



形变退火态 Ti-50.8Ni-0.1Nb 合金的 相变和形状记忆行为

贺志荣¹, 刘康凯¹, 王芳², 冯辉¹, 杜雨青¹

(1. 陕西理工大学 材料科学与工程学院, 汉中 723001;

2. 陕西理工大学 图书馆, 汉中 723003)

摘 要: 用 XRD、光学显微镜、示差扫描量热仪和拉伸实验研究退火温度(t_a)对冷拉 Ti-50.8Ni-0.1Nb(摩尔分数, %)合金组织、相变和形状记忆行为的影响。结果表明: 350~700 °C 退火态 Ti-50.8Ni-0.1Nb 合金由马氏体 $M(B19')$ 、单斜结构)和母相 $A(B2, \text{CsCl 型结构})$ 组成。随 t_a 升高, 合金组织形貌由纤维状变为等轴状, 再结晶温度约为 580 °C; 合金冷却/加热相变类型由 $A \rightarrow R \rightarrow M/M \rightarrow R \rightarrow A$ 型向 $A \rightarrow R \rightarrow M/M \rightarrow A$ 型向 $A \rightarrow M/M \rightarrow A$ 型转变(R - R 相, 菱方结构), R 相变温度降低, M 相变温度和热滞先升高后降低, R 相变热滞为 6.7~9.8 °C。350~550 °C 退火态合金的抗拉强度高于 600~700 °C 退火态合金的, 伸长率则远低于后者的。400~550 °C 退火态合金呈形状记忆效应, 350 °C 退火态和 600 °C 及以上温度退火态合金呈超弹性。随应力-应变循环次数增加, 合金应力-应变曲线的平台应力下降。400~550 °C 退火态合金的形状记忆效应和 600 °C 及以上温度退火态合金的超弹性稳定性良好。

关键词: Ti-Ni-Nb 合金; 形状记忆合金; 退火; 相变; 形状记忆行为

文章编号: 1004-0609(2019)-04-0742-07

中图分类号: TG113.25

文献标志码: A

Ti-Ni 基形状记忆合金(SMA)是集感知和驱动于一体的功能材料^[1]。处于马氏体相状态的 SMA 具有良好的形状记忆效应(SME), 即特定成分合金在马氏体相状态下加载变形, 卸载后仍能保持变形后的形状, 然后将变形后的合金加热到母相状态时能恢复到加载前的形状的现象^[2]; 处于母相状态的 SMA 具有良好的超弹性(SE), 即特定成分合金在外力作用下产生的应变超过其弹性极限应变量, 卸载后合金可自发恢复到原来的形状^[3-4], 其应力-应变曲线呈现非线性。此外, SMA 还具有良好的高阻尼性、生物相容性和耐腐蚀性, 已在航空航天、机械制造、交通运输、土木建筑、能源工程、生物医学及日常生活等领域得到应用^[5]。为改善 Ti-Ni SMA 的性能, 可通过在二元 Ti-Ni SMA 中添加 Fe、Cu、Nb、Cr、V 等元素进行合金化, 比如, 所得 Ti-47Ni-3Fe SMA 的相变温度较低, 可制作管接头^[6]; Ti-30Ni-20Cu SMA 的相变温度滞后较小, 可制作弹簧和作动器^[7-8]; Ti-50.8Ni-0.3Cr 和 Ti-50.8Ni-0.5V SMA 具有良好的超弹性, 可用于制作弹性及减震元件^[9]; Ti-47Ni-9Nb SMA 具有宽相变温

度滞后效应, 可制作连接器^[10]。目前对 Ti-Ni-Nb 的研究主要集中在 Ti-Ni-9Nb 上, 对 Nb 含量较少的 Ti-Ni-Nb 合金研究的较少。因为 Nb 含量较低的合金能克服 Nb 含量较高合金恢复力不足的缺点, 同时也能保持 Nb 含量高的相变滞后宽的优点^[11-12], 已成为研究热点之一。本文作者在相变温度较低的 Ti-50.8Ni SMA 基础上, 通过掺杂 0.1%Nb(摩尔分数), 得到 Ti-50.8Ni-0.1Nb 合金并加工成丝材, 进而研究退火对 Ti-50.8Ni-0.1Nb 合金相变行为、显微组织、形状记忆效应和超弹性的影响, 为开发性能优异的多元 Ti-Ni 基 SMA 及其热处理工艺提供理论依据和实验支撑。

1 实验

实验材料是直径 1 mm 的冷拉 Ti-50.8Ni-0.1Nb(摩尔分数, %)形状记忆合金丝材。合金原料是纯度分别为 99.7%、99.9%和 99.9%的海绵 Ti, 电解 Ni 和 Nb 粉。经熔炼、旋锻、拉丝等工序制成合金丝, 每道次

基金项目: 国家重点研发计划项目(2016YFE0111400); 陕西省重大科技创新项目(2017ZKC04-84); 汉中市科技计划项目(HZGXW1602); 陕西理工大学研究生创新基金项目(SLGYCX1823)

收稿日期: 2018-03-09; **修订日期:** 2018-05-22

通信作者: 贺志荣, 教授, 博士; 电话: 0916-2291193; E-mail: hezhirong01@163.com

变形量为 20%。用 SK-GO6J23K 型真空管式电阻炉对合金丝进行 350、400、450、500、550、600、650、700 °C 退火处理, 保温时间为 30 min, 炉冷。用 Rigaku Ultima IV 型 X 射线衍射仪(XRD)分析合金薄带的相组成。用 TA-Q2000 型示差扫描热分析仪(DSC)分析合金的相变行为, 冷却/加热温度范围为-150~100 °C, 冷却/加热速率为 10 °C/min。用 XJL-300 型金相显微镜分析合金的显微组织, 腐蚀剂配比为 $V(\text{HF}):V(\text{HNO}_3):V(\text{H}_2\text{O})=1:4:5$ 。用 CMT5105 型微机控制电子万能试验机测定合金在室温下的形变行为、形状记忆效应、超弹性和应力-应变循环特性, 标距为 50 mm, 加载/卸载速率为 2 mm/min, 应力-应变循环试验应变变量取 6%。

2 结果及讨论

2.1 合金的相组成

退火温度(t_a)对冷拉态 Ti-50.8Ni-0.1Nb 合金相组成的影响如图 1 所示, 由图 1 可以看出, 退火态 Ti-50.8Ni-0.1Nb 合金由 CsCl 结构的母相(A)B2 和单斜结构的马氏体(M)相 $B19'$ 组成, 衍射峰强度表明, 合金组织中 A 相较多, M 相较少。由于 A 相与 SE 对应,

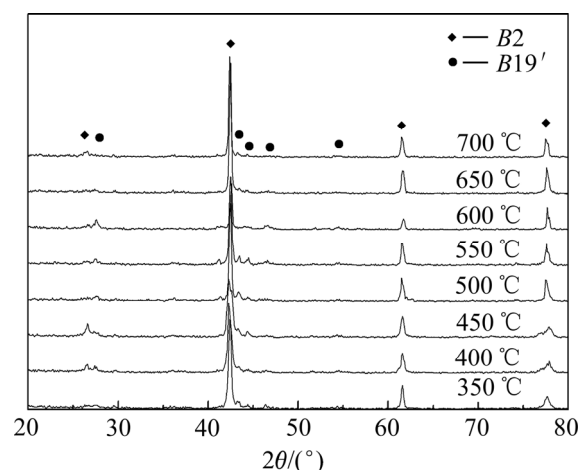


图 1 退火温度对 Ti-50.8Ni-0.1Nb 合金相组成的影响

Fig. 1 Effect of annealing temperature on phase compositions of Ti-50.8Ni-0.1Nb alloy

M 相与 SME 对应^[13], 故该合金室温下呈 SE+SME 特性, 以 SE 为主。

2.2 合金的显微组织

冷拉 Ti-50.8Ni-0.1Nb 合金经 350、550、580 和 650 °C 退火处理后的显微组织形态如图 2 所示。从图 2

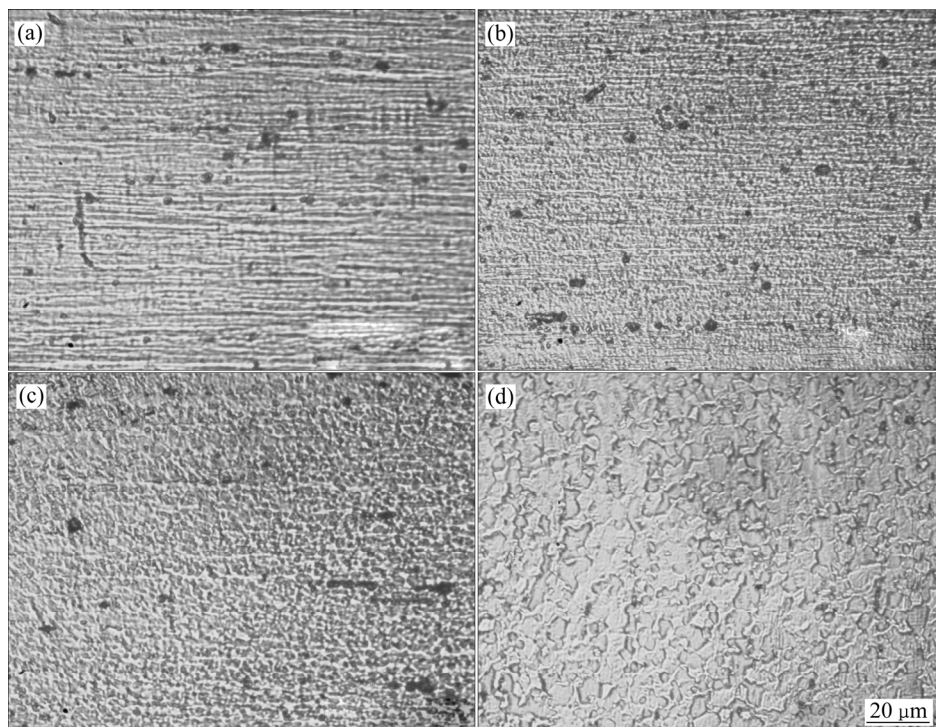


图 2 退火温度对 Ti-50.8Ni-0.1Nb 合金显微组织形态的影响

Fig. 2 Effect of different annealing temperatures on microstructure morphology of Ti-50.8Ni-0.1Nb alloy: (a) 350 °C; (b) 550 °C; (c) 580 °C; (d) 650 °C

可以看出, t_a 对冷拉合金丝的显微组织有显著影响, 350 °C(见图 2(a))和 550 °C(见图 2(b))退火态合金的显微组织皆呈纤维状, $t_a=580$ °C时, 合金的纤维组织特征消失, 形成了细小等轴晶粒(见图 2(c)), 随着 t_a 进一步升高, 再结晶晶粒相互吞并逐渐长大, 最后形成粗大等轴晶组织(见图 2(d))。上述结果表明, 在本实验条件下, 该合金的再结晶温度(t_r)约为 580 °C。当然, t_r 并非物理常数, 当合金冷变形程度增加、晶粒细化时, t_r 会因冷变形储能增加、再结晶驱动力增大而降低。当加热速度过慢或极快时, t_r 会升高, 原因是加热速度过慢时, 变形金属在加热过程中有足够时间回复, 使点阵畸变降低, 储能减小, 再结晶驱动力减小, 故 t_r 升高; 加热速度极快时, 变形金属在各温度停留时间过短, 再结晶晶粒来不及形核和长大, 致使 T_r 升高。

2.3 合金的相变行为

t_a 对冷拉态 Ti-50.8Ni-0.1Nb 合金相变类型和 R 、 M 正、逆相变峰温度及热滞(正、逆相变峰温度差)的影响如图 3 所示。图 3(a)中 R 和 R_r 分别代表正、逆 R 相变峰, M 和 M_r 分别代表正、逆马氏体相变峰。可以看出, 当 $350\text{ °C} \leq t_a \leq 450\text{ °C}$ 时, 合金在冷却/加热过程中发生 $A \rightarrow R \rightarrow M/M \rightarrow R \rightarrow A$ (R - R 相, 菱方结构)型可逆相变, 即合金冷却发生 $A \rightarrow R$ 和 $R \rightarrow M$ 两阶段正相变, 加热时发生 $M \rightarrow R$ 和 $R \rightarrow A$ 两阶段逆相变; 当 $500\text{ °C} \leq t_a \leq 550\text{ °C}$ 时, 合金发生 $A \rightarrow R \rightarrow M/M \rightarrow A$ 型相变, 即合金冷却发生 $A \rightarrow R$ 和 $R \rightarrow M$ 两阶段正相变, 而加热时因 R 和 M 相变峰重叠, 合金仅呈现 $M \rightarrow A$ 一阶段马氏体逆相变, R 相变未单独呈现。 R 和 M 相变峰重叠的原因是, 随 t_a 升高, 合金丝中冷加工组态回复的比较彻底, 形变内应力得到释放, 形变位错通过滑移、攀移, 密度降低, 对 M 相变阻碍作用减弱, M 峰向高温方向移动; 而随 t_a 升高, 合金丝中残留缺陷密度减小, 组织均匀性改善, 有利于 R 相形核的有效位置减少, R 相变被阻抑, 故 R 峰向低温方向移动。由于 R 、 M 峰移动方向相反, 因此当 $t_a=500\sim 550\text{ °C}$ 时, 二者相遇并重叠。当 $t_a \geq 600\text{ °C}$ 时, 合金完成再结晶, 组织均匀化, R 相因失去形核位置而不再出现, 故只发生 $A \rightarrow M/M \rightarrow A$ 型一阶段正/逆马氏体相变^[14]。

由图 3(b)可以看出, 随 t_a 升高, R 正、逆相变峰温度 t_R 、 t_{Rr} 均降低, 当 t_a 从 350 °C 升至 550 °C 时, t_R 从 22.31 °C 降至 -18.23 °C; 马氏体正、逆相变峰温度 t_M 、 t_{Mr} 先升高后降低, 当 $T_a=500\text{ °C}$ 时, T_M 和 T_{Mr} 先分别达到极大值 -34.71 °C 和 26.11 °C。由图 3(c)知,

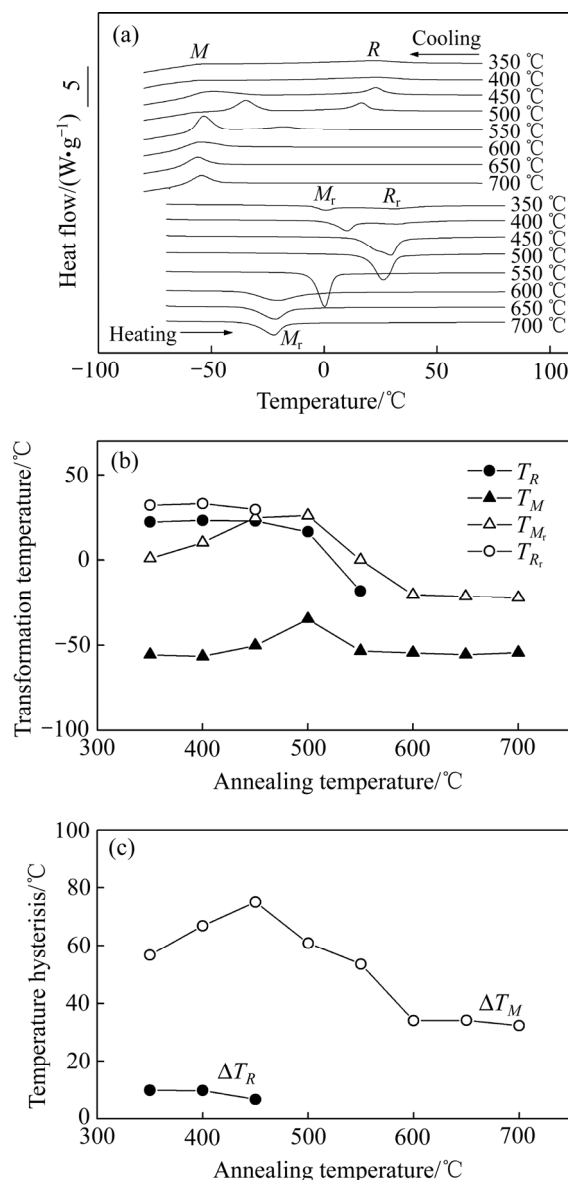


图 3 退火温度对 Ti-50.8Ni-0.1Nb 合金相变类型、相变温度和相变热滞的影响

Fig. 3 Effect of annealing temperature on transformation types(a), transformation temperature(b) and temperature hysteresis(c) of Ti-50.8Ni-0.1Nb alloy

R 相变热滞 Δt_R 较小, 当 t_a 从 350 °C 升至 450 °C 时, Δt_R 在 6.7~9.8 °C 间变化; 随 t_a 升高, M 相变热滞 Δt_M 先升高后降低, 当 $t_a=450\text{ °C}$ 时, Δt_M 达到极大值 75.1 °C, 若想得到较小的 Δt_M , t_a 温度应取 600 °C 以上。相变温度决定了形状记忆合金元件的开关温度, 高、低相变温度合金可分别用于制作在高、低温场合使用的控温形状记忆元件或超弹性减震、阻尼元件。相变热滞反映了 SMA 元件动作温度范围的宽窄, Δt 越小, 动作温度范围越窄, 亦即元件对温度的反应越灵敏^[15]。小

热滞 SMA 可用于制作传感器,大热滞 SMA 可用于制作连接元件。

2.4 合金的形变行为

t_a 对冷拉 Ti-50.8Ni-0.1Nb 合金室温拉伸曲线及抗拉强度 σ_b 和断裂伸长率 δ 的影响如图 4 所示。由图 4(a) 可以看出,合金拉伸时经历了母相的弹性变形、马氏体再取向或应力诱发 M 相变、应力诱发 M 的弹性变形、塑性变形和断裂等阶段^[11]。350~550 °C 退火态合金的强度高于 600~700 °C 退火态合金,但塑性远低于后者的,这与 600~700 °C 退火态合金的形变组织发生再结晶、形成无畸变等轴晶粒,使合金塑性恢复有关^[16-17]。由图 4(b) 知,随 t_a 升高, σ_b 先升高后降低, 400 °C 退火态合金的 σ_b 最大,为 1450 MPa, 700 °C 退火态合金的 σ_b 降为 815 MPa。350~550 °C 退火态合金的 δ 较小(11.5%~13.2%),当 t_a 高于 550 °C 后,随 t_a 升高, δ 迅速升高, 650 °C 退火态合金的 δ 高达 59.1%。因此,要想获得高强度 Ti-50.8Ni-0.1Nb 合金,合金的退火温度应选取 350~550 °C; 要想对 Ti-50.8Ni-0.1Nb 合金进行大应变塑性加工,合金应在 600~700 °C 退火处理。

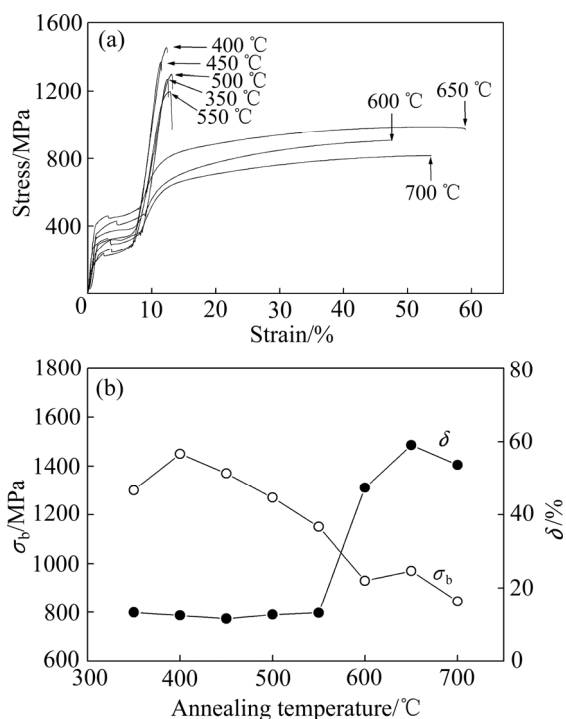


图 4 退火温度对 Ti-50.8Ni-0.1Nb 合金拉伸曲线、抗拉强度 σ_b 和伸长率 δ 的影响

Fig. 4 Effect of annealing temperature on tensile curves (a), tensile strength σ_b and percentage elongation δ (b) of Ti-50.8Ni-0.1Nb alloy

2.5 合金的形状记忆行为

t_a 对冷拉态 Ti-50.8Ni-0.1Nb 合金形状记忆行为及加载/卸载应力-应变曲线的平台应力和残余应变的影响如图 5 所示。由图 5(a) 可知: 1) 350 °C 退火态 Ti-50.8Ni-0.1Nb 合金丝呈超弹性, 原因是 350 °C 退火温度较低, 形变合金组织中位错等晶体缺陷残留较多, 合金丝的加工硬化残余较多, 屈服强度较高, 有利于产生超弹性; 2) 400~550 °C 退火态合金加载时产生应力平台, 卸载后应力回零, 应变残余, 加热至母相状态后, 该残余应变回零, 即合金呈现典型的形状记忆效应, 与此对应的应力平台的物理意义为马氏体再取向, 原因是 400~550 °C 退火态合金相变温度较高, 室温下合金处于马氏体状态, 加载时处于马氏体状态的合金发生马氏体再取向; 3) 600~700 °C 退火态合金加载时产生应力平台, 卸载后应力、应变回零, 即合金呈现超弹性, 与此对应的应力平台的物理意义为应力诱发马氏体相变, 原因是 600~700 °C 退火态合金相变温度较低, 室温下合金处于母相状态, 加载时处于母相状态的合金发生应力诱发 $A \rightarrow M$ 相变, 卸载发生 $M \rightarrow A$ 相变^[18]。此外, 图 5(a) 给出的加载/卸载应力平

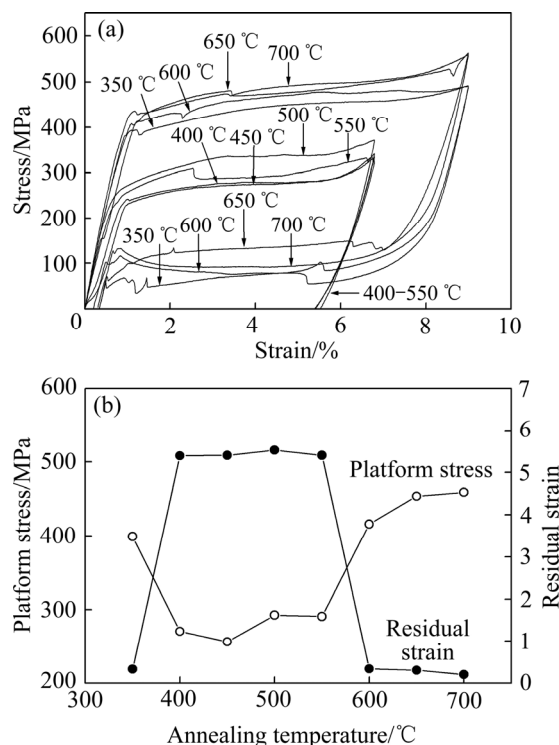


图 5 退火温度对 Ti-50.8Ni-0.1Nb 合金形状记忆行为和应力-应变曲线平台应力、残余应变的影响

Fig. 5 Effect of annealing temperature on shape memory behavior (a) and platform stress, residual strain in stress-strain curves (b) of Ti-50.8Ni-0.1Nb alloy

台中出现了锯齿状变化现象,这与 SMA 合金孪生变形方式有关。因为孪生变形产生孪晶是形核、长大过程,孪晶形核所需的应力远高于其长大所需的应力,故当孪晶出现时伴随载荷突然下降现象,在变形过程中孪晶不断形成,从而形成了锯齿状应力应变曲线^[19]。

由图 5(b)知,随 t_a 升高,合金加载/卸载应力-应变曲线的平台应力先降低后升高再趋于稳定,分别在 450 °C 和 700 °C 时取得最小值(256 MPa)和最大值(459 MPa);残余应变先升高后降低。当退火温度为 400~550 °C 时,卸载后,合金的残余应变高达 5.4%~5.5%,加热后该残余应变降为 0,即合金的形状恢复,表现出优异的 SME;当退火温度为 350 °C 和 600~700 °C 时,卸载后,合金的残余应变仅为 0.2%~0.3%,呈现优异的 SE。可见,要使 Ti-50.8Ni-0.1Nb 合金具有优异的 SME, t_a 应取 400~550 °C;要使该合金具有优异的 SE, t_a 应取 350 °C 和 600~700 °C。

2.6 循环变形行为

图 6 给出了应力-应变循环对 350 °C(见图 6(a))、400 °C(见图 6(b))、550 °C(见图 6(c))和 600 °C(见图 6(d))退火态 Ti-50.8Ni-0.1Nb 合金形状记忆行为的影响,应力-应变循环总次数为 50 次。可以看出,随应力-应变循环次数增加:1) 350 °C 退火态(见图 6(a))和 600 °C 及以上温度退火态(见图 6(d))合金保持超弹性行为,且由部分超弹性(残留应变不为零)转变为完全超弹性(残余应变为零)^[20-21];2) 350 °C 退火态合金的应力-应变曲线平台应力下降幅度比 600 °C 及以上温度退火态合金的大(比较图 6(a)和(d)),即 350 °C 退火态合金的超弹性稳定性不如 600 °C 及以上温度退火态合金的;3) 400~550 °C 退火态合金保持形状记忆行为,合金的应力-应变曲线平台应力随应力-应变循环次数增加而下降(见图 6(b)和(c))。要使 Ti-50.8Ni-0.1Nb 合金获得稳定的 SME 和 SE, t_a 应分别取 400~550 °C 和 600~700 °C。

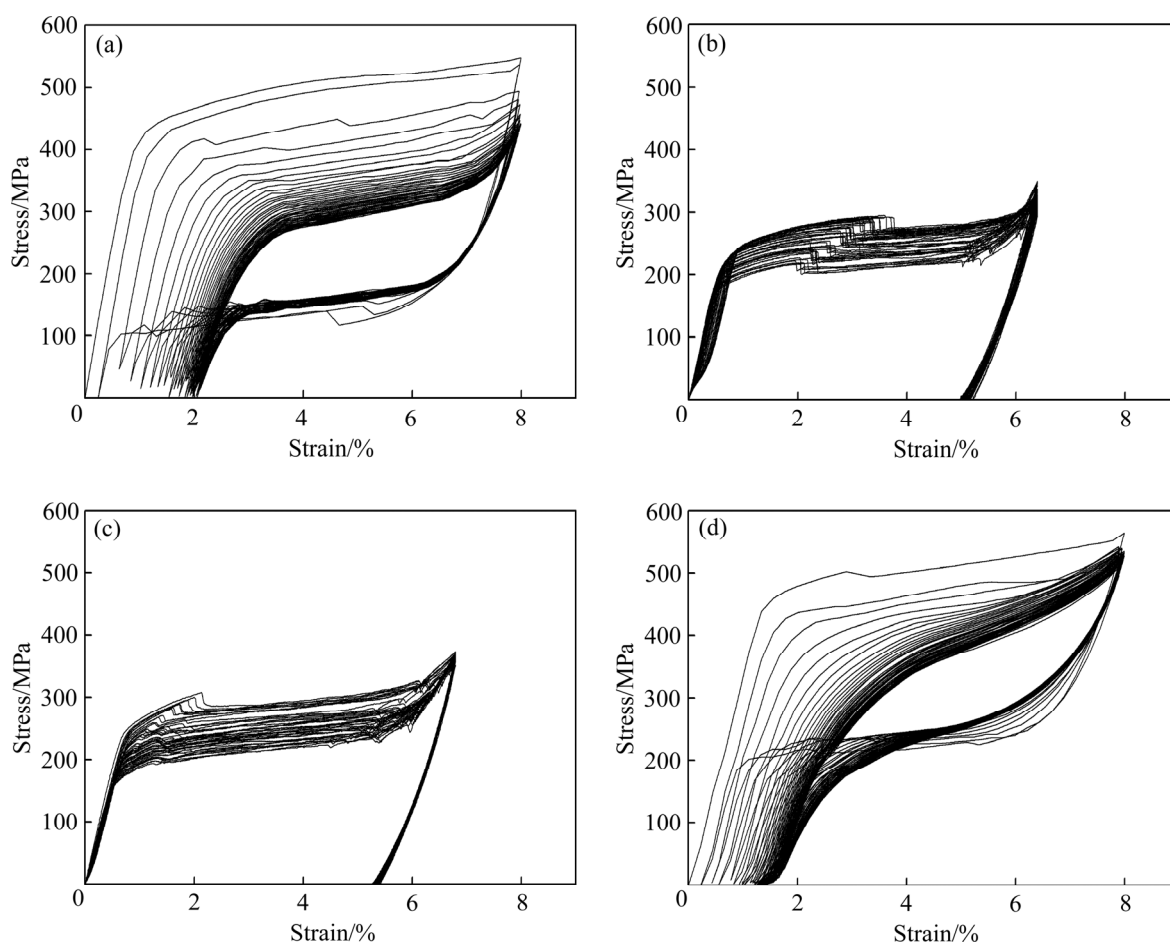


图 6 应力-应变循环对 350 °C, 400 °C, 550 °C 和 600 °C 退火态 Ti-50.8Ni-0.1Nb 合金形状记忆行为的影响

Fig. 6 Effect of stress-strain cycle on shape memory behavior of Ti-50.8 Ni-0.1Nb alloy annealed at 350 °C(a), 400 °C(b), 550 °C(c), 600 °C(d)

3 结论

1) 350~700 °C退火态 Ti-50.8Ni-0.1Nb 合金由马氏体 M 和母相 A 组成。随 t_a 升高, Ti-50.8Ni-0.1Nb 合金冷却/加热时的相变类型由 $A \rightarrow R \rightarrow M/M \rightarrow R \rightarrow A$ 型向 $A \rightarrow R \rightarrow M/M \rightarrow A$ 型再向 $A \rightarrow M/M \rightarrow A$ 型转变; R 相变温度降低, M 相变温度和热滞先升高后降低, R 相变热滞在 6.7~9.8 °C 间变化; 合金的组织形貌由纤维状变为等轴状, 合金的再结晶温度约为 580 °C。

2) 350~550 °C退火态合金的抗拉强度高于 600~700 °C退火态合金的, 伸长率远低于后者的; 400~550 °C退火态合金呈 SME, 350 °C退火态和 600 °C 及以上温度退火态合金呈 SE。

3) 随应力-应变循环次数增加, 合金的应力-应变曲线平台应力下降, 400~550 °C退火态合金的 SME 和 600 °C 及以上温度退火态合金的 SE 稳定性良好。

REFERENCES

- [1] SAIKRISHNA C N, RAMAIAH K V, PAUL D, BHAUMIK S K. Enhancement in fatigue life of NiTi shape memory alloy thermal actuator wire[J]. *Acta Materialia*, 2016, 102: 385–396.
- [2] HE Z, LIU M. Effect of heat treatment on transformation behavior of Ti-Ni-V shape memory alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2011, 528(22): 6993–6997.
- [3] DAGHASH S M, OZBULUT O E. Characterization of superelastic shape memory alloy fiber-reinforced polymer composites under tensile cyclic loading[J]. *Materials and Design*, 2016, 111: 504–512.
- [4] 贺志荣, 刘曼倩, 王芳, 张永宏, 王永善. 时效工艺对 Ti-Ni-V 形状记忆合金组织和超弹性的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2013, 23(5): 1301–1306.
HE Zhi-rong, LIU Man-qian, WANG Fang, ZHANG Yong-hong, WANG Yong-shan. Effect of aging process on microstructure and superelasticity of Ti-Ni-V shape memory alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2013, 23(5): 1301–1306.
- [5] JANI J M, LEARY M, SUBIC A, GIBSON M A. Review of shape memory alloy research, applications and opportunities[J]. *Materials and Design*, 2014, 56: 1078–1113.
- [6] KANG X, LI Y, YIN X, XIE H, MI X. The microstructure and properties of Ti50Ni47Fe3 and Ti50Ni46.75Fe3Cr0.25 shape memory alloy[J]. *Advanced Materials Research*, 2013, 631/632: 326–330.
- [7] RONG L, MILLER D A, LAGODAS D C. Transformation behavior in a thermomechanically cycled TiNiCu alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, 32(11): 2689–2693.
- [8] 商泽进, 王忠民, 李新波, 郑碧玉. 冷加工变形量对 TiNiCu 形状记忆合金棒材形状记忆效应的影响[J]. *机械科学与技术*, 2010, 29(7): 902–905.
SHANG Ze-jin, WANG Zhong-min, LI Xin-bo, ZHENG Bi-yu. Effects of cold deformation on the shape memory effect of TiNiCu alloy bars[J]. *Mechanical Science and Technology for Aerospace Engineering*, 2010, 29(7): 902–905.
- [9] HE Z, LIU M. Effects of annealing and deforming temperature on microstructure and deformation characteristics of Ti-Ni-V shape memory alloy[J]. *Materials Science and Engineering B*, 2012, 177: 986–991.
- [10] 李贵发, 孙益阳, 洪起虎. 热处理温度对 NiTiNb₅ 相变温度和组织的影响[J]. *特种铸造及有色合金*, 2012, 32(3): 15–18.
LI Gui-fa, SUN Yi-yang, HONG Qi-hu. Influence of heat treatment temperature on phase transformation temperature and microstructure of NiTiNb₅ alloy[J]. *Special Casting and Nonferrous Alloys*, 2012, 32(3): 15–18.
- [11] ZHAO Xin-qing. Mechanical properties and transformation behavior of NiTiNb shape memory alloys[J]. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2009, 22(5): 540–543.
- [12] XIAO Fu, MA Guo-jun, ZHAO Xin-qing. Effects of Nb content on yield strength of NiTiNb alloys in martensite state [J]. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2009, 22(6): 658–662.
- [13] SHARIAT B S, MENG Qing-lin, MAHMUD A S, WU Zhi-gang, BAKHTIARI R, ZHANG Jun-song, MOTAZEDIAN F, YANG Hong, RIO G, NAM T H, LIU Yi-nong. Functionally graded shape memory alloys: Design, fabrication and experimental evaluation[J]. *Materials and Design*, 2017, 124: 225–237.
- [14] 贺志荣, 王芳. 热处理对 Ti-49.8Ni-1.0Co 超弹性合金相变行为的影响[J]. *金属学报*, 2008, 44(1): 23–28.
HE Zhi-rong, WANG Fang. Effect of heat treatment on transformation behavior of superelastic alloy Ti-49.8Ni-1.0Co[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2008, 44(1): 23–28.
- [15] 贺志荣. Ti-50.8Ni-0.3Cr 超弹性合金的相变与形变特性[J]. *金属学报*, 2008, 44(9): 1076–1080.
HE Zhi-rong. Transformation and deformation characteristics of Ti-50.8Ni-0.3Cr superelastic alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2008, 44(9): 1076–1080.
- [16] JIANG F, LIU Y, YANG H, LI L, ZHENG Y F. Effect of

- ageing treatment on the deformation behavior of Ti-50.9at.% Ni [J]. *Acta Materialia*, 2009, 57(16): 4773–4781.
- [17] SEMBA H, OKABE N, YAMAJI T, OKITA K, YAMAUCHI K. Effects of applied strain and subsequent heat treatment at intermediate temperature on mechanical properties of a thin plate Ti-51at% Ni shape memory alloy[J]. *Materials Transactions*, 2006, 47(3): 772–779.
- [18] 贺志荣, 王芳. Ti-Ni-V 形状记忆合金的循环形变特性[J]. *中国有色金属学报*, 2013, 23(7): 1866–1872.
- HE Zhi-rong, WANG Fang. Cyclic deformation characteristics of Ti-Ni-V shape memory alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2013, 23(7): 1866–1872.
- [19] ATLI K C. The effect of tensile deformation on the damping capacity of NiTi shape memory alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 679: 260–267.
- [20] 商泽进, 王忠民, 尹冠生, 郑碧玉. 循环加载条件下 TiNi 形状记忆合金棒材的超弹性行为[J]. *实验力学*, 2008, 23(4): 305–310.
- SHANG Ze-jin, WANG Zhong-min, YIN Guan-sheng, ZHENG Bi-yu. Superelastic behavior under cyclic loading for TiNi shape memory alloy bars[J]. *Journal of Experimental Mechanics*, 2008, 23(4): 305–310.
- [21] 贺志荣. Ti-Ni-V 形状记忆合金超弹性研究[J]. *稀有金属材料与工程*, 2015, 44(7): 1639–1642.
- HE Zhi-rong. Superelasticity of Ti-Ni-V shape memory alloys[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2015, 44(7): 1639–1642.

Transformation and shape memory behaviors of deformed and annealed Ti-50.8Ni-0.1Nb alloy

HE Zhi-rong¹, LIU Kang-kai¹, WANG Fang², FENG Hui¹, DU Yu-qing¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Shaanxi University of Technology, Hanzhong 723001, China;

2. Library, Shaanxi University of Technology, Hanzhong 723003, China)

Abstract: The effects of annealing temperature (T_a) on the microstructure, phase transformation and shape memory behavior of cold drawing Ti-50.8Ni-0.1Nb (mole fraction, %) shape memory alloy were investigated by XRD, optical microscopy, differential scanning calorimetry and tensile test. The results show that the phase compositions of Ti-50.8Ni-0.1Nb alloy annealed at 350–700 °C are martensite M ($B19'$, monoclinic) and parent phase A ($B2$, CsCl). With increasing T_a , the microstructure morphology of the alloy changes from fibrous to equiaxed grain, the recrystallization temperature is about 580 °C; the transformation types of the alloy change from $A \rightarrow R \rightarrow M/M \rightarrow R \rightarrow A$ to $A \rightarrow R \rightarrow M/M \rightarrow A$ to $A \rightarrow M/M \rightarrow A$ (A -parent phase $B2$, CsCl; R - R phase, rhombohedral; M -martensite $B19'$, monoclinic) upon cooling/heating, the R transformation temperature of the alloy decreases, the M transformation temperature and temperature hysteresis increases firstly and then decreases, the R transformation temperature hysteresis is 6.7–9.8 °C. The tensile strength of the alloy annealed at 350–550 °C is higher than that of the alloy annealed at 600–700 °C, while the percentage elongation of the former is lower than that of the latter. The alloy annealed at 400–550 °C shows shape memory effect, and the alloys annealed at 300 °C and 600–700 °C show superelasticity. With increasing stress-strain cycling number, the platform stress in the stress-strain curve of the alloy decreases. The stability of the shape memory effect in the alloy annealed at 400–550 °C and the superelasticity in the alloy annealed at 600–700 °C are well.

Key words: Ti-Ni-Nb alloy; shape memory alloy; annealing; transformation; shape memory behavior

Foundation item: Project(2016YFE0111400) supported by the National Program on Key Basic Research Project of China; Project(2017ZKC04-84) supported by the Scientific Research Program Foundation by Shaanxi Province, China; Project(HZGXW1602) supported by the Scientific Research Project Foundation by Hanzhong City of Shaanxi Province, China; Project(SLG YCX1823) supported by the Innovation Found for Postgraduate of Shaanxi University of Technology, China

Received date: 2018-03-09; **Accepted date:** 2018-05-22

Corresponding author: HE Zhi-rong; Tel: +86-916-2291193; E-mail: hezhirong01@163.com

(编辑 王超)