

文章编号: 1004 - 0609(2004) 06 - 0889 - 07

元素粉末冷轧成形及反应合成制备 TiAl 合金过滤材料^①

彭超群, 江 焱, 贺跃辉, 汤义武, 黄伯云
(中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083)

摘 要: 以 Ti、Al 元素粉末为原料, 通过冷轧成形和两阶段反应合成法, 制备出孔隙度为 38.3% ~ 48.2% 的 Ti-46.5% Al (摩尔分数) 金属间化合物过滤材料。具有最大孔隙度为 48.2% 的 TiAl 合金过滤材料的制备工艺为: 冷轧压力 $35.3 \times 10^4 \sim 43.1 \times 10^4$ N (轧辊直径 200 mm), 烧结过程升温速率 0.33 K/s, 分别在 873 和 1 473 K 温度下保温 50 和 60 min。研究表明: 真空烧结后, TiAl 合金由 TiAl 和 Ti_3Al 两相组成, Ti_3Al 相含量随烧结温度升高而增加; 所制备的 TiAl 合金过滤材料的最可几孔径可达 2.56 μm , 对应的最大孔径为 11.8 μm , 透气度为 $3.219 \times 10^{-5} \text{ m} \cdot \text{Pa}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$; 原轧坯中的孔隙及 Al 元素偏扩散造孔是形成过滤材料孔隙的主要原因。

关键词: TiAl 合金; 元素粉末; 轧制; 真空烧结; 过滤材料; 偏扩散

中图分类号: TF 125.6

文献标识码: A

Fabrication of TiAl filter material through elemental powder cold roll forming and reactive synthesis

PENG Chao-qun, JIANG Yao, HE Yue-hui, TANG Yi-wu, HUANG Bai-yun
(State Key Laboratory of Powder Metallurgy,
Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: Ti-46.5% Al (mole fraction) intermetallic compound filter materials with overall porosity of 38.3% ~ 48.2% were fabricated through elemental powder cold roll forming and reactive synthesis. The TiAl alloy filter material with maximum porosity was fabricated under cold pressure of $35.3 \times 10^4 \sim 43.1 \times 10^4$ N (with the roller diameter of 200 mm), heating rate of 0.33 K/s, and thermal retardation time of 50 and 60 min at 873 and 1 473 K, respectively. The results show that the microstructure of TiAl filter material consists of TiAl and Ti_3Al phases, and that the content of Ti_3Al phase increases with the sintering temperature. The most probable aperture of the TiAl alloy filter material is 2.56 μm , and its maximum aperture and air permeability are 11.8 μm and $3.219 \times 10^{-5} \text{ m} \cdot \text{Pa}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$, respectively. The prime reasons are considered to be the existence of the porosity in sheet bars and Al self-diffusion in the process of reactive synthesis.

Key words: TiAl alloy; elemental powder; rolling; vacuum sintering; filter material; partial diffusion

目前无机膜主要有两大类: 陶瓷膜和普通金属膜^[1, 2]。其中, 陶瓷膜具有较好的机械稳定性, 优良的抗高温氧化性能以及高的组织稳定性等优点。但是, 陶瓷膜本身存在难以克服的缺陷, 严重阻碍了其进一步发展, 如陶瓷膜不易组件化, 难以与金属焊接, 抗酸腐蚀性能差, 强度较差不利于膜的反冲再生等^[3-8]。而普通金属膜的最大缺陷在于, 抗

腐蚀性能差以及高温抗氧化性能不足。

TiAl 金属间化合物作为潜在的轻质高温结构材料, 很好地集中了陶瓷和普通金属的优点, 表现出优异的物理性能、力学性能, 以及优良的抗高温氧化性能和抗各种强/弱酸碱盐雾腐蚀性能^[9-15]。用 TiAl 金属间化合物作为无机膜材料, 能较好地解决普通金属膜的高温抗氧化及抗酸碱腐蚀性能差以及

① 基金项目: 国家重点基础研究发展规划资助项目(2003CB615707)
作者简介: 彭超群(1966-), 男, 副研究员, 博士。
通讯作者: 彭超群, 博士; 电话: 0731 - 8877197; E-mail: fysxb@mail.csu.edu.cn

收稿日期: 2003 - 12 - 20; 修订日期: 2004 - 03 - 08

陶瓷膜的难以焊接组件化和强度较差等技术难点,提高无机膜的使用性能和扩展无机膜的服役环境。本文作者初步研究了采用Ti、Al元素粉末通过冷轧成形和反应合成制备TiAl合金过滤材料的工艺特点,探讨了TiAl合金过滤膜的显微组织特征、渗透性能、孔径及其分布和孔隙形成机理。

1 实验

将Ti、Al元素粉末按Ti-46.5%Al(摩尔分数)的分配比在V型混料机中混合均匀,V型混料机的转速为50 r/min。将混合好的原料粉末用粉末轧机进行轧制。轧辊直径为200 mm。在混合粉末中,按原料量的不同加入适量的酒精混匀。控制一定的轧制参数,轧出厚度为1.3~1.6 mm、平面尺寸为500 mm×230 mm的4种板坯(1[#]~4[#])。分别用分析天平和游标卡尺测定了板坯的质量和尺寸,精度分别为0.001 g和0.02 mm。采用生坯密度测定法($\rho = \frac{m}{V}$)分别测定了4种板坯的密度。

取小样板坯(70 mm×60 mm×(1.3~1.6) mm)进行真空烧结。烧结温度分别为1200和1300℃。通过重物加压法进行轻量加压,压强分别为0.6和9 kPa。真空度控制在 $1 \times 10^{-3} \sim 1 \times 10^{-4}$ Pa之间。同时,为了防止液相Al的出现而使反应过于剧烈,从而造成板坯变形或开裂,反应在略低于Al的熔点下(500~600℃)保温30~60 min。

烧结后,采用BTP-3 III多孔材料性能检测仪测试了TiAl过滤材料的最大孔径、透气度以及孔径分布。采用阿基米德法测定了TiAl过滤材料的密度和孔隙率。同时,用扫描电镜观察合金的显微组织和孔径及其分布。用X射线衍射(XRD)分析了TiAl过滤材料相组成,采用基体冲洗法计算了

其相含量。

2 结果与分析

2.1 冷轧成形坯的宏观形貌

Ti、Al元素粉末轧制板坯的宏观形貌如图1所示。

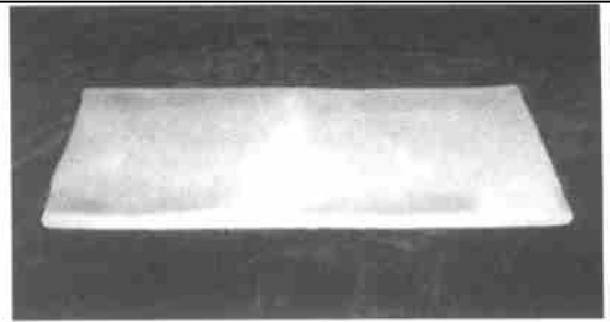


图1 Ti、Al元素粉末轧制板坯的宏观形貌

Fig. 1 Photo of Ti, Al elemental powder rolling blanks

从图1可以看出,通过Ti、Al元素粉末冷轧变形,可以制备出大尺寸的轧坯(500 mm×230 mm×(1.3~1.6) mm),轧坯均匀完整,有一定的强度,无任何宏观缺陷,具有显著的金属光泽。同时,观察板坯的显微组织可发现,沿轧制方向,Ti、Al元素粉末颗粒均有不同程度的拉长,变形程度较大的Al元素粉末颗粒倾向于沿轧制方向包裹Ti元素粉末颗粒,形成颗粒本身及内应力缠结。结合轧坯的真空烧结行为可发现,这种粉末颗粒的拉伸缠结组织有利于保持轧坯的形状,在反应合成过程中可较为有效地防止轧坯的变形或开裂。

2.2 冷轧成形坯的密度分析

不同轧制板坯的密度与其对应的粉末种类及轧制条件如表1所示。

表1 板坯密度和对应的粉末种类及轧制条件

Table 1 Density and rolling parameters of blanks

Mixed powder	Grain size of Ti elemental powder/mm	Grain size of Al elemental powder/mm	Rolling force/kN	Mill rotational rate/(r·min ⁻¹)	Density/(g·cm ⁻³)	Relative density/%
Sample 1 [#]	0.104~0.147	< 0.074	360~440	0.5	3.09	83.5
Sample 2 [#]	< 0.061	< 0.074	300~360	1.0	3.18	85.9
Sample 3 [#]	0.038~0.061	< 0.074	400~420	1.0	3.08	83.2
Sample 4 [#]	< 0.038	< 0.074	380~400	1.0	3.02	81.6

Ti、Al 元素粉末冷轧板坯的密度为 3.02~ 3.18 $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$, 相对密度为 81.6%~ 85.9%, 主要取决于粉末种类, 更确切地说, 取决于粉末的松装密度。由轧制前后的质量不变原理可得到板坯密度 ρ_p 与粉末的松装密度 ρ 之间的关系^[16]:

$$\rho_p = \frac{H_a \cdot \rho}{\eta \cdot \delta} \quad (3)$$

式中 H_a 为咬入宽度; δ 为板坯厚度; η 为延伸系数。

由式(3)可知, 轧制板坯的密度与粉末的松装密度成正比。实际上, 2[#] 粉末相当于 3[#] 较粗粉和 4[#] 细粉的合批粉, 这样得到的粉末其松装密度较大。在咬入宽度相同的情况下, 松装密度大的粉末在轧制时咬入的粉量按正比增大, 这样使得板坯的密度同时增大。

2.3 烧结坯的相分析

在 Ti、Al 元素粉末轧板真空烧结过程中, 为了防止液相 Al 的出现而使反应过于剧烈, 先在略低于 Al 的熔点下(600 $^{\circ}\text{C}$) 保温 50 min, 然后分别升至 1 200 $^{\circ}\text{C}$ 和 1 300 $^{\circ}\text{C}$ 保温 60 min, 真空度为 $(3.9\sim 5.3) \times 10^{-3}$ Pa。烧结完成后, 对烧结坯进行了 X 射线衍射分析, 结果如图 2 所示。

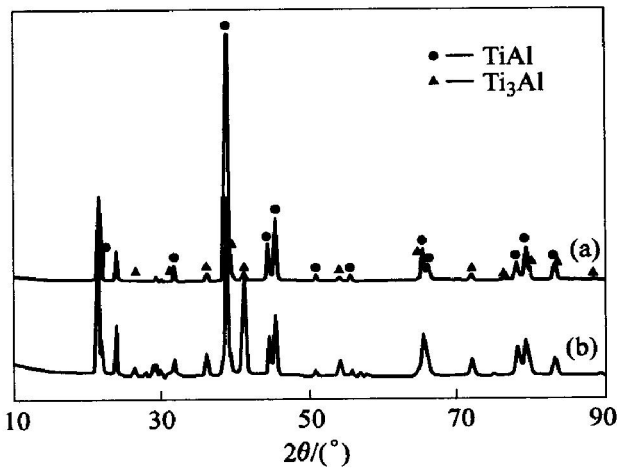


图 2 Ti、Al 元素粉末轧板烧结后的 XRD 图

Fig. 2 XRD patterns of TiAl alloys after sintered at different temperatures (a) —1 200 $^{\circ}\text{C}$; (b) —1 300 $^{\circ}\text{C}$

从图 2 可以看出, 板坯分别经过 1 200 $^{\circ}\text{C}$ 及 1 300 $^{\circ}\text{C}$ 烧结后, 其相组成均为 TiAl 相和 Ti_3Al 相。采用基体冲洗法测定了 TiAl 合金中 TiAl 相和 Ti_3Al 相的相对含量, 结果如表 2 所示。

从表 2 可看出, 合金中 Ti_3Al 相的含量随烧结温度的升高有较大幅度的增加。1 300 $^{\circ}\text{C}$ 与 1 200 $^{\circ}\text{C}$

相比, Ti_3Al 相约增加了 30.6% (质量分数)。

表 2 TiAl 合金中 TiAl、 Ti_3Al 两相的相对含量

Table 2 Relative contents of TiAl phase and Ti_3Al phase in TiAl alloy

Nominal composition	Sintering temperature/ $^{\circ}\text{C}$	w(TiAl) / %	w(Ti_3Al) / %
Ti-46.5% Al	1 200	75.9	24.1
Ti-46.5% Al	1 300	45.3	54.7

2.4 TiAl 合金过滤材料的孔隙分析

用扫描电镜观测了 2[#] TiAl 合金过滤材料的孔径分布, 结果如图 3 所示。由图 3 可看出, 2[#] TiAl 合金过滤材料的孔径分布较为均匀, 最大孔径在 10~ 20 μm 之间, 最可几孔径在 1~ 10 μm 之间, 此外还有一定量小于 1 μm 的微孔。对孔隙区域进行成分线扫描分析, 结果如图 4 所示。

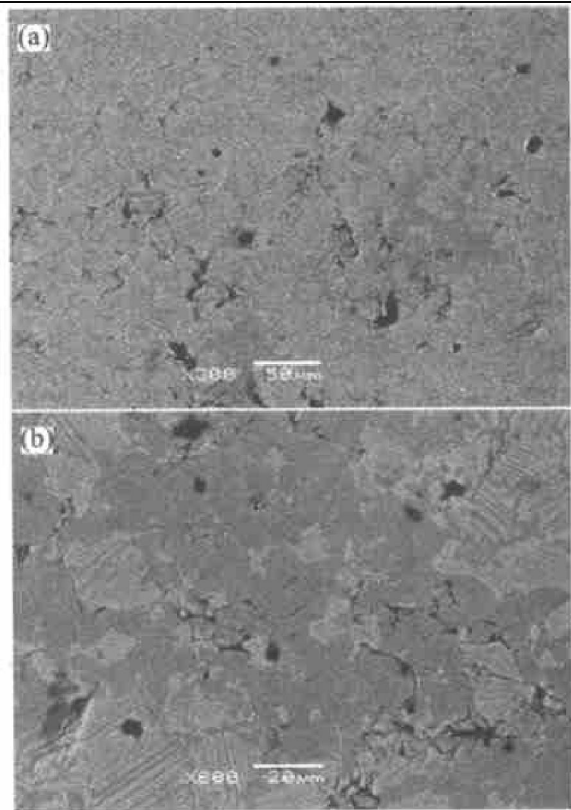


图 3 2[#] TiAl 合金过滤材料孔径分布的 SEM 像

Fig. 3 SEM image of aperture distribution of 2[#] TiAl alloy filter material

由图 4 可以看出, 在孔隙区域, 存在一定强度的元素 Al 峰, 而元素 Ti 峰近于消失。这说明, 孔隙区域在反应合成前对应为 Al 元素粉末颗粒, 或者对应为主要由 Al 颗粒所包裹的原板坯孔隙。在 Ti、Al 元素反应合成过程中, 由于 Al 元素的扩散速率大于 Ti 元素的扩散速率, 从而造成合金中的

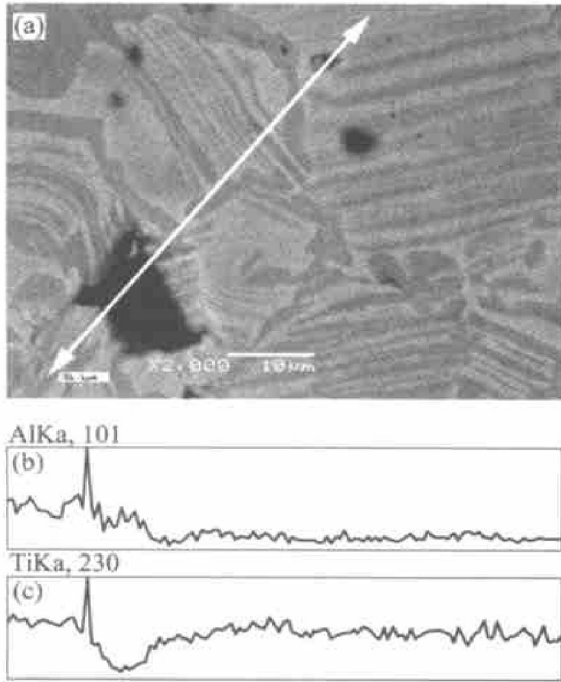


图4 2# TiAl合金过滤材料孔隙区域及元素线扫描

Fig. 4 SEM image of pore area and elemental line scanning of 2# TiAl alloy filter material (a) —SEM image; (b) —Al; (c) —Ti

偏扩散效应(即 Kirkondall 效应)^[17], 在 Al 元素的位置上留下一定量的 Frenkel 孔隙, 或在原有孔隙的基础上形成新的较大孔隙。同时由于样品在经过 1 200 °C, 1 h 真空烧结后存在一定程度的成分不均匀现象, 并且孔隙本身有一定的曲折现象, 造成如图 4 所示的元素 Ti、Al 峰的强度差异。

由此可知, 这类由于偏扩散造孔机制所产生的新生或被改径的孔隙, 其周围区域存在一定程度的富铝区。在对 TiAl 基合金的高温抗氧化性能的研究中发现, 合金表面存在一定程度的富铝区对合金的抗氧化性能非常有利。这一点对多孔材料而言,

需要进行进一步的实验研究。

2.5 TiAl 合金过滤材料的密度分析

烧结后 TiAl 合金过滤材料的相对密度及其与轧制板坯的相对密度的对比如表 3 所示。

由表 3 可以看出, 相对密度为 80% 以上的轧制板坯分别经过 1 200 和 1 300 °C 真空无压(低压)烧结后, 其相对密度大幅度降低, 仅为 51% ~ 62%, 降低的幅度高达 21% ~ 32%。即在真空无压烧结之后, 板材中将增加约 30% 的孔隙度。具有最大孔隙度 48.2% 的 1# TiAl 合金过滤材料的制备工艺为: 冷轧压力 $35.3 \times 10^4 \sim 43.1 \times 10^4$ N(轧辊直径为 200 mm), 烧结过程的升温速率 0.33 K/s, 分别在 873 和 1 473 K 温度下保温 50 和 60 min。烧结坯的孔隙度及开孔隙度随烧结压强的变化关系如图 5 所示。

由图 5 可以看出, 不同烧结坯的总孔隙度或开孔隙度基本上随压强的增大而降低, 且表现出较强的规律性, 其变化范围在 0~ 6.4% 之间。整体上 10 kPa 以内的压强对轧板烧结后的孔隙度有一定的影响, 影响程度对不同的粉末和不同的烧结温度而言, 有明显的不均匀性。粉末粒度越粗, 烧结温度越高, 烧结坯孔隙度随这种低压强的变化程度越大。烧结温度为 1 200 °C 时(图 5(a)、(b)), 4# 细粉烧结后孔隙度随压强的变化范围(0~ 0.5%) 远小于 1# 粗粉的变化范围(0.7% ~ 6.0%); 当烧结温度增至 1 300 °C(见图 5(c)、(d)), 4# 细粉的变化范围增大(0.5% ~ 2.8%), 但仍远小于 1# 粗粉的(4% ~ 6.4%)。而粒度适中的 2# 及 3# 粉末, 压强对其烧结后孔隙度的影响程度介于 1# 粉和 4# 粉之间。

2.6 TiAl 合金多孔材料过滤性能测试结果及分析
实验所用设备为 BTP-3 III 多孔材料性能检测

表 3 烧结坯和轧制板坯的相对密度

Table 3 Relative density of TiAl sheets before and after sintering

Sample No.	Relative density of blanks/ %	Sintered at 1 200 °C			Sintered at 1 300 °C		
		Pressure/ Pa			Pressure/ Pa		
		0	6	9	0	6	9
1	83.5	51.8	52.5	54.4	52.0	56.2	57.7
2	85.9	55.5	55.3	57.8	56.7	57.5	57.6
3	83.2	54.1	55.4	57.6	55.0	57.4	58.8
4	81.6	60.2	60.3	60.7	60.5	61.0	61.7

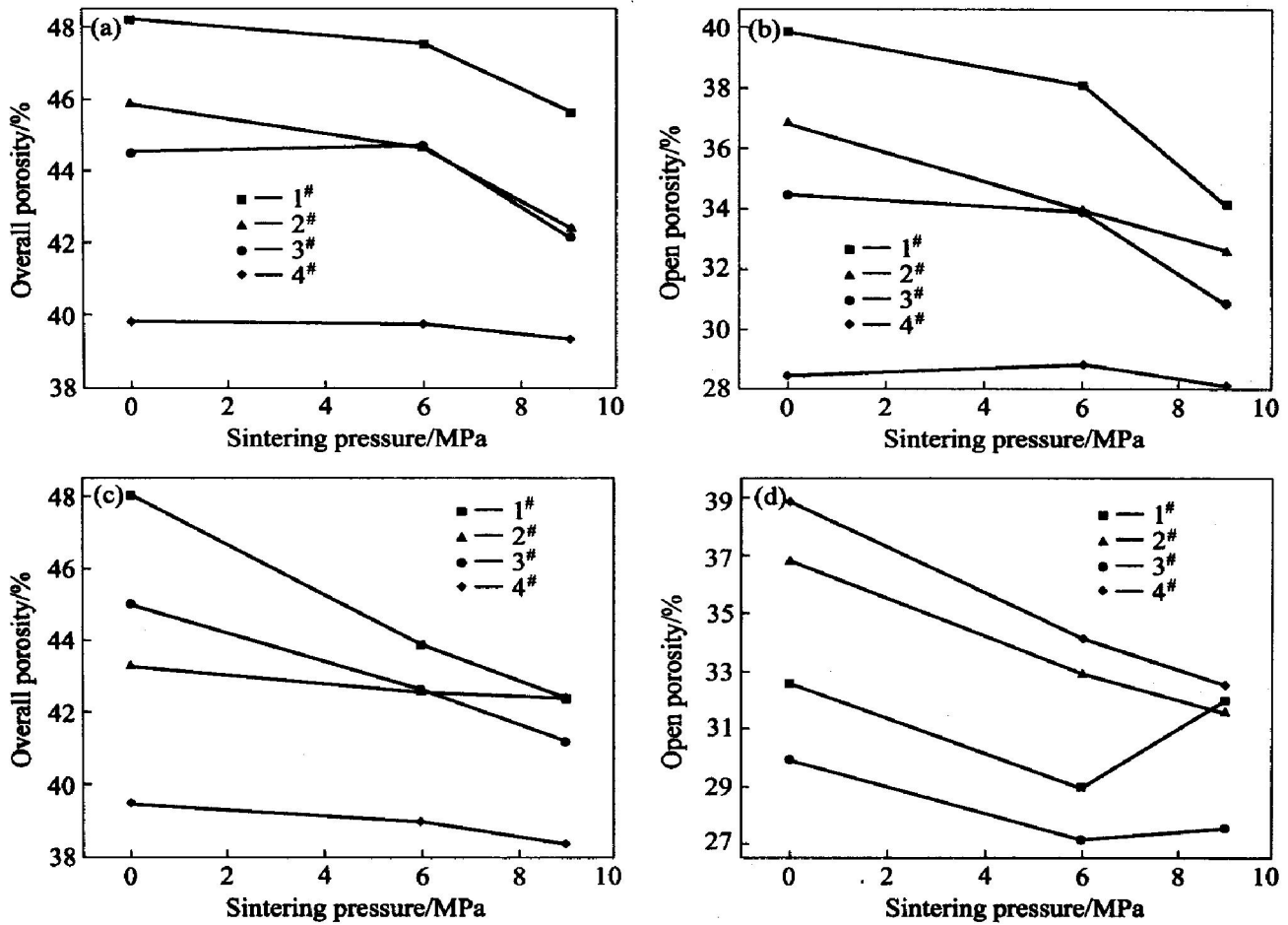


图 5 烧结坯的总孔隙度及开孔隙度随烧结压强的变化曲线

Fig. 5 Curves of overall porosity and open porosity of sintered sheets under different pressures

(a) -1 200 °C, overall porosity; (b) -1 200 °C, open porosity; (c) -1 300 °C, overall porosity; (d) -1 300 °C, open porosity

仪, 采用气体泡压法测试了 2# TiAl 过滤材料的最大孔径、透气度以及孔径分布。计算过程所用公式为

$$\Delta p = \frac{4\sigma \cos \theta}{d}$$

式中 d 为最小出泡压强 Δp 对应的最大孔径; θ 为接触角; σ 为润湿液体的表面张力。

透气度 K 的表达式为

$$K = \frac{\bar{Q}}{\Delta p \cdot s}$$

式中 Δp 为压差, \bar{Q} 为 Δp 所对应的透过气体的平均流量, s 为被气体透过的膜的面积。

实验采用气体泡压法所使用的润湿液体为 95% 的乙醇水溶液, 与金属的接触角 (θ) 为零。假设湿膜的气体流量与被打开膜孔的面积成正比, 湿膜与干膜流量比 (R) 反映被打开膜孔面积的百分数:

$$R(d) = \frac{F_w(d)}{F_D(d)} \times 100\%$$

将 $R(d)$ 对孔径 d 差分, 得到孔径分布函数:

$$f(d) = \frac{\Delta R(d)}{\Delta d}$$

实验测得 2# TiAl 过滤材料的透气度 K 为 $3.219 \times 10^{-5} \text{ m} \cdot \text{Pa}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$, 湿干比 R 与孔径 d 的关系曲线(即孔径积分曲线)如图 6 所示。

对此积分曲线进行差分处理, 得到如图 7 所示的 TiAl 过滤材料孔径分布曲线。

由图 7 可知, 2# TiAl 过滤材料的最大孔径为 $11.8 \mu\text{m}$, 最可几孔径为 $2.56 \mu\text{m}$, 在小于 $2 \mu\text{m}$ 的孔径区域存在 3 个强度逐渐减小的弱峰, 其峰值分别为 1.69 、 1.48 和 $1.18 \mu\text{m}$ 。由此可知, 在一定制备工艺下, TiAl 过滤材料的孔径分布状况存在这样一个显著特点, 即粗孔分布的单一性和细孔分布的多峰性, 其粗孔和细孔之间存在一个明显的分界值, 对 2# TiAl 过滤材料而言, 此分界值为 $2 \mu\text{m}$ 。

这种孔径分布的阶段性与 TiAl 合金的造孔机制是密切相关的。在对 Ti/Al 轧坯和 TiAl 合金烧

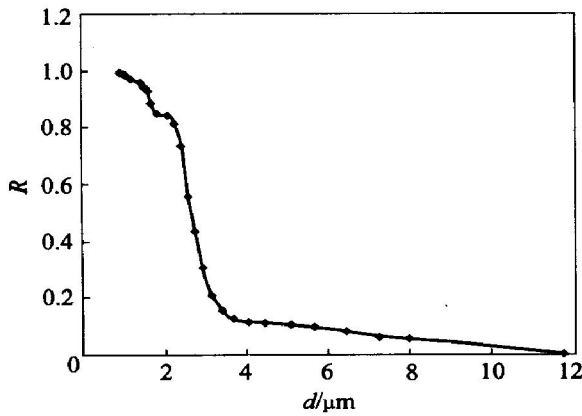


图 6 2# TiAl 过滤材料孔径积分曲线

Fig. 6 Aperture integral curve of 2# TiAl alloy filter material

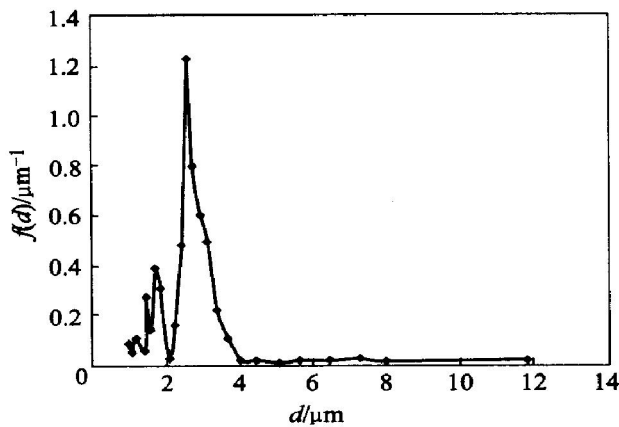


图 7 2# TiAl 过滤材料孔径分布曲线

Fig. 7 Aperture distribution curve of 2# TiAl alloy filter material

结坯的密度分析中不难看出, TiAl 合金多孔材料约 40% 的孔隙率中, 有近 20% 的孔隙率为冷轧成形工艺所引起; 在烧结过程中, 其新增的约 20% 的孔隙率在反应合成过程中 Ti/Al 元素的扩散行为中产生。图 7 所示的分布曲线较明显地反映了这两个阶段不同的造孔机制。在 Ti/Al 元素剧烈的反应合成过程中, Al 元素的偏扩散行为并未表现出严格的单一方向性和扩散程度的均衡性, 由此所产生的孔隙分布即表现出一定的多峰性。进一步控制 Ti/Al 元素粉末的初始粒度和冷轧工艺可改变材料孔径分布的分界值, 细孔分布的多峰性的应用及其改善有待进一步研究。

3 结论

1) 采用 Ti、Al 元素粉末为原料, 通过冷轧成形和两阶段反应合成法, 制备出孔隙度为 38.3% ~

48.2% 的 Ti-46.5% 金属间化合物过滤材料。

2) 具有最大孔隙度 48.2% 的 TiAl 合金过滤材料的制备工艺为: 冷轧压力 $35.3 \times 10^4 \sim 43.1 \times 10^4$ N (轧辊直径为 200 mm), 烧结过程的升温速率 0.33 K/s, 分别在 873 K 和 1473 K 温度下保温 50 min 和 60 min。

3) 所制备的 TiAl 合金过滤材料的最可几孔径可达 2.56 μm, 对应的最大孔径为 11.8 μm, 透气度为 $3.219 \times 10^{-5} \text{ m} \cdot \text{Pa}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$ 。

4) 真空无压烧结后, TiAl 合金由 TiAl 和 Ti₃Al 两相组成, Ti₃Al 相含量随烧结温度升高而增加。烧结坯孔隙度大幅度增加, 增加量为 21% ~ 32%。原板坯中的孔隙及偏扩散是造成烧结坯孔隙的主要原因。

5) 在一定制备工艺下, TiAl 合金过滤材料的孔径分布状况存在一个显著特点, 即粗孔分布的单一性和细孔分布的多峰性。粗孔和细孔之间存在一个明显的分界值, 对 2# TiAl 合金过滤材料而言, 此分界值为 2 μm。

REFERENCES

[1] Julbe A, Farrusseng D, Guizard C. Porous ceramic membranes for catalytic reaction—Overview and new ideas[J]. J Membr Sci, 2001, 181: 3-20.

[2] 李发永, 李阳初, 孔 璞, 等. 无机膜及无机膜反应器研究进展[J]. 膜科学与技术, 2002, 22(6): 48-53. LI Far-yong, LI Yang-chu, KONG Ying, et al. Status and development of inorganic membranes and inorganic membrane reactors[J]. Membrane Science and Technology, 2002, 22(6): 48-53.

[3] Terry P A, Aderson M, Tejedor I. Catalytic dehydrogenation of cyclohexane using coated silica oxide ceramic membrane [J]. J Porous Materials, 1999, 6(4): 267-274.

[4] 廖传华, 徐南平, 时 钧. 气体分离无机膜的应用及研究进展[J]. 中国陶瓷, 2003, 39(2): 15-17. LIAO Chuan-hua, XU Nan-ping, SHI Jun. Researching progress and application of inorganic membrane in gas separation[J]. China Ceramics, 2003, 39(2): 15-17.

[5] Uhlhorn R J, Veld M H, Keizer K, et al. High permselectivities of microporous silicamodined γ-alumina membranes [J]. J Mater Sci Lett, 1989, 8: 1135-1138.

[6] Tsai C Y, Tam S Y, Lu Y F, et al. Dual-layer asymmetric microporous silica membranes[J]. J Membr Sci, 2000, 169: 255-268.

[7] Fotou G P, Lin Y S, Pratsinis S E. Hydrothermal stability of pure and modified microporous silica membranes[J]. J Mater

- Sci, 1995, 30: 803 - 2808.
- [8] Dong J, Lin Y S, Hu M Z, et al. Template removal associated microstructural development of ceramic supported MFI zeolite membranes[J]. *Microp Mesop Mater*, 2000, 34: 241 - 253.
- [9] HE Yue-hui, HUANG Ba-yun, LIU Yong, et al. Investigation of multi-step thermo-mechanical treatment of cast-forged TiAl based alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 1997(4): 369 - 374.
- [10] HUANG Ba-yun, HE Yue-hui. Grain refinement of TiAl alloy by rapid deformation[J]. *Materials Science & Engineering*, 1997, A240: 709 - 712.
- [11] He Y H, Liaw P K, Huang B Y, et al. Superplastic behavior of TiAl based alloy with rapidly hot-deformed microstructure at low temperature[A]. *Proceedings of TMS Fall Meeting*[C]. 1999: 169 - 178.
- [12] Huang B Y, He Y H, Wang J N. Improvement in mechanical and oxidation properties of TiAl alloy with Sb addition [J]. *Intermetallics*, 1999, 7(8): 881 - 888.
- [13] Fores F H, Suryanarayana C, Eliezer D. Review synthesis properties and applications of titanium aluminides[J]. *J Mater Sci*, 1992, 27: 5113 - 5140.
- [14] Bartolotta P, Barret J, Kelly T, et al. The use of cast Ti-48Al-2Cr-2Nb in jet engines[J]. *JOM*, 1997, 49(5): 48 - 50.
- [15] Shibue K, Furuyama T. Microstructure and fracture characteristics in reactive sintering TiAl intermetallic compound [J]. *Sumitomo Light Metal Technical Reports*, 1997, 38(2): 127 - 135.
- [16] 黄培云. 粉末冶金原理[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1997. 232 - 246.
HUANG Pei-yun. *The Principle on Powder Metallurgy*[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1997. 232 - 246.
- [17] 刘咏, 黄伯云, 贺跃辉, 等. 热压反应合成 TiAl 合金的密度及孔隙分布[J]. *中南工业大学学报*, 1998, 29(5): 446 - 449.
LIU Yong, HUANG Ba-yun, HE Yue-hui, et al. Densification and porosity distribution of TiAl based alloy prepared by reactive hot pressing[J]. *J Cent South Univ Technol*, 1998, 29(5): 446 - 449.

(编辑 龙怀中)