

烧结 TiH_2 粉末制备钛合金的工艺及组织

Process and Microstructure of Titanium Alloy Prepared by Sintering TiH_2 Powder

张家敏, 易健宏, 甘国友, 严继康, 杜景红, 刘意春
(昆明理工大学 材料科学与工程学院, 昆明 650093)

ZHANG Jia-min, YI Jian-hong, GAN Guo-you, YAN Ji-kang,
DU Jing-hong, LIU Yi-chun
(College of Material Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China)

摘要: 以 TiH_2 粉末为原料, 通过组元球磨混合、压制成形和烧结工艺制备钛合金。用扫描电镜对球磨过程 TiH_2 粉末的粒度、形貌变化以及烧结 CP-Ti, Ti-6Al-4V 合金的组织形貌进行了观察; 采用热重分析方法研究了 TiH_2 粉末脱氢的特性; 用热膨胀技术研究了 TiH_2 , TiH_2 -Al-V 两种粉末压坯的烧结致密化特性。结果表明: TiH_2 粉末经过球磨后迅速变细, 其粒度随球磨时间的延长而减小, 粉末形貌由原来的不规则形状逐渐变为等轴状; TiH_2 粉末在烧结过程的脱氢将使 α -Ti 产生强烈收缩、同时因脱氢后获得的新鲜钛表面所发生的快速粘接而使烧结体迅速致密、得到相对密度大于 99% 的烧结坯体; TiH_2 -Al-V 粉末压坯在烧结时因为伴随着合金元素的溶解而使其烧结致密特性不如纯 TiH_2 粉末压坯的好; TiH_2 粉末经过成型、烧结脱氢工艺可获得典型的等轴状纯钛组织, TiH_2 -Al-V 粉末经过相同工艺可获得典型的层片状 $\alpha+\beta$ 钛合金组织、且合金元素分布均匀。

关键词: 粉末冶金; TiH_2 ; 球磨; 成型; 烧结; 脱氢; 显微组织

doi: 10.3969/j.issn.1001-4381.2013.10.011

中图分类号: TG146.2 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2013)10-0064-07

Abstract: The titanium hydride was directly used as the raw material through component mixing, compaction and sintering to manufacture the titanium alloy. The particle size and morphology of TiH_2 change with the milling process and the microstructure of CP-Ti and Ti-6Al-4V alloy were observed using scanning electron microscope. The dehydrogenation characteristics of TiH_2 powder was studied using thermal gravimetric analysis. The thermal expansion technique was used to evaluate the sintering densification characteristics of compacts of TiH_2 and TiH_2 -Al-V powder. The results show that the particle size of TiH_2 powder after ball milling is reduced rapidly with ball milling time adding and the powder morphology change gradually from the original irregular to be the equiaxed. The compacts of TiH_2 powders is easy to sintering densification due to the combination of dehydrogenation and shrinkage of α -Ti in the process, which creates the fresh dehydrogenation titanium uniform during sintering, thus leads to rapid densification and very high sintering relative density, higher than 99%. In contrast, it is difficult to achieve a full densification of TiH_2 -Al-V alloy powder during sintering process, which requires dissolution of alloy elements. The microstructure of sintered sample of TiH_2 powders compacts appears typical pure titanium with equiaxed. The microstructure of TiH_2 -Al-V alloy shows the typical lamellar like $\alpha+\beta$ characteristics with a uniform distribution of alloy element.

Key words: powder metallurgy; TiH_2 ; ball milling; forming; sintering; dehydrogenation; microstructure

当前, 钛行业最重要的挑战是开发新工艺、新技术, 降低钛材的生产成本。利用烧结氢化钛及其合金粉末的新工艺, 可以直接获得相对密度大于 99% 的高致密钛产品。同时在烧结过程因为氢化钛的分解放出氢气可

以清洁钛粉末颗粒的表面, 使钛产品的氧含量有效降低、最终使材料的性能得以改善^[1-4]。有研究显示, 采用这种新技术无论是直接烧结出的钛产品还是烧结后又经过压力加工的钛产品, 其性能都不低于传统的熔铸

加工钛产品,但其成本却远远低于传统方法^[5-9]。目前美国一些公司已经利用这种新方法制造出各种钛产品,但是公开报道很少,究其原因,一方面可能是技术保密,另一方面可能是还缺乏相关内容的系统研究^[10-15]。

本工作以 TiH₂ 粉末、Al-V 合金粉末为基本原料,通过球磨混合、压制成型和烧结制备钛合金,研究 TiH₂ 粉末球磨过程粒度和形貌变化规律,研究 TiH₂ 粉末压坯、TiH₂-Al-V 粉末压坯的烧结致密化特性,并对合金的组织形貌进行观察。该项研究作为探索低成本钛或钛合金的制造新工艺,扩大钛的应用领域打下了一定基础。

1 实验方法

实验用 TiH₂ 粉末、Al-V 合金粉末为外购,粉末

粒度均为-325 目,粉末化学成分如表 1,2 所示。分别将 TiH₂ 粉末、TiH₂ 粉末和 Al-V 合金粉末(按 Ti-6Al-4V 比例)球磨(混合)后,压制成不同密度的压坯;将压坯在不同烧结工艺条件下进行烧结实验。用扫描电镜观察 TiH₂ 粉末球磨过程粒度和形貌的变化,测定 TiH₂ 粉末的 TGA 曲线并分析其脱氢特性,在烧结过程中用热膨胀仪动态跟踪测量粉末坯体的烧结收缩,用排水法测定压坯和烧结坯密度,并用扫描电镜观察烧结坯的组织形貌。

表 1 TiH₂ 粉末化学成分(质量分数/%)
Table 1 Chemical constitutions of TiH₂ powder
(mass fraction/%)

H	Al	Si	O	C	N	Fe	Ti
3.79	0.08	0.007	0.46	0.012	0.016	0.14	Bal

表 2 Al-V 合金粉末化学成分(质量分数/%)
Table 2 Chemical constitutions of Al-V powder(mass fraction/%)

Al	V	B	C	Cr	Cu	Fe	Mg	Mn	Mo	Ni	P
Bal	40-45	0.003	0.01	0.20	0.10	0.50	0.05	0.05	0.30	0.05	0.02

2 实验结果与讨论

2.1 球磨 TiH₂ 粉末的粒度和形貌

图 1 是原料 TiH₂ 粉末和 Al-V 合金粉的 SEM

图,粒度是 40μm 左右(-325 目),图 2 所示为用高能球磨机球磨不同时间所得到的 TiH₂ 粉末粒度和形貌图。

从图1看出,TiH₂ 粉末形貌和 Al-V 合金粉末的

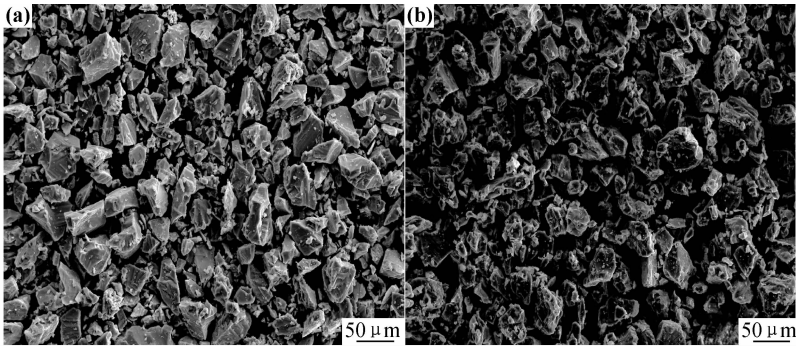


图 1 粉末原料的 SEM 图 (a)TiH₂ 粉末;(b)Al-V 合金粉
Fig.1 SEM micrograph of as-received powder (a) TiH₂;(b)Al-V alloy powder

形貌比较接近,呈不规则形状。从图 2 可以看出,球磨时间对 TiH₂ 粉末粒度的影响很大。TiH₂ 粉末球磨时很容易破碎,球磨 5min TiH₂ 粉末便迅速细化,粒度从约 40μm 变为 5~10μm,呈不规则形状。随球磨时间延长,粒度细化效果较明显,30min 时粒度达到 1μm 或更小。球磨 60min 时在 SEM 下观察粉末粒

度,粒度较球磨 30min 似乎有所增加,经过 XRD 分析和计算表明,实际上粒度较球磨 30min 的变得更细了,约 20nm 左右。此时在扫描电镜下观察粉末粒度和形貌,因粉末太细难分散、成团聚状。在整个球磨过程中,可观察到粉末颗粒形貌由不规则形状逐渐变成等轴状,最后成团聚的絮状。

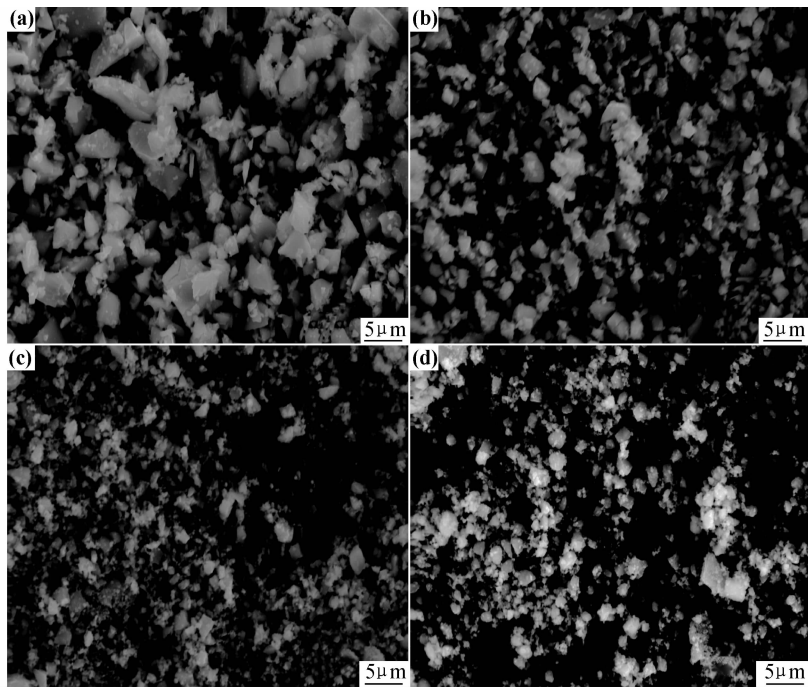


图 2 不同球磨时间的 TiH_2 粉末 SEM 图
(a)5min;(b)10min;(c)30min;(d)60min

Fig. 2 SEM micrograph of TiH_2 powder under different ball milling times
(a)5min;(b)10min;(c)30min;(d)60min

图 3 为用 SEM 所测试的 $\text{TiH}_2\text{-Al-V}$ 粉末压坯断口形貌及 Ti,Al,V 元素分布情况。实验中主要研究了球磨混粉时间对 $\text{TiH}_2\text{-Al-V}$ 粉末混合均匀性的影响。实

验结果表明,随球磨时间延长,粉末逐渐均匀。通过观察混合粉末压坯断口可以看到,球磨混合 8h 后,Ti,Al,V 元素分布变得均匀,表明粉末已经混合均匀。

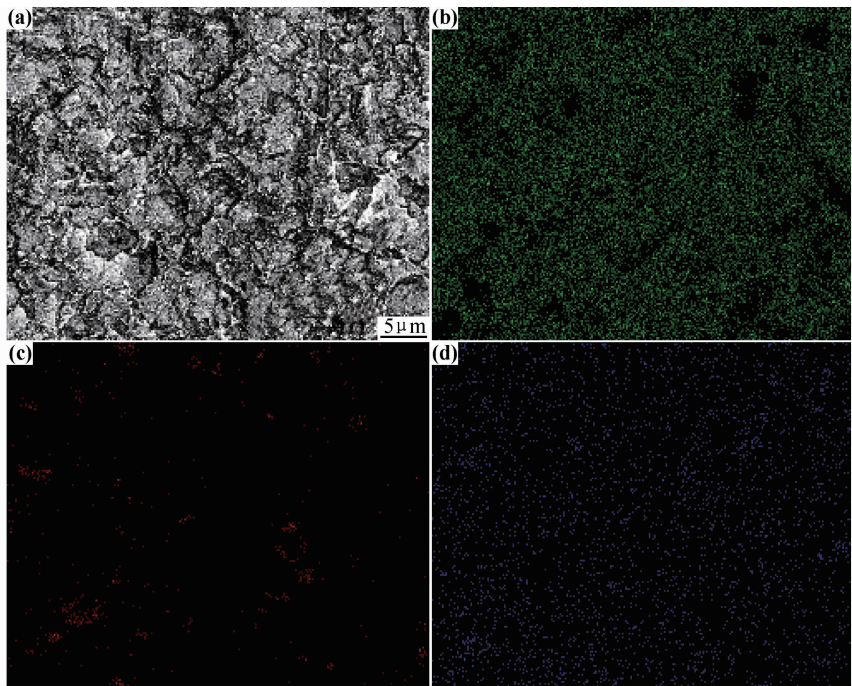


图 3 $\text{TiH}_2\text{-Al-V}$ 压坯断面 SEM 形貌及元素分布
(a)断面;(b)Ti;(c)Al;(d)V

Fig. 3 SEM micrograph and the elements distributions of fracture surface of compacted $\text{TiH}_2\text{-Al-V}$ powder sample
(a)fracture surface;(b)Ti;(c)Al;(d)V

2.2 TiH_2 粉末的脱氢规律与烧结收缩特性

图 4 所示为实验过程中测定的 TiH_2 粉末的 TGA 曲线,共分析了 8 种不同条件。从 TGA 曲线可观察到, TiH_2 粉末在加热过程中温度达到 400°C 左右开始脱氢,粉末经过球磨后其脱氢曲线和未球磨处理的原始粉末脱氢曲线相比有所改变,球磨时间不同,脱氢曲线有所不同。即随球磨时间的变化, TiH_2 粉末的起始放氢温度、放氢结束温度和放氢量,都有所变化。可以看到,随着球磨时间的延长,放氢曲线有左移的趋势,球磨时间较长的粉末,放氢起始温度略有降低,放氢结束温度也略有下降。球磨 60min 的 TiH_2 粉末,放氢开始温度为 350°C 左右,结束温度为 600°C 左右;球磨 45min TiH_2 粉末,放氢开始温度在 $350\sim 400^\circ\text{C}$ 之间,结束温度为 600°C 左右;球磨 30min TiH_2 粉末放氢开始温度略高于球磨 45min TiH_2 粉末,结束温度接近 600°C ,未经过球磨的 TiH_2 粉末脱氢开始温度略高于 400°C ,但结束温度接近 750°C 。所以,球磨 2, 5, 10, 15, 30, 45, 60min 的 TiH_2 粉末,与没有经过球磨的粉末比较,其放氢开始温度和放氢结束温度都有所下降,且球磨时间越长放氢开始温度越低,放氢结束温度相差不是太大,但是低于未经过球磨的 TiH_2 粉末。在 SEM 下对粉末粒度和形貌进行观察,发现球磨后 TiH_2 粉末变细,球磨时间越长,粉末粒度越细。引起该现象的主要原因可以理解为:球磨过程增加了粉末的储能,球磨时间越长,粉末内部储存的能量越高,主要是机械变形带来的能量增加和表面能的增加,由此增强了粉末的活性,使粉末脱氢温度降低。

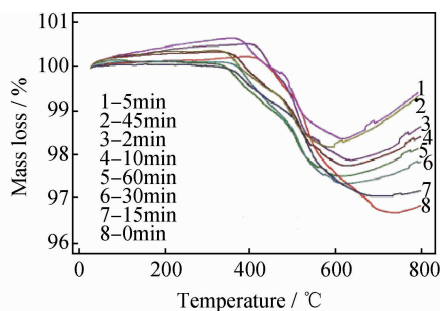


图 4 不同球磨时间的 TiH_2 粉末对应的 TGA 曲线

Fig. 4 TGA mass loss curves as a function of temperature for TiH_2 with different ball milling time

图 5 所示为 TiH_2 细粉压坯与粗粉压坯在热膨胀仪中加热烧结时测定的粉末坯体长度方向尺寸随温度变化的曲线。横坐标代表温度,纵坐标是线收缩率,即线收缩率随温度的变化。从图 5 可看出,球磨 30min 的粉末即细粉的烧结收缩提前于未经过球磨处理的

TiH_2 粗粉,相同温度下前者收缩的速率大于后者,这也进一步说明球磨过的 TiH_2 粉末更易脱氢,和 TGA 分析结果吻合。图 5 中,烧结脱氢过程的线收缩率在几个温度点发生改变,球磨 30min 的粉末转折温度点分别为 $224, 413.6, 546.6, 646.4^\circ\text{C}$,原始 TiH_2 粉末转折温度点分别为 $275.8, 486.4, 768.1, 1028.4^\circ\text{C}$ 。对应图 4 中 TiH_2 粉末的 TGA 曲线,整个脱氢主要发生在温度 $350\sim 750^\circ\text{C}$ 之间,图 5 中的分析结果也表明 TiH_2 粉末坯体的线收缩率在这个温度范围最大,说明烧结收缩主要在该温度段发生。

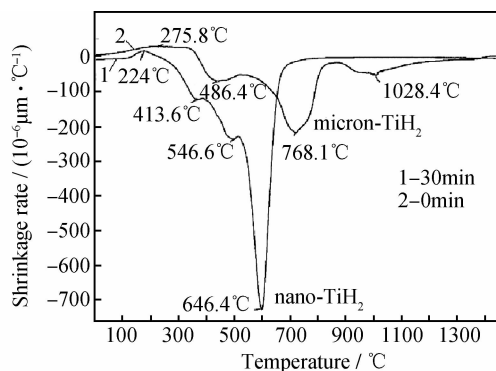


图 5 TiH_2 细粉压坯与粗粉压坯烧结线收缩

Fig. 5 The shrinkage rate of micron- TiH_2 and nano- TiH_2 as a function of temperature

一般情况下, TiH_2 的吸氢和脱氢是一可逆过程。当钛与氢发生反应时,先形成间隙固溶体 Ti_2H ,继续反应后生成非计量假氢化物 TiH_2 ,该过程使金属钛的晶格发生严重畸变,体积比金属钛膨胀约 15% [6]。反之,当 TiH_2 发生脱氢反应时,随着氢的逸出,钛的晶格同样发生很大的变化,即体积收缩过程。脱氢过程一般受扩散控制,直接与物料的松散状态有关。脱氢的速率与氢气压力平方根成反比,所以氢气压力控制很重要。试验过程中,采用的是真空烧结,并控制一定的真空度,有利于氢气的快速脱除。

2.3 烧结工艺参数对 TiH_2 粉末压坯烧结密度的影响

烧结是制备粉末冶金材料的第三道基本工序,该过程是一个很复杂的综合作用过程,对材料的性能起着决定性的作用。影响烧结过程的工艺参数主要有烧结温度,烧结保温时间,烧结升温速率,压坯密度等。烧结过程中,粉末颗粒之间发生粘接,烧结体的强度增加,密度提高,烧结条件控制得当,材料可达到所需的物理和力学性能。粉末冶金钛材的传统加工方法是以 TiH_2 粉末还原得到的钛粉(或其他方法获得的钛粉)为原料,经过混合(球磨)后,压制成型、烧结得到粉末钛或钛合金。该实验中直接采用 TiH_2 粉末为原料,

经过混合(球磨)、压制成型、烧结,制备钛或钛合金,和传统钛粉末合金制备过程有很大区别,在该过程中必须保证 TiH_2 粉末中氢的脱除并同时完成烧结。采用该工艺流程,烧结脱氢的同时可以获得新鲜、清洁、活性高的表面,有利于烧结的进行。实验中通过对 TiH_2 粉末脱氢特性的研究,选择了烧结的基本流程和参数并主要对升温速率、烧结温度对烧结密度的影响进行研究。

图 6 为球磨 30min TiH_2 粉末压坯在 1500℃ 烧结时升温速率对烧结坯密度的影响,分别在 4 种不同的速率下进行烧结实验。由图 6 可见:升温速率为 10, 20, 30℃/min 时烧结,粉末坯体相对密度(烧结密度与理论密度之比)分别为 101.55%,101.10%,100.20%,坯体完全致密(烧结坯相对密度大于 100% 是实验误差所致);而升温速率为 40℃/min 时烧结坯相对密度为 98.15%,没有完全致密。可见,较低升温速率下粉末压坯烧结后均可以达到致密,但随烧结升温速率逐渐增大,烧结坯密度有所下降,但下降幅度不是太大。

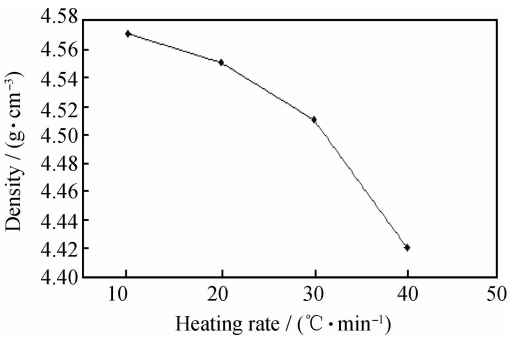


图 6 升温速率对烧结样品密度的影响
Fig. 6 The influence of heating rate on the density of the sintered samples

图 7 为球磨 30min TiH_2 粉末压坯在升温速率为 30℃/min 时烧结温度对烧结坯密度的影响情况,分别在 800,1000,1200,1400℃ 进行了烧结实验,对应的相对密度为 91.33%,97.76%,99.36%,100.01%。由图 7 可以看出,当其他烧结条件相同时,随着烧结温度的升高,烧结坯密度增大。当温度低于 1200℃ 时,烧结坯都没有致密,在 800℃ 烧结,相对密度仅达到 91.33%。

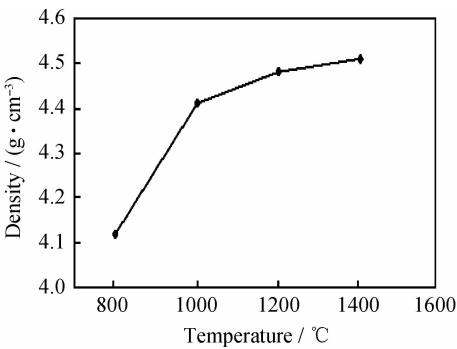


图 7 烧结温度对烧结样品密度的影响
Fig. 7 The influence of sintering temperature on the densities of the sintered samples

表 3 是 TiH_2 和 $\text{TiH}_2\text{-Al-V(Ti-6Al-4V)}$ 压坯在不同烧结条件得到的实验结果。与图 6,7 的实验样品相比,表 3 中所用样品尺寸略大,并用管式烧结炉进行烧结。所有样品的烧结升温速率均为 10℃/min,但是 1[#],2[#] 样品分台阶升温,升温制度为 $T=400^\circ\text{C}$ $t=0.5\text{h}$, $T=500^\circ\text{C}$ $t=0.5\text{h}$, $T=650^\circ\text{C}$ $t=1.0\text{h}$, $T=1000^\circ\text{C}$, $t=0.5\text{h}$, $T=1200^\circ\text{C}$, $t=4\text{h}$ 。比较 1[#] 和 2[#] 样品结果看出,相同条件下, TiH_2 粉末压坯比 $\text{TiH}_2\text{-Al-V}$ 混合粉末压坯容易烧结致密。对比 3[#],4[#] 样品发现,烧结温度和保温时间同样会影响烧结密度,但一般烧结温度比烧结时间对烧结密度的影响更显著。

表 3 不同烧结条件下样品的密度

Table 3 The densities of sample at different sintering conditions

Powder sample	Sintering condition	Density before sintering/(g · cm ⁻³)	Relative density before sintering/%	Density after sintering/(g · cm ⁻³)	Relative density after sintering/%
1 [#] (TiH_2)	1200℃, 4h	3.40	87.40	4.51	100.01
2 [#] (Ti-6Al-4V)	1200℃, 4h	3.39	86.90	4.31	97.60
3 [#] (Ti-6Al-4V)	1200℃, 6h	3.08	79.00	4.24	95.94
4 [#] (Ti-6Al-4V)	1400℃, 4h	3.08	79.00	4.32	97.50

图 8 所示为烧结 TiH_2 和 $\text{TiH}_2\text{-Al-V}$ 合金样品的 SEM 形貌,图 9 为烧结 $\text{TiH}_2\text{-Al-V}$ 合金样品的断面 SEM 形貌及元素分布图。从图 8 可以观察到, TiH_2 烧结后的样品为典型的等轴状纯钛组织; $\text{TiH}_2\text{-Al-V}$ 烧结样品为典型 Ti-6Al-4V 合金的 $\alpha+\beta$ 层片状组织,

观察其 Ti,Al,V 元素分布,比较均匀,如图 9 所示。
综合比较以上实验结果还可以看出, TiH_2 粉末烧结时比较容易达到完全致密状态,即其相对密度可以很容易达到 99% 以上,获得纯钛;而 $\text{TiH}_2\text{-Al-V}$ 粉末压坯相对不容易完全致密,这个结果也可以从 TiH_2

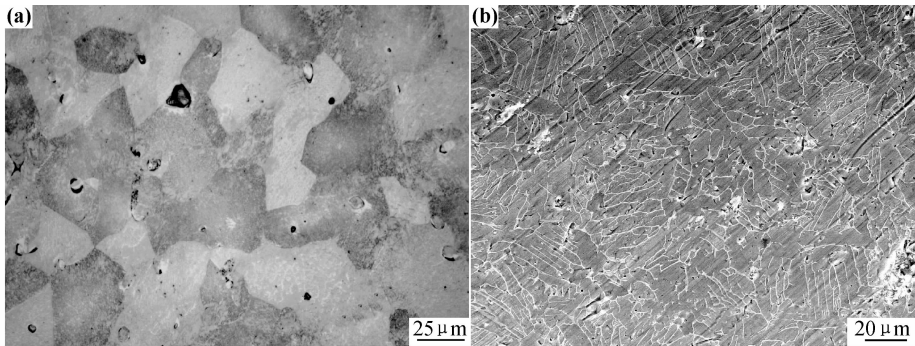


图 8 钛及钛合金 SEM 组织形貌 (a)Ti;(b)Ti-6Al-4V

Fig. 8 SEM microstructures of titanium and titanium alloys (a)Ti;(b)Ti-6Al-4V

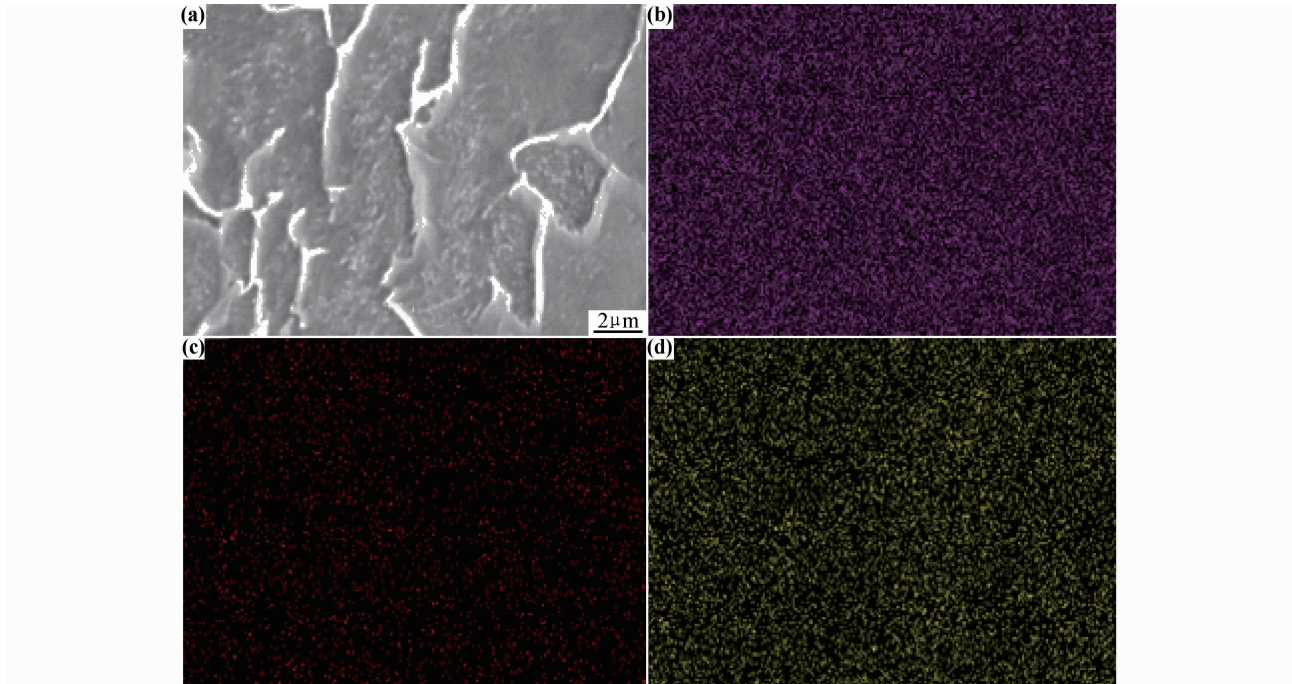


图 9 Ti-6Al-4V 断面 SEM 形貌及合金元素分布

(a)断面;(b)Ti;(c)Al;(d)V

Fig. 9 SEM micrograph and the elements distributions of alloy elements of Ti-6Al-4V

(a)fracture surface;(b)Ti;(c)Al;(d)V

粉末和 TiH₂-Al-V 粉末压坯烧结后的 SEM 组织形貌中观察到。

3 结论

(1)TiH₂ 粉末球磨后迅速细化,40μm 左右的 TiH₂ 粉末球磨 60min 后其粒度可以达到 20nm;TiH₂ 粉末球磨后脱氢温度降低,球磨时间越长(粉末越细),开始脱氢的温度越低。

(2)TiH₂ 粉末压坯在烧结过程很容易致密,并获得相对密度约 99% 坯体,相比之下 TiH₂-Al-V(Ti-6Al-4V)粉末压坯烧结过程中没有单纯 TiH₂ 粉末压

坯容易致密。

(3)烧结工艺参数对烧结致密过程有较大影响,其中烧结温度、升温速率对压坯烧结密度的影响较为显著。

(4)以 TiH₂ 粉末和 TiH₂-Al-V 粉末为原料,一定工艺条件下成型、烧结脱氢,可获得典型的 Ti-6Al-4V(α+β)组织,合金元素分布均匀。

参考文献

[1] IVASISHIN O M ,SHEVCHENKO S V,SEMIATIN S L. Effect of crystallographic texture on the isothermal beta grain-growth kinetics of Ti-6Al-4V[J]. Materials Science and Engineering,2002, 332(1-2):343-350.

- [2] IVASISHIN O M, MARKOVSKY P E, SEMIATIN S L, et al. Aging response of coarse-and fine-grained β titanium alloys [J]. Materials Science and Engineering, 2005, 405(25): 296—305.
- [3] BHOSLE V, BABURAJ E G, MIRANOVA M, et al. Dehydrogenation of TiH_2 [J]. Materials and Engineering: A, 2003, 356(1—2): 190—199.
- [4] ZHOU L, LIU H J. Effect of 0.5wt% hydrogen addition on microstructural evolution of Ti-6Al-4V alloy in the friction stir welding and post-weld dehydrogenation process[J]. Materials Characterization, 2011, 62(11): 1036—1041.
- [5] LUO L S, SU Y Q, GUO J J, et al. Formation of titanium hydride in Ti-6Al-4V alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2006, 425(30): 140—144.
- [6] BOLZONI L, RUIZ-NAVAS E M, NEUBAUER E, et al. Inductive hot-pressing of titanium and titanium alloy powders[J]. Materials Chemistry and Physics, 2012, 131(3): 672—679.
- [7] LIU H, HE P, FENG J C, et al. Kinetic study on nonisothermal dehydrogenation of TiH_2 powders[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2009, 34(7): 3018—3025.
- [8] SHAN D B, ZONG Y Y, LU T F, et al. Microstructural evolution and formation mechanism of FCC titanium hydride in Ti-6Al-4V-xH alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2007, 427(16): 229—234.
- [9] CARMAN A, ZHANG L C, IVASISHIN O M, et al. Role of alloying elements in microstructure evolution and alloying elements behaviour during sintering of a near-titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(3): 1686—1693.
- [10] 王桂生, 田荣璋. 钛的应用技术[M]. 长沙: 中南大学出版社,

2007.

- [11] GEMELLI E, DE JESUS J, CAMARGO N H A, et al. Microstructural study of a titanium-based biocomposite produced by the powder metallurgy process with TiH_2 and nanometric β -TCP powders[J]. Materials Science and Engineering: C, 2012, 32(4): 1011—1015.
- [12] QIU J W, LIU Y, LIU Y B, et al. Microstructures and mechanical properties of titanium alloy connecting rod made by powder forging process[J]. Materials and Design, 2012, 33: 213—219.
- [13] DABHADE V V, RAMA MOHAN R T, RAMAKRISHNAN P. Synthesis of nanosized titanium powder by high energy milling[J]. Applied Surface Science, 2001, 182(3—4): 390—393.
- [14] AZEVEDO C R F, RODRIGUES D, BENEDUCE NETO F. Ti-Al-V powder metallurgy (PM) *via* the hydrogenation-dehydrogenation (HDH) process [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2003, 353(1—2): 217—227.

收稿日期: 2012-06-16; 修订日期: 2013-08-07

作者简介: 张家敏(1966—), 女, 高级工程师, 在读博士, 现主要从事粉末冶金钛合金和铁氧体磁性材料研究工作, 联系地址: 昆明市一二一大街文昌路 68 号 昆明理工大学材料科学与工程学院(650093), E-mail: 605188442@qq.com

通讯作者: 易健宏(1965—), 男, 教授, 博士, 现主要从事特种粉末冶金材料及制备技术研究, 联系地址: 昆明市一二一大街文昌路 68 号 昆明理工大学材料科学与工程学院(650093), E-mail: yijianhong@kmust.edu.cn

(上接第 63 页)

- [14] MIN D, SHEN J, LAI S Q, et al. Effects of heat input on the low power Nd: YAG pulse laser conduction weldability of magnesium alloy AZ61[J]. Optics and Lasers in Engineering, 2011, 49(1): 89—96.
- [15] DULY D, SIMON, J P, BRECHET Y. On the competition between continuous and discontinuous precipitations in binary Mg-Al alloys[J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1995, 43(1): 101—106.
- [16] HAN B Q, DUNAND D C. Microstructure and mechanical properties of magnesium containing high volume fractions of yttria dispersoids [J]. Materials Science and Engineering: A, 2000, 277(1—2): 297—304.
- [17] HEILMAIER M, SAAGE H, MIRPURI K J, et al. Superposition of grain size and dispersion strengthening in ODS Li_2 (Al, Cr) $_3$ Ti [J]. Materials Science and Engineering: A, 2002, (329—331): 106—111.
- [18] ZHANG Z, CHEN D L. Consideration of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites: A

model for predicting their yield strength[J]. Scripta Materialia, 2006, 54(7): 1321—1326.

- [19] PEKGÜLERYÜZ M Ö, AVEDESAN M M. Magnesium alloying, some potentials for alloy development[J]. Inst Magnesium Technology, Metals, Journal, 1992, 42(12): 679—686.
- [20] GARBOGGINI A, MCSHANE H B. Effect of Zn and Si additions on structure and properties of rapidly solidified Mg-Al alloys[J]. Materials Science & Technology, 1994, 10(9): 763—770.

基金项目: 国家自然科学基金青年基金(51105393); 中央高校基本科研业务费项目(CDJXS11132226); 重庆市科技攻关项目(CSTC2010AA4045); 重庆大学大型仪器设备资助项目(2011121563)

收稿日期: 2012-05-21; 修订日期: 2013-07-05

作者简介: 游国强(1978—), 男, 博士, 副教授, 从事轻金属成型技术的研究, 联系地址: 重庆市沙坪坝区沙正街 174 号 重庆大学材料科学与工程学院材料成型系(400045), E-mail: ygq@cqu.edu.cn