恒磁场影响扩散的机理展开了初步的分析.

2 实验方法

本实验所用 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶采用真空

浇注法制备. 先将分析纯铁粉和纯度为 99.9% 的硅粉按照 Fe50 wt.%Si 的配比混合均匀, 放入真空炉内的高纯刚玉坩埚中进行高频感应熔化, 并采用红外测温仪监测温度, 在 1370 °C 的熔炼温度下保温 20 min, 然后将合金液快速浇入感应线圈下方的带强制冷却的纯铁坩埚 (内壁光洁无油污) 内, 如图 1 所示.

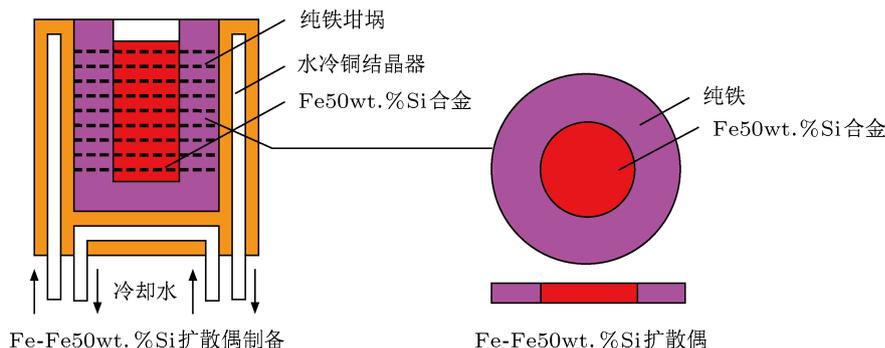


图 1 实验用扩散偶制备示意图

待试样冷却后取出, 利用线切割切成 3 mm 厚薄片, 经过研磨、抛光, 进行扫描电镜 (SEM) 照片观察与能谱 (EDS) 线扫描分析可以发现 Fe 和 Fe50 wt.%Si 合金界面处形成一薄层的扩散层且扩散程度基本相同, 此时形成了较为良好的扩散偶界面, 因此通过真空浇注强制冷却技术可以制备出多个初始状态相当的 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶. 原始扩散偶的 SEM 照片与 EDS 线扫描分析结果如图 2 所示. 通过图 2(a) 与 (b) 的对照, 我们可以发现 Fe 和 Fe50 wt.%Si 连接界面结合紧密, 在界面附近硅含量由 50 wt.%Si 经过小于 20 μm 的结合层突变至 0. 我们可以认为真空浇注法制备的扩散偶符合热处理实验要求.

将 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶放入真空扩散炉, 抽真空到 10^{-3} Pa, 然后充入 99.999% 的高纯氩气, 直至真空炉中的压力达到 10^5 Pa. 开启控温仪, 以 $10^\circ\text{C}/\text{min}$ 的升温速率将炉膛温度升到 1200°C 保温, 保温时间为 3—12 h, 保温时间结束后, 再以 $10^\circ\text{C}/\text{min}$ 的冷却速度冷却到室温, 在整个加热-保温-降温过程中施加 0—0.8 T 的稳恒磁场, 磁场下 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散实验装置如图 3 所示.

将热处理扩散后的试样水磨至 2500#, 抛光, 用无水乙醇擦拭, 吹干. 采用 TESCAN 扫描电镜分析扩散界面的形貌, 采用 Bruker 的 XFlash Detector

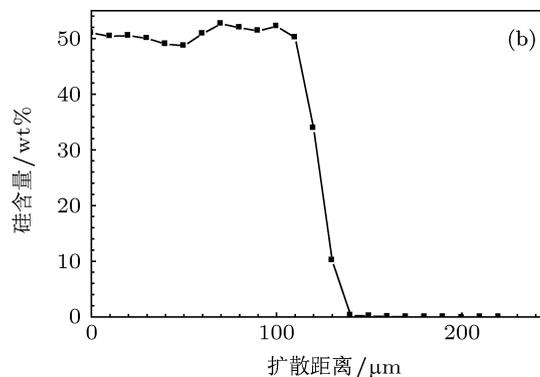
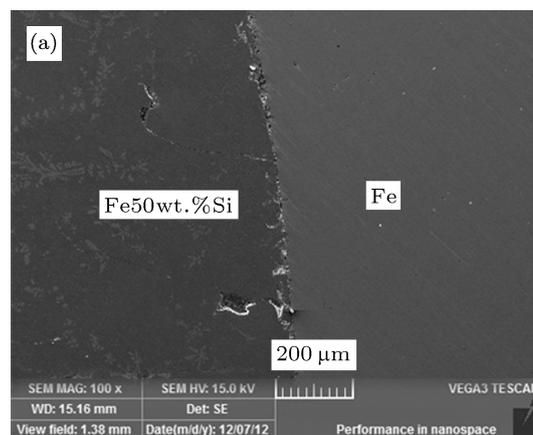


图 2 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶原始试样的 SEM 照片与对应的 EDS 线扫描分析 (a) 原始试样 SEM 照片; (b) 原始试样界面 EDS 线分析结果

410-M 分析扩散界面处的元素分布, 线扫描分析过

程: 由 Fe50 wt.%Si 合金侧为起点, 垂直于扩散偶界面, 每隔 10 μm 做一个定量点分析, 直至检测不到硅元素的存在为止.

3 实验结果与讨论

3.1 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶中间相组成及长大行为

图 4(a)—(c) 为扩散温度为 1200 $^{\circ}\text{C}$ 、扩散保温时间为 6 h 时 0 T 与 0.8 T 磁场下 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶界面的 SEM 照片以及硅元素浓度在扩散界面处沿扩散通量方向上的变化情况. 由图 4(a) 和 (b) 可以看出, 1200 $^{\circ}\text{C}$ 扩散处理 6 h 后, 无论有无磁场, Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶界面均产生了明显的互扩散, 并形成了具有一定宽度的稳定界面

层. 由图 4(a), (b) 可以看出 0 T 下区别于纯 Fe 与 Fe50 wt.%Si 合金的界面层厚度约为 150 μm , 而 0.8 T 磁场下界面层厚度约为 100 μm , 这表明 0.8 T 磁场的施加抑制了 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶界面处的铁硅互扩散过程.

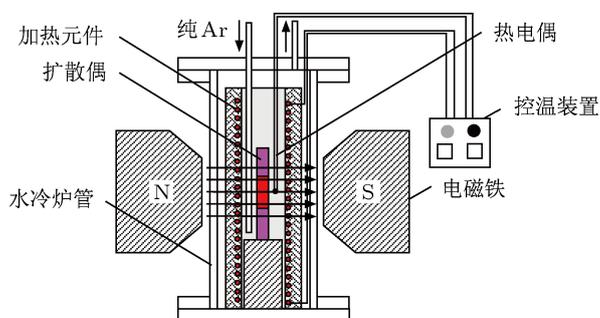


图 3 稳恒磁场下扩散装置示意图

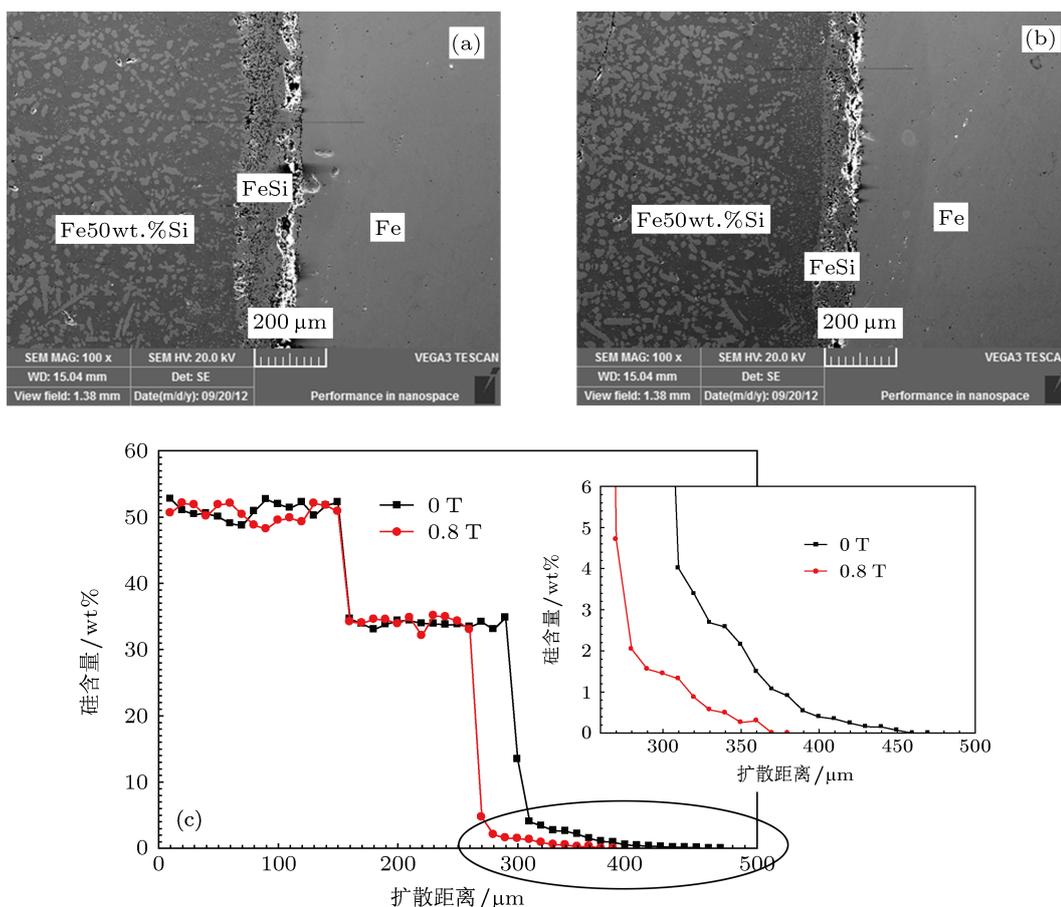


图 4 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶扩散界面处 SEM 照片及硅浓度与扩散距离关系 (a) 0 T 磁场下 SEM 照片; (b) 0.8 T 磁场下 SEM 照片; (c) 0 T 与 0.8 T 磁场下硅浓度与扩散距离关系

图 4(c) 是扩散温度为 1200 $^{\circ}\text{C}$ 、扩散保温时间为 6 h 时图 4(a) 与 (b) 中扩散界面灰线处的 EDS 线扫描分析结果. 从图 4(c) 可以看出, 无论有无

磁场, Fe-Fe50 wt.%Si 扩散界面层均存在两个相区, 分别为硅浓度在 34 wt.%左右的 FeSi 相区与硅浓度成梯度分布的 Fe-Si 固溶体层. 参照图 5

的 Fe-Si 二元相图可知, FeSi 相即 ϵ 相的成分在 33.4—34.3 wt.% 范围内, 而本处的 EDS 测得的稳定相区硅浓度为 34.0 wt.% 左右, 因此可以确定该稳定相应该为 FeSi 相. 无论有无磁场, 稳定相区中硅浓度均保持在相同的浓度范围, 这说明磁场的施加对 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶中间相-FeSi 相的组成不产生影响. 进一步从图 4(c) 可以看出, 无磁场下 FeSi 相区宽度为 150 μm , Fe-Si 固溶层宽度为 160 μm ; 而 0.8 T 磁场下 FeSi 相区宽度为 100 μm , Fe-Si 固溶层宽度为 110 μm , 由此说明图 4(a) 和 (b) 的 SEM 照片中可见的中间界面层为 FeSi 相层. 另外, 我们可以发现无论是 FeSi 相还是 Fe-Si 固溶体而言, 磁

场的施加均抑制了铁-硅之间的互扩散.

为进一步考察磁感应强度对 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶界面处扩散行为的影响, 本文分别进行了 0.1 T, 0.3 T, 0.5 T 磁场下 1200 $^{\circ}\text{C}$ 扩散 6 h 的试验, 为提高稳定相区宽度和固溶体层宽度的测量准确度, 对每个实验条件下试样中间扩散层进行 9 次线扫描分析, 并将得到的 FeSi 相区宽度和 Fe-Si 固溶体层宽度值做平均, 结果如图 6 所示. 从图 6 可以看出, 无论是 FeSi 相区, 还是 Fe-Si 固溶体区, 随磁感应强度的增加, 这两个相区的宽度均呈下降趋势, 这充分说明, 磁场的施加确实抑制了 Fe 与 Si 之间的互扩散过程.

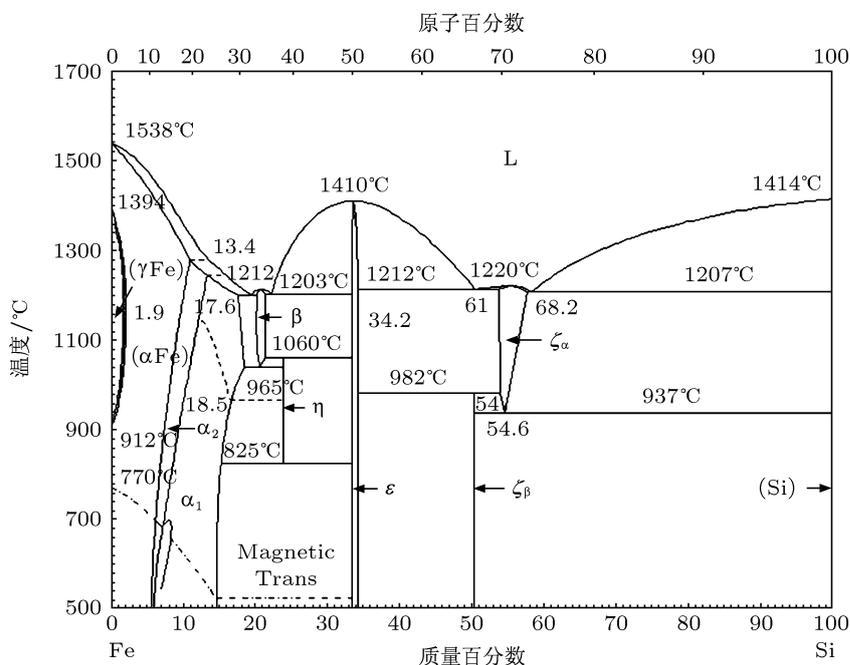


图 5 Fe-Si 相图

3.2 磁场对 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶中间层互扩散系数的影响

Borg 与 Lai^[13] 研究了 1 at.%Si—1.8 at.%V-Fe 与 1.8 at.%V-Fe 扩散偶中 Si 与 Fe 的扩散规律, 发现 FeSi 固溶体中 Fe 与 Si 的生长均符合抛物线规律; Baldwin 与 Ivey^[14] 研究了 700—800 $^{\circ}\text{C}$ 无磁场下 Fe-Si 扩散偶的扩散行为, 发现形成了 FeSi₂, FeSi 和 FeSi₃ 三个稳定相层, 且 FeSi₂, FeSi 相的生长符合抛物线规律; Zhang 与 Ivey^[15] 对 Fe-Si 扩散偶中 Fe₃Si 的形成与生长做了深入的研究, 发现 Fe₃Si 的生长也符合抛物线规律. 因此, 对铁硅体系而言, 无

论是中间相还是固溶体, 其生长过程均可用抛物线规律进行描述. 由文献 [16] 可知, Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶中扩散系数与中间层厚度、扩散退火时间之间的关系可以用下式描述:

$$X(t) - X(0) = \sqrt{Dt}, \quad (1)$$

式中, $X(t)$ 为扩散退火时间 t 处理后生成中间层厚度, $X(0)$ 为初始中间层的厚度, t 为加热退火时间, D 为扩散系数. 从 (1) 式可以看出, 根据扩散时间对扩散偶的中间层厚度作图, 就可以求出有无磁场下 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶 FeSi 相及 Fe-Si 固溶体中的互扩散系数.

图 7 为 0 T, 1200 °C 条件下扩散处理 3—12 h 后 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶中 FeSi 相区宽度及 Fe-Si 固溶体层宽度随着扩散时间二分之一次方的变化规律. 根据图 7 的数据, 采用最小二乘法和 (1) 式就可求出 0 T, 1200 °C 条件下 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶 FeSi 相及 Fe-Si 固溶体中的互扩散系数. 运用同样的处理方法, 可以得出 1200 °C 不同磁感应强度下 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶的中间 FeSi 相及 Fe-Si 固溶体互扩散系数, 结果如图 8 所示.

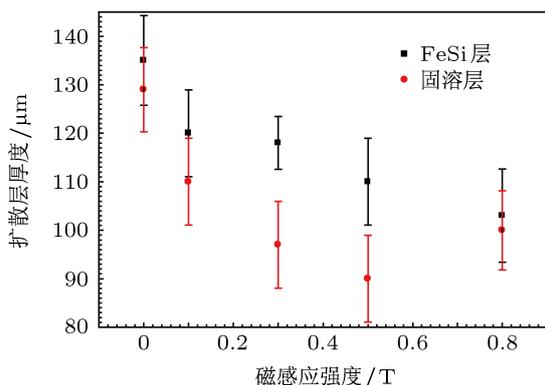


图 6 不同磁感应强度下 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶中间层扩散距离变化

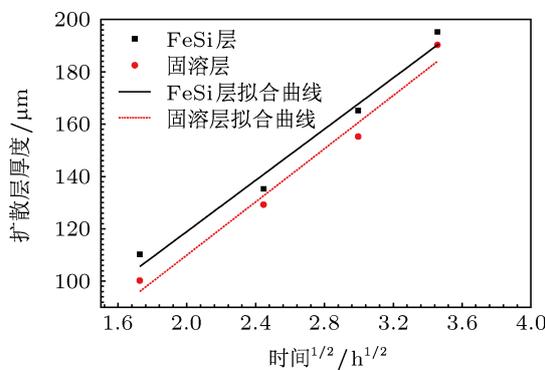


图 7 1200 °C, 0 T 磁场下扩散层厚度随时间变化情况

由图 8 我们可以看出, 在 1200 °C 下 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶热处理过程中施加磁场之后, FeSi 相与 Fe-Si 固溶体的互扩散系数均比无磁场条件的小, 而且在 0—0.8 T 磁场条件下, 随着磁感应强度的增加, 互扩散系数均逐步降低. 0.8 T 磁场下, FeSi 相的互扩散系数较无磁场所降低了 26.7%, Fe-Si 固溶体互扩散系数较无磁场所降低了 34.1%. 在相同的扩散时间内, 由于磁场的施加导致互扩散系数的降低, 因此铁硅的中间扩散层宽度也降低. 磁场对互扩散系数的影响进一步说明磁场的施加抑制了 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶的互扩散过程.

根据经典的扩散理论^[17], 合金元素的扩散系数可以用下式来表示:

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad (2)$$

$$D = \left[d^2 P \nu Z_0 \exp\left(\frac{\Delta S_V + \Delta S}{R}\right) \right] \times \exp\left(\frac{-\Delta U_V - \Delta U}{RT}\right), \quad (3)$$

式中, P 为原子跳跃概率数, d 为晶格常数, ν 为原子的振动频率, Z_0 为配位数, ΔU_V 为空位形成能, ΔU 为原子迁移能, ΔS_V 为空位形成熵, ΔS 为原子迁移熵, R 为气体常数, T 为扩散温度, D_0 为扩散常数, Q 为扩散激活能. 根据前面的结果可知, 稳恒磁场的施加, 改变了 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶中的互扩散系数 D , 而从 (2) 与 (3) 式可以看出, 磁场的影响有两种可能: 一是改变了 Fe-Fe50 wt.%Si 体系中的扩散激活能 Q ^[17] 即空位形成能 ΔU_V 与原子迁移能 ΔU ; 另一种可能是改变了扩散常数 D_0 , 但原子跳跃概率数 P 、晶格常数 d 、配位数 Z_0 , 不受磁场影响, 所以磁场主要影响原子的振动频率 ν 或者空位形成熵 ΔS_V 与原子迁移熵 ΔS , 下面进行分别探讨.

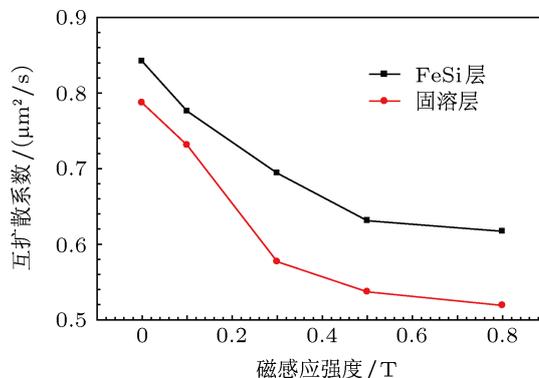


图 8 1200 °C, Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶互扩散系数与磁感应强度关系

磁场是一种无接触能量场, 当在 Fe-Fe50 wt.%Si 体系中施加稳恒磁场时, 磁场能量的大小可以用磁吉布斯自由能来表示^[16],

$$G_M = -\frac{\chi}{2\mu_0} B^2, \quad (4)$$

式中 G_M 为磁吉布斯自由能, J/mol, χ 为体积磁化率, μ_0 为真空磁导率, B 为磁感应强度.

经查相关文献, χ_{Fe} 在 1200 °C 下体积磁化率为 2.669×10^{-3} ^[18], χ_{FeSi} 在 1200 °C 下体积磁化率为 3.346×10^{-4} ^[19], 显然, 由于 1200 °C 的温度远超过铁硅合金的居里温度, 因此无论是纯铁还是铁

硅中间相, 其磁性能由铁磁性转变为顺磁性. 真空磁导率 μ_0 为 $4\pi \times 10^{-7} \text{ N/A}^2$. Si 为抗磁性物质, 磁化率受温度影响很小, 25 °C 下 Si 的质量磁化率 $\chi_{M-\text{Si}}$ [20] 为 $-3.9 \times 10^{-9} \text{ m}^3/\text{kg}$, 体积磁化率 χ_{Si} 为 -9.12×10^{-6} , 相比于 Fe 与 FeSi 相, Si 的磁化率对磁吉布斯自由能的贡献可以忽略不计. 利用 (4) 式, 我们可以得出 0.8 T 磁场下, $G_{M-\text{Fe}} = -675 \text{ J/mol}$, $G_{M-\text{FeSi}} = -85 \text{ J/mol}$. Stephan 等 [21] 在研究 Fe-Si 扩散过程中提出: FeSi 相中 Si 的扩散速率很小, 相比于 Fe 的扩散速率可以忽略不计, FeSi 相的扩散速率可以用 Fe 的扩散速率来表示, 即 $D_{\text{FeSi}} \approx D_{\text{Fe}}$. 因此, 我们可以认为 FeSi 相中 Fe 的扩散激活能接近 FeSi 相的扩散激活能即 $Q_{\text{FeSi}} \approx Q_{\text{Fe}}$. Mehrer 等 [22] 发现 FeSi 相中 Fe 的扩散激活能为 400 kJ/mol. 另外, Borg [13] 认为 Fe-Fe11.7 at.%Si 扩散偶中 Fe 的扩散激活能为 216.3 kJ/mol, 且 Si 含量在 0—11.7 at.% 内 Fe 的扩散激活能偏差不超过 10%. 通过表 1, 我们可以看出铁硅体系中 Fe 的扩散激活能远远大于磁吉布斯自由能. 因此, 我们认为本实验条件下, 磁场施加引起的磁吉布斯自由能的增加对 Fe-Fe50 wt.%Si 中的互扩散不会产生显著的影响.

表 1 扩散激活能与 0.8 T 磁场下磁吉布斯自由能的对比

自由能	Fe 在 Fe-Si 固溶体	FeSi 相
扩散激活能/(kJ/mol)	216.3	400
磁自由能/(kJ/mol)	-0.675	-0.085

因此, 磁场对 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶中的互扩散系数的影响, 更有可能体现在磁场对扩散常数 D_0

的影响上. 而本实验现象与 Ren [5] 与 Li [8] 研究结果类似, Ren 与 Li 认为磁场影响的是原子振动频率 ν 而不是空位形成熵 ΔS_V 及原子迁移熵 ΔS , 因此, 我们将讨论磁场对原子振动频率 ν 的影响.

磁场下原子的运动可以用拉莫尔旋进理论进行描述 [23]. 在施加稳恒磁场后, 扩散原子的磁矩 μ_J 将尽可能与磁感应强度方向一致, 才能使体系的能量最低, 但由于原子外层电子的角动量 J 与磁场的相互作用, 将促使扩散原子沿磁场方向 (即垂直于扩散方向) 产生旋进运动 (进动), 如图 9 所示, 旋进的频率即拉莫尔频率可用下式表示:

$$\omega_L = g \frac{e}{2m} B, \quad (5)$$

式中 ω_L 为拉莫尔旋进频率, g 为朗德因子, e 为电子电量, m 为电子质量, B 为磁感应强度. 很明显, 磁感应强度 B 越大, 扩散原子外层电子角动量 J 的拉莫尔旋进频率 ω_L 也越大, 意味着角动量绕外场方向的旋转速度将更快. 因此可以推论, 施加稳恒磁场后, 扩散原子形成了沿磁场方向的拉莫尔旋进运动, 根据角动量守恒定律这种旋进运动将阻止扩散原子由于浓度梯度或者化学位能导致的垂直于磁场方向的宏观定向迁移 (如图 9(a) 所示), 结果就相当于降低了原子的振动频率 ν , 也就降低了原子扩散常数 D_0 , 从而解释了本文中稳恒磁场影响 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶中互扩散系数的机理. 但有关磁场对扩散过程的定量解释以及磁场与扩散通量方向的影响关系还有待进一步的研究.

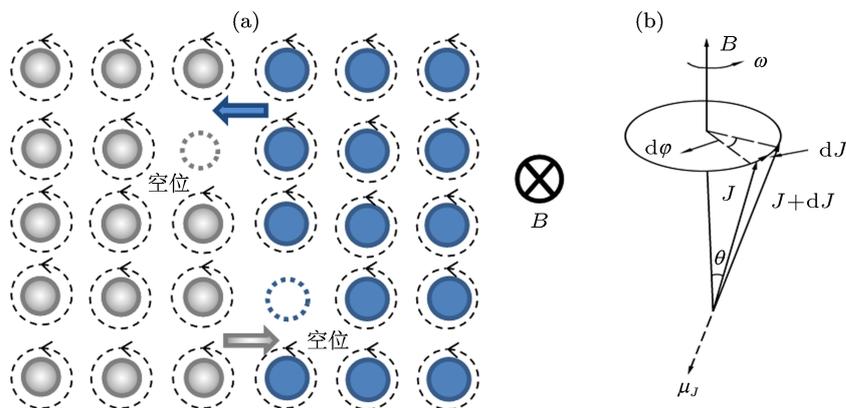


图 9 磁场对原子扩散的影响机理示意图 (a) 原子的热振动导致的扩散; (b) 磁场引起原子外层电子角动量的拉莫尔旋进

4 结 论

本文研究了 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶在 1200 °C 温度下, 不同稳恒磁场强度、不同热处理时间下的扩散行为, 通过对比 SEM、EDS 线扫描分析结果, 得到如下结论:

1. Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶在扩散过程中生成了成分稳定的 FeSi 相和硅浓度成梯度分布的 Fe-Si 固溶体;

2. 无论有无稳恒磁场下, Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶扩散层的生长过程均符合抛物线规律, 但稳恒磁场抑制了扩散层的生长过程;

3. 稳恒磁场抑制了 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶的互扩散过程, 且随着磁场强度的增加, 互扩散系数呈减小趋势;

4. 稳恒磁场对互扩散系数的影响是通过增加扩散原子外层电子角动量 J 的拉莫尔旋进频率, 抑制扩散原子沿垂直磁场方向的迁移运动, 进而降低扩散原子的振动频率来降低扩散常数 D_0 , 也就降低了原子的互扩散系数, 从而抑制了原子的互扩散过程. 计算表明, 磁吉布斯自由能导致的 Fe-Fe50 wt.%Si 扩散偶体系能量的增加量较小, 因此不是影响扩散的主要原因.

- [1] Liang L F, Wang X, Zhang S H 2001 *Hot Working Technology* **5** 15 (in Chinese) [梁龙飞, 王绪, 章守华 2001 热加工工艺 **5** 15]
- [2] Tomoyuki K, Yoshihiro S, Toshio S, Ken'ichi S, Yuki M, Koichi K 1999 *Materials Transactions* **40** 100
- [3] Watanabe T, Tsurekawa S, Zhao X, Zuo L 2006 *Scripta Materialia* **54** 969
- [4] Liu X T, Cui J Z, Yu F X 2004 *Journal of Materials Science* **39** 2935
- [5] Ren X, Chen G Q, Zhou W L, Wu C W, Zhang J S 2009 *Journal of Alloys and Compounds* **472** 525
- [6] Hiromichi F, Sadahiro T 2011 *Phys. Rev. B* **83** 0514412
- [7] Ren X, Zhou W L, Chen G Q, Huang Z H, Zhang J S 2007 *Journal of Materials Engineering* **8** 41 (in Chinese) [任晓, 周文龙, 陈国清, 黄朝晖, 张俊善 2007 材料工程 **8** 41]
- [8] Li Z F, Dong J, Zeng S Q, Lu C, Ding W J, Ren Z M 2007 *Journal of Alloys and Compounds* **440** 132
- [9] Hideo N, Sadamichi M, Yoshihira A, Masahiro K 1985 *Transactions of the Japan Institute of Metals* **26** 1
- [10] Zhou S C, Pei W, Sha Y H, Zuo L 2007 *Journal of Northeastern University(Natural Science)* **28** 1131 (in Chinese) [周世春, 裴伟, 沙玉辉, 左良 2007 东北大学学报(自然科学版) **28** 1131]
- [11] Bacaltchuk C, Castello-Branco G, Ebrahimi M, Garmestani H, Rollett A 2003 *Scripta Materialia* **48** 1343
- [12] An Z G, Hou H Y 2012 *Southern Metals* **187** 11 (in Chinese) [安治国, 侯环宇 2012 南方金属 **187** 11]
- [13] Borg R, Lai D 1970 *Journal of Appl. Phys.* **41** 5193
- [14] Baldwin N, Ivey D 1995 *Journal of Phase Equilibria* **16** 300
- [15] Zhang Y, Ivey D 1998 *Journal of Materials Science* **33** 3131
- [16] Gao M C, Bennett T, Rollett A, Laughlin D 2006 *Journal of Physics D: Applied Physics* **39** 2890
- [17] Hu G X, Cai X, Rong Y H 2006 *Fundamentals of Materials Science* (Shanghai: Shanghai Jiao Tong University Press) p145 (in Chinese) [胡广祥, 蔡珣, 戎咏华 2006 材料科学基础(上海: 上海交通大学出版社) 第 145 页]
- [18] Sigurds A, Miller D 1960 *Journal of Appl. Phys.* **31** 986
- [19] Jaccarino V, Wertheim G, Wernick J, Walker L, Sigurds A 1967 *Phys. Rev.* **160** 476
- [20] Chikazumi S 1984 *Physics of Ferromagnetic Materials* (vol.2) (Beijing: Metallurgical Industry Press) p4 (in Chinese) [近角聪信著(杨膺善韩俊德译) 1984 磁性体手册(中卷)(北京: 冶金工业出版社) 第 4 页]
- [21] Stephan K, Michael Z, Oliver O, Klaus D 2004 *Solid State Ionics* **172** 407
- [22] Mehrer H, Eggersmann M, Gude A, Salamon M, Sepiol B 1997 *Materials Science and Engineering A* **239** 889
- [23] Gou J, Zhao X F, Peng Y X 2010 *Atomic and Nuclear Physics* (Beijing: National Defense Industry Press) P86 (in Chinese) [郭江, 赵晓凤, 彭宜兴 2010 原子及原子核物理(北京: 国防工业出版社) 第 86 页]

Effect of magnetic field on growth of intermetallic compound layers in Fe-Fe50wt.%Si diffusion couple*

Sun Zong-Qian¹⁾ Zhong Yun-Bo^{1)†} Fan Li-Jun¹⁾ Long Qiong¹⁾
Zheng Tian-Xiang¹⁾ Ren Wei-Li¹⁾ Lei Zuo-Sheng¹⁾ Wang Qiu-Liang²⁾
Wang Hui²⁾ Dai Yin-Ming²⁾

1) (Shanghai Key Laboratory of Modern Metallurgy & Material Processing, Shanghai University, Shanghai 200072, China)

2) (Key Laboratory of Applied Superconductivity, Chinese Academy of Sciences Institute of Electrical Engineering, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China)

(Received 10 January 2013; revised manuscript received 11 March 2013)

Abstract

In this paper, Fe-Fe50wt.%Si diffusion couples are subjected to 1200 °C heat treatment in static magnetic field. Fe-Fe50 wt.% Si diffusion couples were prepared by vacuum casting technology and later sectioned and polished for scanning electron microscopy (SEM) and energy dispersive spectroscopy (EDS) studies before heat treated. Microstructures of the treated samples which were polished first were analyzed by SEM and EDS; results show that the phase components of the interfacial intermetallic compound layers are FeSi phase layer and Fe-Si solid solution layer whether the samples were treated with or without magnetic field, and the layer widths in the samples treated with magnetic field are smaller than those without magnetic field. According to the parabolic law, the interdiffusion coefficients of the interfacial intermetallic compound layers were calculated and the interdiffusion coefficients of FeSi phase and Fe-Si solution under a field of 0.8 T are reduced by 26.7% and 34.1%. The Gibbs energy due to applied field was calculated, data analysis shows that the reduction of interfacial intermetallic compound layer coefficients is attributed to the decrease of frequency factor, not the activation energy. Decrease in layer thickness decrease is suggested to be related to the retardation of atomic diffusion resulting from the magnetic field, and a possible theory based on Larmor precession is given to explain this effect.

Keywords: Fe-Fe50 wt.%Si couple, static magnetic field, FeSi phase, Fe-Si solution layer

PACS: 68.35.Fx, 66.30.Ny, 66.30.Dn, 81.10.Jt

DOI: 10.7498/aps.62.136801

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 51034010).

† Corresponding author. E-mail: yunboz@staff.shu.edu.cn