

热变形对 Ni-Ti-Nb 宽滞后记忆合金 显微组织和力学性能的影响^①

蔡伟 张春生 赵连城

(哈尔滨工业大学 433 信箱, 哈尔滨 150001)

摘要

用电子探针和不同温度下的拉伸试验以及电阻法测量系统地研究了热变形对 $\text{Ni}_{47.3}\text{Ti}_{43.8}\text{Nb}_{8.9}$ 合金显微组织和力学性能的影响。结果表明,随着热变形量的增大, β -Nb 相粒子在合金中的分布趋于均匀、弥散;热加工变形可显著提高合金的塑性,但对屈服强度影响较小;合金的应变恢复率和相变滞后均随热变形量的增大而增大。确定了较为合适的热变形工艺:在 $850\text{ }^\circ\text{C}$ 下变形 70%。

关键词: Ni-Ti-Nb 合金 热变形 显微组织 力学性能

Ni-Ti-Nb 宽滞后记忆合金的显微组织明显不同于 Ni-Ti 二元合金,在 NiTi 基体上分布有大量的 β -Nb 相粒子^[1]。 β -Nb 粒子为一软相,合金变形时参与变形,一方面可有效地阻止裂纹扩展,提高合金的塑性;另一方面可松弛应变马氏体界面弹性能,从而提高应变马氏体的稳定性^[2],因此,合金经适当的变形处理后相变滞后 ($A_s - M_s$) 高于 $145\text{ }^\circ\text{C}$ ^[3,4]。用这种合金制成的记忆合金制件可在常温下运输、储存,不需要保存在液氮中,工程应用极为方便。

β -Nb 粒子在合金中的作用受其分布情况的影响。分布均匀、弥散是 β -Nb 粒子能充分发挥作用的前提。热加工变形(如热挤压、热轧等)是使 β -Nb 粒子分布均匀,增加其弥散度的较好的方法,但过大的热加工变形量会增加合金制件的制造难度而使其成本增加。因此,在满足使用要求的前提下,选择较为合适的热加工变形工艺,对 Ni-Ti-Nb 宽滞后记忆合金的开发和应用有着重要的指导意义。

本文系统地研究了热加工变形对 $\text{Ni}_{47.3}\text{Ti}_{43.8}\text{Nb}_{8.9}$ 合金显微组织和力学性能的影响,并

确定了合适的热加工变形工艺。

1 实验材料和方法

试验合金的成分(at.-%)为: 47.3Ni, 43.8 Ti 和 8.9Nb。采用水冷铜坩埚,凝壳电弧炉熔炼并用离心浇注法直接浇入石墨铸模。铸锭经 $850\text{ }^\circ\text{C}$, 10 h 退火后去除冒口及氧化皮。热变形温度选为 $850\text{ }^\circ\text{C}$ 。因温度超过 $900\text{ }^\circ\text{C}$ 时,合金的吸氢、吸氧倾向严重增加,导致性能下降,故热加工变形温度不应超过 $900\text{ }^\circ\text{C}$ ^[5];而温度过低,合金的塑性差,强度高,不易加工变形。在 $850\text{ }^\circ\text{C}$ 下将铸锭锻造、轧制成为板材,热变形量分别为 0% (铸态,未变形), 35%, 70% 和 98.5%。

用线切割从板材上切取薄片状拉伸试样,试样均经 $850\text{ }^\circ\text{C}$, 30 min 真空退火。拉伸试验在 Shimadzu Autograph DSS-10T 型电子万能试验机上进行,应变速率为 $4.1 \times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$,低温拉伸采用酒精作冷却介质,用液氮制冷。应变恢复率和相变滞后的测量参见文献[4]。合金

^① 国家自然科学基金资助项目 收稿日期: 1993 年 9 月 8 日; 修回日期: 1993 年 12 月 26 日

的显微组织分析在 JXA-733 电子探针 X 射线仪上进行, 加速电压为 20kV, 束流为 2×10^{-8} mA, 试样经过抛光和清洗, 不腐蚀。

2 实验结果

2.1 热变形对显微组织的影响

图 1 示出在 850 °C 下经不同变形量(ϵ_s)热变形后的 $Ni_{47.3}Ti_{43.8}Nb_{8.9}$ 合金试样的电子探针背散射电子像, 图 1 中(a)、(b)、(c)、(d)对应的热变形量分别为 0%(铸态, 未变形), 35%, 70%和 98.5%。

从图 1(a)中可以看出, 试验合金的铸态显微组织中除大量初生树枝晶外, 还出现了共晶组织, 共晶组织相互连接成网状分布。经电子探针成分分析和 X 射线结构分析确定初晶相为含有少量 Nb 的 NiTi 基体相。共晶体为 NiTi 基体和 β -Nb 两相组成^[1,2]。除了上述两相外合金显微组织中还出现了呈块状无规则分布的

(TiNb)₂Ni 相^[1]。

合金试样经热变形后其显微组织发生明显变化。图 1(b)为经 35%热变形后的显微组织, 由图中可见, 基体和 β -Nb 相均发生较大的塑性变形, 铸态时共晶组织的近等轴网状结构被拉长。当热变形量超过 70%时, 共晶组织的网状分布特征被彻底破坏, NiTi 基体和共晶组织相间分布, 呈条状断续特征, 如图 1(c)、(d)所示。从图 1 中还可以看出, 随热变形量的增大, β -Nb 相粒子的分布趋于均匀、弥散, 这将有利于提高合金的力学性能。

2.2 热变形对拉伸性能的影响

图 2 示出热变形量对 $Ni_{47.3}Ti_{43.8}Nb_{8.9}$ 合金在室温下拉伸时的延伸率(δ), 屈服强度(σ_s)和断裂强度(σ_r)的影响。从图中可以看出, 热变形对屈服强度无明显影响, 但对延伸率和断裂强度影响较大。延伸率和断裂强度随热变形量的增大而增加, 在热变形量为 35%~70%之间时增加尤为显著; 当热变形量小于 35%或大

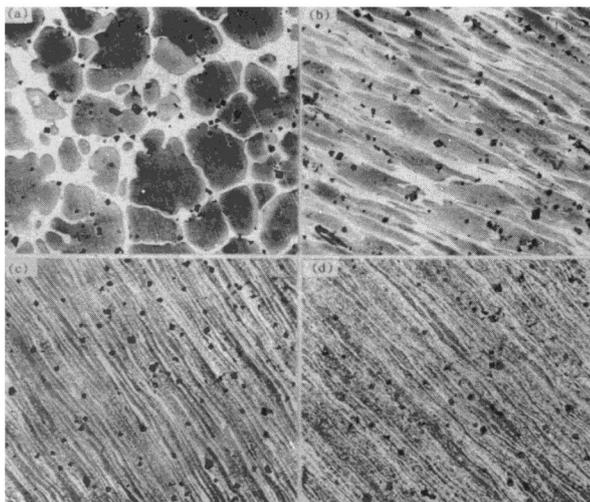


图 1 在 850 °C 下经不同变形量(ϵ_s)热变形后 $Ni_{47.3}Ti_{43.8}Nb_{8.9}$ 合金的显微组织, $\times 400$
(a)— $\epsilon_s=0\%$ (铸态); (b)— $\epsilon_s=35\%$; (c)— $\epsilon_s=70\%$; (d)— $\epsilon_s=98.5\%$

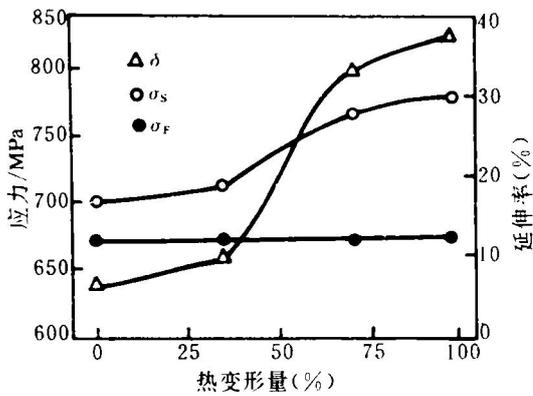


图2 热变形对合金试样室温拉伸延伸率(δ)、屈服强度(σ_s)和断裂强度(σ_F)的影响

于70%时,增加幅度较小。

研究表明^[4], Ni-Ti-Nb宽滞后记忆合金在-60℃变形16%时,其相变后可达145℃,且应变恢复率维持在较高水平,为进一步考察热变形对Ni_{47.3}Ti_{43.8}Nb_{8.9}合金力学性能的影响,将在850℃下经不同热变形量变形后的合金试样在-60℃下进行拉伸,其延伸率(δ),屈服强度(σ_s)和断裂强度(σ_F)与热变形量之间的关系如图3所示,可见,随热变形量的增加,延伸率迅速增加,从铸态的12.5%增加至45%以上;当热变量超过70%后,增加趋于平缓。合金试样的断裂强度随热变量的增大而增大,当热变形量小于35%时增加幅度较大。热变形量对屈服强度影响不大。

上述结果表明,热变形可有效地提高合金的延伸率和断裂强度,但对屈服强度无明显影响。

2.3 热变形对相变滞后和应变恢复率的影响

图4所示为经不同热变形量变形后的Ni_{47.3}Ti_{43.8}Nb_{8.9}合金在-60℃下变形16%卸载后测得的电阻率-温度曲线。由图4可见,经不同热变形量变形后的试样具有类似的电阻率-温度曲线,马氏体相变温度M_s相同,且均为-93℃,但马氏体的逆转变温度A_s随热变形量的增加略有升高,因而相变滞后A_s-M_s随着热变形量的增大略有增大,如图5所示(因铸态试样在-60℃拉伸时的延伸率仅为12.5%,

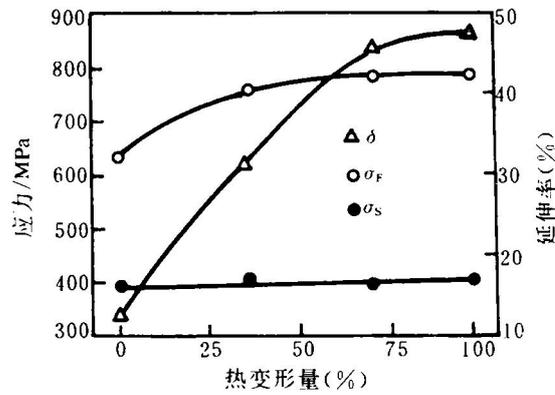


图3 热变形对合金试样-60℃拉伸延伸率(δ)、屈服强度(σ_s)和断裂强度(σ_F)的影响

相变滞后未能测得,用虚线表示出其变化的规律)。当热变形量大于70%时,A_s温度高于52℃,其相变滞后A_s-M_s大于145℃。

图6为Ni_{47.3}Ti_{43.8}Nb_{8.9}合金试样在-60℃拉伸变形16%,卸载后加热至200℃自由恢复时的应变恢复率与热变形量之间的关系曲线,可见,应变恢复率随热变形量的增大而增加,当热变形量超过70%时,应变恢复率高于65%。

综上所述,热变形可提高合金的相变滞后和应变恢复率。

3 讨论

Ni-Ti-Nb合金中的β-Nb粒子为一软相,当合金在略高于M_s温度变形时,β-Nb粒子也随之变形,松弛了应变马氏体界面弹性能,提高了应变马氏体的稳定性,从而使相变滞后显著增加^[2,3],同时β-Nb软粒子可有效阻止裂纹的扩展,提高了合金的塑性。如2.1所述,随着热变形量的增加Ni_{47.3}Ti_{43.8}Nb_{8.9}合金中β-Nb粒子的分布趋于均匀、弥散,能更有效地发挥其作用;另一方面,热变形可降低铸态组织中的微观缺陷密度,使组织进一步均匀。因此,合金的延伸率、应变恢复率和相变滞后均随热变形量的增大而增大。合金在室温下和-60℃下变形时的屈服强度为NiTi基体应力诱

发马氏体相变的临界应力,不受 β -Nb 粒子的影响,因此,热变形对合金的屈服强度不发生

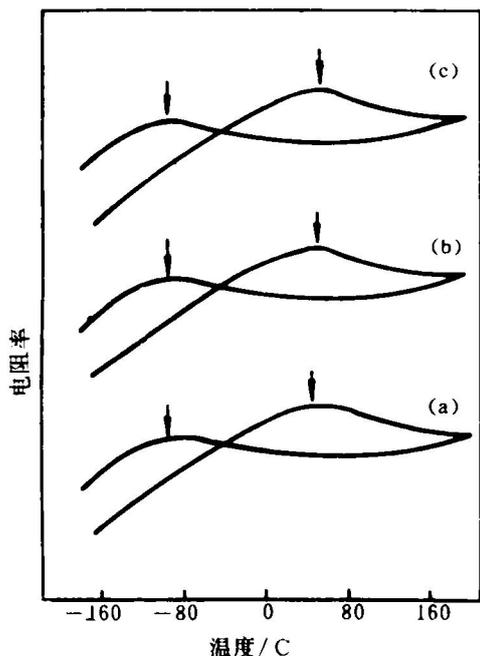


图4 经不同热变形量(ϵ_h)变形的合金试样在-60℃下变形16%卸载后的电阻率-温度曲线

(a)— $\epsilon_h=35\%$; (b)— $\epsilon_h=70\%$; (c)— $\epsilon_h=98.5\%$

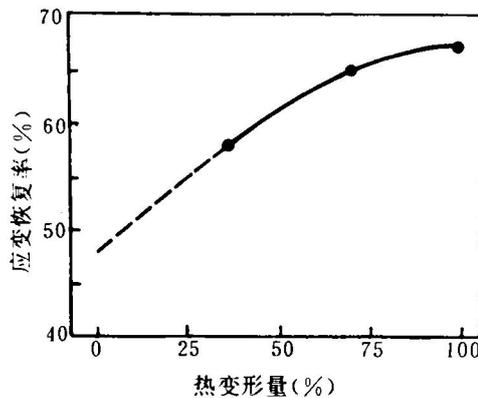


图6 热变形对应变恢复率的影响

明显的影响。断裂强度随热变形量增大而增大是由于热变形提高了合金的延伸率使应力-应变曲线上加工硬化阶段增加所致。当合金在850℃下变形70%后,室温和-60℃的延伸率分别为32%和45%,屈服强度分别为677MPa和402MPa,应变恢复率大于65%,相变滞后高于145℃,用该热加工变形工艺处理后的合金制作紧固件和管头等制件可以满足工程使用要求。过小的热变形量会降低合金的性能,过大的热变形量会增加制件的制作难度,因而,在850℃下变形70%是较合适的热加工工艺。

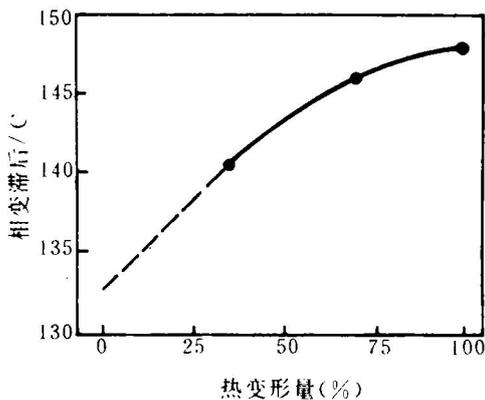


图5 热变形对相变滞后的影响

参考文献

- 1 Zhang C S, Wang Y Q, Cai W and Zhao L C. *Materials Chemistry and Physics*, 1991, 28: 43.
- 2 Zhao L C, Duerig T W, Just S *et al.* *Scripta Metall*, 1990, 24: 221.
- 3 Melton K N, Proft J L, Duerig T W. In: *Proc of the MRS Int'l Meeting on Advanced Materials*, 1989, 9: 165.
- 4 Zhang C S, Zhao L C, Duerig T W, Wayman C M. *Scripta Metall*, 1990, 24: 1807.
- 5 Jackson C M, Wangner H J, Wasilewski R J. *NASA-sp 5110*, 1972, 19.