Fe 和 Co 对 Ni₂MnGa 合金(110)马氏体孪晶界面 电子结构的影响*

万见峰¹^{*} 费燕琼²) 王健农¹)

上海交通大学材料科学与工程学院,上海 200030)
 上海交通大学机器人研究所,上海 200030)
 (2005年7月27日收到,2005年9月29日收到修改稿)

利用密度泛函理论研究了 Fe ,Co 两种合金元素对 Ni₂ MnGa 合金(110)马氏体孪晶界面电子结构的影响.分别 从界面能、偏聚能、磁矩、键序和电子态密度等角度对合金元素在界面处的掺杂效应进行了分析和比较.计算结果 表明,在对界面的钉扎作用上,Co 的界面掺杂效应较 Fe 的掺杂效应强;对于界面磁性的影响,Fe 掺杂对界面磁结 构的作用比 Co 掺杂显著.

关键词:密度泛函理论,孪晶界面,掺杂效应,马氏体 PACC:7115M,7300,6170T,7520E

1.引 言

Heusler 合金 Ni₂ MnGa 作为一种新型的磁性形 状记忆材料 除具有热弹性马氏体相变诱发形状记 忆效应外 还具有磁场诱发应变的形状记忆效应 而 且其磁控形状记忆效应的响应频率接近压电陶瓷, 输出应变和应力接近温控形状记忆合金 极具工程 应用前景^{1]}. Murray 等^[2]利用磁场诱导马氏体孪晶 界面的移动,在室温就获得6%的应变输出,Sozinov 等^[3]通过合金成分设计得到具有 7M 马氏体结构的 孪晶 在小于 1T 的磁场中获得的输出应变高达 9.5%. Chopra 等^[4]则直接观察到磁场下孪晶边界 的移动, 磁场诱导马氏体孪晶界面的移动是大应变 和大应力输出的根本原因,而磁场下界面两侧马氏 体的 Zeeman 能差异为界面移动提供了足够的能量. 一些实验结果表明 应力和磁场均可以导致马氏体 变体的再取向 这种变体的取向变化主要是通过孪 晶界面的运动来实现的,所以孪晶界面在 Ni₂ MnGa

合金元素对 Ni, MnGa 合金的结构相变、记忆效

合金中具有重要的作用.

应和磁性均会产生影响. Cherechukin 等⁵¹研究了 Fe 元素对磁场下合金热弹马氏体相变和磁相变的影 响 发现相变应变最大为 4%. Koho 等⁶¹研究了不 同 Fe 含量对 Ni-Mn-Ga 合金相变产物的晶体结构、 相变特征温度和磁记忆特性等的作用规律,并在 Ni_{49.9}Mn_{28.3}Ga_{20.1} Fe_{1.2}合金中获得了 5.5% 的相变应 变.对 Ni_{2.16} Fe_{0.04} Mn_{0.80} Ga 合金进行磁场下的热循环 发现,相变应变在热循环中逐步增加了^[71]. Liang 等^[81]研究了热循环对 Ni-Mn-Ga 合金的相变应变的 影响. Khovailo 等^[91]利用 DSC 和磁性测量研究了 Fe 和 Co 掺杂对 Ni₂MnGa 合金相变温度的影响,认为掺 杂后合金的电子浓度变化是影响相变温度的主要原 因. Enkovaara 等^[10]研究了富 Mn 的 Ni₂MnGa 合金中 Mn 元素的钉扎效应. 但这些研究都没有涉及合金 元素对孪晶界面的影响.

目前一些研究主要集中在对 Ni₂MnGa 合金的母 相及各种马氏体变体的电子结构进行理论计算,很 少涉及马氏体界面.我们利用密度泛理论(DFT)对 Ni₂MnGa 合金(110)和(011)界面的电子结构进行了 分析,得到了有价值的结论^[11].本文主要考虑合金 元素 Fe 和 Co 对(110)孪晶界面的掺杂效应.

^{*} 国家自然科学基金(批准号 50301011)资助的课题.

[†] E-mail : jfwan@sjtu.edu.cn

2. 孪晶界面结构模型及计算方法

基于密度泛函理论,利用第一原理赝势平面波 方法,交换关联能函数采用广义梯度近似 GGA,赝 势取倒易空间表征中的 PBE 超软赝势(ultrasoftpotential)^{12]}.平面波的能量截断值为 200eV,k 点空 间为 0.05Å⁻¹,k 点网格数取 2 × 2 × 2,快速 Fourier 网格数取为 30 × 30 × 30,计算全部在倒易空间中进 行,能量自恰计算精度为 2 × 10⁻⁶ eV,几何优化计算 中的能量计算精度为 2 × 10⁻⁶ eV,几何优化计算 中的能量计算精度为 2 × 10⁻⁵ eV,九常数精度为 0.05eV/atom.马氏体的点阵常数为 a = b = 5.90Å,c = 5.54Å^[13].李晶界面的构造方法可参考文献 14], (110)孪晶界面结构如图 1 所示,纯净界面超胞包含 9 层共 82 个原子.掺杂原子 Fe 或 Co 被置于界面的 中心位置,分别计算掺杂界面和纯净界面的电子结 构,并进行对比以考虑掺杂原子对界面的影响,包括 界面能、原子平均磁矩、界面电子态等.





3. 结果及讨论

3.1. 界面能和偏聚能

掺杂界面能和合金元素的偏聚能可根据以下公 式进行计算^[14]:

$$E_{TB}^{i} = \frac{1}{S} [E(N + i, TB) - E(N + i)], (1)$$

$$\Delta E_{TB}^{i} = \frac{1}{S} [E(N + i, TB) + E(N)]$$

 $-[E(N + i) + E(N,TB)]\},$ (2)其中 E(N+i,TB)和 E(N+i)是有合金元素钉扎 的界面和体材料的总能 ,S 是界面面积, 根据上述 公式我们计算了 Fe 和 Co 两种元素偏聚(110)马氏 体孪晶的界面能和偏聚能,计算结果如表1所示。 可以看出 几何结构优化后界面能和偏聚能均降低 了 表明原子弛豫使结构的稳定性增加了 这是一个 能量降低的过程。对于界面、掺杂后界面的能量增 加了 其变化与合金元素密切相关 洞 Fe 元素相比, Co对界面的钉扎效应更大. 计算结果表明,Co在 (110) 晶界的偏聚能比 Fe 的偏聚能大 ,即 Co 易偏 聚 这对于进行合金设计具有一定的指导作用,对 Ni₂MnGa 合金 磁场推动马氏体孪晶界面的移动可 以获得大的应变输出 所以从能量的角度考虑 在相 同的磁场下,Fe 掺杂的界面更容易被移动,这有利

表1 (110)马氏体孪晶界面能和合金元素的偏聚能

于提高磁控器件的响应速度.

(110)	(110)晶界能/(J/m ²)		偏聚能/eV	
晶界	优化前	优化后	优化前	优化后
Fe 掺杂	8.56	5.82	- 12.5	-2.4
Co 掺杂	10.3	6.74	- 15.1	-3.8

3.2. 磁矩

磁场下驱动孪晶界面移动的能量来源于界面两 侧 Zeeman 能差异 因此界面处各原子的磁矩在定量 计算这种能量差异时具有重要的作用, 李等[15]研究 了 Ni₂ MnGa 合金中变体的磁畴 ,但界面处的磁畴并 不清楚。由于计算中无法得到各原子磁矩的矢量 图 所以不能直观地得到界面处磁畴的分布 只能得 到平均原子磁矩的大小.实验和计算结果均表明, 在 Ni₂MnGa 合金中 磁性主要来自于 Mn 原子 ;而 Ga 对合金磁性的贡献最小^[16],在界面处 Ga 的作用也 是如此,我们计算了(110)马氏体孪晶界面处各原 子的平均磁矩,如表2所示,我们可以看出,无论是 否进行几何结构优化 界面的磁性依旧主要来自于 Mn 原子 其次是 Ni 和 Ga. 重要的是掺杂后 Mn 原子 的磁矩均增加了,相比而言,Fe掺杂对原子磁性的 影响更大,而Ni和Ga的原子磁矩由于Fe或Co的 掺杂降低了,但降低的幅度小于 Mn 原子磁矩的 增幅

3.3.键序

键序是表示原子间结合强度的一种有效量度.

表 2 (110) 马氏体孪晶界面处各原子的平均磁矩

(110) 晶界	掺杂前的平均原子磁矩(_{µB})		Fe 掺杂后的平均原子磁矩(μ _B)		Co掺杂后的平均原子磁矩(µ _B)	
	优化前	优化后	优化前	优化后	优化前	优化后
Ni	0.43	0.57	0.46	0.395	0.44	0.381
Mn	3.229	3.08	3.230	3.461	3.224	3.306
Ga	0.01	0.0225	0.065	- 0.0325	- 0.004	- 0.008
Fe			4.11	2.66		
Со					3.53	2.11

根据密立根占据数分析 ,键序定义为

BO(l - m) = $\sum_{n} \sum_{\alpha\beta} N_{n} c_{n\alpha l} c_{\beta\beta m} \int \psi_{\alpha l}^{*} (r) \psi_{\beta n} (r) dr$, (3)

其中 c_{nal} 和 $c_{n\betam}$ 表示原子轨道线形组合重叠的系数, $\int \phi_{al}^{*}(r) \phi_{\betam}(r) dr$ 表示 a 和 β 原子轨道间的重叠积 分^[17].为了进一步说明(110)界面处原子间的结合 强度,我们选择掺杂原子与界面处最近邻异类原子 间的键序作为代表来进行分析,计算结果如表 3 所 示.从表中可以看出,掺杂原子与 Ni 原子间的键序 最大,这主要是由于 Ni 离掺杂原子最近,BO_{FeNi}和 BO_{Ce-Ni}的均为正值,表明这两种原子间主要形成共 价键,而其他的键序为负值,以反键轨道为主,即以 金属键相结合.而且,几何结构优化后,BO_{Ce-Ni} > BO_{Fe-Ni}, $|BO_{Co-Mn}| > |BO_{Fe-Mn}|$, $|BO_{Co-Ga}| > |BO_{Fe-Ga}|$,表 明在(110)晶界中,Co 同周围原子的结合强度比 Fe 要强,由此也可以间接说明 Co 的掺杂效应比 Fe 要 明显.



键序(bond order)	未优化	优化后
$\mathrm{BO}_{\mathrm{Fe-Ni}}$	0.04	0.19
BO _{Fe-Mn}	0.01	- 0.03
BO _{Fe-Ga}	- 0.19	- 0.06
BO _{Co-Ni}	0.03	0.25
BO _{Co-Mn}	0.01	- 0.06
BO _{Co-Ga}	0.07	- 0.08

3.4. 总态密度和自旋态密度

图 χ a) 是几何结构优化后纯净界面和两种掺 杂界面的总态密度(total density of state, TDOS). 从 图中可以看出,在费米能级(E_F)处,纯净界面的 TDOS 依次大于 Fe 掺杂、Co 掺杂的界面. 而 E_F 处 的 TDOS 大小与结构的稳定性密切相关, TDOS 越大 的结构越易失稳,这和界面能量的计算结果一致, Co 掺杂的界面结构相对而言是最稳定的,要推动此类 界面所需要的能量也最大. 图 χ b) 是这 3 种界面结 构经几何优化后的自旋态密度(spin density of state, SDOS). SDOS 与体系的磁性特征密切相关, 特别是



图 2 纯净界面和两种掺杂界面的总态密度(a),自旋态密度(b)

在 E_F 处的 SDOS 大小. Co 掺杂后,界面在 E_F 处的 SDOS 有所增加,但依旧为负值,而 Fe 掺杂却使界面的 SDOS 由负值变为正值,这表明 Fe 掺杂对界面磁 结构的影响总体上大于 Co.

3.5. 分态密度

以上的计算结果表明 掺杂原子对(110)马氏体

孪晶界面区中 Mn 原子的影响最大.图 3 给出了几 何优化后纯净界面和掺杂界面中 Mn 原子 3d As 和 4p 轨道的电子态密度.对于过渡金属 ,原子的磁矩 主要来自于 3d 轨道中未成对的电子.从图 3 可以 看出 ,Fe 掺杂对界面区 Mn 原子价电子轨道的影响 最大 特别是 3d 轨道的局域态密度相对纯净界面的 有明显的改变 ,这同前面的磁矩计算结果一致.



图 3 纯净界面和掺杂界面中 Mn 原子 3d As 和 4p 轨道的电子态密度

4.结 论

利用密度泛函理论我们计算了 Ni₂ MnGa 合金中 Fe 和 Co 两种合金元素对(110)马氏体孪晶界面的 掺杂效应. 计算结果表明,对于界面能和界面钉扎 效应,Co的掺杂效应比 Fe 掺杂强,主要归因于原子 间的结合强度以及界面能的增加,对于界面磁性,Fe 掺杂对此界面磁结构的影响比 Co 掺杂明显,这主要 由于界面区 Mn 原子的磁矩变化比较大.

- Ullakko K, Huang J K, Kantner C et al 1996 Appl. Phys. Lett.
 69 1966
- [2] Murray S J , Marioni M , Allen S M et al 2000 Appl. Phys. Lett. 77 886
- [3] Sozinov A, Likhachev A A, Lanska N et al 2002 Appl. Phys. Lett. 80 1746
- [4] Chopra D , Ji C H , Kokorin V V 2000 Phys. Rev. B 61 R14913
- [5] Cherechukin A A, Dikshtein I E, Ermakova D I et al 2001 Phys. Lett. A 291 175
- [6] Koho K , Soderberg O , Lanska N et al 2004 Mater . Sci . Eng . A 378 384
- [7] Cherechukina A A, Khovailo V V, Koposov R V et al 2003 J.

Mag. Magn. Mater. 258 - 259 523

- [8] Liang T, Jiang C B, Xu H B 2005 Acta Phys Sin. 54 1722 (in Chinese) [梁 婷、蒋成保、徐惠彬 2005 物理学报 54 1722]
- [9] Khovailo V V, Abe T, Koledov V V et al 2003 Mater. Trans. 44 2509
- [10] Enkovaara J, Heczko O, Ayuela A et al 2003 Phys. Rev. B 67 212405
- [11] Wan J F , Fei Y Q , Wang J N Phys Mater , Sci. (in review)
- [12] Payne M C, Teter M P, Alan D C et al 1992 Rev. Mod. Phys 64 1045

Segall M D, Lindan P L D, Probert M J et al 2002 J. Phys.: Condens. Matter. 14 2717

- [13] Martynov V V, Kokorin V V 1992 J. Phys. III France 2 739
- [14] Yang R , Zhao D L , Wang Y M et al 2001 Acta Mater . 49 1079
- [15] Li Y X, Meng F B, Liu H Y et al 2003 Acta Phys Sin. 52 672 (in Chinese) [李养贤、孟凡斌、刘何燕等 2003 物理学报 52 672]
- [16] Ayuela A, Enkovaara J, Nieminen R M 2002 J. Phys. : Condens. Matter. 14 5325
- [17] Wang C Y , An F , Gu B L et al 1988 Phys. Rev. B 38 3905

Effect of Fe and Co on the electronic structure of (110) martensite twin boundary in Ni₂MnGa alloy*

Wan Jian-Feng¹)[†] Fei Yan-Qiong²) Wang Jian-Nong¹)

1) School of Materials Science and Engineering , Shanghai Jiaotong University , Shanghai 200030 , China)

2 🕽 Research Institute of Robotics , Shanghai Jiaotong University , Shanghai 200030 ,China)

(Received 27 July 2005; revised manuscript received 29 September 2005)

Abstract

Effect of iron and cobalt on the electronic structure of (110) martensite twin boundary in Ni_2MnGa alloy have been investigated by using density functional theory (DFT), including twin boundary energy, segregation energy, magnetic moment, bond order and electronic density of states. The calculation results demonstrated that cobalt has a stronger doping effect on the twin interface than iron, and has less influence on the magnetic property of the twin boundary than the latter.

Keywords : density functional theory , twin interface , doping effect , martensite PACC : 7115M , 7300 , 6170T , 7520E

^{*} Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 50301011).

[†] E-mail : jfwan@sjtu.edu.cn