

# 烧结工艺对多孔钛微观结构及力学性能的影响

赵家豪<sup>1</sup>, 曲扬<sup>1</sup>, 罗洪杰<sup>1,2</sup>, 杨世杰<sup>1</sup>

(1. 东北大学 冶金学院, 辽宁 沈阳 110819; 2. 东北大学 教育部材料先进制备技术工程研究中心, 辽宁 沈阳 110819)

**摘要:** 烧结作为多孔钛成型过程中的关键步骤之一, 通过控制烧结条件能够赋予多孔钛优异的力学性能. 以镁粉和镁颗粒作为造孔剂, 采用真空蒸馏烧结在不同烧结条件下制备了造孔剂添加量为60%的液固过滤用多孔钛, 并对其微观结构、压缩性能和抗弯性能进行了表征和测试. 研究表明: 随烧结温度的升高和烧结时间的延长, 多孔钛的孔径减小、孔隙率下降、孔隙球化; 当烧结温度低于1 150 °C时, 多孔钛的轴向收缩始终大于径向收缩; 屈服强度和弯曲强度在烧结温度为1 150 °C、烧结时间为180 min时达到最大, 分别为158.60和230.40 MPa.

**关键词:** 多孔钛; 真空蒸馏; 孔隙率; 屈服强度; 弯曲强度

中图分类号: TG 146.2 文献标志码: A 文章编号: 1005-3026(2024)06-0816-07

## Effect of Sintering Process on Microstructure and Mechanical Property of Porous Ti

ZHAO Jia-hao<sup>1</sup>, QU Yang<sup>1</sup>, LUO Hong-jie<sup>1,2</sup>, YANG Shi-jie<sup>1</sup>

(1. School of Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110819, China; 2. Engineering Technology Research Center of Ministry of Education for Materials Advanced Preparation, Northeastern University, Shenyang 110819, China. Corresponding author: LUO Hong-jie, E-mail: luohjedu@sina.com)

**Abstract:** Sintering is a critical step in the formation process of porous Ti. Porous Ti can be endowed with excellent mechanical properties by controlling sintering conditions. Porous Ti for liquid-solid filtration with a 60% space holder was manufactured using vacuum distillation sintering, which uses Mg powder and Mg particles as the space holder under different sintering conditions. The microstructure, compressive property and bending property were characterized and tested, providing a reference for the preparation and performance optimization of porous Ti. The results show that with increasing of sintering temperature and time, the pore size of porous Ti decreases, the porosity decreases, and the pore spheroidizes. When the sintering temperature is below 1 150 °C, the axial shrinkage of porous Ti is always greater than the radial shrinkage. The yield strength and bending strength reach the maximum values of 158.60 MPa and 230.40 MPa respectively at a sintering temperature of 1 150 °C and a sintering time of 180 min.

**Key words:** porous Ti; vacuum distillation; porosity; yield strength; bending strength

多孔金属材料是从20世纪40年代逐渐开始开发和研究的, 多孔钛作为多孔金属材料的重要分支, 相比于致密钛, 不仅比重低、强度高、导热性低, 而且拥有卓越的声学性能和冲击吸收能力<sup>[1-2]</sup>. Asaoka等最早在20世纪80年代采用粉末冶金法制备出了高孔隙率多孔钛<sup>[3]</sup>, 此后, 在生物医用植入<sup>[4-5]</sup>、电极材料<sup>[6]</sup>、航空航天<sup>[7]</sup>等领域广

泛应用. 钛还具有较高的耐热性能和耐蚀性, 对于高温粉尘过滤、化工过滤有很大优势, 但相关应用研究较少.

制备多孔钛的常用方法有造孔剂法<sup>[8-10]</sup>、选择激光熔融法(SLM)<sup>[11]</sup>、泥浆浸渍烧结法<sup>[12]</sup>、金属熔炼发泡法<sup>[13]</sup>等. 多孔钛的性能主要取决于孔分布、材料致密化程度等, 相比于其他方法,

造孔剂法可以通过改变造孔剂含量、尺寸和形状达到调节多孔钛性能的目的<sup>[14-15]</sup>,然而残余造孔剂和气氛的污染<sup>[16]</sup>、试样几何尺寸的限制、工艺和造孔剂颗粒的随机性等问题会影响多孔钛的性能,因此,部分学者通过预合金粉末<sup>[17-18]</sup>、添加黏结剂<sup>[19-20]</sup>、加压烧结<sup>[21]</sup>等方法解决上述问题。改变烧结工艺是一个较为简单、有效的方法,通过控制烧结条件,可以增加钛粉颗粒接触数量、尺寸以及接触面积<sup>[22-23]</sup>,赋予材料优异的力学性能。

目前已有的研究中大多采用单一粒径的镁颗粒造孔<sup>[24]</sup>,但镁颗粒与钛粉粒径差异较大,成型时二者界面处存在缝隙导致开裂,并且在低镁含量烧结时多孔钛连通性差,鉴于此,本研究以高纯钛粉为原料,采用大粒径镁颗粒造孔,同时创新性地添加塑性较好的小粒径镁粉,弥散分布

在钛基体中,达到促进压坯成型、控制孔隙率和孔隙连通的目的,连续真空烧结制备添加造孔剂量为60%的多孔钛,通过对烧结工艺进行改进,研究烧结温度、烧结时间对多孔钛的孔隙率、收缩率、相组成和力学性能的影响。

## 1 实验

### 1.1 实验原料及分析

实验以钛粉(纯度99.8%)为基体粉末,粉末形状不规则,以镁粉(纯度99.9%)和镁颗粒(纯度99.9%)为造孔剂,粉末呈均匀球形。表1为实验所用粉末原料的化学成分。为提高粉料混合的均匀性,在混粉过程中加入2%(质量分数)的无水乙醇,以增强颗粒间黏结性,改善压制过程,减少粉末损耗。

表1 钛粉、镁粉和镁颗粒的化学成分  
Table 1 Chemical composition of Ti powder, Mg powder and Mg particles

原料	质量分数/%											平均粒度/ $\mu\text{m}$
	Ti	Mg	Fe	Mn	Cl	Zn	O	C	N	H	Si	
钛粉	99.8	0.01	0.06	0.01	0.03	—	0.32	0.03	0.02	0.02	0.02	50
镁粉	—	99.9	0.01	0.008	0.003	0.008	—	—	—	—	—	35
镁颗粒	—	99.9	0.01	0.008	0.003	0.008	—	—	—	—	—	1500

### 1.2 实验方法

多孔钛制备流程如图1所示。首先将Ti粉和Mg粉在TD-6型三维混料机中机械混合240 min,然后加入充分浸润过无水乙醇的Mg颗粒,继续机械混合240 min,最终得到Ti粉、Mg粉和Mg颗粒体积比为4:3:3的混合粉末。随后,将一定质量的混合粉末置于钢制模具中缓慢

加压至400 MPa并保压20 min,得到预制坯;将预制坯放入真空烧结炉中,以10 °C/min升温至750 °C保温30 min脱除造孔剂,随后以5 °C/min升温至900 °C保温30 min进行预烧结,最终以5 °C/min的升温速率升至设定温度后保温一段时间完成烧结。

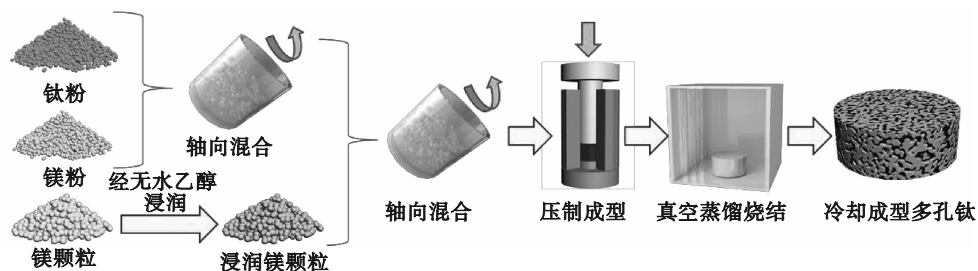


图1 多孔钛制备流程图

Fig. 1 Flow chart of porous Ti preparation

### 1.3 检测方法

利用D8 ADVANCE型X射线衍射仪(XRD)对试样进行物相分析,利用Quanta-250型扫描电子显微镜(SEM)对试样截面、孔结构等微观形貌

进行观察,通过IPP图像分析软件对试样烧结颈尺寸进行分析。线收缩率是控制粉末冶金法制备多孔钛样品尺寸的必要手段,根据公式(1)可计算出制备多孔钛垂直于直径方向(轴向)、平行于

直径方向(径向)及整体的体积线收缩率.

$$\Delta d_{G_s} = \frac{d_G - d_s}{d_G} \times 100. \quad (1)$$

式中: $\Delta d_{G_s}$ 为多孔钛线收缩率; $d_G$ 为预制坯尺寸测量值,mm; $d_s$ 为烧结后多孔钛尺寸测量值,mm.

在实际应用中,多孔钛的力学性能需要达到一定标准才能满足使用要求,因此对所制备多孔钛的压缩性能和弯曲性能进行检测.压缩实验和弯曲实验均在材料万能实验机上进行,根据国标 GB/T 31930—2015,压缩样品为 $\phi 10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 的圆柱试样,加载速率为 $0.5 \text{ mm/min}$ ;采用三点弯曲法测定弯曲强度,跨距为 $16 \text{ mm}$ ,弯曲样品为 $20 \text{ mm} \times 5 \text{ mm} \times 4 \text{ mm}$ 的长方体试样,加载速率为 $0.1 \text{ mm/min}$ .

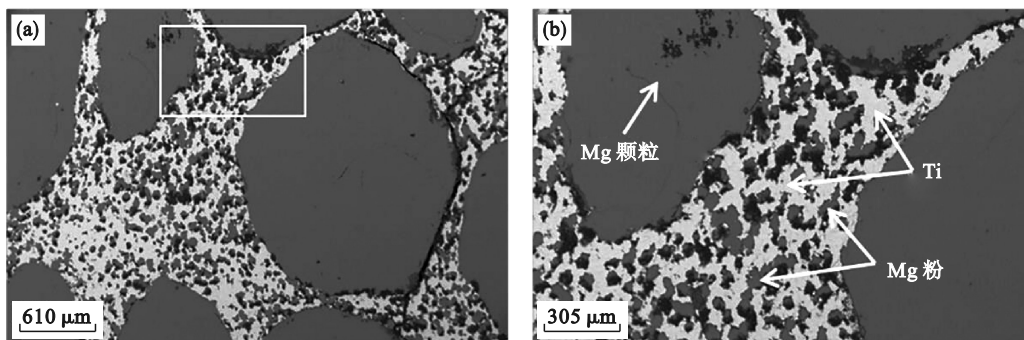


图2 400 MPa下预制坯剖面 and 局部放大的 SEM 图

Fig. 2 SEM images of section and locally amplified of the preform at 400 MPa

(a)一剖面;(b)一局部放大.

图3为不同烧结温度和时间下多孔钛内部收缩情况.图3a表示低温时,多孔钛的轴向收缩要大于径向收缩,当温度超过 $1150 \text{ }^\circ\text{C}$ 后,径向收缩增大,这主要是因为,轴向受压后钛粉间距较小,利于原子间扩散迁移;当温度进一步升高时,被压扁的大孔球化导致径向收缩作用明显.图3d、图3e说明在不同烧结时间时,多孔钛的径向收缩要始终大于轴向.随烧结条件的改变,多孔钛的孔隙结构会随着线收缩的增加而改变,在图3c中,当烧结时间为 $120 \text{ min}$ 时,在 $1000, 1050 \text{ }^\circ\text{C}$ 下烧结试样孔隙率为 $61.6\%$ , $61.1\%$ ,而试样本身镁颗粒和镁粉的添加量为 $60\%$ ,这主要是因为,在压制过程中颗粒之间的间隙和镁蒸发过程中的应力释放导致颗粒间孔隙增大,从而导致烧结成型后多孔钛孔隙率大于所添加镁含量.整体比较发现,随烧结温度和烧结时间的增加,多孔钛试样收缩程度增加,孔隙率分别从 $61.6\%$ 下降至 $52.8\%$ 和从 $57.2\%$ 下降至 $53.2\%$ .

## 2 结果与讨论

### 2.1 宏观结构

粉末在预制坯内的分布均匀性会对烧结后多孔钛结构性能产生影响,因此对实验条件下制得的预制坯形貌进行观察.在图2a中,黑灰色物质为镁粉和镁颗粒,银灰色物质为钛粉,可以看出经混料成型后镁粉和镁颗粒在钛基体中分布均匀,镁粉、钛粉相间分布,提高了预制坯的成形性,部分镁粉呈团聚状分布,蒸发后形成较大孔径孔隙.在图2b中可以发现镁颗粒与钛粉界面处结合紧密,小粒径镁粉填充在二者的结合界面以及弥散分布于钛粉之间,减少了粉末间的空隙,提高了试样的保型性.

### 2.2 微观结构

将多孔钛切割成 $10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 的立方体试样,置于SEM下进行观察.不同烧结温度和烧结时间下表面形貌类似,以烧结温度为 $1150 \text{ }^\circ\text{C}$ 、烧结时间为 $120 \text{ min}$ 下多孔钛截面宏观孔结构为例,由图4a可见,多孔钛表面存在由镁颗粒蒸发形成的毫米级孔隙以及镁粉蒸发形成的微米级孔隙,毫米孔呈椭球形,孔隙边缘光滑,图4b、图4c为相应图框位置放大图,在高倍放大下观察发现毫米孔内遍布微米级孔隙,呈网状分布,通孔结构明显;壁面位置孔隙形状近似球形,孔内呈台阶状,与相邻孔隙相互连通.整体来看,孔的分布是均匀的,毫米孔的存在提高了与外界接触的表面积,微米孔一方面能够提高多孔钛的连通性,另一方面能够保证材料的过滤精度;从一些毫米孔局部区域观察,与周围的微米孔径、数量有着明显差异.

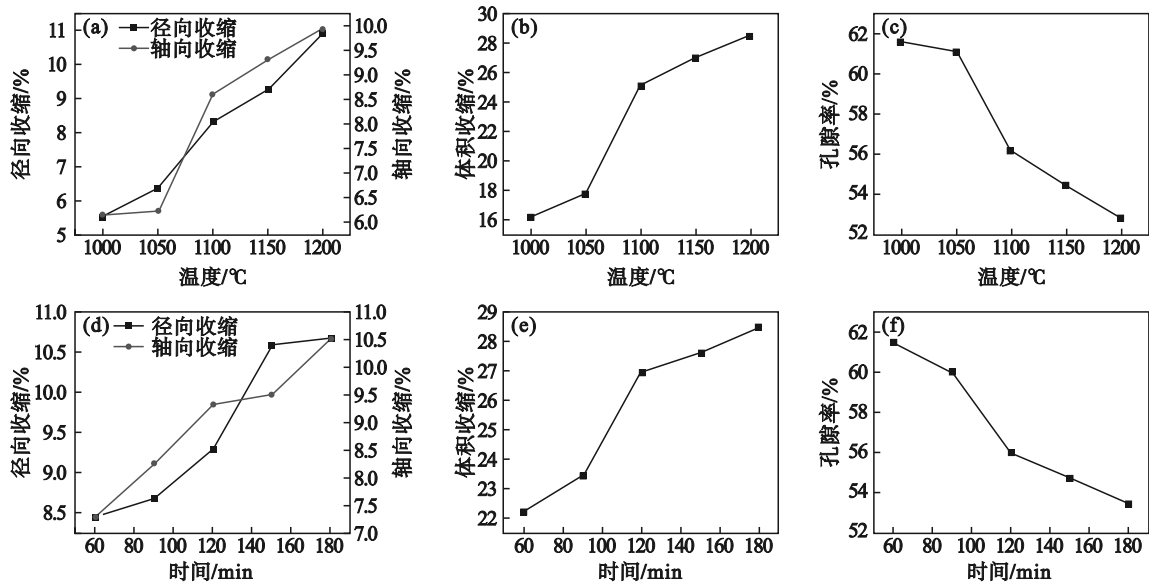


图 3 烧结温度、烧结时间与多孔钛内部收缩情况

Fig. 3 Sintering temperature, sintering time and internal shrinkage of Porous Ti

(a)—径向、轴向收缩; (b)—体积收缩; (c)—孔隙率; (d)—径向、轴向收缩; (e)—体积收缩; (f)—孔隙率.

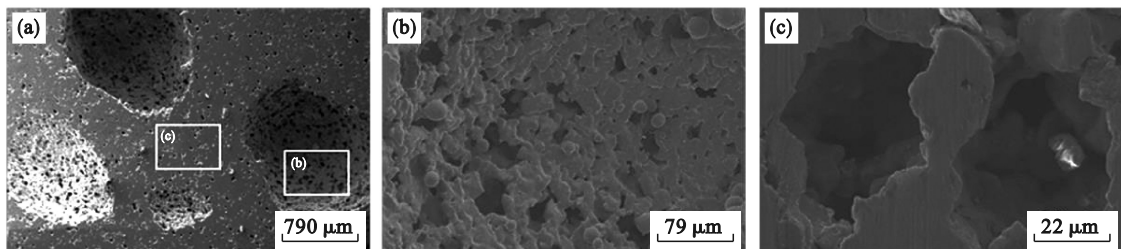


图 4 1150 °C 烧结 120 min 多孔钛 SEM 图

Fig. 4 SEM image of porous Ti sintered at 1150 °C for 120 min

(a)—截面宏观结构; (b)—孔内放大; (c)—孔壁放大.

为研究因镁颗粒蒸发形成的孔隙内部烧结情况,通过 SEM 获得了不同烧结条件下孔形貌,可以看出多孔钛内部孔隙大部分为贯通孔,连通性好.图 5 为不同烧结温度下多孔钛毫米孔内部形貌,低温烧结时,仍有未完全烧结的 Ti 颗粒存在, Ti 颗粒之间结合强度低,孔隙边缘尖锐,呈现出 Ti 颗粒自身的不规则形状,在烧结颈处存在 1~3 μm 的小孔;随烧结温度的升高,由于表面扩散,钛颗粒逐渐变得圆润、光滑,呈现出鹿角状,烧结颈从 14.38 μm 长大到 23.95 μm,同时单位面积内孔隙数量减少,孔径下降,孔隙球形化.图 6 为不同烧结时间下多孔钛毫米孔内部形貌,60 min 烧结时,烧结颈尺寸较小,烧结时间延长后,原子向颗粒结合面大量迁移,烧结颈长大.当烧结时间达到 150 min 或者更长时,颗粒间界限变得不明显,烧结颈长至 35.23 μm,在局部区域出现熔融状态;同时由于晶粒长大,晶界扫过微孔,导致烧结颈上的微孔收缩闭合成凹坑,烧结颈质量提高.

### 2.3 力学性能

多孔钛作为一种新型的过滤材料,通常是在加压负载的情况下使用,这对多孔钛自身强度要求较高.图 7 是不同烧结温度和时间下多孔钛的压缩应力-应变曲线,以图 7a 中 1000 °C 为例,随着应变的增加,应力-应变曲线可分为三个阶段:①线弹性阶段,在该阶段应变与应力呈线性增加,当应变达到 9.65% 时,应力达到最大值 75.50 MPa;应变继续增加,进入第二阶段;②应力平台阶段,一个明显的特征是应力随应变增加在一定范围内波动,在试样中表现为孔壁逐渐坍塌;③致密化阶段,应力随应变增加不断增大,试样被压实、破坏,表面出现表皮脱落.当烧结温度提升至 1200 °C 时,多孔钛屈服强度为 142.73 MPa,弹性模量为 1.50 GPa,应力平台区域变短,这是因为随烧结温度的升高,材料内部孔隙率下降,烧结颈长大,在压缩过程中能够承受较大的应力,在平台阶段孔隙更易压实、致密化.在给定的烧结

温度为 1 150 °C 下,当烧结时间从 60 min 增加到 180 min,屈服强度为 87.29~158.60 MPa,弹性模量为 1.14~1.33 GPa.

图 8 为不同温度和时间下多孔钛的弯曲载荷-位移曲线,一个典型的特征是当位移达到一定值后发生急剧断裂.当多孔钛在 1 000~1 200 °C 烧结 120 min 时,其弯曲强度为 113.4~209.4 MPa,弯曲模量为 4.49~9.15 GPa;在给定烧

结温度为 1 150 °C 时,随烧结时间从 60 min 增加到 180 min,多孔钛弯曲强度为 152.7~230.4 MPa,弯曲模量为 5.39~10.16 GPa.随烧结温度和烧结时间的升高,多孔钛弯曲强度和弯曲模量不断增加,这是因为在高温、长时间烧结下,多孔钛内部缺陷减少,烧结颈长大,且颈部位置微孔闭合、减少,烧结颈质量提高,变形时能够承受更大的应力,这也导致了多孔钛断裂位置的差异.

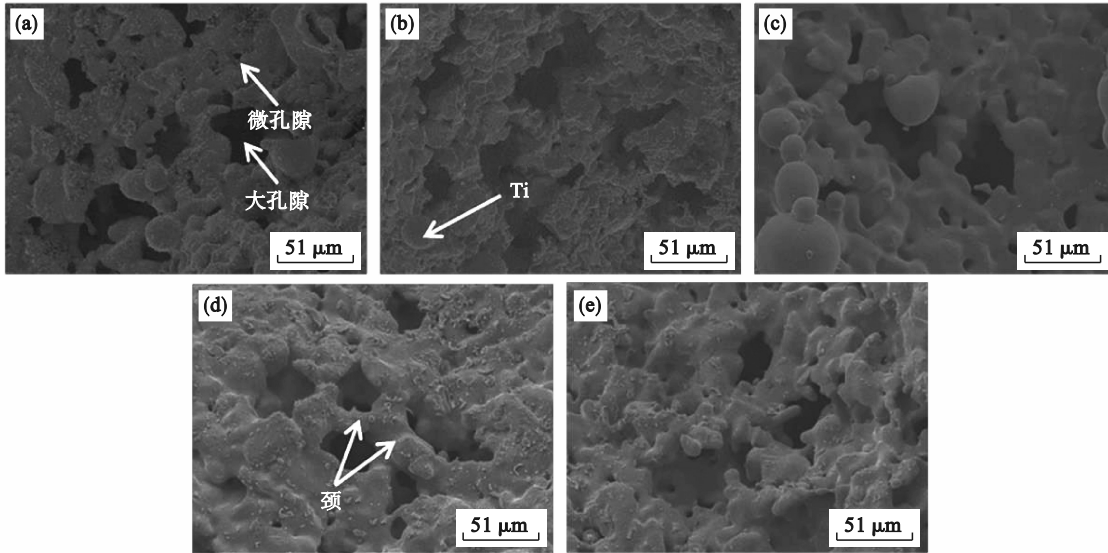


图 5 不同温度烧结 120 min 多孔钛毫米孔内部 SEM 图

Fig. 5 SEM images of millimeter-level pore interior of porous Ti sintered at different temperature for 120 min (a)—1 000 °C; (b)—1 050 °C; (c)—1 100 °C; (d)—1 150 °C; (e)—1 200 °C.

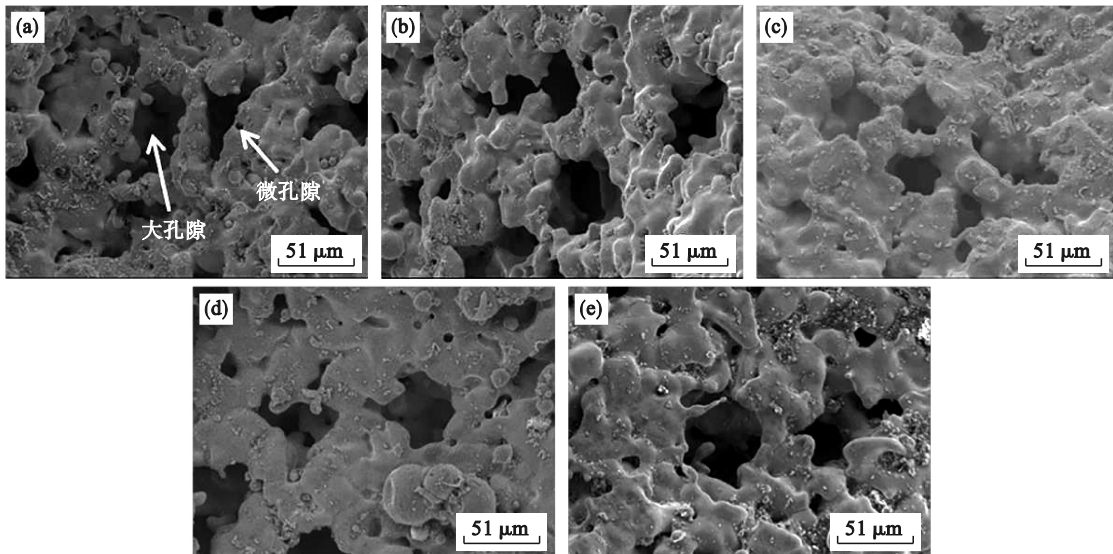


图 6 1 150 °C 烧结不同时间多孔钛毫米孔内部 SEM 图

Fig. 6 SEM images of millimeter-level pore interior of porous Ti sintered at 1 150 °C for different time

(a)—60 min; (b)—90 min; (c)—120 min; (d)—150 min; (e)—180 min.

通过多孔钛应力-应变曲线以及载荷-位移曲线计算得到的屈服强度、弹性模量、吸能性能等参数如表 2 和表 3 所示,可以明显看出,多孔钛能量吸

收能力均随烧结温度、烧结时间的增加而增大,但吸能效率略有下降,不同条件下的能量吸收能力不同主要归因于多孔钛平台区域的应力水平差异.

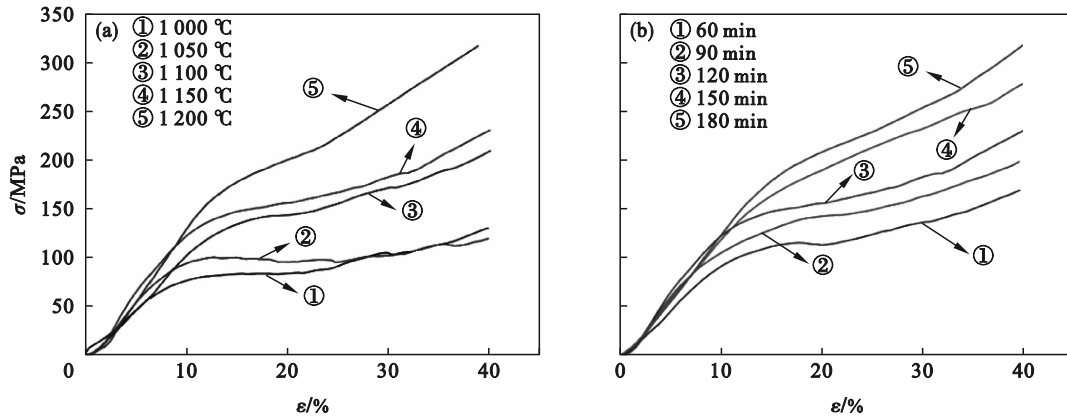


图 7 不同烧结温度和烧结时间下多孔钛的应力-应变曲线

Fig. 7 Stress-strain curves of porous Ti at different sintering temperatures and sintering time

(a)—不同温度; (b)—不同时间.

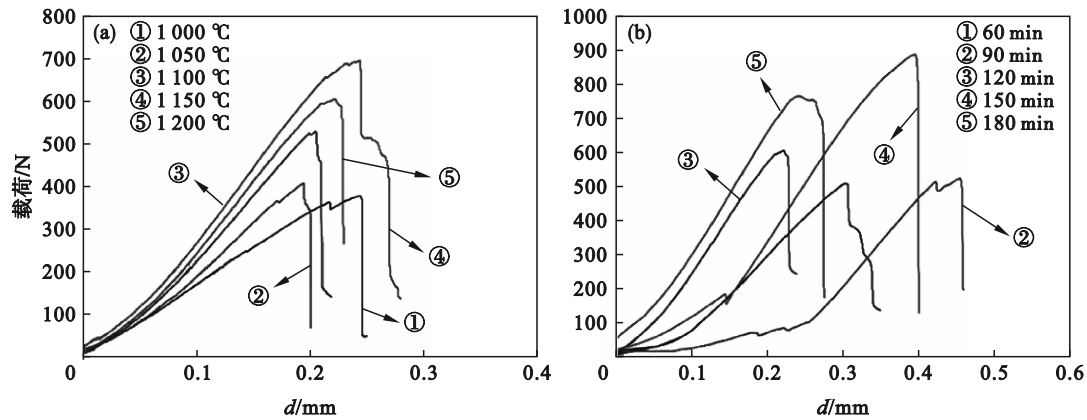


图 8 不同烧结温度和烧结时间下多孔钛的载荷-位移曲线

Fig. 8 Load-displacement curves of porous Ti at different sintering temperatures and sintering time

(a)—不同温度; (b)—不同时间.

表 2 不同烧结温度下多孔钛力学性能参数

Table 2 Mechanical properties of porous Ti at different sintering temperatures

烧结温度	烧结时间	屈服强度	弹性模量	能量吸收	能量吸收效率	弯曲强度	弯曲模量
°C	min	MPa	GPa	MJ·m <sup>-3</sup>		MPa	GPa
1 000		75.50	0.88	27.29	0.68	113.40	4.94
1 050		87.41	1.08	38.32	0.66	122.40	6.73
1 100	120	89.47	1.13	42.94	0.64	159.30	8.29
1 150		131.11	1.26	48.37	0.62	182.40	8.76
1 200		142.73	1.50	59.01	0.58	209.40	9.15

表 3 不同烧结时间下多孔钛力学性能参数

Table 3 Mechanical properties of porous Ti at different sintering time

烧结温度	烧结时间	屈服强度	弹性模量	能量吸收	能量吸收效率	弯曲强度	弯曲模量
°C	min	MPa	GPa	MJ·m <sup>-3</sup>		MPa	GPa
1 150	60	87.29	1.14	41.55	0.64	152.70	5.39
	90	98.90	1.21	44.50	0.63	157.50	3.69
	120	131.11	1.26	48.37	0.62	182.40	8.76
	150	134.97	1.28	48.49	0.61	267.00	7.19
	180	158.60	1.33	59.12	0.59	230.40	10.16

### 3 结 论

1) 镁作为造孔剂在预制坯内分布均匀, 镁粉的添加提高了预制坯的成型性; 两种粒径造孔剂蒸发形成的孔隙在基体内部分布均匀, 孔隙之间相互贯通。

2) 当烧结温度为 1 000, 1 050 °C 时, 多孔钛内部孔隙率大于所添加造孔剂含量, 随着烧结温度从 1 000 °C 增加到 1 200 °C, 烧结时间从 60 min 增加到 180 min, 多孔钛烧结颈尺寸增加, 壁面位置小孔数量增多, 大孔数量减少, 整体表现为孔隙率下降, 孔隙球化。

3) 随烧结条件的改变, 多孔钛不同方向线收缩不断增加。当烧结温度低于 1 150 °C 时, 多孔钛的轴向收缩始终大于径向收缩; 随烧结时间的延长, 多孔钛的径向收缩始终大于轴向收缩。

4) 多孔钛的力学性能随烧结温度和烧结时间的增加而增强, 当在烧结温度 1 150 °C 下烧结 180 min 时, 多孔钛的屈服强度和弯曲强度达到最大, 分别为 158.60 和 230.40 MPa。相比而言, 烧结工艺的改变对能量吸收效率影响较小。

#### 参考文献:

- [ 1 ] Esen Z, Bor S. Processing of titanium foams using magnesium spacer particles[J]. *Scripta Materialia*, 2007, 56(5): 341-344.
- [ 2 ] Innocentini M D M, Faleiros R K, Jr Pisani R, et al. Permeability of porous gelcast scaffolds for bone tissue engineering[J]. *Journal of Porous Materials*, 2010, 17(5): 615-627.
- [ 3 ] Asaoka K, Kuwayama N, Okuno O, et al. Mechanical properties and biomechanical compatibility of porous titanium for dental implants[J]. *Journal of Biomedical Materials Research*, 1985, 19(6): 699-713.
- [ 4 ] Zhang Y P, Li D S, Zhang X P. Gradient porosity and large pore size NiTi shape memory alloys[J]. *Scripta Materialia*, 2007, 57(11): 1020-1023.
- [ 5 ] Bobbert F S L, Lietaert K, Eftekhari A A, et al. Additively manufactured metallic porous biomaterials based on minimal surfaces: a unique combination of topological, mechanical, and mass transport properties [J]. *Acta Biomaterialia*, 2017, 53: 572-584.
- [ 6 ] 汤慧萍, 王建. 多孔钛的研究进展[J]. 中国材料进展, 2014, 33(sup1): 576-585, 594.  
(Tang Hui-ping, Wang Jian. Progress in research and development of porous titanium materials [J]. *Materials China*, 2014, 33(sup1): 576-585, 594.)
- [ 7 ] Rausch G, Hartwig T, Weber M, et al. Herstellung und eigenschaften von titanschäumen [J]. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 2000, 31(6): 412-414.
- [ 8 ] Mondal D P, Patel M, Jain H, et al. The effect of the particle shape and strain rate on microstructure and compressive deformation response of pure Ti-foam made using acrowax as space holder [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 625: 331-342.
- [ 9 ] Ye B, Dunand D C. Titanium foams produced by solid-state replication of NaCl powders [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2010, 528(2): 691-697.
- [ 10 ] Rao X, Chu C L, Zheng Y Y. Phase composition, microstructure, and mechanical properties of porous Ti-Nb-Zr alloys prepared by a two-step foaming powder metallurgy method [J]. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2014, 34: 27-36.
- [ 11 ] Liao B, Xu C, Li W, et al. Bionic mechanical design and SLM manufacture of porous Ti6Al4V scaffolds for load-bearing cancellous bone implants [J]. *Acta of Bioengineering and Biomechanics*, 2021, 23(3): 97-107.
- [ 12 ] Tange M, Manonukul A, Srikudvien P. The effects of organic template and thickening agent on structure and mechanical properties of titanium foam fabricated by replica impregnation method [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 641: 54-61.
- [ 13 ] Liu P S, Qing H B, Hou H L. Primary investigation on sound absorption performance of highly porous titanium foams [J]. *Materials and Design*, 2015, 85: 275-281.
- [ 14 ] Abhash A, Yadav B N, Pandey A, et al. Partially open cell Ti-6Al-2Co ternary alloy foams with a range of size and volume fraction of spacer particle [J]. *Materials Letters*, 2021, 290: 129463.
- [ 15 ] Nakaş G I, Dericioğlu A F, Bor S. Fatigue behavior of TiNi foams processed by the magnesium space holder technique [J]. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2011, 4(8): 2017-2023.
- [ 16 ] Bram M, Stiller C, Buchkremer H P, et al. High-porosity titanium, stainless steel, and superalloy parts [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2000, 2(4): 196-199.
- [ 17 ] Ipek Nakaş G, Dericioğlu A F, Bor T. Monotonic and cyclic compressive behavior of superelastic TiNi foams processed by sintering using magnesium space holder technique [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 582: 140-146.
- [ 18 ] Nakaş G I, Aşık E E, Tunca B, et al. Fatigue and fracture behavior of porous TiNi alloys [J]. *Materials Science Forum*, 2014, 783/784/785/786: 591-596.
- [ 19 ] Bafti H, Habibolahzadeh A. Compressive properties of aluminum foam produced by powder-Carbamide spacer route [J]. *Materials and Design*, 2013, 52: 404-411.
- [ 20 ] Bafti H, Habibolahzadeh A. Production of aluminum foam by spherical carbamide space holder technique-processing parameters [J]. *Materials and Design*, 2010, 31(9): 4122-4129.
- [ 21 ] Ibrahim A, Zhang F, Otterstein E, et al. Processing of porous Ti and Ti5Mn foams by spark plasma sintering [J]. *Materials and Design*, 2011, 32(1): 146-153.
- [ 22 ] Oh I H, Nomura N, Hanada S. Microstructures and mechanical properties of porous titanium compacts prepared by powder sintering [J]. *Materials Transactions*, 2002, 43(3): 443-446.
- [ 23 ] Klemm A, Tiainen H. Highly porous Sr-doped TiO<sub>2</sub> ceramics maintain compressive strength after grain boundary corrosion [J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2021, 41(11): 5721-5727.
- [ 24 ] Aşık E E, Bor Ş. Fatigue behavior of Ti-6Al-4V foams processed by magnesium space holder technique [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 621: 157-165.