

文章编号: 1004 - 0609(2004)09 - 1501 - 07

元素粉末冷轧成形及反应合成制备 Ti-Al 合金板材^①

江 焱, 贺跃辉, 汤义武, 李 智, 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, 在粉末轧机上无包套冷轧成尺寸为 500 mm × 230 mm × 1.5 mm 的板坯, 其相对密度达 85.9%。研究了不同工艺参数对 Ti、Al 元素粉末轧制板材的影响。取小样在不同温度下进行真空无压烧结, 研究了板坯的真空烧结行为。结果表明: Ti、Al 元素粉末冷轧过程要求适中的粉末流动性、低的轧制速度以及一定大小且较稳定的轧制压力。真空烧结后, Ti-Al 合金由 Ti-Al 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。低压 (< 10 kPa) 真空烧结过程中, 外压仅有效作用于短暂的液相阶段, 粉末粒度越粗, 烧结温度越高, 烧结坯孔隙度受这种低压强的影响程度越大。

关键词: Ti-Al 合金; 元素粉末; 轧制; 真空烧结; 板材

中图分类号: TG 337.1; TF 124

文献标识码: A

Fabrication of Ti-Al alloy sheets by element powder cold roll forming and reactive synthesis

JIANG Yao, HE Yuehui, TANG Yiwu, LI Zhi, HUANG Baiyun
(State Key Laboratory of Powder Metallurgy,
Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: Ti-Al alloy sheets were fabricated successfully by element powder cold roll forming and reactive synthesis. The size and relative density of sheet bars were 500 mm × 230 mm × 1.5 mm, 85.9% respectively. The effects of process parameters on the fabrication of sheet bars and the vacuum sintering behavior of sheets at different temperatures were investigated. The results show that the moderate flowability of element powders, low rolling velocity and stable rolling pressure are needed for the process of Ti, Al element powder cold rolling. After the sintering, microstructure of Ti-Al alloy sheet consists of Ti-Al and Ti₃Al phases, and the content of Ti₃Al phase increases with the sintering temperature. The increment of Ti-Al sheets porosity is 21%~32%, and 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. During the low pressure (< 10 kPa) vacuum sintering process, the external pressure works effectively in the transient liquid phase stage. The effect of the low external pressure on porosity of sintered sheets increases with the increment of the size of the element powder particles and the sintering temperature.

Key words: Ti-Al alloy; element powder; cold roll; vacuum sinter; sheet

Ti-Al 基合金具有密度低 (3.9 g/cm³)、弹性模量高 (160180 GPa)、比强度高以及优异的高温力学性能, 是一种应用前景非常广阔的高温结构材

料^[1, 2]。经过国内外研究者多年细致、深入的研究, Ti-Al 基合金已迈向了实用化研究阶段^[3~6]。Ti-Al 基合金板材是其实用化研究的一个非常重要的方向。

① 基金项目: 国家高技术研究发展计划资助项目 (2002AA305209); 高校博士点基金资助项目 (20020533019)
收稿日期: 2004-02-19; 修订日期: 2004-04-15
作者简介: 江 焱 (1980-), 男, 硕士研究生。
通讯作者: 江 焱, 电话: 0731-8836144; E-mail: nubin@sina.com

Ti-Al 基合金板材除了直接可用作结构材料外，还可通过超塑性成形，制作近净成形航空、航天发动机的零、部件以及超高速飞行器的翼、壳体等^[7]。但由于 Ti-Al 基合金的本征脆性和室温加工成形性差，使得 Ti-Al 基合金板材的制备难度较大。目前用于制备 Ti-Al 基合金板材的方法主要有^[8-11]：特殊轧制技术^[9]、粉末冶金活化加工技术^[10]以及铸轧技术^[11]等。这些方法大多采用热轧或温轧工艺，且存在着工艺难度大、对设备要求高以及成本高等不足。

采用 Ti, Al 元素粉末直接冷轧成板材，随后通过加压烧结等使其反应合成 Ti-Al 合金，这样可有效的避开本征脆性的 Ti-Al 基合金的难加工问题，并充分利用了 Ti, Al 元素粉末的优良的塑性变形性能，易于控制合金成分。同时作为近净成形的冷轧技术，降低了对设备的要求，且基本上不需要后续机加工，大大降低了合金成本，是一种非常有生产潜力的工艺路线^[10, 12]。

1 实验

将 Ti, Al 元素粉末按 Ti-46.5Al(摩尔分数, %) 的成分配比在 V 型混料机中混合均匀，按 Ti 粉的粒度不同共配成 4 种具有不同流动性能的混合粉末，结果见表 1。V 型混料机的转速为 50 r/min。采用标准漏斗测定了混合元素粉末的流动性。

将混合好的原料粉末用粉末轧机进行轧制。粉末轧机如图 1 所示。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。调节一定的轧制参数，分别轧出厚度为 1.31.6 mm、平面尺寸为 500 mm × 230 mm 的 4 种板材。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 mg 和 0.02 mm，采用生坯密度测定法分别测定了 4 种板坯的密度。

取小样板坯(70 mm × 60 mm × 1.31.6 mm)

表 1 不同粒度配比的 Ti、Al 元素混合粉末

Table 1 Ti, Al element powders with different particle sizes

Sample No.	Grain size of Ti element powder/mm	Grain size of Al element powder/mm	Mixing time/h	Flowability/s
1	0.1040.147	< 0.074	15	8.6
2	< 0.061	< 0.074	15	11.3
3	0.0380.061	< 0.074	8	12.5
4	< 0.038	< 0.074	8	17.2

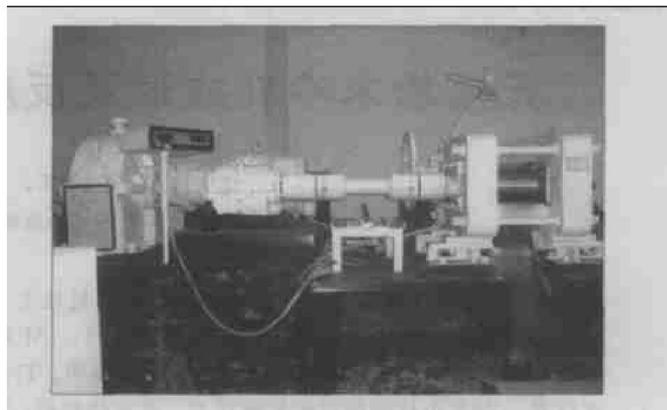


图 1 粉末轧机照片

Fig. 1 Photo of powder rolling equipment

进行真空烧结。板坯与 Mo 片相间叠加，两者表面均匀涂覆一层 Y₂O₃ 粉末以利于分离，烧结温度分别为 1 200 和 1 300 °C。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 × 10⁻³ ~ 1 × 10⁻⁴ Pa。同时，为防止液相 Al 的出现而使反应过于剧烈，从而造成板坯变形或开裂，先在略低于 Al 的熔点下(600 °C)保温 3060 min。烧结后除去板材表面的 Y₂O₃，采用阿基米德法测定了板材的密度。同时，用 X 射线衍射(XRD)分析了烧结坯的相组成，采用基体冲洗法计算了烧结坯中各相的含量。

2 结果与分析

2.1 Ti、Al 元素粉末冷轧行为分析

元素粉末轧制前，首先用一定粒度的废粉料进行擦辊，然后通过控制酒精的相对加入量来调节元素粉末的流动性，稳定轧制参数后开始元素粉末冷轧。在轧制过程中，影响板材质量的因素主要有：粉末性能、轧机转速、轧制压力以及粉末与轧辊表面的摩擦系数等。它们对轧制过程的影响集中体现在上述 4 种混合元素粉末的轧制过程中，结果见表 2。

表 2 轧制过程及其影响因素

Table 2 Process and characteristics of powder rolling

Rolling order number	Sample No.	Alcohol addition/ (mL·kg ⁻¹)	Mill rotational rate/ (r·min ⁻¹)	Rolling pressure/kN
1	1	0	1.0	190300
2	1	0	4.0	170240
3	1	4	0.5	360440
4	2	4	2.0	180200
5	2	3	1.0	300360
6	3	3	1.0	400420
7	4	2	1.0	380400

在上述轧制过程中, 第 1、2 次轧制过程中粉末随轧板向下流动严重, 轧板呈河流花样状, 断续轧出, 厚 0.931.00 mm; 而第 4 次轧制过程中粉末难以咬进, 轧板形状不规则, 断续轧出; 在第 3、5、6、7 次轧制过程中, 几乎无粉末随轧板向下流动, 轧板连续均匀, 无裂纹孔洞, 成完整带材状, 总长可达 45 m, 宽 230 mm, 厚 1.31.6 mm, 轧板有一定强度, 有金属光泽。由此得到最佳的轧制条件为: 流动性能适中的 Ti、Al 元素混合粉末(Ti 粉粒度为 0.0380.061 mm, Al 粉粒度小于 0.074 mm), 低的轧机转速(1 r/min), 控制一定大小并较稳定的轧制压力(400 kN 以上)。粉末轧制过程示意图如图 2 所示^[13]。

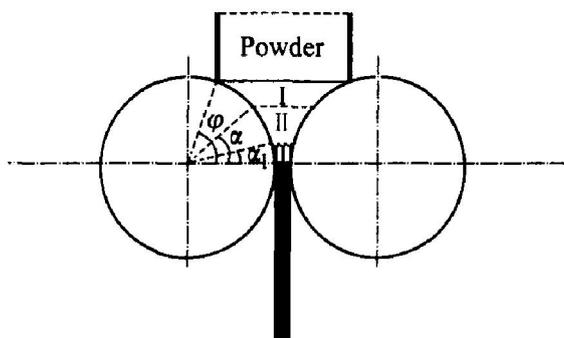


图 2 轧制过程示意图

Fig. 2 Diagrammatic sketch of powder rolling
I—Free area; II—Feeding area; III—Rolling area

在自由区 I 内, 粉末在重力作用下流动; 粉末进入喂料区 II, 受轧辊的摩擦被咬入辊缝内; 在压轧区 III 内, 粉末在轧辊的压力作用下, 由松散状态转变成具有一定密度和强度的板(带)坯。整个轧制过程主要受以下 2 个关系式控制^[13]:

$$\tan \alpha < \mu + \xi \quad (1)$$

式中 μ 为粉末体与轧辊之间的摩擦系数; ξ 为金属粉末在轧制产生的侧压力与垂直压力之比。

式(1)表明, 粉末轧制时, 要使粉末被咬入轧辊缝内, 必须使摩擦系数 μ 与侧压系数 ξ 之和大于咬入角 α 的正切值。

$$\delta = \frac{D(1 - \cos \alpha)}{\eta - 1} \quad (2)$$

式中 δ 为板坯厚度; η 为延伸系数, 常取 1.001.02; z 为板坯密度与粉末松装密度之比; D 为轧辊直径。

式(2)表明, 粉末性能、咬入角和轧辊直径直接决定了板坯厚度, 对轧制过程有重要影响。

由表 2 可看出, Ti、Al 元素粉末轧制对粉末的流动性要求非常严格。对于流动性好的 1 号粉末, 必须加入大量的酒精才能完成轧制过程, 而对于 2 号、3 号和 4 号粉末, 其酒精加入量则较少。由(2)式可知, 板坯厚度 δ 随咬入角的增大而增大, 故在轧制过程中, 通常需要较大的 α 值。而由式(1)可知, α 主要由外摩擦系数 μ 值来确定, α 随 μ 的增大而增大。1 号粉末流动性非常好, 即粉末之间的内摩擦力小, 同时也降低了 μ 值, 这样使得粉末无法被连续咬进轧辊, 从而导致板坯形状的不规则, 并且厚度较小。但如果粉末流动性太差, 则较难连续填充 II 区和 III 区(如图 2 所示), 这样直接影响了板坯的均匀性, 如表 2 中第 4 次轧的粉末, 由于酒精加入量相对过量, 使得粉末流动性太差, 导致轧制过程的失败。

此外, 由表 2 可明显看出, Ti、Al 元素粉末轧制必须在很低的轧制速度(0.51.0 r/min)下进行。这主要是由于^[13]: 一方面粉末体在被轧制压实的过程中, 空气企图从辊缝间排出, 较大的轧制速度将使得粉末成涡流状, 不能均匀流入而影响轧制过程的进行; 另一方面, 轧制速度直接影响摩擦系数 μ 值, 速度增大时, μ 值减小。由式(1)及式(2)可知, μ 值减小将导致板坯的厚度减小。

同时,由表2可看出,轧制压力的大小及其稳定性直接影响了Ti、Al元素粉末轧制板坯的强度及均匀性。轧制压力太小或浮动较大,将导致轧制过程的难以进行,如第1,4次的轧制过程。而在第6、7次轧制过程中,压力较大且非常稳定,其轧板的抗弯强度明显大于其他轧板。

2.2 板坯的宏观形貌及密度分析

Ti、Al元素粉末轧制板坯的宏观形貌如图3所示。可以看出,通过Ti、Al元素粉末冷轧变形,可以制备大尺寸的板材(500 mm × 230 mm × 1.31.6 mm),板材均匀完整,有一定的强度,无任何宏观缺陷,具有显著的金属光泽。

不同板坯的密度和对应的粉末种类及轧制条件如表3所示。

Ti、Al元素粉末冷轧板坯的密度为3.02-3.18 g/cm³,相对密度为81.6%-85.9%,其密度主要取决于粉末种类,更确切的说,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_压与粉末的松装密度ρ_松之间的关系^[13]:

$$\rho_{压} = \frac{H_a \cdot \rho_{松}}{\eta \cdot \delta} \quad (3)$$

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的一次方成正比。2号粉末所得到的板坯密度最大,其粒度组成为<0.061 mm的Ti粉和<0.074 mm的Al粉,即为3号较粗粉和4号细粉的合批粉,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 板坯烧结过程分析及相分析

在Ti、Al元素粉末轧板真空烧结过程中,为防止液相Al的出现而使反应过于剧烈,先在略低于Al的熔点下(600℃)保温30 min,然后分别升至1200℃和1300℃保温60 min,真空度为(3.95.3) × 10⁻³ Pa。烧结完成后,对烧结坯进行了X射线衍射分析,如图4所示。可以看出,板坯分别经过1200℃及1300℃烧结后,其相组成均为Ti-Al相和Ti₃Al相。采用基体冲洗法测定了Ti-Al合金中Ti-Al相和Ti₃Al相的相对含量,结果见表4。

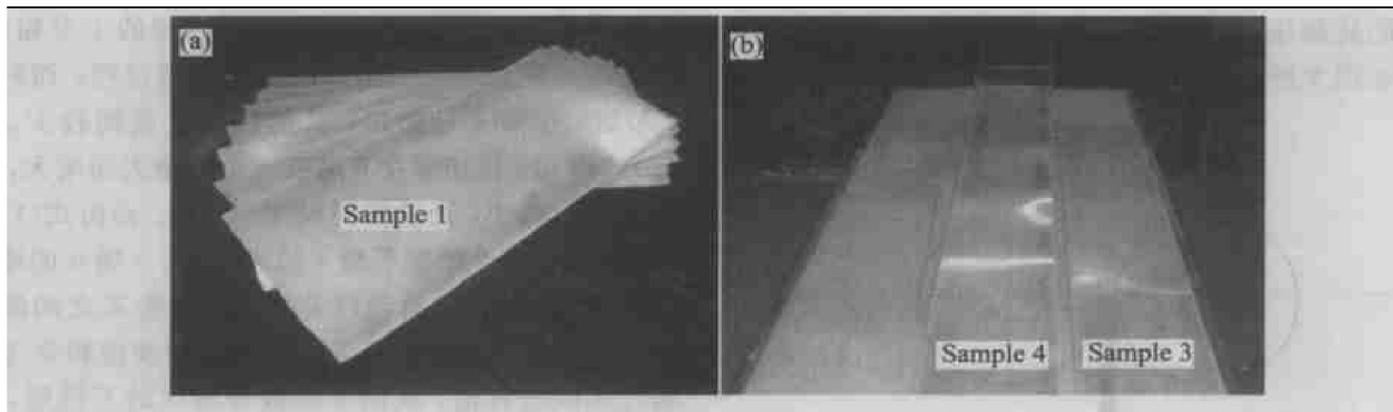


图3 Ti、Al元素粉末轧制板坯的宏观形貌

Fig. 3 Photos of Ti, Al element powder rolling blanks (a) —Sample 1; (b) —Sample 3, 4

表3 板坯密度和对应的粉末种类及轧制条件

Table 3 Density and rolling parameters of blanks

Sample No.	Rolling pressure/ kN	Mill rotational rate/ (r•min ⁻¹)	Density/ (g•cm ⁻³)	Relative density/ %
1	360440	0.5	3.09	83.5
2	300360	1.0	3.18	85.9
3	400420	1.0	3.08	83.2
4	380400	1.0	3.02	81.6

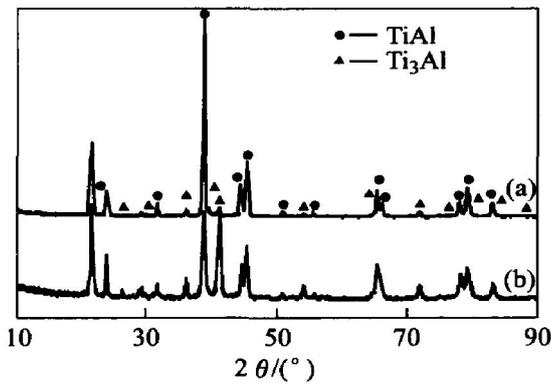


图 4 Ti、Al 元素粉末轧板
烧结后的 X 射线衍射谱

Fig. 4 XRD patterns of TiAl
alloys after sintering
(a) —1 200 °C; (b) —1 300 °C

从表 4 可看出, 合金中 Ti₃Al 相的含量随烧结温度的升高有较大幅度的增加。1 300 °C 与 1 200 °C 相比, Ti₃Al 相约增加了 30.6%。

表 4 TiAl 合金中 TiAl、Ti₃Al 两相的相对含量

Table 4 Relative contents of TiAl phase
and Ti₃Al phase in TiAl alloy

Nominal composition composition (mole fraction)	Sintering temperature/ °C	w(TiAl) / %	w(Ti ₃ Al) / %
Ti-46.5% Al	1 200	75.9	24.1
Ti-46.5% Al	1 300	45.3	54.7

2.4 烧结坯的密度分析及孔隙形成机理

烧结坯的相对密度及其与轧制板坯的相对密度的对比见表 5。可以看出, 相对密度为 80% 以上的轧制板坯分别经过 1 200 °C 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%。也就是说, 在

真空无压烧结之后, 板材中将增加约 30% 的孔隙度。进一步测定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。可以看出, 不同烧结坯的总孔隙度或开孔隙度基本上随着压强的增大而降低, 表现出较强的规律性, 其变化范围在 0.4% 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) 和(b)), 4 号细粉烧结后孔隙度随压强的变化范围(0.5%-2.8%), 远小于 1 号粗粉的变化范围(0.7%-6.4%); 当烧结温度增至 1 300 °C, 4 号细粉的变化范围增大(0.5%-2.8%), 但仍远小于 1 号粗粉(4%-6.4%)。而 2 号和 3 号粒度适中的粉末, 压强对其烧结后孔隙度的影响程度则介于 1 号粉和 4 号粉之间。

一般认为^[14-16], Ti、Al 元素粉末反应合成 TiAl 合金存在以下 3 个阶段:

1) 温度较低时(600-800 °C), Ti、Al 颗粒间发生扩散反应, 在 Ti、Al 颗粒界面上形成 TiAl₃ 相。Al 作为主要扩散组元, 进一步通过晶界向 Ti 颗粒内扩散, 生成 TiAl₃, 反应式为 6Ti + 6Al → 4Ti + 2TiAl₃。在这一阶段, 有液态 Al 产生, 反应放出大量的热, 同时产生大量的孔隙。孔隙形成的原因主要有^[16]: Al 元素的偏扩散造成 Kirkendall 效应, 形成 Frenkel 空隙; TiAl₃ 的形成造成 Ti 颗粒中心位置的偏移; 残留在颗粒表面和压坯中的气体在反应过程中大量逸出。

2) TiAl₃ 中的 Al 继续向 Ti 中扩散, 在界面上形成 Ti₃Al、TiAl 和 TiAl₂, 反应式为 4Ti + 2TiAl₃ → Ti₃Al + TiAl + 2TiAl₂。

3) TiAl₃ 消耗完毕后, Ti₃Al 相和 TiAl₂ 相不断

表 5 TiAl 合金烧结坯的相对密度

Table 5 Relative density of TiAl alloy sheets after sintering

Pressure/ kPa	Relative density/ %							
	1 200 °C				1 300 °C			
	Sample 1	Sample 2	Sample 3	Sample 4	Sample 1	Sample 2	Sample 3	Sample 4
0	51.8	55.5	54.1	60.2	52.0	56.7	55.0	60.5
6	52.5	55.3	55.4	60.3	56.2	57.5	57.4	61.0
9	54.4	57.8	57.6	60.7	57.7	57.6	58.8	61.7
Relative density of blanks/ %	83.5	85.9	83.2	81.6	83.5	85.9	83.2	81.6

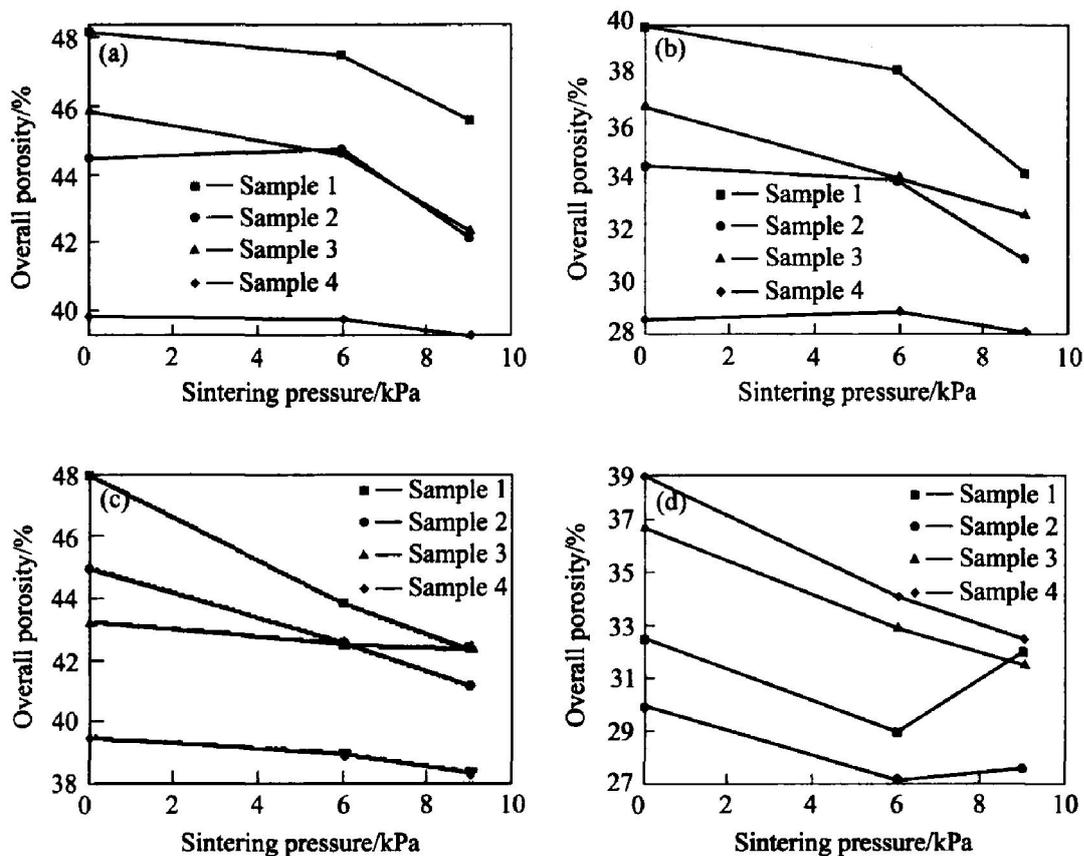
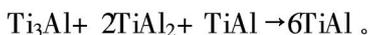


图5 烧结坯的总孔隙度和开孔隙度随烧结压强的变化

Fig. 5 Variation of overall porosity and open porosity of sintered sheets with 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

减少, Ti-Al 相不断增加, 达到平衡后, Ti-Al 和剩余的 Ti₃Al 两相共存, 反应式为



减小孔隙度的措施通常是在烧结过程中施加压力。外压力在上述阶段 1 和阶段 2 分别起到不同的作用^[17, 18]。在阶段 1, 由于液相的形成, 外压促使颗粒位移和重排来消除板坯中的孔隙; 在阶段 2, 外压使得 Ti 颗粒和疏松的 TiAl₃ 层组成的骨架发生破碎和塑性变形, 造成孔隙塌陷。此时, 烧结坯中大部分孔隙已被消除。接着致密化过程进入塑性流动阶段和随后的由扩散控制的蠕变阶段。在低压 (< 10 kPa) 真空烧结过程中, 压力与材料的屈服极限相比太小, 因此对除阶段 1 以外的烧结致密化过程无任何促进作用, 其有效作用仅仅停留在液相存在阶段。粉末粒度越细, 其烧结活性增大, 元素扩散距离减小, 越有利于反应的进行, 液相一旦出现, 也将被更快的反应完。这样导致外压的有效作用时间缩短, 烧结坯孔隙度受外压的影响减小, 造成图 7 所示的不均匀性。采用热压或热等静压的烧

结方式可大幅度提高 Ti-Al 合金的致密度^[18]。

3 结论

- 1) 以 Ti、Al 元素粉末为原料, 控制一定轧制参数, 无包套冷轧成大尺寸 500 mm × 230 mm × 1.5 mm 的板坯, 其相对密度达到 85.9%。
- 2) Ti、Al 元素粉末冷轧过程要求适中的粉末流动性、低的轧制速度以及一定大小且较稳定的轧制压力。
- 3) 真空无压烧结后, Ti-Al 合金由 Ti-Al 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。
- 4) 低压 (< 10 kPa) 真空烧结过程中, 外压仅有效作用于短暂的液相阶段, 粉末粒度越粗, 烧结温度越高, 烧结坯孔隙度受这种低压强的影响程度越大。

REFERENCES

- [1] 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.
- [2] Fores F H, Suryanarayana C, Eliezer D. Review synthesis properties and applications of titanium aluminides [J]. J Mater Sci, 1992, 27: 5113 - 5140.
- [3] 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 [J]. Proceedings of TMS Fall Meeting, 1999, 31: 169 - 178.
- [4] 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.
- [5] HUANG Ba-yun, HE Yue-hui. Grain refined of TiAl alloy by rapid deformation [J]. Materials Science & Engineering A, 1997, 240: 709 - 712.
- [6] 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 Metallurgical Sinica, 1997(4): 369 - 374.
- [7] Koeppe C, Bartels A, Clemens H, et al. Optimizing the properties of TiAl sheet material for application in heat protection shields or propulsion systems [J]. Mater Sci Eng A, 1995, 201(1 - 2): 182 - 193.
- [8] 张俊红, 黄伯云, 周科朝, 等. 包套轧制制备 TiAl 基合金板材 [J]. 中国有色金属学报, 2001, 11(6): 1055 - 1058.
ZHANG Jun-hong, HUANG Ba-yun, ZHOU Ke-chao, et al. Pack rolling of TiAl based alloy [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2001, 11(6): 1055 - 1058.
- [9] Semiatin S L, Seetharaman V. Deformation and microstructure development during hot pack rolling of a near gamma titanium aluminide alloy [J]. Metall & Mater Trans A, 1995, 26: 371 - 381.
- [10] Jewett T J, Dahms M. Protective coating for reactively synthesizing TiAl sheet material [J]. Journal of Materials Science Letters, 1996(15): 1432 - 1434.
- [11] Hanamura T, Hashimoto K. Improvement of microstructure and mechanical properties in TiB₂-dropped TiAl alloy by direct sheet casting [J]. JIM, 1998, 38(7): 724 - 730.
- [12] 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.
- [13] 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.
- [14] Wang G X, Dahms M. TiAl-based alloys prepared by elemental powder metallurgy [J]. Powder Metallurgy International, 1992, 24(4): 219 - 225.
- [15] Jewett T J, Ahrens B, Dahms M. Stability of TiAl in the TiAl-Cr system [J]. Materials Science & Engineering A, 1997, 225(1 - 2): 29 - 37.
- [16] 杨 兵. 元素粉末法制备 TiAl 基合金 [J]. 粉末冶金技术, 1999, 17(4): 286 - 290.
YANG Bing. Manufacturing of TiAl based alloy through elemental powder process [J]. Powder Metallurgy Technology, 1999, 17(4): 286 - 290.
- [17] Bohm A, Jungling T, Kieback B. Swelling effects and densification during reactive sintering of TiAl elemental powder mixtures [A]. Cadle T M, Narasimban KS. Advance in Powder metallurgy & Particulate Materials [C]. Princeton: MPIF, 1996, 3(10): 51 - 58.
- [18] 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 陈爱华)