文章编号:1673-9981(2021)02-0118-07

Fe 含量对等原子比 NiTi 形状记忆合金 微观组织、相变行为和显微硬度的影响*

陈志伟^{1,2}, 敬云兵¹, 甘春雷¹, 黎小辉¹, 郑开宏¹, 钱健清²

1. 广东省科学院材料与加工研究所,广东 广州 510650; 2. 安徽工业大学 冶金工程学院,安徽 马鞍山 243002



摘 要:采用光学显微镜、扫描电子显微镜、X 射线衍射仪、差示扫描量热仪和显微硬度计等测试 手段,研究了 Fe 含量对 Ni_{50-x/2} Ti_{50-x/2} Fe_x($x = 0.5\% \sim 3.5\%$)形状记忆合金微观组织、相变行为 和显微硬度的影响规律.结果表明:NiTiFe 三元形状记忆合金组织主要由 Ni_{4.8} Ti₅ Fe_{0.2} 相、Ni₃ Ti 相和基体组成,随着 Fe 含量的增加,合金组织中等轴晶粒尺寸逐渐增大;合金的相变温度,随 Fe 含量的增加迅速下降;合金的显微硬度随 Fe 含量的增加而急剧增加,与 Fe 含量呈正相关关系,当 x=3.5%时达到最大值 469.91 HV.

关键词: Fe 含量; NiTi 形状记忆合金; 马氏体; 奥氏体; 显微硬度 中图分类号: TG139.6 文献标识码: A

引文格式:陈志伟,敬云兵,甘春雷,等:Fe含量对等原子比 NiTi 形状记忆合金微观组织、相变行为和显微硬度的影响[J]. 材料研究与应用,2021,15(2):118-124.

CHEN Zhiwei, JING Yunbing, GAN Chunlei, et al. Effect of Fe content on microstructure, phase transformation behavior and microhardness of the equiatomic NiTi shape memory alloy[J]. Materials Research and Application, 2021, 15(2):118-124.

形状记忆合金具有优良的超弹性、优异的力学 性能、高的化学稳定性、良好的生物相容性和独特的 形状记忆效应^[1-6].作为最具代表性的形状记忆合 金之一,近等原子比 NiTi 形状记忆合金受到广泛关 注,已大量应用于航空航天、生物医学等领域中.然 而,二元 NiTi 形状记忆合金相变温度基本保持在 20~60℃范围内,不能在较高或较低的温度下进行 马氏体相变,从而导致其在实际应用中受到很大限 制.为了进一步拓宽其工程应用范围,通常在二元 NiTi 形状记忆合金中添加第三种元素^[7-12].近年来 研究发现,添加 Fe,Al,Co,Mn 和 Nb 等元素会使 NiTi 形状记忆合金马氏体相变温度降低,从而获得 优良的低温力学性能^[13-16].其中,在 NiTi 形状记忆 合金中添加 Fe 元素对 NiTi 基合金的低温应用具有 显著的影响,表现出了独特的优势^[17-18].目前已经发 现 Fe 元素对 NiTi 形状记忆合金的马氏体相变温度 有很高的敏感性,但有关 Fe 的添加量对 NiTi 形状 记忆合金组织和性能的影响还缺乏系统的研究,还 需要进一步改善和提高.

采用真空非自耗电弧熔炼法制备了 NiTiFe 形状记忆合金铸锭,重点研究了 Fe 含量对等原子比 NiTi 形状记忆合金组织、相变行为和显微硬度的影 响规律,为 NiTiFe 形状记忆合金的推广应用提供实 验参考.

收稿日期:2021-04-23

^{*} **基金项目**:广东省科技计划项目(2019B090905009);广州市科技计划项目(201704030067)

作者简介:陈志伟(1994-),男,河南驻马店人,硕士研究生,主要从事金属材料的制备与成型的研究.

119

1 试验材料及方法

1.1 NiTiFe 形状记忆合金的制备

实验以纯度为 99.99%的 Ni, Ti 和 Fe 为原料, 采用真空非自耗电弧熔炼法,制备了名义成分分别 为 Ni_{49.75} Ti_{49.75} Fe_{0.5}, Ni_{49.25} Ti_{49.25} Fe_{1.5}, Ni_{48.75} Ti_{48.75} Fe_{2.5}和 Ni_{48.25} Ti_{48.25} Fe_{3.5}的 NiTiFe 形状 记忆合金铸锭.在配备水冷铜坩埚的真空非自耗电 弧熔炼炉中,以高纯氩气(纯度为 99.9%)作为保护 气体进行熔炼.首先设定冷却水温度为 18 ℃,将炉 体抽真空三次,使真空度达到 4×10⁻³ Pa,然后设定 引弧电流为 110 A,在纯钛上进行引弧,调节电流至 270 A 使其熔化,最后重复熔炼、冷却、凝固五次,每 次熔炼后将合金铸锭翻转,最终获得纽扣式 NiTiFe 形状记忆合金铸锭.

1.2 组织性能表征方法

将 NiTiFe 形状记忆合金铸锭通过电火花切割 成规格为 5 mm×5 mm×3 mm 的试样,试样经过 粗 磨、细 磨 和 抛 光 后,用 腐 蚀 剂 φ (HF) : φ (HNO₃): φ (H₂O)=1:3:7)浸蚀 30 s,然后进 行微观组织表征^[19].采用 DMI3000M 徕卡金相显 微镜及配备有能谱仪(EDS)的 JEOLJXA-8100 型电 子扫描电镜(SEM),观察合金试样的微观组织及相 关析出相分布情况.采用 D8ADVANCE 型 X 射线 衍射仪(XRD),对试样进行物相分析.

通过电火花机(EDM)将样品切成直径 3 mm× 1.5 mm 的圆片,利用装有 Pyris Date Analysis 软件 的差示扫描量热仪(DSC6000)进行相变行为检测分 析,将加热和冷却速率设置为 5 ℃/min、将单周期 温度设置为-150~100 ℃、设置中间保持时间为 5 min.使用 EM-1500L 型显微硬度测试仪检测合金 的显微硬度,设定压力为 4.9 N,保压时间 15 s,每 个样品在合金表面均匀弥散测试 14 个点,求其平 均值.

2 试验结果与讨论

2.1 微观结构分析

图 1 为 NiTiFe 形状记忆合金铸锭的显微组织 照片.从图 1 可见:灰色基体及沿晶界分布的白色析 出相,合金组织中具有明显的晶界,等轴晶粒清晰可 见;同时还发现,随着 Fe 含量的增加,合金组织中等 轴晶粒尺寸逐渐增大,颗粒状白色析出相在晶界处 发生偏聚,晶界完整度逐渐降低.对 Fe 含量为 0. 5%和 2.5%的合金中 Fe 元素分布情况进行 EDS 面扫描分析,结果显示 Fe 元素在合金中均匀分布, 均未观察到偏聚现象.表明,Fe 含量在 0.5%~3.5%



图 1 铸态 NiTiFe 形状记忆合金的微观组织 SEM 照片 (a) Ni_{49.75} Ti_{49.75} Fe_{0.5}; (b) Ni_{49.25} Ti_{49.25} Fe_{1.5}; (c) Ni_{48.75} Ti_{48.75} Fe_{2.5}; (d) Ni_{48.25} Ti_{48.25} Fe_{3.5} Fig. 1 SEM images of the surface of the perovskite film at different annealing temperatures

范围内,合金中的 Fe 原子呈弥散分布,晶界处偏聚 的白色析出相为 NiTi 相关析出相.

对 Ni_{50-x/2} Ti_{50-x/2} Fe_x 形状记忆合金基体中 A,B,C和D 处进行 EDS 能谱分析,分析结果如表1 所示.由表1可知,合金中Fe含量均接近于设定值, 且 w(Ti)/w(Ni+Fe)比率接近1,说明合金基体中 为部分Fe置换Ni而形成的NiTi相,且Fe在NiTi 形状记忆合金中的固溶度不低于3.5%.

Area		Eleme	$(\mathbf{T}_{i})/(\mathbf{N}_{i} + \mathbf{E}_{i})$				
	Ni	Ti	Fe	Total	w(11)/w(11+re)		
А	49.08	50.38	0.54	100.00	1.02		
В	48.30	50.20	1.50	100.00	1.01		
С	48.00	49.43	2.57	100.00	0.98		
D	46.05	50.43	3.52	100.00	1.02		

表 1 合金基体的成分 Fable 1 The chemical composition of alloy matri

2.2 XRD 分析

图 2 为铸态 NiTiFe 形状记忆合金的 XRD 图 谱. 从图 2 可见,随着 Fe 含量的增加,主峰位置未发 生改变,但是衍射峰强度发生改变,物相含量发生变 化,并且四种铸态合金均含有 HCP 结构的 Ni₃Ti 相 及 BCC 结构的 Ni_{4.8}Ti₅Fe_{0.2}相衍射峰.

通过 Ni_{4.8} Ti₅ Fe_{0.2}相与 B2 奥氏体标准 PDF 卡 片进行对比分析(表 2)可以发现,两相的晶体结构 相同,晶格参数相似.表明,Fe 原子占据了 B2 奥氏 体相中 Ni 的晶格点位,在合金中以 Ni_{4.8} Ti₅ Fe_{0.2} 固 溶体的形式存在.通过微观结构分析也知,Fe 原子 在 NiTi 形状记忆合金中均匀分布,未出现偏聚,这 进一步表明 Fe 原子在合金中形成了 Ni_{4.8} Ti₅ Fe_{0.2} 固溶体.



图 2 铸态 NiTiFe 形状记忆合金的 XRD 衍射图谱 Fig. 2 XRD patterns of as-cast NiTiFe alloys

表 2 Ni_{4.8} Ti₅ Fe_{0.2}和 B2 的 PDF 标准卡信息 Table 2 The PDF card details for Ni_{4.8} Ti₅ Fe_{0.2} and B2

PDF	Chemical formula	Cubic	Cell
#48-1832	Ni _{4.8} Ti ₅ Fe _{0.2}	Pm-3m(221)	$3.014 \times 3.014 \times 3.014 < 90.0 \times 90.0 \times 90.0 >$
#19-0850	NiTi	Pm-3m(221)	2.972×2.972×2.972<90.0×90.0×90.0>

为了进一步说明 Ni_{4.8} Ti₅ Fe_{0.2} 相形成特征,以 Ni_{49.75} Ti_{49.75} Fe_{0.5} 为例进行 XRD 分析,图 3 为 Ni_{4.8} Ti₅ Fe_{0.2} 相衍射峰的 XRD. 从图 3 可见, Ni_{4.8} Ti₅ Fe_{0.2} 固溶体的整体衍射峰相对于 B2 奥氏体 左移.

由于 Fe 原子的原子尺寸大于 Ni 原子, Fe 原子 在 B2 母相 Ni 的晶格位置形成固溶体, 晶体产生晶 格畸变, 导致 Ni_{4.8} Ti₅ Fe_{0.2} 固溶体的整体衍射峰相 对于 B2 奥氏体左移. 并且, 由于 Fe 原子在 B2 母相 中以取代 Ni 的晶格位置形成置换固溶体的形式存 在,引起合金中处于游离态的 Ni 原子相对含量增 加,造成 Ni 和 Ti 原子比例迅速增加,形成 Ni₃ Ti 富 Ni 析 出 相. 随 着 Fe 含 量 的 增 加,形 成 的 Ni_{4.8} Ti₅ Fe_{0.2} 固溶体不断增加,在61.5°和 108°处的 衍 射 峰 强 度 不 断 增 大. 另 一 方 面,合 金 中 Ni_{4.8} Ti₅ Fe_{0.2}含量的增加引起合金中游离的 Ni 原子 含量增加,进而造成 Ni₃ Ti 析出相含量增加,在 61.5°和 108°处的衍射峰强度获得进一步增加.



图 3 Ni_{4.8} Ti₅ Fe_{0.2} 相衍射峰的 XRD Fig. 3 XRD pattern of Ni_{4.8} Ti₅ Fe_{0.2} diffraction peak for Ni_{49.75} Ti_{49.75} Fe_{0.5} alloy

2.3 DSC 分析

图 4 所示为铸态 NiTiFe 形状记忆合金升温和 降温过程中的 DSC 曲线. 从图 4(a)可见:当 Fe 含量

为 0.5%时,合金 DSC 升温曲线在 27.60 ℃处形成 一个吸热峰,其峰形较尖锐,相变温度范围较小,表 明发生 B19→B2 一级相变,当温度升高到 42.05 ℃ 时合金中马氏体相变完成,相变焓为 26.0055 J/g; 而其 DSC 降温曲线在 15.29 ℃处出现一个尖锐放 热峰,相变温度范围小,表明开始发生马氏体转变, 当温度继续降低至 9.11 ℃时马氏体相变结束,相变 焓增加为 26.7002 J/g.从图 4(b)可见:当 Fe 含量 增加至 1.5%时,合金相变温度急剧降低,马氏体相 变结束温度降低至 - 142.60 ℃,合金相变焓降低, 且降温过程的相变焓大于升温过程;当 Fe 含量增加 到 2.5%和 3.5%时,其对应 DSC 曲线的升温、降温 阶段均为平滑曲线,未出现峰形,说明其相变温度超 出了 DSC 检测的设定温度区间.

121

马氏体相变温度对 NiTi 形状记忆合金基体成 分非常敏感,合金成分是影响镍钛形状记忆合金马 氏体相变温度的重要因素^[20].相关研究表明,加入 Fe 原子将引起 NiTi 形状记忆合金相变温度显著降





(a) $Ni_{49.75}Ti_{49.75}Fe_{0.5}$; (b) $Ni_{49.75}Ti_{49.75}Fe_{1.5}$; (c) $Ni_{48.75}Ti_{48.75}Fe_{2.5}$; (d) $Ni_{48.25}Ti_{48.25}Fe_{3.5}$

Fig. 4 DSC curves of as-cast NiTiFe alloys

低.李志云等人^[21]研究 Ni_{50-x}Ti₅₀Fe_x(x=2.5,3.0, 3.5)形状记忆合金的相变行为时发现,随着 Fe 含量 的增加合金相变温度逐渐降低,当 Fe 含量增加到 3.5%时合金马氏体相变温度降低至一190 ℃以下. 康小字^[22]发现,随着 Ni 含量的增加 NiTi 形状记忆 合金相变温度逐渐降低,Ni₄₈Ti₄₉Fe₃ 合金奥氏体相 变起始温度 A_s降低至一233.15 ℃.本文研究也发 现,随着 Fe 含量的增加 Ni_{50-x/2}Ti_{50-x/2}Fe_x(x= 0.5,1.5,2.5,3.5)形状记忆合金的相变温度不断降 低,在 Fe 含量 2.5%~3.5%范围内,其相变温度均 已经低于一150 ℃,导致其 DSC 曲线中未出现峰 形.根据 DSC 曲线,获得 NiTiFe 形状记忆合金的相 变数据如表 3 所示.

在 NiTiFe 形状记忆合金中, Fe 原子具有进入 B2 奥氏体晶胞中 Ni 原子的晶格点位并取代 Ni 原 子的强烈倾向^[23-24],因此 Fe 原子占据 B2 基体中 Ni 的晶格点位形成反位缺陷.由于 Fe 的原子尺寸比

Ni大,会引起形成反位缺陷的晶格发生扭曲变形, 而在 Ni4.8 Ti5 Fe0.2 固溶体中 Fe 原子周围的 Ti 原子 倾向于返回它们的自由位置,在相变过程中这些 Ti 原子发生原子弛豫现象,其对 B2 相和 B19 相之间的 能量差异有巨大影响.由于试验中马氏体相变起始 温度(M_s)低于恒温冷却水温度,反位缺陷和原子弛 豫发生在马氏体转变之前,从而使 B2 相的稳定性 增加. 合金在进行马氏体相变时,需要吸收更多的能 量才能破坏母相奥氏体的晶体结构,从而导致合金 在降温阶段相变焓略大于升温阶段.虽然随着 Fe 含 量的不断增加,合金中晶粒尺寸有逐渐增大趋势,合 金界面能有所减少,但合金缺陷易在晶界处聚集,使 新相晶粒形成时优先在晶界缺陷处形核,由于晶界 减少而使合金形核点减少,新相不易生成,因此,随 着 Fe 含量的增加,B2 相稳定性不断增强,所需相变 驱动力不断增强,导致马氏体相变温度不断降低.

表 3 铸态 NiTiFe 形状记忆合金的相变温度息 Table 3 Phase transformation temperature of as-cast NiTiFe alloys

w(Fe)/%	$A_{\rm s}/{ m ^{\circ}C}$	$A_{\rm f}/{ m C}$	$R_{ m s}/{ m ^{\circ}C}$	$R_{ m f}/{ m ^{\circ}C}$	$M_{ m s}/{ m ^{\circ}C}$	$M_{ m f}/ { m C}$	$ \triangle H /(\mathbf{J} \cdot \mathbf{g}^{-1})$	$ - \triangle H /(\mathbf{J} \cdot \mathbf{g}^{-1})$
0.5	27.60	42.05	—	—	15.29	9.11	26.0055	26.7002
1.5	-99.00	-61.50	_	_	-109.10	-142.60	3.0400	5.1660
2.5	—	_	_	_	_	—	_	_
3.5	_	—	_	—	_	—	—	-

2.4 显微硬度分析

图 5 所示为 NiTiFe 形状记忆合金铸锭的显微 (维氏)硬度曲线.从图 5 可以看出,在 Fe 含量在 0.5%~3.5%的范围内,随着 Fe 含量的增加合金显 微硬度急剧增加,与 Fe 含量呈正相关关系.当 Fe 含 量 3.5%时,合金显微硬度达到峰值为 469.91 HV. XRD 和 SEM 分析表明,Fe 原子的固溶强化能提高





合金的硬度,析出相 Ni₃Ti 和 Ni_{4.8}Ti₅Fe_{0.2}能进一步 提高合金的抗形变能力,这是导致合金显微硬度随 着 Fe 含量的增加而迅速增加的主要原因.

3 结 论

采用真空非自耗电弧熔炼法制备了 NiTiFe 形 状记忆合金铸锭,阐明了Fe含量对 Ni_{50-x/2}Ti_{50-x/2}Fe_x合金显微组织、相变行为和显微 硬度的影响规律.随着Fe含量的增加合金的晶粒尺 寸逐渐增大,NiTiFe 三元形状记忆合金组织主要由 Ni_{4.8}Ti₅Fe_{0.2}相、Ni₃Ti 相和基体组成.随着Fe含量 的增加,合金的相变温度急剧下降,当Fe含量达到 1.5%时 A_s 及 A_f 分别下降至一99.00 ℃和一61.50 ℃,M₈及 M_f 分别下降至一109.10 ℃和一142.60 ℃,当Fe含量进一步增加时相变温度低于一150.00 ℃.由于合金的固溶体强化作用和析出强化作用增 强,使得合金的显微硬度随着 Fe 含量的增加而急剧 增加,与 Fe 含量呈正相关关系,当 Fe 含量增加至 3.5%时,合金的显微硬度达到峰值为 469.91 HV.

参考文献:

- [1] JIANG S Y, HU L, ZHAO Y N, et al. Plastic yielding of NiTi shape memory alloy under local canning compression [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013, 23: 2905-2913.
- [2] JIANG S Y, TANG M, ZHAO Y N, et al. Crystallization of amorphous NiTi shape memory alloy fabricated by severe plastic deformation [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24: 1758-1765.
- [3] ZHANG Y Q, JIANG S Y, ZHAO Y N, et al. Constitutive equation and processing map of equiatomic NiTi shape memory alloy under hot plastic deformation
 [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2016, 26: 2152-2161.
- [4] JIANG S Y, TANG M, ZHAO Y N, et al. Crystallization of amorphous NiTi shape memory alloy fabricated by severe plastic deformation [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24: 1758-1765.
- [5] PREDKI W, KNOPIK A, BAUER B. Engineering application of NiTi shape memory alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 481-482: 598-601.
- [6] JIANG S Y, ZHANG Y Q, ZHAO Y N, et al. Influence of Ni₄ Ti₃ precipitates on phase transformation of NiTi shape memory alloy [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25: 4063-4071.
- [7] JONES N G, DYE D. Influence of applied stress on the transformation behaviour and martensite evolution of a Ti-Ni-Cu shape memory alloy[J]. Intermetallics, 2013, 32: 239-249.
- [8] BASU R, ESKANDARI M, UPADHAYAY L, et al. A systematic investigation on the role of microstructure on phase transformation behavior in Ni-Ti-Fe shape memory alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 645: 213-222.
- [9] MOHAMMAD SHARIFI E, KERMANPUR A, KARIMZADEH F. The effect of thermomechanical processing on the microstructure and mechanical properties of the nanocrystalline TiNiCo shape memory alloy[J]. Materials Science & Engineering A, 2014,

598: 183-189.

- [10] SURESH K S, KIM D I, BHAUMIK S K, et al. Evolution and stability of phases in a high temperature shape memory alloy Ni_{49.4} Ti_{38.6} Hf₁₂[J]. Intermetallics, 2014, 44: 18-25.
- [11] WANG M, JIANG M, LIAO G, et al. Martensitic transformation involved mechanical behaviors and wide hysteresis of NiTiNb shape memory alloys [J]. Progress in Natural Science, 2012, 22: 130-138.
- [12] JIANG P C, ZHENG Y F, TONG Y X, et al. Transformation hysteresis and shape memory effect of an ultrafine-grained TiNiNb shape memory alloy [J]. Intermetallics, 2014, 54: 133-135.
- [13]司乃潮,赵培根,司松海,等.预变形对TiNiCr形状 记忆合金超弹性及显微组织的影响[J].中国有色金属 学报,2009,19(4):695-700.
- [14] VELMURUGAN C, SENTHILKUMAR V, DINESH S, et al. Review on phase transformation behavior of NiTi shape memory alloys[J]. Materials Today, 2018 (5): 14597-14606.
- [15] HSIEH S F, CHEN S L , LIN H C, et al. The machining characteristics and shape recovery ability of Ti-Ni-X (X = Zr, Cr) ternary shape memory alloys using the wire electro-discharge machining [J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2009, 49: 509-514.
- [16] 席蒙,尚家香.过渡元素掺杂 NiTi 合金的第一性原理 研究 [J].稀有金属材料与工程,2016,45(8): 2041-2045.
- [17] XUE S, WANG W, WU D, et al. On the explanation for the time-dependence of B2 to R martensitic transformation in Ti₅₀ Ni₄₇ Fe₃ shape memory alloy[J]. Materials Letters, 2012, 72: 119-121.
- [18] FUNAKUBO H. Shape memory alloys [M]. New York: Gordon and Breach Science Publishers, 1987.
- [19] DING C, SHI Q, LIU X, et al. Microstructure and mechanical properties of PM Ti600 alloy after hot extrusion and subsequent annealing treatment [J]. Materials Science and Engineering A, 2019, 748: 434-440.
- [20] VELMURUGAN C, SENTHILKUMAR V, DINESH S, et al. Review on phase transformation behavior of NiTi shape memory alloys [J]. Materials Today: Proceedings, 2018(5): 14597-14606
- [21] 李志云,刘福顺,徐惠彬. Fe元素对 TiNi 形状记忆合 金相变点和力学性能的影响[J]. 航空学报,2004,25 (1):84-87.

- [22] 康小宇. TiNiFe 低温形状记忆合金组织与性能的研究 [D]. 北京:北京有色金属研究总院, 2013.
- [23] BOZZOLO G, NOEBE R D, MOSCA H O. Site preference of ternary alloying additions to NiTi: Fe, Pt, Pd, Au, Al, Cu, Zr and Hf[J]. Journal of Alloys

and Compounds, 2005, 389:80-94.

[24] OTSUKA K, REN X. Physical metallurgy of Ti-Nibased shape memory alloys[J]. Progress in Materials Science, 2004, 50, 511-678.

Effect of Fe content on microstructure, phase transformation behavior and microhardness of the equiatomic NiTi shape memory alloy

CHEN Zhiwei^{1,2}, JING Yunbing¹, GAN Chunlei¹, LI Xiaohui¹, ZHENG Kaihong¹, QIAN Jianqing²

1. Guangdong Institute of Materials and Processing, Guangdong Academy of Sciences, Guangzhou 510650,

China; 2. School of Metallurgy & Resource, Anhui University of Technology, Maanshan Anhui 243002, China

Abstract: The effect of Fe content on the microstructure, phase transformation behavior and microhardness of $Ni_{50-x/2}Ti_{50-x/2}Fe_x(x=0.5-3.5 \text{ at. }\%)$ alloys was investigated by an optical microscope (OM), scanning electronic microscope (SEM), X-ray diffraction (XRD), differential scanning calorimetry (DSC) and microhardness tester. The results show that the grain size of the alloy with the equiaxed structure increases with increasing Fe content, and the microstructure of NiTiFe ternary shape memory alloy consists of $Ni_{4.8}Ti_5Fe_{0.2}$ phase, Ni_3 Ti phase and the matrix. Furthermore, it is observed that the phase transformation temperatures of the alloys decline rapidly with the increase of Fe content. In the meantime, the microhardness of the alloys increased evidently with the increase of NiTiFe ternary shape memory alloy deal that there is a positive correlation between Fe content and the microhardness of NiTiFe ternary shape memory alloy, reaching a maximum value of HV 469. 91 at x=3.5 at. %.

Key words: Fe content; NiTi shape memory alloy(SMA); martensite; austenite; microhardness