

新型磁驱动形状记忆合金研究进展

Recent Progress in New Magnetic Field Controlled Shape Memory Alloys

袁比飞^{1,2}(1 西安石油大学 机械工程学院, 西安 710065; 2 中油测井技术服务有限责任公司, 北京 100101)
YUAN Bi-fei^{1,2}(1 School of Mechanical Engineering, Xi'an Shiyou University, Xi'an 710065, China; 2 China National Logging Corporation, Beijing 100101, China)

摘要: 磁驱动形状记忆合金是一种新型功能材料, 由于兼具大的输出应变和高响应频率等综合特性, 成为智能材料领域的研究热点之一。本研究首先总结了 Ni-Mn-Ga 合金在相变和磁致应变性能方面的特点, 然后着重介绍了 Co-Ni-Ga 和 Ni-Fe-Ga 两类新型磁驱动记忆合金在结构、相变、形状记忆效应、磁性能等方面的研究进展, 并对其中存在的问题进行了讨论。

关键词: 磁驱动形状记忆合金; Ni-Mn-Ga; Co-Ni-Ga; Ni-Fe-Ga
中图分类号: TG139.6 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2007)02-0062-05

Abstract: The magnetic field controlled shape memory alloy is a new functional material with large magnetic field induced strain and high frequency, and it is one of the focus in the field of smart materials. The phase transformation and magnetic field induced strain characteristics of Ni-Mn-Ga alloys are summarized, and then the detailed progress in structure, phase transformation, shape memory effect and magnetic properties of Co-Ni-Ga and Ni-Fe-Ga alloys are introduced, problems in the research are discussed.

Key words: magnetic field controlled shape memory alloy; Ni-Mn-Ga; Co-Ni-Ga; Ni-Fe-Ga

1996 年以来, 以 Ni₂MnGa 合金为代表的磁场驱动形状记忆合金(FMSMA), 成为智能材料领域的研究热点^[1]。磁场驱动记忆合金除了具有传统温控记忆合金的一般特点外, 还可以在磁场的作用下输出较大应变, 同时, 将记忆合金的工作频率从温控状态的 1Hz 左右(TiNi 记忆合金薄膜的热驱动工作频率最高可达 100Hz), 提高到磁控状态下的 300Hz 以上^[2]。利用磁驱动记忆合金的这些功能特性, 制成的传感和驱动元件在石油、电子和航空航天等工业领域有着重要的应用前景。

磁驱动形状记忆合金既有传统记忆合金特有的热弹性马氏体相变, 也有铁磁相和顺磁相之间的居里转变。研究表明, 铁磁形状记忆合金的磁致应变可以通过两种方法获得, 第一、由磁场诱发从母相到马氏体的相变(类似于应力诱发马氏体相变), 这种情况一般需要非常大的磁场, 例如, 需要 10.32MA/m 的磁场才能诱发 Fe_{31.9}Ni_{9.8}Co_{4.1}Ti(原子分数/%)合金的马氏体相变; 第二、铁磁性马氏体在磁场作用下的孪晶再取向(类似于应力促使马氏体孪晶再取向, 与传统的磁致伸缩机制无关), 这种情况需要的磁场比前者小得

多, 而且可以得到较大的应变, 例如, 在 300K 时, 诱发 Ni_{48.8}Mn_{29.7}Ga_{21.5}合金马氏体再取向得到 9.5% 的磁致应变, 只需 1.05MA/m 的磁场^[3]。所以, 有关磁场驱动记忆合金的研究大多采用第二种机制, 可以利用较小的磁场获得较大的应变。

近年来, 人们对 Ni-Mn-Ga 合金的微观结构、相变特征、磁学特性和力学性能等的研究已经进行了深入系统的研究, 其单晶合金的磁致应变值已经从最初报道的 0.2%^[1]发展到了 9.5%^[3], 远大于传统磁致伸缩材料的磁致应变(如, Terfenol-D, 0.24%^[4])。虽然 Ni-Mn-Ga 合金可以在较低的磁场下(< 1T)获得很大的应变, 但是该合金的多晶脆性及单晶制备工艺的复杂性制约了它的应用与发展。继 Ni₂MnGa 合金之后, 在 Fe-Co-Ni-Ti, Fe-Pt, Fe-Pd 等传统 Fe 基记忆合金体系中也发现了类似的磁致应变效应, 但是, 这些合金存在着磁致应变较小, 驱动磁场较大和原料成本高等缺点, 所以, 发展新型铁磁形状记忆合金成为必然趋势。2000 年以来, 人们又开发出了 Co-Ni^[5,6], Co-Ni-Ga^[7,8], Co-Ni-Al^[9]和 Ni-Fe-Ga^[10,11]等体系的新型磁驱动记忆合金。其中, Co-Ni-Ga 及 Ni-Fe-Ga 合金具

有比 NiMnGa 合金更高的居里温度和较好的加工性能,所以成为该领域的研究热点。本工作在对 NiMnGa 合金的相变和磁致应变性能进行简要总结后,重点评述 Co-NiGa 和 Ni-Fe-Ga 合金的研究进展。

1 Ni₂MnGa 合金研究进展

Ni₂MnGa 合金的结构早在其磁致应变被发现前的 1984 年就得到了确认, Webster 等证明标准化学计量比 Ni₂MnGa 合金是 Heusler 合金的一种, 其高温母相为 L₂₁ 结构, 低温马氏体相为四方结构。非标准化学计量比 NiMnGa 合金的马氏体成分不同可能是四方非调制或复杂的调制结构, 如 7M 和 5M 等^[12, 13]。NiMnGa 合金马氏体相变温度范围很宽 (M_s 可从 113K 到 626K^[14]), 而且对合金成分的变化非常敏感^[14]: 一般来说, Mn 含量一定时, 增加 Ga 将降低 M_s 温度; Ni 含量一定时, Mn 代替 Ga 将使 M_s 温度上升; Ga 含量一定时, 用 Mn 代替 Ni 将降低 M_s 温度。然而, NiMnGa 合金的居里温度对合金成分并不十分敏感, 一般在 370K 上下的 20K 左右范围内波动^[15-17]。NiMnGa 合金的相变温度^[15-18] 和饱和磁化强度与合金的电子浓度 e/a (总价电子数除以总原子数) 有一定关系。文献[19]总结了 NiMnGa 合金 M_s 温度和饱和磁化强度与电子浓度的关系, 结果表明饱和磁化强度在电子浓度 7.5 附近有峰值, 而马氏体相变温度随电子浓度增加而上升, 相关数据对选取特定相变温度和磁性能的 NiMnGa 合金有一定指导意义。

自从 1996 年 Ullakko^[6] 等发现 Ni₂MnGa 单晶具有 0.2% 的磁致应变以来, NiMnGa 合金的磁致应变不断得到突破。2000 年, Murray 等发现对于 5M 结构 Ni_{47.4}Mn_{32.1}Ga_{20.5} 单晶, 施加 1MPa 的压应力使其变成单变体, 然后在室温获得了高达 6% 的磁致应变, 接近理论极限值^[20]; 2002 年, Sozinov 等利用室温是 7M 正交结构马氏体的 Ni_{48.8}Mn_{29.7}Ga_{21.5} 单晶合金, 在小于 1T 的磁场驱动下获得 9.5% 的应变, 接近理论最大值 10.66%^[3]。同时, 针对多晶 NiMnGa 合金磁致应变的研究工作也在不断展开^[21, 22], 并在多晶 Ni_{49.6}Mn_{28.4}Ga₂₂ 合金中获得了 4% 的应变^[21]。目前, 具有 5M 和 7M 结构马氏体 NiMnGa 合金的磁致应变已经接近理论极限值, 只有非调制结构马氏体 NiMnGa 合金的磁致应变距离理论值相差甚远, 这可能是因为非调制结构马氏体的再取向应力比调制型马氏体的高一个数量级所致。Jiang 等的研究表明, 在非调制结构马氏体的 NiMnGa 单晶中可望获得高达 15% 的磁致应变^[23]。

NiMnGa 合金的磁致应变与马氏体变体状态直接相关。对 NiMnGa 合金来说, 可以采用在马氏体态施加预应变形成择优取向马氏体的方法获得大磁致应变^[3, 20], 而在奥氏体态施加应力, 诱发择优取向马氏体后, 可以提高该合金的磁驱动工作温度^[24]。NiMnGa 形状记忆合金的磁致应变对外加应力十分敏感^[20, 25], 例如: 施加 2MPa 的应力就会使 5M 结构 Ni_{47.4}Mn_{32.1}Ga_{20.5} 单晶高达 6% 的应变降为 0。这个结果同时说明, 提高 NiMnGa 合金的输出应力, 是该材料实用化的关键之一。

影响 NiMnGa 合金应用的另一个重要因素是合金的高脆性, 合金化是提高脆性的有效方法之一。在 NiMnGa 合金中加入适量的 Fe 替代 Mn 可以在不降低饱和磁化强度和热弹性的情况下, 提高合金的塑性。文献[26]对 Ni_{50.5}Mn_{25-x}Fe_xGa_{24.5} ($x = 0.17$) 等合金的研究表明, 随 Fe 含量的增加, 合金的马氏体相变温度从 234K 下降到 144K, 相变滞后增大, 居里温度从 351K 上升到 429K, 而饱和磁化强度变化不大。单晶 Ni₅₂Mn₁₆Fe₈Ga₂₄ 合金的磁致应变随温度上升而增加, 在 290K 时可以达到 1.15%。当 $x = 17$ 时, 合金中出现 γ 相, 有增加合金韧性的作用。

2 Co₂NiGa 合金研究进展

Co₂NiGa 合金也是 Heusler 合金的一种。2001 年, Wutting 等首先报道了 Co₂Ni_{1+x}Ga_{1-x} ($x = 0.06 \sim 0.15$) 系列合金具有典型的马氏体孪晶结构, 可逆的热弹性马氏体相变, 形状记忆效应和近似于 Ni 的铁磁性等特点, 该合金是一种新型铁磁形状记忆合金^[7]。

与 Ni₂MnGa 合金系类似, Co₂NiGa 系形状记忆合金的相变温度对成分也非常敏感, 当 Co 含量不变时, 随 Ni 替代 Ga 会导致马氏体相变温度升高和温度滞后增大, Wutting^[27] 和 Li^[28] 认为这与合金电子浓度成正比关系。Liu^[29] 的研究表明, 当固定 Ni/Ga 成分比例不变, 降低 Co 的比例时 (相当于降低 Co 含量, 并同时增加 Ni 和 Ga 的含量), CoNiGa 合金的马氏体相变点温度上升, 这是由于 Co 含量增加促使晶格体膨胀导致马氏体相变温度下降。另外, 当 Al 取代 CoNiGa 合金中的 Ga 时, 合金相变点温度上升, 取代 Ni 时, 相变温度下降^[27]; 而增加合金中 Ta 含量后, 将导致相变温度下降^[30]。值得注意的是, CoNiGa 合金的居里温度可达 450K, 远高于 NiMnGa 合金, 这有利于提高该合金的使用温度^[28]。

在微观结构方面, Chernenko^[31] 研究了 Co_{49.0}Ni_{22.0}Ga_{29.0} 合金单晶的马氏体相变特性, 在该合金中

观察到马氏体板条上分布着第二相颗粒, 该第二相颗粒为富 Co 的 FCC 结构 γ 相。Liu^[32] 系统研究了 Co₂NiGa 合金中 Ni 替代 Ga 和 Co 同时替代 Ni 和 Ga 两种情况下, 合金微观组织的变化过程, 详细描述了 γ 相的结构特征, 并给出了部分相图。显然, γ 相的存在有利于提高 CoNiGa 合金的韧性。

在力学性能方面, Chernenko^[33] 研究了 Co_{49.0}Ni_{22.0}Ga_{29.0} 单晶合金的形状记忆效应: 在室温马氏体相将试样压缩至约 4.2% 的应变, 卸载后的残余应变为 3.7%, 当被加热到其相变点(317K) 以上时, 合金的残余应变全部回复。这说明 CoNiGa 有很好的形状记忆性能, 最大可恢复应变可达 3.7%。其超弹性应变可达 5%。

在磁性能方面, 研究表明, 在 300K 时 Co₅₀Ni₂₁Ga₂₉ 单晶铁磁马氏体相的饱和磁化强度比奥氏体相的略高, 但是其磁晶各向异性比 NiMnGa 合金弱很多^[28]。对 Co₂NiGa 系合金来说, 随 Co 含量增加, 合金的饱和磁化强度提高^[29], 而适当的热处理可以提高合金的饱和磁化强度^[27]。

在输出应变方面, Liu 等在 Co₄₅Ni₂₅Ga₃₀ 取向晶体中得到了 1% 的相变应变(温度变化引起相变导致的应变变化)^[29]。Li 的研究发现, Co₅₀Ni₂₂Ga₂₈ 单晶的相变应变随磁场发生明显的变化, 施加 2T 的磁场可将合金的相变应变由-2.3% 变成+2.2%, 但是在如此高的磁场下仍然未发现磁致应变, 这是由于合金具有较低的磁晶各向异性和较大的温度滞后^[28]。目前, 只在快速凝固制成的 CoNiGa 合金薄带中测得了由马氏体孪晶再取向造成的 110×10^{-6} 的磁致应变(室温 800kA/m 的磁场下)。Kishi 等还系统研究了 CoNiGa 快速凝固铸带材料的微观组织与磁性能^[34]。结果表明, 同成分 CoNiGa 合金铸带比铸块的马氏体相变温度高, 而退火处理会提高相变温度。铸带样品的磁滞曲线及矫顽力强烈依赖于磁场方向, 当磁场方向与铸带表面夹角为 75 度时的矫顽力最大。

3 NiFeGa 合金研究进展

有关 NiFeGa 铁磁记忆合金的研究最早见于 2002 年报道的 Ni₅₄Fe₁₉Ga₂₇ 合金, 该合金的 M_s 为 293K, 相变温度滞后 $A_f - M_s = 15K$, 相变焓 340~28J/mol。进一步的研究^[35] 表明, 在 90K 时, 773K 退火 Ni₅₁Ga₂₇Fe₂₂ 合金马氏体为 10M 结构, 1473K 退火的同成分合金马氏体为 14M 结构, 其室温下母相均为 L2₁ 结构。研究还发现, 母相在大约 970K 时开始从 B2 结构到 L2₁ 结构的转变。经过 773K 退火, L2₁ 在母相中的有

序程度会有所提高, 从而可以提高马氏体相变开始温度和居里温度。

文献[35] 报道了 Ni_{73-x}Fe_xGa₂₇ 系列合金马氏体相变温度和居里温度的变化规律, 即随铁含量的增加, 马氏体相变温度下降而居里温度上升, 合金中铁的组分超过 20% (原子分数) 时, 居里温度高于马氏体相变温度。该结果与文献^[11] 对 Ni_{50+x}Fe_{25-x}Ga₂₅ 系列合金的研究结果一致, 这可能与电子浓度的变化有关^[37]。Santamarta 等^[38] 研究了原子有序度对 NiFeGa 合金的相变的影响。结果表明, 在 470K 至 1070K 间不同温度淬火后, 合金的马氏体相变温度高于从相应温度慢冷下来合金的相变温度, 这一现象表明, L2₁ 母相有序度的降低会导致马氏体相变温度的升高。

在磁性能方面, Li 等^[11] 对 Ni_{50+x}Fe_{25-x}Ga₂₅ 系列合金磁化特性的研究表明, 室温下饱和磁化强度 M_s 随 Fe 含量增加而上升, M_s 一般在 30emu/g 左右, 与文献[35] 的结果类似。Liu 等^[10] 对 Ni₂FeGa 薄带的研究表明, 由于不同的磁各向异性, 低于马氏体相变温度时磁化难以达到饱和, 但是高于相变温度时易于达到饱和。低温时马氏体相具有高的磁化强度 73Am²/kg 和高的饱和磁场 0.6T, 但是到高温母相时降低至 60Am²/kg 和 0.15T。值得一提的是, Ni₂FeGa 的马氏体饱和磁场 0.6T 比 Ni₂MnGa 的大约 1.0T 低得多。对于相变点在室温以上的 Ni-Fe-Ga 合金(即室温为马氏体态), 其马氏体为磁畴尺寸很大的无调制马氏体, 而 Ni₂FeGa 的马氏体为磁畴尺寸很小的调制型马氏体^[49]。

对于大多数的 Heusler 合金, 传统的合成方法是电弧熔炼。但是, Liu 等^[10] 的研究表明, 这种传统熔炼方法不能用于合成单一的 Ni₂FeGa 合金的 L2₁ 结构。由于在常规的凝固过程中存在着形成 γ 固溶体相和形成金属间化合物相的激烈竞争, 一旦形成了 γ 相, 将会阻碍纯 L2₁ 相的形成, 影响合金的磁性能。而通过强制液态快速冷却方法制成的 Ni₂FeGa 合金带, 由单一 L2₁ 相组成, 热致相变应变为 0.3%。然而, 通过在 L2₁ 结构基体中引入少量的 γ 相, 可以显著提高合金的延展性, 例如, 含有约 4% 的 γ 相的多晶 Ni₅₃Ga_{26.5}Fe_{20.5} 合金, 通过 1373K 热轧随后冷轧后, 可制得厚度为 200 μ m 的片材, 在 90K 时将其弯曲, 得到 2% 的表面应变, 加热逆相变后的形状恢复可达到约 90%^[35]。Omoria 等^[36] 系统研究了热处理对 NiFeGa 合金相结构的影响, 指出 Ni₅₃Fe₂₀Ga₂₇ 合金在 1473K 退火时得到的是单相马氏体组织, 而在 1273K 及 1373K 退火时得到具有马氏体和 γ 相的双相结构; 对于单相马氏体组织的合金, 当退火温度高于 873K 时, 其马氏体相变

温度随退火温度的降低而升高,而当退火温度低于 873K 时,随退火温度的降低而降低,另一方面,居里温度随退火温度的降低而升高,直到退火温度为 673K 时达到饱和。

在力学性能方面, Sutou 等^[39]的研究表明 Ni₅₄Fe₁₉Ga₂₇ 单晶合金的应力应变特性随温度不同发生明显变化,其伪弹性应变可达 14%,除应力诱发马氏体相变外,还存在应力诱发 10M 马氏体到 14M 马氏体和 14M 马氏体到 L1₀ 马氏体之间的相变。另外,通过预压缩,可以将 Ni_{54.1}Fe₁₉Ga_{26.9} 单晶合金的马氏体再取向应力降低到 3MPa,有利于得到磁致应变。Hamilton^[40]的研究表明,在逆马氏体相变结束温度以上, Ni₅₄Fe₁₉Ga₂₇ 单晶合金的临界应力(指发生马氏体再取向或应力诱发马氏体的临界应力)随温度上升而增大,而时效处理可以提高合金临界应力。

在磁致应变方面, Morito 等^[41]等研究了单变体状态下的 Ni_{54.2}Fe_{19.3}Ga_{26.5} 合金的磁场诱发应变及磁晶各向异性性能。该单晶合金马氏体相在 5K 时的磁晶各向异性常数为 $1.8 \times 10^6 \text{ erg/cm}^3$,在单变体状态下,可以获得 0.02% 的可回复磁场诱发应变,而磁晶各向异性常数随温度的升高而降低。而且,随着温度的提高,磁场诱发应变不断增加,到达 100K 后,随着温度的提高,磁场诱发应变开始下降,直到 150K 时,应变降为 0。添加 Co 可以将 NiFeGa 合金的磁致应变提高到 0.7%^[42]。

4 结束语

与 NiMnGa 合金相比,虽然 Co-Ni-Ga 和 Ni-Fe-Ga 合金目前的磁致应变较小,但是它们具有更高的居里温度和良好的塑性,有望成为新型的磁驱动材料。

参考文献

[1] ULLAKKO K, HUANG J K, KANTNER C, et al. Large magnetic field induced strains in Ni₂MnGa single crystals [J]. Applied Physics Letters, 1996, 69 (13): 1966– 1968.

[2] HENRY C P, FEUCHTWANGER J, BONO D, et al. AC performance and modeling of ferromagnetic shape memory actuators [J]. Proc SPIE, 2001, 4333: 151– 162.

[3] SOZINOV A, LIKHACHEV A A, LANSKA N, et al. Giant magnetic field induced strain in NiMnGa seven-layered martensitic phase [J]. Applied Physics Letters, 2002, 80 (10): 1746– 1748.

[4] 杨大智. 智能材料与智能系统[M]. 天津: 天津大学出版社, 2000.

[5] LIU Y, ZHOU W M, QI X, et al. Magnetic shape-memory effect in Co-Ni single crystals [J]. Applied Physics Letters, 2001, 78 (23): 3660– 3662.

[6] ZHOU W M, LIU Y, JIANG B H, et al. Magnetoelastic and thermoelastic shape memory effect in a Co-Ni single crystal [J]. Applied Physics Letters, 2003, 82 (5): 760– 762.

[7] WUTTIG M, LI J, CRACIUNESCU C. A new ferromagnetic shape memory alloy system [J]. Scripta Materialia, 2001, 44 (10): 2393– 2397.

[8] CRACIUNESCU C, KISHI Y, LOGRASSO T A, et al. Martensitic transformation in Co₂NiGa ferromagnetic shape memory alloys [J]. Scripta Materialia, 2002, 47 (4): 285– 288.

[9] OIKAWA K, WU L F F, LIJIMA T, et al. Promising ferromagnetic Ni-Co-Al shape memory alloy system [J]. Applied Physics Letters, 2001, 79 (20): 3290– 3292.

[10] LIU Z H. Martensitic transformation and shape memory effect in ferromagnetic Heusler alloy Ni₂FeGa [J]. Applied Physics Letters, 2003, 82 (3): 424– 426.

[11] LI Y, JIANG C B, LIANG T, et al. Martensitic transformation and magnetization of Ni-Fe-Ga ferromagnetic shape memory alloys [J]. Scripta Materialia, 2003, 48 (9): 1255– 1258.

[12] PONS J, CHERNENKO V A, SANTANARTA R, et al. Crystal structure of martensitic phases in Ni-Mn-Ga shape memory alloys [J]. Acta Materialia, 2000, 48 (12): 3027– 3038.

[13] WEDEL B, SUZUKI M, MURAKAMI Y, et al. Low temperature crystal structure of Ni-Mn-Ga alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 1999, 290 (1– 2): 137– 143.

[14] JIANG C B, FENG G, GONG S K, et al. Effect of Ni excess on phase transformation temperatures of NiMnGa alloys [J]. Materials Science and Engineering: A, 2003, 342 (1– 2): 231– 235.

[15] WUTTIG M, LIU L H, TSUCHIYA K, et al. Occurrence of ferromagnetic shape memory alloys [J]. Journal of Applied Physics, 2000, 87 (9): 4707– 4711.

[16] CHERNENKO V A. Compositional instability of β -phase in Ni-Mn-Ga alloys [J]. Scripta Materialia, 1999, 40 (5): 523– 527.

[17] SCHLAGEL D L, WU Y L, ZHANG W, et al. Chemical segregation during bulk single crystal preparation of Ni-Mn-Ga ferromagnetic shape memory alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2000, 312 (1– 2): 77– 85.

[18] CHERNENKO V A, PONS J, SEGUI C, et al. Premartensitic phenomena and other phase transformations in Ni-Mn-Ga alloys studied by dynamical mechanical analysis and electron diffraction [J]. Acta Materialia, 2002, 50 (1): 53– 60.

[19] JIN X. Empirical mapping of Ni-Mn-Ga properties with composition and valence electron concentration [J]. Journal of Applied Physics, 2002, 91 (10): 8222– 8224.

[20] MURRAY S J. 6% magnetic field-induced strain by twin boundary motion in ferromagnetic Ni-Mn-Ga [J]. Applied Physics Letters, 2000, 77 (6): 886– 888.

[21] ULLAKKO K, EZER Y, SOZINOV A, et al. Magnetic field induced strains in polycrystalline Ni-Mn-Ga at room temperature [J]. Scripta Materialia, 2001, 44 (3): 475– 480.

[22] JEONG S, INOUE K, INOUE S, et al. Effect of magnetic field on martensite transformation in a polycrystalline Ni₂MnGa [J]. Materials Science and Engineering: A, 2003, 359 (1– 2): 253– 260.

[23] JIANG C B. Superhigh strains by variant reorientation in the nonmodulated ferromagnetic NiMnGa alloys [J]. Applied Physics Letters, 2002, 81 (15): 2818– 2820.

[24] MURRAY S J, FARINELLI M, KANTNER C, et al. Field-induced strain under load in Ni-Mn-Ga magnetic shape memory materials [J]. Journal of Applied Physics, 1998, 83 (11): 7297 – 7299.

[25] TICKLE R, JAMES R D. Magnetic and magnetomechanical properties of Ni₂MnGa [J]. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 1999, 195 (3): 627– 638.

[26] LIU Z H, ZHANG M, WANG W Q, et al. Magnetic properties and martensitic transformation in quaternary Heusler alloy of NiMnFeGa [J]. Journal of Applied Physics, 2002, 92(9): 5006 – 5010.

[27] CRACIUNESCU C, KISHI Y, LOGRASSO T A, et al. Martensitic transformation in Co₂NiGa ferromagnetic shape memory alloys [J]. Scripta Materialia, 2002, 47 (4): 285– 288.

[28] LI Y X, LIU H Y, MENG F B, et al. Magnetic field-controlled two-way shape memory in CoNiGa single crystals [J]. Applied Physics Letters, 2004, 84 (18): 3594– 3596.

[29] LIU J. Martensitic transformation and magnetic properties in Heusler CoNiGa magnetic shape memory alloys [J]. Scripta Materialia, 2005, 52 (9): 935– 938.

[30] LIU J, ZHENG H X, XIA M X, et al. The microstructure and martensitic transformation of Co-Ni-Ga-Ta ferromagnetic shape memory alloys [J]. Scripta Materialia, 2005, 52 (9): 955– 958.

[31] CHERNENKO V A. Transformation behaviour and martensite stabilization in the ferromagnetic Co-Ni-Ga Heusler alloy [J]. Scripta Mater, 2004, 50 (2): 225– 229.

[32] LIU J, XIE H, HUO Y Q, et al. Microstructure evolution in CoNiGa shape memory alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2006, 420 (1– 2): 145– 157.

[33] CHERNENKO V A, PONS J, CESARI E, et al. Martensitic transformation in a ferromagnetic Co-Ni-Ga single crystal [J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 378 (1– 2): 357 – 360.

[34] KISHI Y, CRACIUNESCU C, SATO M, et al. Microstructure and magnetic properties of rapidly solidified CoNiGa ferromagnetic shape memory alloys [J]. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2003, 262 (1– 2): 186– 191.

[35] OIKAWA K, OTA T, OHMORI T, et al. Magnetic and martensitic phase transitions in ferromagnetic Ni-Ga-Fe shape memory alloys [J]. Applied Physics Letters, 2002, 81 (24): 5201– 5203.

[36] OMORI T, KAMIYAMA N, SUTOU Y, et al. Phase transformations in Ni-Ga-Fe ferromagnetic shape memory alloys [J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 378 (1– 2): 403– 408.

[37] ZHENG H X, XIA M X, LIU J, et al. Martensitic transformation of Ni-Fe-Ga magnetic shape memory alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2004, 385 (1– 2): 144– 147.

[38] SANTAMARTA R, CESARI E, FONT J, et al. Effect of atomic order on the martensitic transformation of Ni-Fe-Ga alloys [J]. Scripta Materialia, 2006, 54 (12): 1985– 1989.

[39] SUTOU Y, KAMIYAMA N, OMORI T, et al. Stress-strain characteristics in Ni-Ga-Fe ferromagnetic shape memory alloys [J]. Applied Physics Letters, 2004, 84 (8): 1275– 1277.

[40] HAMILTON R F, EFSTATHIOU C, SEHITOGLU H, et al. Thermal and stress-induced martensitic transformations in Ni-Fe-Ga single crystals under tension and compression [J]. Scripta Materialia, 2006, 54 (3): 465– 469.

[41] MORITO H, FUJITA A, FUKAMICHI K, et al. Magnetic field-induced strain of Fe-Ni-Ga in single-variant state [J]. Applied Physics Letters, 2003, 83 (24): 4993– 4995.

[42] MORITO H, OIKAWA K, FUJITA A, et al. Enhancement of magnetic field-induced strain in Ni-Fe-Ga-Co Heusler alloy [J]. Scripta Materialia, 2005, 53 (11): 1237– 1240.

收稿日期: 2006-03-27; 修订日期: 2006-11-10
作者简介: 袁比飞(1974–), 男, 工程师, 现从事形状记忆合金方面的研究, 联系地址: 北京市朝阳区安立路 101 号名人大厦 1808 室(100101)。

(上接第 61 页)

[32] WANG X T. Mechanical properties of carbon nanotubes/alumina nanocomposites [J]. Nature Materials, 2004, 3(8): 539– 544.

[33] XIA Z, RIESTER L, CURTIN W A, et al. Direct observation of toughening mechanisms in carbon nanotube ceramic matrix composites [J]. Acta Materialia, 2004, 52: 931– 944.

[34] ZHANG D, KUNTZ J D, GARAY J E. Electrical properties of nanoceramics reinforced with ropes of single-walled carbon nanotubes [J]. Applied Physics Letters, 2003, 83(6): 1228– 1230.

[35] ZHANG D, KUNTZ J D, MUKHERJEE A K, et al. Thermoelectric properties of carbon nanotube/ceramic nanocomposites [J]. Scripta Materialia, 2006, 54: 77– 82.

[36] 高濂, 刘阳桥. 碳纳米管的分散及表面改性 [J]. 硅酸盐通报, 2005, 24(5): 114– 119.

收稿日期: 2006-04-13; 修订日期: 2006-08-30
作者简介: 马青松(1975–), 男, 博士, 副研究员, 主要从事陶瓷基复合材料的科研工作, 联系地址: 湖南长沙国防科技大学一院重点实验室 (410073)。