

文章编号: 1004-0609(2003)04-0840-06

NiAlMnFe 高温形状记忆合金的马氏体相变行为^①

贺志荣^{1, 2}, 王永善², 周敬恩¹

(1. 西安交通大学 金属材料强度国家重点实验室, 西安 710049; 2. 陕西理工学院 材料科学与工程系, 汉中 723003)

摘 要: 用示差扫描量热仪、X 射线衍射仪、扫描电镜及能谱仪、光学显微镜和显微硬度计等研究了固溶、时效工艺及热循环对 $\text{Ni}_{60}\text{Al}_{19}\text{Mn}_{16}\text{Fe}_5$ 高温形状记忆合金马氏体(M)相变行为的影响。固溶淬火态以及固溶淬火加时效态 $\text{Ni}_{60}\text{Al}_{19}\text{Mn}_{16}\text{Fe}_5$ 合金冷却、加热时发生可逆热弹性 M 相变。M 相变温度、热滞和相变热随固溶温度的升高而增加, 时效对 M 相变行为亦有较大影响, 1 100 °C 固溶处理和 400 °C 时效处理后该合金具有良好的 M 相变行为。热循环几乎不影响正 M 相变, 但第 1 次热循环时, M 显示稳定性效应, 使逆 M 相变推迟。第 1 次热循环后, 逆 M 相变不再受热循环影响。该合金的固溶淬火组织为 $\beta(\text{M}) + \gamma$ 相, 其中 γ 相约占 20 %, M 的硬度高于 γ 相。

关键词: NiAlMnFe; 形状记忆合金; 固溶处理; 时效; 相变

中图分类号: TG 142

文献标识码: A

形状记忆合金(SMA)具有感知和驱动双重功能, 已在机械、电子、建筑和医疗等领域得到了应用。SMA 装置的动作温度取决于马氏体(M)相变温度, TiNi 和 Cu 基 SMA 的 M 相变温度一般低于 150 °C^[1-3], 用其制作的装置只能在较低温度下使用。由于许多用途需要 SMA 的 M 相变温度在 150~400 °C 之间, 并且在高达 600 °C 的温度下长期运行时能保持组织、性能稳定^[4]。因此, 开发具有较高 M 相变温度和在高温下具有良好组织、性能稳定性的高温 SMA 十分必要。目前, M 相变温度超过 150 °C 的待选高温 SMA 有 TiNiPd(Pt, Hf)^[5, 6], RuTa(Nb)^[7, 8] 和 NiAl 基^[9, 10] 合金等。其中, NiAl 二元合金不仅具有形状记忆效应(SME), 而且 M 相变温度依据成分不同可达 300~700 °C, 同时该合金还具有高温强度高、抗氧化腐蚀能力强、原材料便宜等特点, 具有一定的开发价值。而室温脆性大, 加工成本高, 在一定温度下时效时会析出对 SME 不利的 Ni_5Al_3 化合物^[4] 等缺陷限制了该合金的发展。Kainuma 等^[9] 通过在 NiAl 合金中加入 Mn, Fe 等合金元素引入具有面心立方结构的塑性相 γ , 不仅改善了该合金的可加工性, 而且得到了 NiAlMn, NiAlMnFe 等高温 SMA。该类合金具有较高的 M 相变温度, 高温相为 $\beta + \gamma$, 淬火时发生 β (B2 结构) $\rightarrow \beta'$ (L10 结构) 热弹性 M 相变, 得到 $\text{M} + \gamma$ 相并产

生 SME。目前, 对 NiAlMnFe 合金的可加工性^[9, 10] 和形状记忆行为^[11-13] 等已有研究, 而热处理和热循环对该合金的组织 and M 相变行为的影响尚未见系统研究报道。作者以 $\text{Ni}_{60}\text{Al}_{19}\text{Mn}_{16}\text{Fe}_5$ 合金为对象, 旨在对 NiAl 基高温 SMA 的组织 and M 相变行为进行研究。

1 实验

以 99.9 % Ni, 99.7 % Al, 99.9 % Mn 和 99.9% Fe(质量分数)为原料, 在氩气保护下, 用电弧熔炼法制作 $\text{Ni}_{60}\text{Al}_{19}\text{Mn}_{16}\text{Fe}_5$ 合金。为确保成分均匀, 合金块在水冷铜上至少反复熔化 6 次。在熔炼过程中用纯钛作为杂质气体的吸收剂。所有实验样品取自同一铸块。试样被封入真空石英管中进行固溶、时效处理。具体工艺为: 1) 固溶处理 试样在 900~1 200 °C 保温 24 h 后水冷。2) 时效处理 经 1 100 °C 保温 24 h 水冷试样在 300~500 °C 的温度下保温 24 h 水冷; 经 1 100 °C 保温 24 h 水冷试样在 400 °C 下保温 1~72 h 水冷, 在 500 °C 下保温 1~24 h 水冷。用 TAS-DSC3300 型示差扫描量热仪(DSC)分析合金的相变行为, 加热冷却温度范围为室温~650 °C, 速率为 10 °C/min。在无应力状态下用 DSC 分析合金在热循环过程中的相变行为, 热循环温度

① 基金项目: 陕西理工学院科研基金资助项目(SLG0332)

收稿日期: 2002-08-23; 修订日期: 2002-12-15

作者简介: 贺志荣(1960-), 男, 教授, 博士研究生。

通讯联系人: 贺志荣, 教授; 陕西汉中陕西理工学院(北区)材料科学与工程系, 723003; 电话: 0916-2113982;

E-mail: jzhou@mail.lib.xjtu.edu.cn

范围为 250~ 600 °C, 共循环 10 次。用 Rigaku RAD-C System 型 X 射线衍射仪(XRD), Cu 靶分析不同状态合金在室温下的相组成。用 MEF3 型光学显微镜(OM)和 S-2700 型扫描电子显微镜(SEM)及其配置的能谱仪(EDXS)分析合金的室温显微组织及其成分, 腐蚀剂为 4% 硝酸酒精。用 Micromet II 型显微硬度计(MHT)测量组成相的显微硬度, 载荷为 100 g, 保持时间为 10 s; 用洛氏硬度计测量试样热处理后的硬度, 以 5 次测量结果的平均值计。

2 实验结果

2.1 DSC 曲线特征

固溶温度、时效温度和时效时间对 $\text{Ni}_{60}\text{Al}_{19}\text{Mn}_{16}\text{Fe}_5$ 合金 DSC 曲线的影响见图 1。固溶淬火态以及固溶淬火加时效处理 $\text{Ni}_{60}\text{Al}_{19}\text{Mn}_{16}\text{Fe}_5$ 合金冷却 $\Rightarrow$ 加热时发生可逆热弹性 M 相变。DSC 曲线上冷却时出现的放热峰为正 M 相变峰 M_p , 代表 $\beta \rightarrow M$

转变; 加热时出现的吸热峰为逆 M 相变峰 A_p , 代表 $M \rightarrow \beta$ 转变。图 1(a) 给出了固溶处理温度对 $\text{Ni}_{60}\text{Al}_{19}\text{Mn}_{16}\text{Fe}_5$ 合金 DSC 曲线的影响。由图可知, 在 900~ 1 200 °C 温度范围内固溶淬火后, 随固溶温度升高, 该合金的 M_p , A_p 峰不仅变大, 而且向高温方向移动。从相变峰的面积、高度等特征看, 该合金在 1 000~ 1 200 °C 温度范围内固溶处理效果较好。

时效温度对 $\text{Ni}_{60}\text{Al}_{19}\text{Mn}_{16}\text{Fe}_5$ 合金 DSC 曲线的影响见图 1(b)。结果表明, 该合金在 1 100 °C 固溶处理和 300~ 500 °C 温度范围内时效时, 时效温度对相变峰特性影响很大。在 300 °C 时效时, M_p , A_p 峰温度较低, 尺寸较小; 在 500 °C 时效时, M_p , A_p 峰温度降低, 尺寸急剧减小; 只有在 400 °C 时效时, 相变峰特性最好, 不仅相变温度最高, 而且相变峰面积最大。

$\text{Ni}_{60}\text{Al}_{19}\text{Mn}_{16}\text{Fe}_5$ 合金在 400 和 500 °C 时效时, 时效时间对 DSC 曲线的影响分别见图 1(c) 和 1(d)。不难看出, 在 500 °C 时效时, 随时效时间延长, M_p , A_p 相变峰的温度不断降低, 面积不断减小。在 400 °C

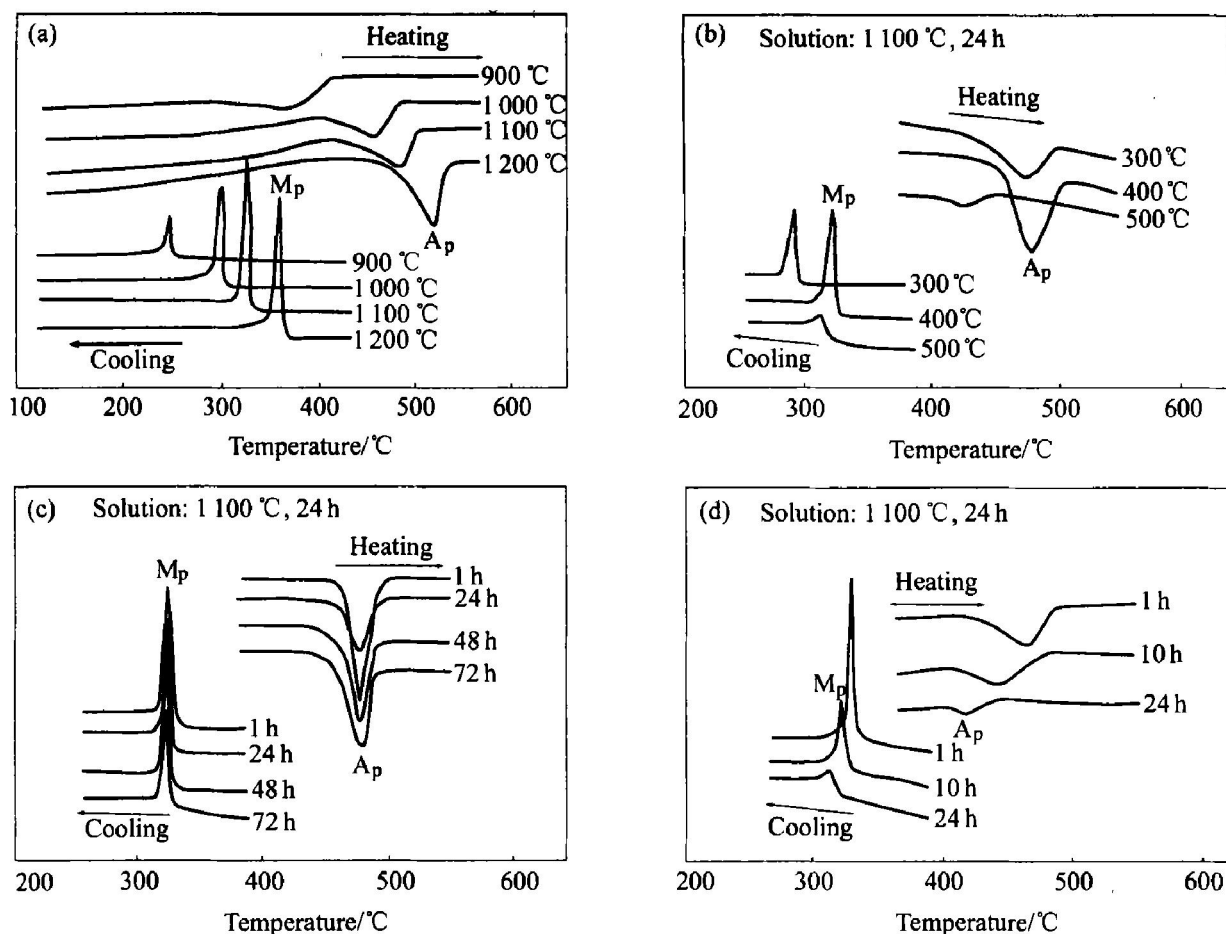


图 1 热处理工艺对 $\text{Ni}_{60}\text{Al}_{19}\text{Mn}_{16}\text{Fe}_5$ 合金 DSC 曲线的影响

Fig. 1 Effects of heat treatment processes on DSC curves of $\text{Ni}_{60}\text{Al}_{19}\text{Mn}_{16}\text{Fe}_5$ alloy

- (a) —Solution temperature(for 24 h); (b) —Ageing temperature(for 24 h);
(c) —Ageing time (at 400 °C); (d) —Ageing time (at 500 °C)

时效时, M 相变的温度范围窄(9~11 °C), 相变峰尖锐; M_p , A_p 峰的位置、尺寸等特性稳定, 几乎不受时效时间的影响。这表明用该工艺时效处理后, 合金的成分均匀, 相变速度快, 相变特性稳定^[14]。从 DSC 曲线的特性考虑, 400 °C 是适合于 $Ni_{60}Al_{19}Mn_{16}Fe_5$ 合金的时效温度。

2.2 相变温度、热滞和相变热

2.2.1 固溶处理

固溶处理温度对 $Ni_{60}Al_{19}Mn_{16}Fe_5$ 合金 M 相变开始温度(t_{Ms})、热滞(Δt)(A_p , M_p 峰温差)和相变热 Q_M (相变峰面积)的影响见图 2(a)。该合金的相变特点是 M 相变温度比较高(t_{Ms} 在 250 °C 以上); 热滞很大(Δt 在 150 °C 以上)。在 900~1200 °C 温度范围内固溶淬火后, 随加热温度升高, t_{Ms} 升高, Δt 和 Q_M 先快速升高, 然后趋于平缓。其中, 在 1100 °C 固溶处理后不仅相变温度较高, 而且热滞和相变热较大, 是较为理想的固溶处理温度。相变温度高是高温 SMA 所期望的, 相变热大说明相变进行得比较充分, 热滞大对作为联结器用的单程 SME 比较有利^[15]。

2.2.2 时效处理

1100 °C 固溶淬火态 $Ni_{60}Al_{19}Mn_{16}Fe_5$ 合金 400 °C 时效时, 时效时间对 t_{Ms} , Δt 和 Q_M 的影响见图 2(b)。可以看出, 400 °C 时效后, M 相变不存在时效效应。随时效时间延长, t_{Ms} 和 Δt 基本保持不变, 分别为 327 °C 和 155 °C, Q_M 虽有下降趋势, 但比较平缓。从 M 相变行为考虑, 400 °C, 24 h 是较理想的时效工艺。

2.3 热循环效应

为了了解 $Ni_{60}Al_{19}Mn_{16}Fe_5$ 合金 M 相变热循环稳

定性, 在无应力状态下用 DSC 进行了热循环实验。热循环对时效态 $Ni_{60}Al_{19}Mn_{16}Fe_5$ 合金 t_{Ms} 和 t_{Af} (逆相变结束温度)的影响见图 3(固溶淬火态合金的结果与之类似)。由图可见, 热循环几乎不影响该合金的正 M 相变, 但影响逆 M 相变。第 1 次循环时 t_{Af} 比较高, Δt 和 Q_A 也比较大。第 2 次热循环时, t_{Af} 迅速降低, Δt 和 Q_A 亦减少。亦即第 1 次热循环时, M 表现出热循环稳定性效应, 使逆 M 相变推迟。该效应只在第 1 次热循环时产生, 从第 2 次热循环开始, 逆 M 相变不再受热循环的影响, 这表明热循环对合金的 M 相变稳定性有促进作用。

2.4 显微组织和相组成

用 OM, SEM, EDXS, XRD 和 MHT 对铸态、固溶淬火态和时效态 $Ni_{60}Al_{19}Mn_{16}Fe_5$ 合金室温组成相的形态、成分、相对量及硬度进行了观察与测试分析, 结果见表 1 和图 4。

$Ni_{60}Al_{19}Mn_{16}Fe_5$ 合金的铸态组织由 β 和 γ 相组成, 其中 β 相呈树枝状, γ 相为加入 Mn, Fe 后所引入的具有面心立方结构的塑性相^[9]。固溶淬火时该合金发生 $\beta \rightarrow M$ 转变, 室温组织由 M + γ 相组成, γ 相分布在 M 的晶内或晶界, 体积分数约占 20%。由表 1 知, 固溶淬火后, M 和 γ 相中 Mn 含量相近, γ 相的 Ni、Fe 含量高于 M 相, Al 含量低于 M 相, γ 相的硬度低于 M 相。

1100 °C 固溶淬火态 $Ni_{60}Al_{19}Mn_{16}Fe_5$ 合金进行 400 °C, 24 h 时效后的组织如图 4(a) 所示。由该图和表 1 可以看出, 400 °C 时效后该合金的 M 组织形态、 γ 相所占分数和 t_{Ms} , t_{Af} 等基本无变化, 但组成相的成分稍有变化, 硬度有所增加。与固溶淬火态相比, 时效态 $Ni_{60}Al_{19}Mn_{16}Fe_5$ 合金 M 和 γ 相中 Mn 含量变化不大, Ni 含量有所增加, Al, Fe 含量

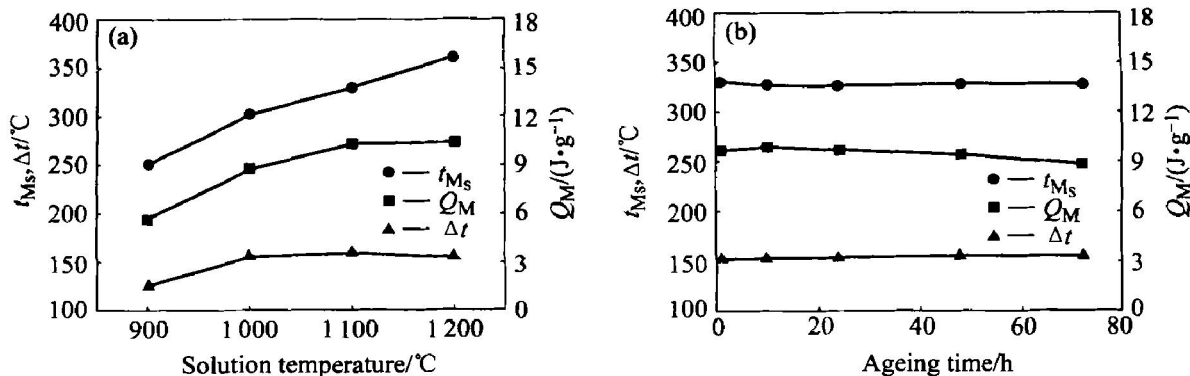


图 2 固溶淬火温度和时效时间对 $Ni_{60}Al_{19}Mn_{16}Fe_5$ 合金的 t_{Ms} , Δt 和 Q_M 的影响

Fig. 2 Effects of solution treatment temperature (a) and ageing time (at 400 °C) (b) on t_{Ms} , Δt and Q_M of $Ni_{60}Al_{19}Mn_{16}Fe_5$ alloy

表 1 Ni₆₀Al₁₉Mn₁₆Fe₅ 合金固溶时效处理后的特性

Process	For M, x / %				For γ, x / %				φ(γ) / %	Hv		HRC	t _{M_s} / °C	t _{A_f} / °C
	Ni	Al	Mn	Fe	Ni	Al	Mn	Fe		M	γ			
Solution treatment (1 100 °C, 24 h)	57.80	22.54	15.11	4.56	63.47	13.37	15.23	7.94	20	304	261	30.1	329	501
Solution treatment (1 100 °C, 24 h) + ageing treatment (400 °C, 24 h)	57.85	22.16	15.51	4.48	63.92	12.78	15.58	7.72	20	354	321	34.6	326	503

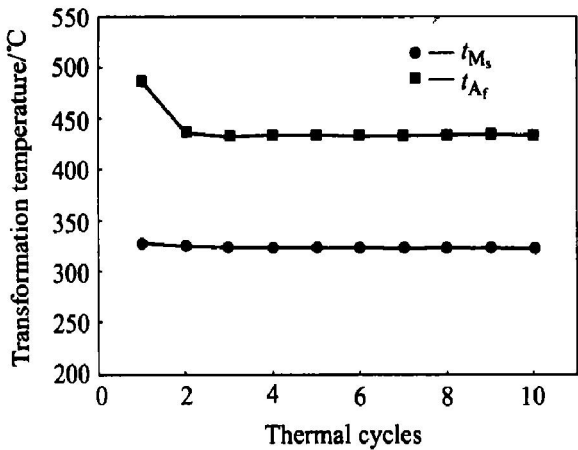


图 3 热循环对 Ni₆₀Al₁₉Mn₁₆Fe₅ 合金 t_{M_s}和 t_{A_f}的影响

Fig. 3 Effects of thermal cycling on t_{M_s} and t_{A_f} of Ni₆₀Al₁₉Mn₁₆Fe₅ alloy

有所减少。同时,合金的硬度由 HRC 30.1 增加到 HRC 34.6, M 和 γ 相的显微硬度也分别有所增加。

X 射线衍射结果表明,与铸态、固溶淬火态相比,时效态无新衍射峰出现(图 4(b))。尽管 X 射线衍射技术对细小析出物不敏感,但仍可定性说明 Ni₆₀Al₁₉Mn₁₆Fe₅ 合金经 400 °C, 24 h 时效后没有明显的新相产生,该合金时效后硬度增加的原因可能与时效过程中合金元素重新分配所引起的强化效应有关。

3 讨论

3.1 成分、组织和特性

NiAl 二元单相(β) SMA 的 t_{M_s}对 Al 含量很敏感^[9],每改变 0.1% Al, M_s 点会改变约 30~ 35 °C,使 M 相变温度较难控制,同时塑性较差也限制了该 SMA 的开发。通过加入 Fe 和 Mn 在组织中引入 γ 相形成三元或多元 NiAl 基 β+ γ 两相 SMA 后,不仅可改善其塑性,以致可用传统的铸造和热加工方法进行合金生产,而且通过改变合金成分和热处理温

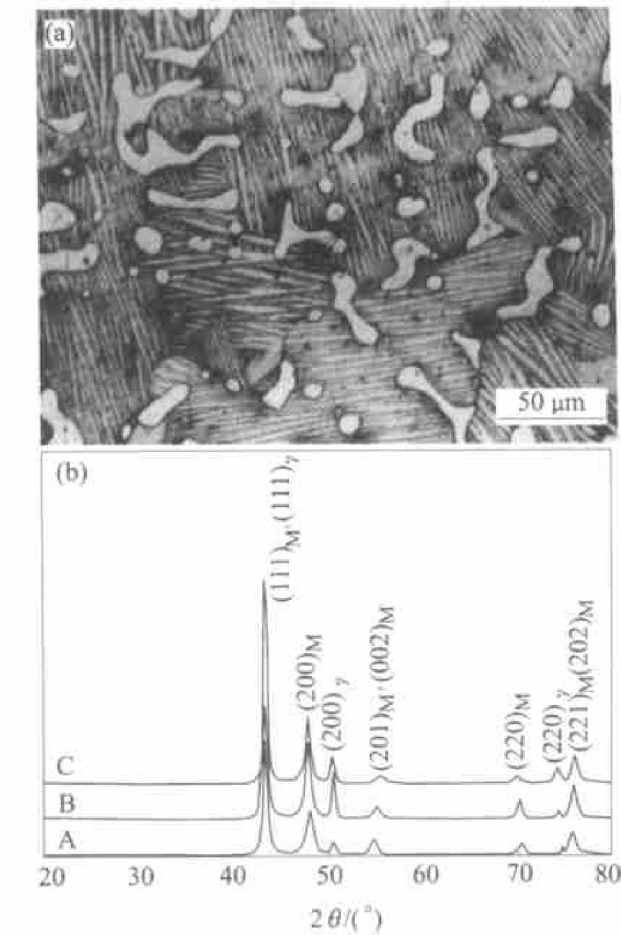


图 4 Ni₆₀Al₁₉Mn₁₆Fe₅ 合金的显微组织和 XRD 图谱

Fig. 4 Optical microstructure(a) and XRD patterns(b) of Ni₆₀Al₁₉Mn₁₆Fe₅ alloy

A —(1 100 °C, 24 h) + (400 °C, 24 h);
B —1 100 °C, 24 h; C —As cast

度可方便地控制 M 相变温度和 Δt。退火温度影响 M 相变温度是通过影响 β 和 γ 相的平衡成分实现的,随退火温度的升高,β 相中 Al 含量降低, M 相变温度升高^[16]。对快速凝固 NiAlFe 合金的研究表明^[17],通过降低 β 相中 Al 和 Fe 的含量, t_{M_s}可升至 200 °C。加入 Fe 可改善合金的塑性,但会降低 M 相变温度,需通过降低 Al 含量或加入 Mn 来调整。例如, Ni₆₁Al₂₀Mn₁₂Fe₇ 合金 β 相的量为 70%, t_{A_f}为 500

℃^[9], 而本研究中 Ni₆₀Al₁₉Mn₁₆Fe₅ 合金 β 相的量为 80%, t_{Af} 为 530 ℃。

NiAl 基 SMA 的特性取决于 γ 相的体积分数和晶粒尺寸。当 γ 相呈断续薄膜状分布在 β 相界, 或呈小颗粒状分布在 β 基体中时, 合金具有较好的塑性和形状恢复特性, 它的形状恢复程度随 β 相体积分数的增加而增加^[9]。循环拉伸实验表明, NiAlFe 合金在 115 MPa 应力作用下, 经过 1%~2% 的预应变, 加热后可恢复应变为 0.6%^[1]。应变未完全恢复的原因是组织中出现了 γ 相, 因为 γ 相可能会阻碍 M 变体的再取向, 并在 M 中引发位错。但经形状记忆训练处理后, γ 相则具有一定的弹性, 起偏置弹簧作用, 不影响 SME^[13]。

3.2 循环效应

无应力热循环实验结果表明, Ni₆₀Al₁₉Mn₁₆Fe₅ 合金的热弹性 M 具有热循环稳定性效应。该稳定性与热循环过程中形成的位错等不可逆缺陷有关^[18]。循环拉伸实验结果表明^[9], 第 1 次应力—应变循环时, 应变恢复达不到 100%, 在第 2 次应力—应变循环时, 应变恢复几乎达到了 100%。原因是第 1 次 SME 循环应变诱发的缺陷硬化了基体, 防止了新缺陷在第 2 次循环中形成。可见, 预形变是增强 NiAl 基 SMA 形状恢复率比较有效的方法。弯曲循环实验结果也表明^[16], 第 1 次 SME 循环时, 形状恢复达不到 100%, 在随后的循环过程中, 不仅形状恢复率得到了改善, 而且经训练的 NiAl 基合金呈现双程 SME。双程 SME 来源于循环训练在母相中产生的应力场, 其可诱发特殊 M 变体的自发消长。

4 结论

1) 固溶淬火态或时效态 Ni₆₀Al₁₉Mn₁₆Fe₅ 合金在冷却或加热时发生可逆热弹性 M 相变, M 相变温度、热滞和相变热随加热温度的升高而增加, 时效对 M 相变行为亦有影响, 经 1 100 ℃固溶处理和 400 ℃时效处理后该合金具有良好的 M 相变行为。

2) 热循环几乎不影响 Ni₆₀Al₁₉Mn₁₆Fe₅ 合金的正 M 相变, 但第 1 次热循环时, M 显示热循环稳定性效应, 使逆 M 相变推迟。从第 2 次热循环开始, 逆 M 相变不再受热循环影响。

3) Ni₆₀Al₁₉Mn₁₆Fe₅ 合金的淬火组织由 M 和 γ 相组成, 其中 γ 相占 20%, M 的硬度高于 γ 相。

REFERENCES

- [1] Beyer J, Mulder J H. Recent developments in high temperature shape memory alloys [J]. *Mat Res Soc Symp Proc*, 1995, 360: 443 - 454.
- [2] 贺志荣, 宫崎修一. Ni 含量对 TiNi 形状记忆合金相变行为的影响 [J]. *金属学报*, 1996, 32(4): 351 - 356.
He Z R, Miyazaki S. Effect of Ni content on transformation behavior of TiNi shape memory alloys [J]. *Acta Metall Sin*, 1996, 32(4): 351 - 356.
- [3] Otsuka K, Wayman C M. *Shape Memory Materials* [M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1998. 220 - 224.
- [4] Russell S M, Sczerzenie F. Engineering considerations in the application of NiTiHf and NiAl as practical high-temperature shape memory alloys [J]. *Mat Res Soc Symp Proc*, 1995, 360: 455 - 460.
- [5] Cai W, Otsuka K, Asai M. Martensite aging effect in Ti-Pd and Ti-Pd-Al high temperature shape memory alloys [J]. *Mater Trans JIM*, 1999, 40(9): 895 - 898.
- [6] Thoma P E, Boehm J J. Effect of composition on the amount of second phase and transformation temperatures of Ni_xTi_{90-x}Hf₁₀ shape memory alloys [J]. *Mater Sci Eng A*, 1999, 273 - 275: 385 - 389.
- [7] Fonda R W, Jones H N, Vandemeer R A. The shape memory effect in equiatomic TaRu and NbRu alloys [J]. *Script Mater*, 1998, 39 (8): 1031 - 1037.
- [8] HE Zhi-rong, ZHOU Jing-en, Furuya Y. Effect of Ta content on martensitic transformation behavior of RuTa ultrahigh temperature shape memory alloys [J]. *Mater Sci and Eng A*, 2003, 348: 36 - 40.
- [9] Kainuma R, Ono N, Iahida K. Development of NiAl (B₂)-base shape memory alloys [J]. *Mat Res Soc Symp Proc*, 1995, 360: 467 - 478.
- [10] Ishida K, Kainuma R, Ueno N, et al. Ductility enhancement in NiAl (B₂)-base alloys by microstructural control [J]. *Metall Trans A*, 1991, 22: 441 - 446.
- [11] Yang J H, Wayman C M. On the Ni₅Al₃ phase and related phenomena in a NiAlFe alloy [J]. *Mater Sci Eng A*, 1993, 160: 241 - 249.
- [12] Kainuma R, Nakano H, Ishida K. Martensitic transformations in NiMnAl β phase alloys [J]. *Metall Trans A*, 1996, 27: 4153 - 4162.
- [13] Ono N, Tsukahara A, Kainuma R, et al. The properties of two-phase NiAlFe shape memory alloys in the virgin and shape-memory-cycled states [J]. *Mater Sci Eng A*, 1999, 273 - 275: 420 - 424.
- [14] Miyazaki S, Ishida A. Martensitic transformation and shape memory behavior in sputter-deposited TiNi-base thin films [J]. *Mater Sci Eng A*, 1999, 273 - 275: 106 - 133.

- [15] Otsuka K, Ren X. Martensitic transformations in nonferrous shape memory alloys[J]. *Mater Sci Eng A*, 1999, 273 - 275: 89 - 105.
- [16] Kainuma R, Ishida K, Nishizawa T. Thermoelastic martensite and shape memory effect in B₂ base NiAlFe alloy with enhanced ductility[J]. *Metall Trans A*, 1992, 23: 1147 - 1153.
- [17] Furukawa S, Inoue A, Masumoto T. High ductility and shape memory effect of rapidly solidified B₂ compounds in the NiFeAl system[J]. *Mater Sci Eng*, 1988, 98: 515 - 518.
- [18] Liu Y, Favier D. Stabilization of martensite due to shear deformation via variant reorientation in polycrystalline NiTi[J]. *Acta Mater*, 2000, 48: 3489 - 3499.

Martensitic transformation behaviors of NiAlMnFe high temperature shape memory alloy

HE Zhi-rong^{1, 2}, WANG Yong-shan², ZHOU Jing-en¹

(1. State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials,

Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China;

2. Department of Materials Science and Engineering,
Shanxi University of Technology, Hanzhong 723003, China)

Abstract: The effects of the solution and ageing treatment processes and thermal cycling on martensitic transformation (MT) behaviors of high temperature shape memory alloy Ni₆₀Al₁₉Mn₁₆Fe₅ were investigated by differential scanning calorimetry, X-ray diffraction, SEM, energy dispersion X-ray spectroscopy, optical microscopy and micro-hardness test. A reversible thermoelastic MT takes place during cooling and heating in the solution- and ageing-treated Ni₆₀Al₁₉Mn₁₆Fe₅. The MT temperature, temperature hysteresis and transformation heat of the alloy increase with solution temperature increasing. The ageing treatment also strongly affects MT behaviors. An excellent MT behavior can be obtained from 400 °C ageing following 1 100 °C solution treatment. Thermal cycling is nearly no effect on the forward MT, but martensite shows stability effect in the first thermal cycle, and makes the reverse MT defer. After the first thermal cycle, the reverse MT is no longer affected by thermal cycling. The microstructure of the quenched Ni₆₀Al₁₉Mn₁₆Fe₅ alloy consists of martensite and gamma phase. The volume fraction of gamma phase is about 20%. The hardness of martensite is higher than that of gamma phase.

Key words: NiAlMnFe; shape memory alloy; solution treatment; ageing; transformation

(编辑 陈爱华)