

机械活化 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 粉末的烧结性能

刘子利, 刘伯路, 刘希琴, 王立红

(南京航空航天大学 材料科学与技术学院, 南京 210016)

摘 要: 采用机械活化和粉末冶金方法制备 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 合金, 通过光学显微镜、配备能谱分析的扫描电镜、X 射线衍射仪、维氏硬度及抗弯强度测试手段研究机械活化对烧结合金显微组织和性能的影响。结果表明: 随着球磨的进行, 粉体中 Ti 和 Ni 的晶格常数增大, 球磨 20 h 的 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 粉末形成了 Ti-Ni-Al 三元复合粉, 但无新相形成。与球磨 1 h 粉末烧结制备的合金相比, 球磨 20 h 的机械活化粉末烧结合金中 $\text{Ti}_2\text{Ni}(\text{Al})$ 和 $\text{Ni}_3\text{Ti}(\text{Al})$ 强化相数量、致密度、硬度及抗弯强度均增加。

关键词: $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 粉末; 机械活化; 烧结

中图分类号: TF124

文献标志码: A

Sintering properties of mechanically activated $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ powders

LIU Zi-li, LIU Bo-lu, LIU Xi-qin, WANG Li-hong

(College of Materials Science and Technology, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China)

Abstract: $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ alloys were prepared by the mechanical activation and powder metallurgy methods, and the effects of mechanical activation on the microstructure and mechanical properties of the sintered alloys were investigated by optical microscope, scanning electron microscope equipped with an energy dispersive X-ray spectrometer, X-ray diffractometer, microhardness and bending strength tests. The results indicate that the lattice constants of Ti and Ni of the powders increase with the increase of ball-milling time, and the powders ball-milled for 20 h form the Ti-Ni-Al ternary powder with no formation of new phase. Compared with the sintered alloy prepared by the powders milled for 1 h, the number of $\text{Ti}_2\text{Ni}(\text{Al})$ and $\text{Ni}_3\text{Ti}(\text{Al})$ strengthening phases, the relative density, the microhardness and the flexural strength all increase for the sintered alloy prepared by the mechanical activated powder milled for 20 h.

Key words: $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ powder; mechanical activation; sintering

作为一种新型金属间化合物结构材料, TiNiAl 合金具有较高的比强度和良好的抗氧化性, 有望在航空航天领域作为新型金属间化合物结构材料替代镍基超合金得到应用^[1-5]。在近等摩尔比 TiNi 合金中加入适量 Al 替代 Ti 后, 合金的室温及高温强度大幅度提高, 室温压缩屈服强度可达 2300 MPa(超过了 Rene95 镍基高温合金的), 1000 °C 左右的屈服强度和中温区间使用的高温合金相当^[1]。添加 Al 替代等摩尔比 TiNi 合金中的 Ni, 合金的室温和高温力学性同样能得到大幅提高^[3-5]。

目前, TiNiAl 合金一般采用熔炼铸造制备, 设备要求及熔化温度高(超过 2000 °C), 因此制备成本较高; Al 含量较高时易产生偏析, 在很大程度上影响组织和性能的稳定性; 同时 TiNiAl 金属间化合物硬度较高, 机械加工比较困难。粉末冶金作为一种近净成形加工技术能大大减少后续的机械加工, 在较低的烧结温度下制备出晶粒细小且组织均匀的材料^[6-7]。Al 含量对空心阴极等离子烧结 Ti、Ni 等摩尔比 TiNiAl 合金组织和力学性能影响的研究结果表明, $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 具有最佳的室温力学性能^[8]。

活化烧结是指采用物理或化学的手段使烧结温度降低、烧结时间缩短及烧结体性能提高的一种粉末冶金方法。机械活化是粉末高能球磨中形成包括粉末变形、冷焊合、断裂、复合化等现象的复杂过程,经过高能球磨后粉末的比表面及内部的空位、位错、层错等缺陷增加,从而使粉末的活性增强^[9-10]。本文作者对 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 粉末进行机械活化,并以普通混合粉末和机械活化粉末为原料通过粉末冶金方法制备 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 合金,研究机械活化对烧结试样显微组织和室温力学性能的影响。

1 实验

采用 Ti 粉(纯度>99%, 45 μm)、Ni 粉(纯度>99.9%, 3~7 μm)和 Al 粉(纯度>99%, 48 μm),按 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 成分比例配料,加入约 2%的硬脂酸(质量分数)作为过程控制剂。球磨前抽真空并充入高纯氩气,如此重复 4 次。球磨参数如下:球料比 10:1,球磨转速 200 r/min。球磨 1、5、10 和 20 h 后分别取少量粉末进行 XRD 测试和 SEM 观察。

取球磨 1 和 20 h 的 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 粉末进行压制,压制方式为普通双向压制成形,模具尺寸为 6 mm×12 mm×30 mm,压制压力为 700 MPa。烧结设备为氩气保护 KBF16Q 箱式烧结炉,升温步骤如下:室温加热至 600 $^{\circ}\text{C}$ 的升温速率为 5 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$, 600~900 $^{\circ}\text{C}$ 的升温速率为 2 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$, 900 $^{\circ}\text{C}$ 保温 3 h 后随炉冷却。

烧结试样在 HXS-1000A 型显微维氏硬度计上进行硬度测试,设定载荷为 100 N,加载时间为 20 s,每个试样测定 5 次,取平均值。抗弯性能测试采用 CSS-2202 型电子万能试验机,跨距为 14.8 mm,压头加载速率为 0.1 mm/s。采用 BrukerD8Advance X 射线衍射仪(Cu 靶, K_{α} 谱线)进行物相分析。采用未腐蚀试样观察其孔隙形貌;使用 14% HNO_3 +4% HF +蒸馏水腐蚀后,采用附带 X 射线能谱分析仪的 FEI Quanta 200 扫描电镜观察试样显微组织形貌。

2 结果与讨论

2.1 球磨粉末的 XRD 谱

图 1 所示为转速为 200 r/min 不同球磨时间下 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 粉末的 XRD 谱。由图 1 可知,在球磨 1 h 样品的 XRD 谱中,衍射峰分别与 Ti、Ni 和 Al 尖锐的晶态衍射峰相对应。在随后的球磨过程中,样品的

XRD 谱发生了明显变化, Ti、Ni 和 Al 的尖锐衍射峰逐渐宽化,峰强减弱。衍射峰的宽化是由于球磨过程中粉末发生了晶格畸变和晶粒细化,而峰强的变化表明 Ti、Ni 和 Al 三元素间发生了互扩散。此外,随着球磨的进行, Ti 和 Ni 衍射峰往低角度方向移动,而 Al 衍射峰的移动不明显,这说明存在传统意义上的固溶,即 Ni、Al 原子和 Ti、Al 原子分别溶入 Ti 原子和 Ni 原子晶格中,导致二者点阵常数发生变化。球磨 20 h 后, XRD 谱中仍为 Ti、Ni 单质衍射峰,并无新相的形成, Al 的衍射峰几乎消失,大部分 Al 已经固溶于 Ti、Ni 中。

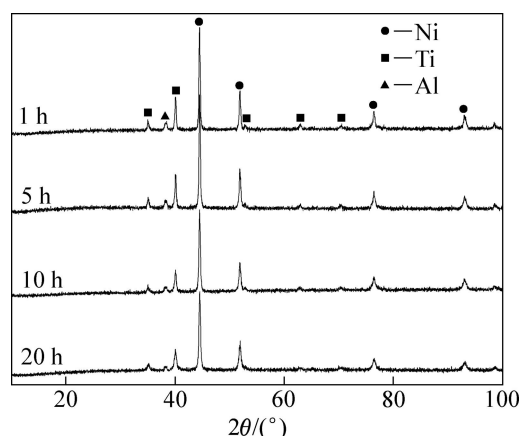


图 1 不同球磨时间 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 粉末的 XRD 谱

Fig. 1 XRD patterns of $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ powders milled for different times

Ti 和 Ni 晶格常数和球磨时间的关系如图 2 所示。由图 2 可知,随着球磨时间的延长, Ti 和 Ni 的晶格常数增大。球磨 1 h 后 Ti 和 Ni 的晶格常数分别为 2.95041 和 3.52487 nm, 球磨 20 h 后增大至 2.95363 和 3.52632 nm, 分别增大了 0.109% 和 0.041%。可见, Ti 的晶格畸变程度大于 Ni 的晶格畸变程度,即 Ni 和 Al 向 Ti 中扩散的速率较大,这和 Ti 原子半径较大有关($r_{\text{Ti}}=0.200$ nm, $r_{\text{Al}}=0.182$ nm, $r_{\text{Ni}}=0.162$ nm),从而有利于 Ni 和 Al 向 Ti 中扩散^[11]。

$\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 粉末点阵应变与球磨时间关系如图 3 所示。由图 3 可知,点阵应变随球磨时间的延长而增大。点阵应变由以下的两个部分组成:粉末因受球磨介质的机械碰撞而产生的塑性变形; Ti、Ni 和 Al 原子之间的相互扩散,溶入了对方的晶格点阵而产生的晶格畸变。点阵应变(3)可表示为

$$\eta = \eta_p + \eta_l \quad (1)$$

式中: η_p 和 η_l 分别为粉末的塑性变形以及晶格畸变对

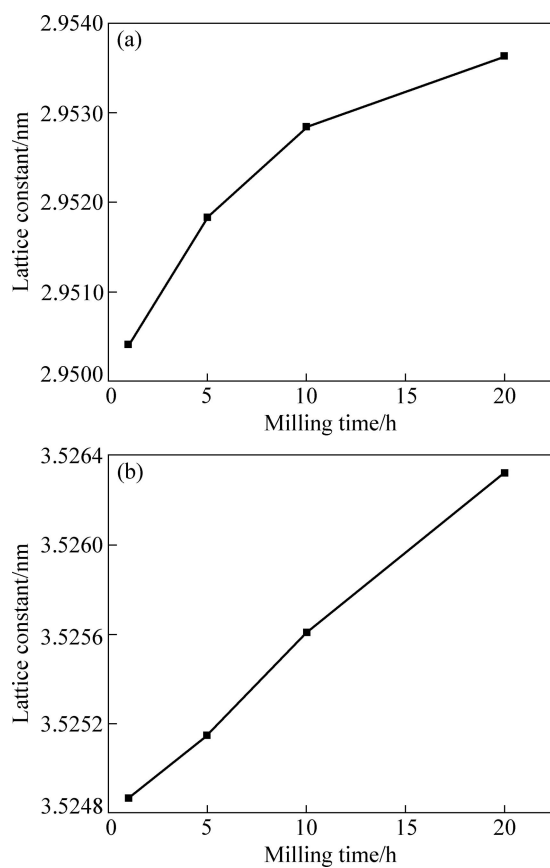
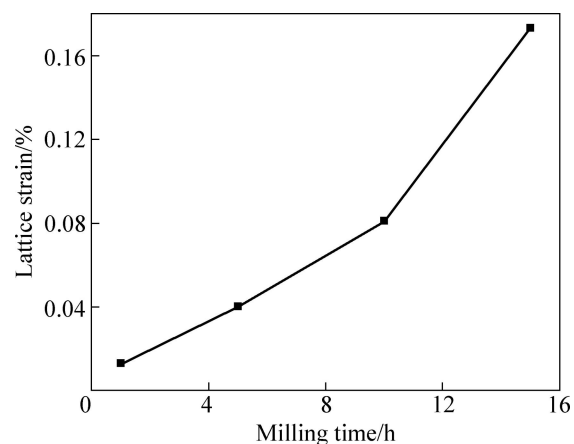


图 2 Ti 和 Ni 晶格常数与球磨时间的关系

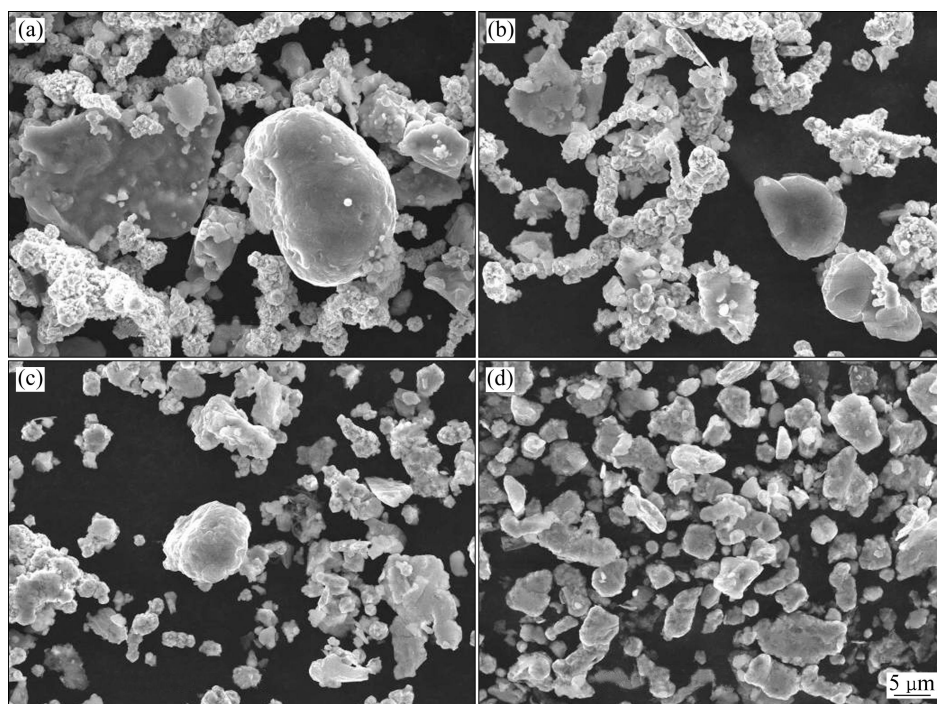
Fig. 2 Relationships between lattice constant of Ti (a) and Ni (b) and milling time

图 3 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 粉末点阵应变与球磨时间的关系Fig. 3 Relationship between lattice strain of $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ powders and milling time

点阵应变值的贡献^[12]。随着球磨时间的延长, 点阵应变增加, 这是由于在球磨过程中粉末发生塑性变形, 同时原子之间发生相互扩散而使晶格畸变程度增大。

2.2 球磨粉末颗粒的形貌

在 200 r/min 转速及不同球磨时间下 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 粉末的 SEM 像如图 4 所示; 球磨 20 h 后粉末的 SEM 像及能谱分析如图 5 所示。由图 4 可知, 经高能机械活化后, 粉末颗粒尺寸与形貌发生了明显的变化。

图 4 不同球磨时间 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 粉末的 SEM 像Fig. 4 SEM images of $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ powders milled for different times: (a) 1 h; (b) 5 h; (c) 10 h; (d) 20 h

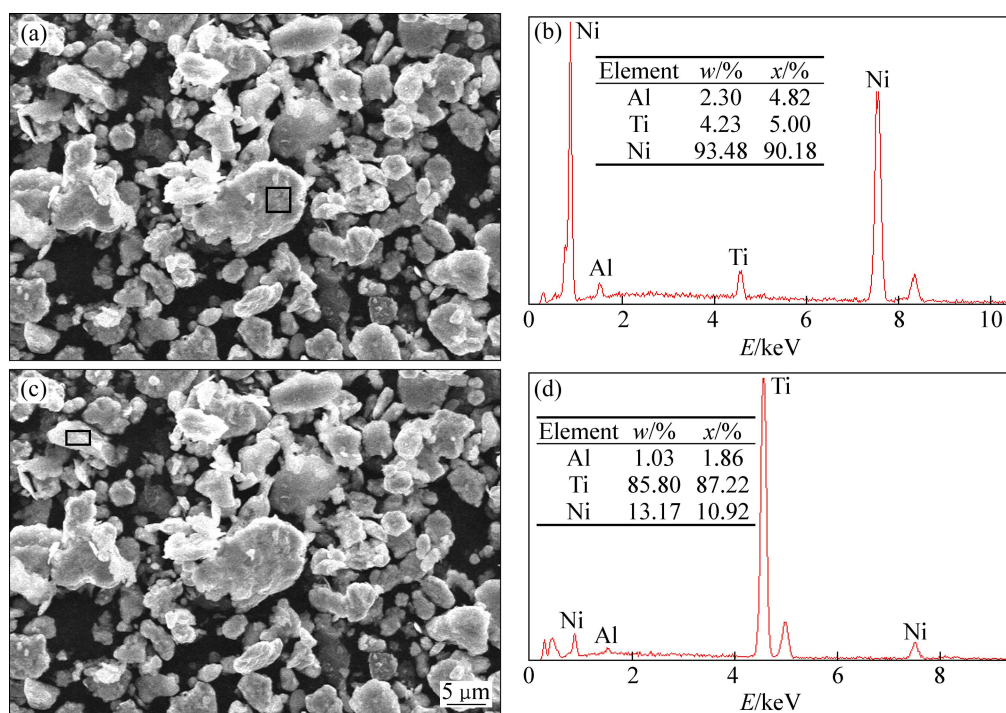


图 5 球磨 20 h 后 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 粉末的 SEM 像及 EDS 能谱分析

Fig. 5 SEM images and EDS spectra of $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ powders milled for 20 h: (a), (b) Ni particle; (c), (d) Ti particle

结合图 4 可知, 球磨 1 h 的混合粉末中颗粒尺寸细小、呈团聚状态的为 Ni 颗粒, 呈椭球状、边缘较为规则的为 Al 颗粒, 呈块状、棱角分明的为 Ti 颗粒。球磨 5 h 后, Ti、Al 颗粒尺寸显著减小, 大多数 Ni 颗粒仍呈团聚状态, 且开始附着于 Ti、Al 颗粒表面。球磨 10 h 后, 颗粒尺寸变化不大, 部分 Ni 团聚更加明显。球磨 20 h 后, 颗粒的平均尺寸比球磨 1 h 的颗粒显著减小。结合图 5 可知, Ni、Al 和 Ti、Al 原子分别扩散至 Ti 颗粒和 Ni 颗粒中。这说明 Ti、Ni 和 Al 粉末在高速磨球的碾压轧制和冷墩作用下, 相互焊合在一起, 形成了 Ti-Ni-Al 三元复合粉。

2.3 机械活化对烧结 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 合金显微组织的影响

球磨 1 和 20 h 的 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 粉末在 900 °C 烧结 3 h 后合金的 XRD 谱如图 6 所示。由图 6 可知, 合金 XRD 谱上并未出现明显的 Ti、Ni 和 Al 单质衍射峰, 表明烧结后试样均发生了完全合金化。球磨 1 h $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 烧结后的相组成为基体相 NiTi、强化相 Ti_2Ni 及 Ni_3Ti ; 球磨 20 h 后, Ti_2Ni 和 Ni_3Ti 衍射峰的峰强增加, 表明其数量增加。在球磨 1 和 20 h 后的 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 烧结试样中均没有发现明显 Al 的合金相二相, Al 主要固溶于基体相及强化相中。

球磨 1 和 20 h 的 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 粉末在 900 °C 烧结 3 h 后合金的 SEM 像及 EDS 能谱如图 7 所示。由图 7 并

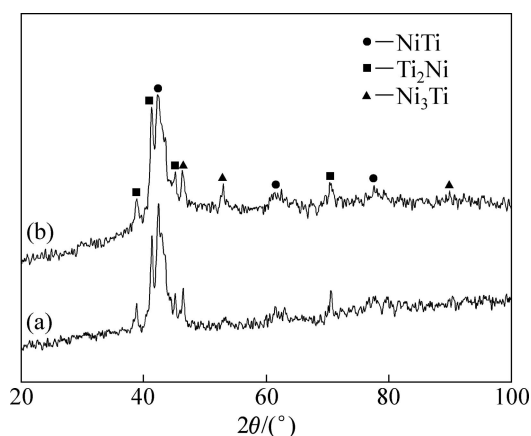


图 6 不同球磨时间 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 粉末烧结合金的 XRD 谱

Fig. 6 XRD patterns of alloys prepared by sintering of $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ powders milled for different times: (a) 1 h; (b) 20 h

结合 XRD 谱(见图 6)可知, 球磨 1 h 的 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 烧结合金显微组织中深灰色相为 $\text{Ti}_2\text{Ni}(\text{Al})$, 亮白色相为 $\text{Ni}_3\text{Ti}(\text{Al})$, 而灰色相为 NiTi(Al) 基体, $\text{Ti}_2\text{Ni}(\text{Al})$ 和 $\text{Ni}_3\text{Ti}(\text{Al})$ 强化相均呈块状分布。球磨 20 h 后的烧结试样中, $\text{Ti}_2\text{Ni}(\text{Al})$ 相尺寸变小, 数量增多, 弥散分布在 NiTi(Al) 相基体上; $\text{Ni}_3\text{Ti}(\text{Al})$ 仍呈块状分布, 数量增多。

球磨 1 和 20 h 的 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 粉末在 900 °C 烧结 3 h 后合金的孔隙形貌如图 8 所示。由图 8 可知, 球磨 1 h

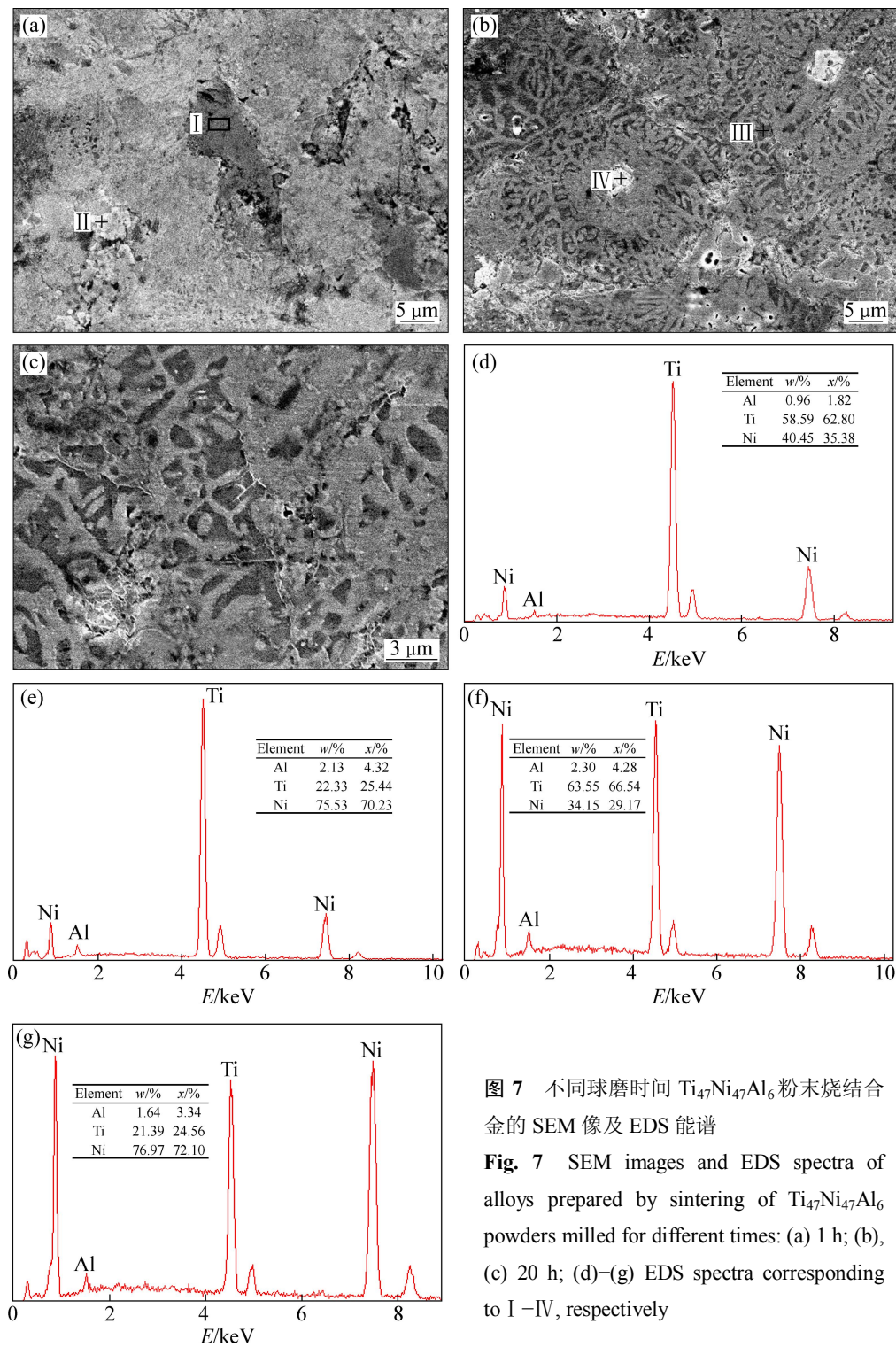


图 7 不同球磨时间 Ti₄₇Ni₄₇Al₆ 粉末烧结合金的 SEM 像及 EDS 能谱

Fig. 7 SEM images and EDS spectra of alloys prepared by sintering of Ti₄₇Ni₄₇Al₆ powders milled for different times: (a) 1 h; (b), (c) 20 h; (d)–(g) EDS spectra corresponding to I–IV, respectively

烧结试样显微组织中的孔隙多为小孔隙, 近球形, 也存在一些大孔隙; 球磨 20 h 的烧结试样中大孔隙数量减少, 尺寸减小, 孔隙率降低。

在 600~900 °C 温度范围内, Ti-Ni 反应相形成的吉布斯自由能的关系为 $\Delta G_f((\text{Ti}_2\text{Ni})) > \Delta G_f(\text{NiTi}) > \Delta G_f(\text{Ni}_3\text{Ti})^{[13]}$, 因此, 在 Ti 和 Ni 颗粒接触处首先形

成 Ni₃Ti, 随后通过 Ni 和 Ti 原子的互扩散, Ni₃Ti 长大并形成 Ti₂Ni 和 NiTi 相。对于添加 Al 的 Ti₄₇Ni₄₇Al₆ 合金, TiAl₃ 和 NiAl₃ 反应自由能在 Ni-Al 和 Ti-Al 体系中最先而优先生成, 其中 Ni 与 Al 之间的反应自由能低于 Ti 与 Al 之间的反应自由能^[14–16]。由 Ti-Ni、Ti-Al 及 Ni-Al 二元相图可知, 在 Ni-Al 共晶温度 640 °C

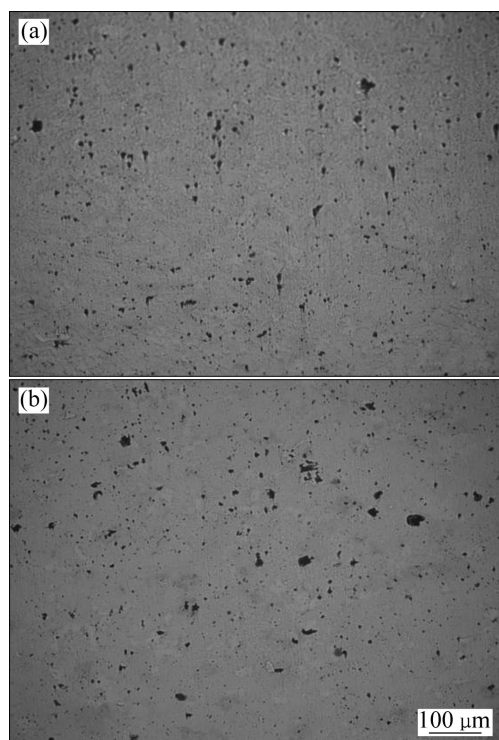


图 8 不同球磨时间下 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 粉末烧结合金的孔隙形貌
Fig. 8 Pore morphologies of alloys prepared by sintering of $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ powders milled for different times: (a) 1 h; (b) 20 h

以下烧结时, Ti、Ni 和 Al 之间为固态扩散反应, 在 Al 与 Ni、Al 与 Ti 颗粒接触处首先分别形成 NiAl_3 和 TiAl_3 。加热温度高于共晶温度时会发生共晶反应 $\text{Al} + \text{Al}_3\text{Ni} \rightleftharpoons \text{L}$ 而产生液相。加热速率较低增加了 Ni-Al 及 Ti-Al 之间的扩散时间, 从而促进了 Al 的固态扩散转变, 因此, 通过共晶反应产生的液相数量减少, 可避免因共晶熔化而引起热爆反应, 有助于烧结致密度的提高^[17]。此外, 由烧结动力学原理可知, $\text{Al} + \text{Al}_3\text{Ni}$ 共晶液相的出现加快了 Ni 与 Ti 间互扩散形成金属间化合物相的反应速度。在烧结温度超过 Al 熔点后, 与 Ti 颗粒接触处剩余的 Al 熔化, 然后与 Ti 颗粒外层的 TiAl_3 发生包晶反应而加速 Al 向 Ti 颗粒内的扩散。由于 Al 在 Ti 颗粒外部的含量较高, 此后附近 Ni 颗粒中的 Ni 原子向该 Ti 颗粒中心的扩散形成 Ni-Ti 金属间化合物相的过程将受阻, 因此, 更多 $\text{Ti}_2\text{Ni}(\text{Al})$ 相出现在 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 烧结合金中。由于烧结过程中元素扩散不充分所导致的合金元素不均匀性, 同时 Ti-Ni 合金相的形成过程受元素扩散控制, 因此, 在 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 烧结合金的组织为基体相 TiNi 和强化相 Ti_2Ni 和 Ni_3Ti , Ti 颗粒处易形成 $\text{Ti}_2\text{Ni}(\text{Al})$ 相, 而 Ni 颗粒处则易形成 $\text{Ni}_3\text{Ti}(\text{Al})$ 。球磨 20 h 后 Ti、Al 颗粒尺寸显著减小, 且形成了片层状 Ti-Ni-Al 三元复合粉,

因此, $\text{Ti}_2\text{Ni}(\text{Al})$ 尺寸细小, 数量增多。由于球磨后 Ni 颗粒呈块状分布, 尺寸增大, 增加了 Ni 原子的扩散距离, 因此, 块状 $\text{Ni}_3\text{Ti}(\text{Al})$ 数量增多。

球磨 1 h 和 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 粉末在 900 °C 烧结 3 h 后, 合金显微组织中较小的孔隙是由 Ti 和 Ni 原子之间的偏扩散形成的 Kirkendall 孔隙, 较大的孔隙大多为原始孔隙和由原始 Al 颗粒处形成的孔隙经聚集长大后的孔隙。原始 Al 颗粒处形成孔隙有两方面的原因^[18-20]: 一是与 Al 和 Ni、Ti 之间的偏扩散有关, 在固态阶段即 Al 熔点以下, 由于扩散速率和溶解度差异, Al 作为主要扩散组元向 Ni 和 Ti 进行扩散, 产生 Kirkendall 效应, 因此, 在 Al 原始位置形成孔隙, 偏扩散的差异随温度升高而升高; 二是当烧结温度高于 Al 的熔点时, 未扩散入周围 Ni 或 Ti 颗粒内的剩余熔化, 熔化的 Al 迅速与周围的 Ni 或 Ti 反应而很快消耗完毕, 从而在该处产生孔隙。这些孔隙在随后的烧结过程中随着晶粒长大和晶界迁移而聚集、长大、贯通, 形成孔径不同的孔隙。

球磨 20 h 后, 大孔隙数量减少, 尺寸减小, 孔隙率降低, 可见机械活化对烧结致密化过程有明显的促进作用。这主要是由于^[9, 12]: 1) 机械活化有助于粉末细化, 大大增加了粉末的总表面积和总表面能。由表面扩散动力学机制可知, 其表面扩散容易进行, 同时球磨 20 h 后所剩余的 Al 颗粒较少且尺寸细小, 因此 Al 颗粒处产生的孔隙尺寸减小; 2) 机械活化后粉末产生了一定的晶格畸变, 粉体储存了一定的畸变能, 由烧结热力学理论可知, 过剩自由能的减小是烧结的原动力; 3) 球磨过程中形成的局部升温能加速扩散和空位的形成。所有这些都有利于扩散和溶解-析出等机理的物质传输过程, 从而加速烧结的进行, 促进合金致密度的提高。

2.4 机械活化对 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 粉末烧结合金性能的影响

球磨 1 和 20 h 的 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 粉末在 900 °C 烧结 3 h 后, 合金的密度、致密度、显微硬度及抗弯强度如表 1 所列($\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 合金的理论密度约为 6.3 g/cm³)。由表 1 可知, 球磨 1 h 烧结试样的密度和致密度分别为 4.86 g/cm³ 和 77.1%, 球磨 20 h 烧结试样的密度和致密度分别增加至 5.04 g/cm³ 和 80.6%。

球磨 1 h 烧结试样的硬度和抗弯强度分别为 273HV 和 291 MPa, 球磨 20 h 烧结试样硬度和抗弯强度分别增加至 368HV 和 356 MPa, 后者的两项指示比前者的分别提高了 34.8% 和 22.3%。

球磨 20 h $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 粉末颗粒的平均尺寸显著减

小, 颗粒尺寸不但影响烧结体的密度, 而且影响其性能。在相同压坯密度条件下, 粉末的分散程度越高, 烧结后所获得的性能越好。这是因为粉末越细, 比表面越大, 而颗粒比表面的增大对促进烧结过程起着非常重要的作用^[9]。同时, 球磨 20 h 烧结试样中强化相 Ti_2Ni 和 Ni_3Ti 的数量增加, 使合金的硬度和抗弯强度得到提高。

表 1 不同球磨时间 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 粉末烧结合金的密度、显微硬度及抗弯强度

Table 1 Density, microhardness and bending strength of alloys prepared by sintering of $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ powders milled for different times

Milling time/h	Density/($\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$)	Relative density/%	Vickers hardness, HV	Bending strength/MPa
1	4.86	77.1	273	291
20	5.04	80.6	368	356

3 结论

1) 随着球磨的进行, Ti 、 Ni 的晶格常数及 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}$ 粉末的点阵应变增加。球磨 20 h 的 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 粉末形成了 Ti-Ni-Al 三元复合粉, 但无新相的形成。

2) 球磨 1 h 的 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 粉末烧结合金的显微组织主要由 $\text{NiTi}(\text{Al})$ 基体相、 $\text{Ti}_2\text{Ni}(\text{Al})$ 、 $\text{Ni}_3\text{Ti}(\text{Al})$ 强化相及孔隙组成。球磨 20 h 的烧结合金中 $\text{Ti}_2\text{Ni}(\text{Al})$ 、 $\text{Ni}_3\text{Ti}(\text{Al})$ 强化相数量增多, 致密度提高至 80.6%。

3) 球磨 1 h 的 $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ 粉末烧结合金的维氏硬度及抗弯强度分别为 273HV 和 291 MPa。球磨 20 h 后经机械活化的烧结合金的维氏硬度及抗弯强度显著增大, 分别增加至 369HV 和 356 MPa。

REFERENCES

[1] KOIZUMI Y, RO Y, NAKAZAWA S, HARADA H. NiTi-base intermetallic alloys strengthened by Al substitution[J]. Materials Science and Engineering A, 1997, 223(1/2): 36–41.

[2] WARREN P, MURAKAMI Y, KOIZUMI Y, HARADA H. Phase separation in NiTi-Ni₂TiAl alloy system[J]. Materials Science and Engineering A, 1997, 223(1/2): 17–20.

[3] MENG L J, LI Y, ZHAO X Q, XU J, XU H B. The mechanical properties of intermetallic $\text{Ni}_{50-x}\text{Ti}_{50}\text{Al}_x$ alloys($x=6, 7, 8, 9$)[J]. Intermetallics, 2007, 15(5/6): 814–818.

[4] 徐惠彬, 孟令杰, 李岩, 赵新青, 宫声凯. 一种钛镍铝高温合金材料及其制备方法: 中国, ZL200510053911.1[P]. 2007-06-13.

XU Hui-bin, MENG Ling-jie, LI Yan, ZHAO Xin-qing, GONG Sheng-kai. High temperature titanium nickel aluminium alloy materials and its preparation: China, ZL200510053911.1[P]. 2007-06-13.

[5] XU H B, MENG L J, XU J, LI Y, ZHAO X Q. Mechanical properties and oxidation characteristics of TiNiAl(Nb) intermetallics[J]. Intermetallics, 2007, 15(5/6): 778–782.

[6] 国为民, 宋璞生, 吴剑涛, 张凤戈, 杨成, 张义文, 陈生大. 粉末高温合金的研制与展望[J]. 粉末冶金工业, 1999, 9(2): 9–16.

GUO Wei-min, SONG Pu-sheng, WU Jian-tao, ZHANG Feng-ge, YANG Cheng, ZHANG Yi-wen, CHEN Sheng-da. Development and prospect of powder metallurgy superalloys[J]. Powder Metallurgy Industry, 1999, 9(2): 9–16.

[7] XIAO D H, YUAN T C, OU X Q, HE Y H. Microstructure and mechanical properties of powder metallurgy Ti-Al-Mo-V-Ag alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21: 1269–1276.

[8] 刘伯路, 刘子利, 刘希琴, 王怀涛, 王文静. Al 含量对空心阴极等离子烧结 Ti/Ni 等原子比 TiNiAl 合金组织和力学性能的影响[J]. 航空学报, 2013, 34(3): 711–718.

LIU Bo-lu, LIU Zi-li, LIU Xi-qin, WANG Huai-tao, WANG Wen-jing. Effect of Al content on microstructure and mechanical properties of hollow cathode plasma sintering TiNiAl alloys with equal Ti/Ni atom ratio[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2013, 34(3): 711–718.

[9] 贾成厂, 刘小扬, 解子章, 赵军. 用机械活化粉末制备钨合金[J]. 清华大学学报: 自然科学版, 1999, 39(6): 35–38.

JIA Cheng-chang, LIU Xiao-yang, XIE Zi-zhang, ZHAO Jun. Preparing tungsten alloys with mechanically activated powder[J]. Journal of Tsinghua University: Science and Technology, 1999, 39(6): 35–38.

[10] KHAYATI G R, JANHORBAN K, SHARIAT M H. Isothermal kinetics of mechanochemically and thermally synthesized Ag from Ag_2O [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22: 935–942.

[11] 诸葛兰剑, 李亚东, 金宗明, 孙建平. Ni-Ti-Cu 粉末的机械合金化[J]. 材料科学与工艺, 1997, 5(2): 6–8.

ZHUGE Lan-jian, LI Ya-dong, JIN Zhong-ming, SUN Jian-ping. Mechanical alloying of Ni-Ti-Cu Powders[J]. Material Science and Technology, 1997, 5(2): 6–8.

[12] 游和清. 镍基三元金属间化合物合金的制备与表征[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2007: 35–45.

YOU He-qing. The preparation and characterization of the nickel-based ternary intermetallic alloys[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2007: 35–45.

[13] 陈秀娟, 张林, 夏天东, 赵文军. 热爆反应生成 NiTi 的热

- 力学与动力学分析[J]. 热加工工艺, 2007, 36(2): 10–12, 51.
- CHEN Xiu-juan, ZHANG Lin, XIA Tian-dong, ZHAO Wen-jun. Thermodynamics and kinetics analysis of NiTi by combustion synthesis[J]. Hot Working Technology, 2007, 36(2): 10–12, 51.
- [14] 王衍行, 林均品, 贺跃辉, 王艳丽, 陈国良. 元素粉末 Ti 与 Al 反应机理的研究进展[J]. 材料导报, 2007, 21(1): 83–85.
- WANG Yan-hang, LIN Jun-pin, HE Yue-hui, WANG Yan-li, CHEN Guo-liang. Progress in reactive mechanism of Ti with Al elemental powders[J]. Materials Review, 2007, 21(1): 83–85.
- [15] 王华彬, 韩杰才, 张幸红, 杜善义. Ni-Al 粉连续加热过程中的反应机理[J]. 金属学报, 1998, 34(9): 992–998.
- WANG Hua-bin, HAN Jie-cai, ZHANG Xin-hong, DU Shan-yi. Reaction mechanism of continually heating Ni and Al particles[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1998, 34(9): 992–998.
- [16] BRAIN I. 纯物质热化学数据手册[M]. 程乃良, 牛四通, 徐桂英, 译. 北京: 科学出版社, 2003: 42–71.
- BRAIN I. Thermochemical data of pure substances[M]. CHENG Nai-liang, NIU Si-tong, XU Gui-ying, transl. Beijing: Science Press, 2003: 42–71.
- [17] LIU B L, LIU Z L, LIU X Q, WANG W J, WANG L H. Effect of sintering temperature on the microstructure and mechanical properties of $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50}$ and $\text{Ti}_{47}\text{Ni}_{47}\text{Al}_6$ intermetallic alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 578: 373–379.
- [18] DONG H X, HE Y H, JIANG Y, WU L, ZOU J, XU N P, HUANG B Y, LIU C T. Effect of Al content on porous Ni-Al alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528: 4849–4855.
- [19] LEE T K, MOSUNOV E I, HWANG S K. Consolidation of a gamma TiAl-Mn-Mo alloy by elemental powder metallurgy[J]. Materials Science and Engineering A, 1997, 239/240: 540–545.
- [20] WANG G, DAHMS M, LEITNER G, SCHULTRICH S. Titanium aluminides from cold-extruded elemental powders with Al-contents of 25%–75% Al[J]. Journal of Materials Science, 1994, 29: 1847–1853.

(编辑 陈卫萍)