

Al 含量对 MA-SPS 制备 Ti-Al 合金组织与电阻率的影响

徐 灿 陈 哲 程婧璠 蔡启舟
(华中科技大学材料成形与模具技术国家重点实验室)

摘 要 采用机械合金化-放电等离子烧结(MA-SPS)技术制备了不同 Al 含量的 Ti-Al 合金,研究了 Al 含量对 Ti-Al 复合粉末形貌、Ti-Al 合金组织与电阻率的影响。结果表明,高能球磨过程中 Ti/Al 复合粉末扁平化,Al 固溶于 Ti 中,当 Al 含量高于 9% 后,部分 Al 固溶于 Ti,而未固溶的 Al 破碎为细小颗粒附着于 Ti 颗粒表面,颗粒表面粗糙度增加,颗粒截面呈层状结构。当 Al 含量为 6% 时,球磨粉末烧结试样组织为单相 α -Ti(Al)固溶体,Al 含量为 9%~12%,组织为 α -Ti(Al)相及其晶界析出的细小 α_2 颗粒。当 Al 含量超过 12% 后,组织为 α -Ti(Al)固溶体和 α_2 -Ti₃Al 双相组织。合金电阻率随着 Al 含量的增加先增大后减小,Al 含量为 18% 时,又略有增加。Al 含量为 9% 时,电阻率达最大值 2.074 $\mu\Omega \cdot m$ 。

关键词 Ti-Al 合金;机械合金化;放电等离子烧结;微观组织;电阻率

中图分类号 TG146.2 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2022.02.011

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Effects of Al Content on Microstructure and Resistivity of Ti-Al Alloys
Prepared by MA-SPS

Xu Can, Chen Zhe, Chen Jingfan, Cai Qizhou
(State Key Laboratory of Materials Processing and Die & Mould Technology,
Huazhong University of Science and Technology)

Abstract: Ti-Al alloys with different Al contents were fabricated by mechanical alloying and spark plasma sintering (MA-SPS). The effects of Al content on the composite powder morphologies, microstructure and electrical resistivity of SPS Ti-Al alloys were investigated. The results indicate that Ti-Al composite powders are flattened during high energy ball milling with Al dissolved into Ti. When the content of Al is higher than 9%, part of Al is dissolved into Ti, while the insoluble Al is broken into fine particles and attached to the surface of Ti particles, resulting in the increase of surface roughness, where the cross section of particles presents a layered structure. When the amount of Al is 6%, the microstructure of SPS specimen prepared by ball milled powders is single-phase α -Ti(Al) solid solution, which becomes α -Ti(Al) phase and fine α_2 particles precipitated in grain boundary when the amount of Al is 9%~12%. When the amount of Al exceeds 12%, the microstructure is dual-phase composed of α -Ti(Al) and α_2 -Ti₃Al. The electrical resistivity of the alloys is firstly increased and then decreased with the increase of Al content, and slightly increased when the amount of Al reaches 18%. The electrical resistivity reaches the maximum value of 2.074 $\mu\Omega \cdot m$ when the Al content is 9%.

Key Words: Ti-Al Alloy, Mechanical Alloying, Spark Plasma Sintering, Microstructure, Electrical Resistivity

收稿日期:2021-07-12;**修改稿收到日期:**2021-08-18
基金项目:武汉市 2019 年度第一批创建国家科技创新平台项目
第一作者简介:徐灿,男,1995 年出生,硕士研究生,武汉(430074),E-mail:18569969504@163.com
通信作者:蔡启舟,男,1964 年出生,教授,武汉(430074),E-mail:caiqizhou@hust.edu.cn
引用格式:徐灿,陈哲,程婧璠,等. Al 含量对 MA-SPS 制备 Ti-Al 合金组织与电阻率的影响[J]. 特种铸造及有色合金,2022,42(2):184-189.
XU C, CHEN Z, CHEN J F, et al. Effects of Al content on microstructure and resistivity of Ti-Al alloys prepared by MA-SPS[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2022, 42(2):184-189.

[12] FAN Y, MAKHLOUF M M. The Al-Al₃Ni eutectic reaction; Crystallography and mechanism of formation[J]. Metallurgical & Materials Transactions, 2015, A46(9): 3 808-3 812.

[13] 项东,王少全. 铸造铝合金 RR350 中镍相作用的研究[J]. 现代制造技术与装备, 2001(5): 20-21.

[14] 李承波,韩素琦,何克准,等. 7075 铝合金铸锭组织及均匀化研究[J]. 特种铸造及有色合金, 2016, 36(12):1 248-1 252.

[15] 李慧,陈涛,赵路远,等. T651 态 7075 铝合金的显微组织与拉伸断裂机制[J]. 机械工程材料, 2016(11): 38-43.

[16] 王江涛,谭文胜,周东帅,等. 固溶时效对 7075 铝合金微观组织和力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2017(12): 148-154.

[17] 韩成府,岑少起,路王珂,等. 固溶处理对 7075 铝合金组织和力学性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2017, 37(2): 201-204.

[18] MASSALSKI T B. Binary Alloy Phase Diagrams[M]. Ohio: ASM. Intl., 1990.

[19] 李志辉,熊柏青,张永安,等. 7B04 铝合金的时效沉淀析出及强化行为[J]. 中国有色金属学报, 2007, 17(2): 248-253.

(编辑:栗万仲)

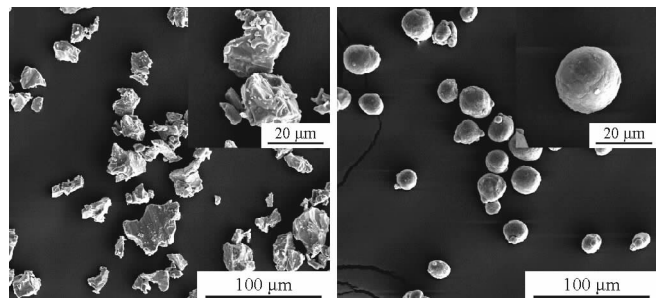
磁阱型聚变中子源试验装置的研制对开展未来聚变堆材料测试研究具有重要意义。真空室腔体是该装置的重要部件,要求材料具有高电阻率,以减小真空室中的涡流屏蔽效应对压缩磁场的衰减,同时要求具有良好的力学性能和成形性能,以保证真空腔体的成形加工和密封性。钛合金因具有较高的电阻率、良好的力学性能和成形性,是比较理想的真空腔体材料。

Ti 基高电阻合金是 20 世纪 50 年代开始研究的,主要是通过添加 Al、V、Mn、Cr、Si 等元素来提高合金电阻率,降低电阻温度系数。研究表明,Al 可以大幅度提高钛合金的电阻率,而且电阻温度系数接近于 0^[1]。Ti-Al 合金的制备加工技术主要包括:粉末冶金、铸锭冶金、快速凝固和复合材料技术^[2]。采用高能球磨^[3](High energy ball milling)可以细化晶粒,形成固溶体,引入更多晶界和晶格畸变,破坏点阵原子的周期性排列,从而增强对电子的散射,提高电阻率。结合放电等离子烧结技术^[4](Spark plasma sintering, SPS)实现低温快速烧结,能够在得到理想组织的同时,有效抑制晶粒再次长大,得到成分均匀、电阻率较高、力学性能良好的块体合金材料。因此,MA-SPS 是制备高电阻钛合金的较佳工艺。但由于目前关于 Al 含量对钛合金组织和性能影响的研究报道较少,钛合金电阻率的变化规律尚不明确。因此,本课题采用 MA-SPS 法制备不同 Al 含量(6%~18%)的 Ti-Al 合金,研究 Al 含量对 Ti-Al 合金的显微组织和电阻率的影响,为高电阻率钛合金的开发与应用提供参考。

1 试验方法

1.1 试样制备

试验原材料为 Ar 气雾化的 Ti 粉末(99.99%,质量分数,粒径 $\leq 48\ \mu\text{m}$)和 Al 粉末(99.9%,粒径为 $38\sim 75\ \mu\text{m}$),图 1 为 Ti 粉和 Al 粉的 SEM 形貌。可以看出,Ti 粉颗粒呈不规则多边形,Al 粉颗粒呈近球状,粉末表面均较光洁。



(a) Ti 粉

(b) Al 粉

图 1 试验原料的形貌

Fig.1 The morphology of the raw material

在 QM-QX4 行星式全方位球磨机中进行高能球磨,将 40 g 不同 Al 含量的 Ti-xAl($x=6,9,12,15,18,\%$)混合粉末置于不锈钢真空球磨罐中,球料比为 15:1,磨球级配为 $\phi 10\ \text{mm}/\phi 5\ \text{mm}=1:3$,加入 1.5 mL 无水乙醇作为过程控制剂,抽真空后充入高纯 Ar 气。球磨机频率为 27 Hz,对应转速为 352 r/min,每球磨 1 h 后停机 10 min,正反交替运行,球磨 5 h。球磨后的粉末在 120 °C 真空干燥箱中干燥 2 h。

将烘干的混合粉末填入石墨模具(见图 2)中,在 LABOX-1575 型放电等离子烧结机上进行烧结,烧结工艺参数见图 3,即以 100 °C/min 升温至 1 100 °C,再以 50 °C/min 升温至 1 150 °C,最后以 25 °C/min 升温至 1 200 °C 作为温度缓冲,保温 5 min。整个烧结过程中保持压力恒定为 50 MPa,烧结完成后随炉冷却至 100 °C 以下卸压取样。烧结过程中保持真空度为 5~10 Pa。

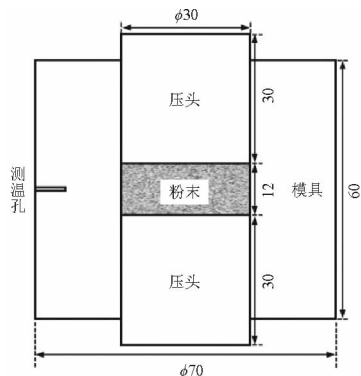


图 2 石墨模具示意图

Fig.2 Schematic diagram of graphite mold

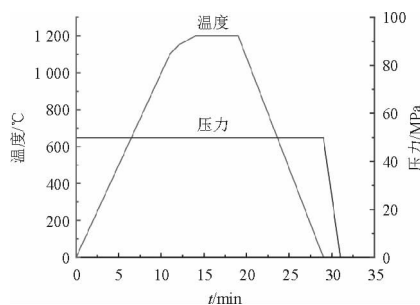


图 3 烧结工艺参数曲线

Fig.3 The diagram of sintering process parameters

1.2 表征及性能测试

1.2.1 物相分析与组织观察

利用 Xpert3 powder X 射线衍射仪进行物相分析,Cu 靶 $K\alpha$,扫描角度为 $20^\circ\sim 80^\circ$,粉体扫描速度为 $5^\circ/\text{min}$,块体扫描速度为 $10^\circ/\text{min}$,扫描管电压和管电流分别为 40 kV 和 30 mA。

从 SPS 试样上截取边长为 5 mm 的立方体试样,

经过预磨、抛光、腐蚀后,利用 DMM-480C 金相显微镜和 Nova Nano SEM 450 型场发射扫描电镜观察显微组织,并用附带的牛津 X-Max 50 型能谱仪(EDX)进行微区成分分析。SEM 观察前对试样进行喷金 180 s。腐蚀液为 Kroll 试剂(体积分数为 5% 的 HF+10% 的 HNO₃+85% 的 H₂O),腐蚀时间为 5~10 s。采用 Image Pro Plus 6.0 软件对烧结试样的晶粒尺寸进行统计测量。

1.2.2 性能测试

烧结试样的相对密度采用排水法进行测量。计算如下:

$$\rho_1 = \frac{m_1}{m_1 - m_2} \times \rho_{\text{H}_2\text{O}} \quad (1)$$

式中, ρ_1 为试样的密度,g/cm³; m_1 为试样在空气中的质量,g; m_2 为试样排水后水的质量,g; $\rho_{\text{H}_2\text{O}}$ 为测试温度下蒸馏水的密度,g/cm³。则试样的相对密度为:

$$\eta = \frac{\rho_1}{\rho_0} \times 100\% \quad (2)$$

式中, ρ_0 为试样的理论密度,g/cm³。

选用 5 mm×5 mm×5 mm 的立方体试样,经预磨和抛光后,在 ST2258C 型多功能数字式四探针测试仪上进行电阻率测试,采用直线四探针,探针间距为 1 mm,每个试样测量 10 次取平均值。

2 试验结果与分析

2.1 Al 含量对复合粉末形貌的影响

图 4 为不同 Al 含量 Ti/Al 复合粉未经高能球磨后的 SEM 形貌。从图 4a 中可以看出,球磨后 Ti 粉颗粒发生明显焊合,平均粒径由原始粉末的 20 μm 增加至 60 μm ,粉末颗粒呈近球状,表面较为粗糙。由图 4b~图 4f 可知,Al 粉的加入使 Ti 粉颗粒变为扁平状,粒径分布较宽。当 Al 含量为 6% 时,Ti 粉颗粒表面较为光洁,但当 Al 含量增加到 9% 后,Ti 粉颗粒表面开始变得粗糙,并且随着 Al 含量增加,粗糙度明显增加。当 Al 含量为 15%~18% 时,出现了“枣糕状”的层状复合粉末结构。

相关研究表明,延性-延性体系机械合金化过程可以分为 6 个阶段:①原始粉末阶段;②颗粒扁平化阶段;③冷焊主导阶段;④等轴状粉末形成阶段;⑤随机取向冷焊阶段;⑥稳定阶段^[5]。图 4a 的结果显示,纯 Ti 粉末球磨后处于冷焊主导阶段。当加入 Al 粉后,由于球磨时输入的能量是一定的,Ti 粉颗粒单位能量下降,减缓了高能球磨的进程,使得 Ti/Al 复合粉末处于扁平化阶段。Ti-Al 属于典型的延性-延性球磨体系,高能球磨

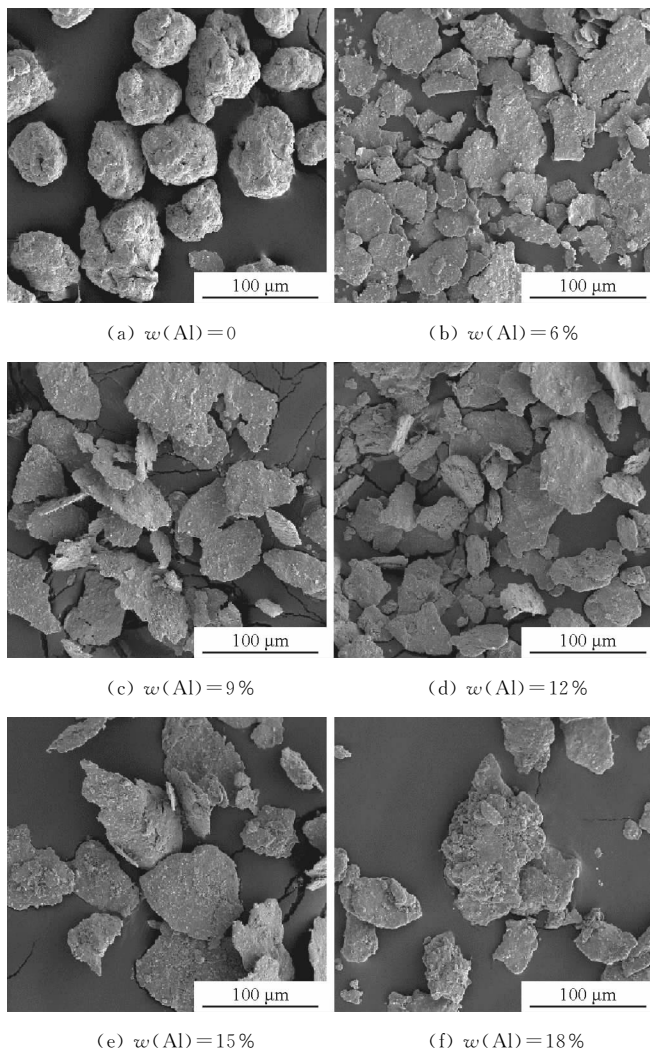


图 4 不同 Al 含量复合粉末球磨后的粉末形貌
Fig.4 Morphology of composite powders with different Al contents after ball milling

过程中,粉末在球磨介质的反复冲撞下,经过冲击、摩擦、剪切和压缩多种力的共同作用,粉末发生塑性变形,后又因加工硬化和内部缺陷密度增加而发生破碎,同时 Al 粉的塑性更好,其细化速率大于 Ti 粉,因此破碎的细小 Al 颗粒附着在 Ti 颗粒表面,使其表面粗糙度增加。又由于球磨产生的热效应、塑性变形产生的晶体缺陷形成易扩散路径、扩散距离缩短等^[6],Al 原子扩散到 Ti 晶格中形成 α -Ti(Al) 固溶体。Al 在 α -Ti 中的最大固溶度为 7.5%^[7],因此,当 Al 含量达到 9% 后,Ti 颗粒表面粗糙度开始增加。

不同 Al 含量复合粉末截面的背散照片见图 5。由于 Al 的原子序数比 Ti 小,衬度要更暗一些。由图 5a 可知,纯 Ti 粉球磨后由于颗粒严重焊合,颗粒截面尺寸较大,内部存在较多孔洞。由图 5b 可知,Al 含量为 6% 时,Ti 粉截面上几乎没有 Al 颗粒。从图 5c~图 5f 中可以看出,Al 含量为 9% 时开始出现 Al 颗粒附着,随着 Al 含量增加,Ti 粉截面上分布的 Al 颗粒越来越密

集。当 Al 含量为 15%~18% 时,发现部分 Ti/Al 混合粉末呈层状复合结构。

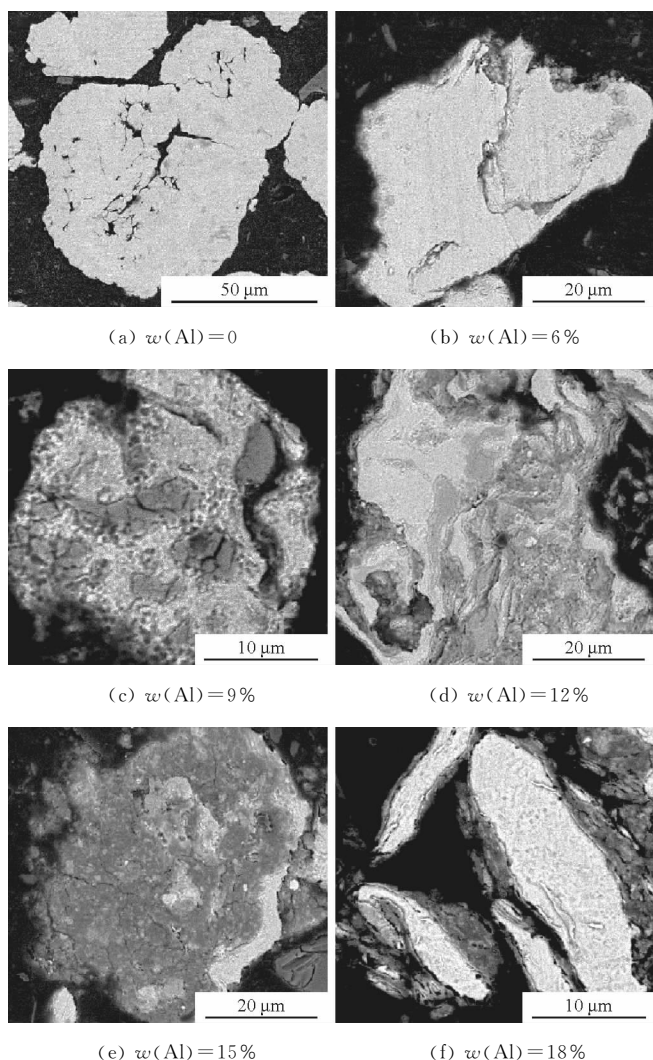


图 5 不同 Al 含量复合粉末截面的背散射图

Fig.5 BSE images of cross sections of composite powders with different Al contents

图 6 为不同 Al 含量球磨粉末的 XRD 图谱。可以看出,Al 含量为 6% 时,未发现 Al 峰,说明 Al 已固溶于 α -Ti 中。当 Al 含量增加到 9% 后,因存在未固溶的 Al 而出现了 Al 峰,随 Al 含量增加,Al 峰逐渐增强。

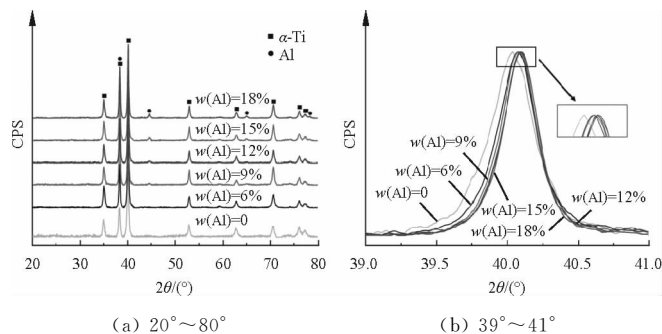


图 6 不同 Al 含量球磨粉末的 XRD 结果

Fig.6 XRD results of ball milled powders with different Al contents

各混合粉末中未发现其他相的峰,说明球磨过程中无 Ti-Al 间金属化合物形成。图 6b 为 39°~41° 的局部衍射图谱。可以看出,球磨后 Ti 峰的峰位向高衍射角方向偏移,这是由于 Al 原子半径比 Ti 小,Al 的固溶使 Ti 的晶格发生收缩。Al 含量越高,偏移程度越大,表明 Al 含量越高,固溶于 Ti 中的 Al 越多。

2.2 Al 含量对烧结试样组织的影响

图 7 为不同 Al 含量烧结试样的 XRD 图谱。从物相分析中可以看到,随着 Al 含量增加,合金的物相组成有明显变化。Al 含量为 6% 时,Al 完全固溶于基体中得到单一 α 相,虽然 Al 含量为 9% 的复合粉末中含有未固溶的 Al,但烧结试样中未发现 α_2 相,可能是生成量太少,低于 XRD 的检测范围;而 α -Ti 的 (002) 晶面峰强显著增加,这是因为烧结过程中沿该晶面发生了择优生长。Al 含量达到 12% 后,开始出现 α_2 峰,并且随着 Al 含量增加, α 峰强减弱, α_2 峰强增加,表明有更多的 α 相有序化转变为 α_2 相。

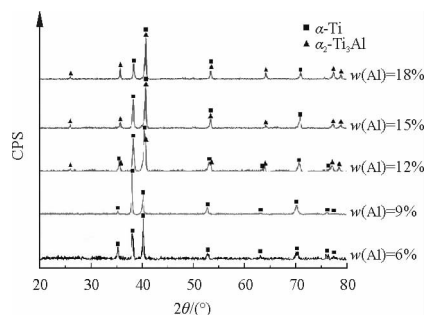


图 7 不同 Al 含量烧结试样的 XRD 图谱

Fig.7 XRD patterns of sintered specimens with different Al contents

图 8 和图 9 分别为不同 Al 含量烧结试样的低倍和高倍 SEM 图,EDS 结果见表 1。由图 8、表 1 和图 7 可以看出,随着 Al 含量增加,基体组织发生了显著变化。当 Al 含量为 6%~12% 时,基体主要由 α -Ti(Al) 固溶体组成,呈近等轴状晶粒,并且随着 Al 含量增加,固溶度也增大。Al 含量为 6% 时晶界处较干净,但当 Al 含量达到 9% 时,超过了 Al 在 α -Ti 中的最大固溶度,在晶界处析出少量细小的 α_2 颗粒。Al 含量增加到 12%,晶界处析出更明显, α_2 颗粒更密集且尺寸更大。当 Al 含量为 15%~18% 时,基体由 α -Ti(Al) 固溶体和 α_2 -Ti₃Al 双相组成。Al 含量为 15% 时,出现少量黑色块状的 α_2 相。随着 Al 含量增加到 18%, α_2 相比比例明显增大,但仍保留部分 α + α_2 双相组织。

Al 含量为 6%~12% 时,由于高能球磨使 Al 固溶于 Ti 中,只存在少量单质 Al,因此烧结过程中熔融状态的 Al 很少,此时可视为固相烧结。当 Al 含量达到 15% 时,由于 Al 含量较多,存在部分瞬时液相烧结,在

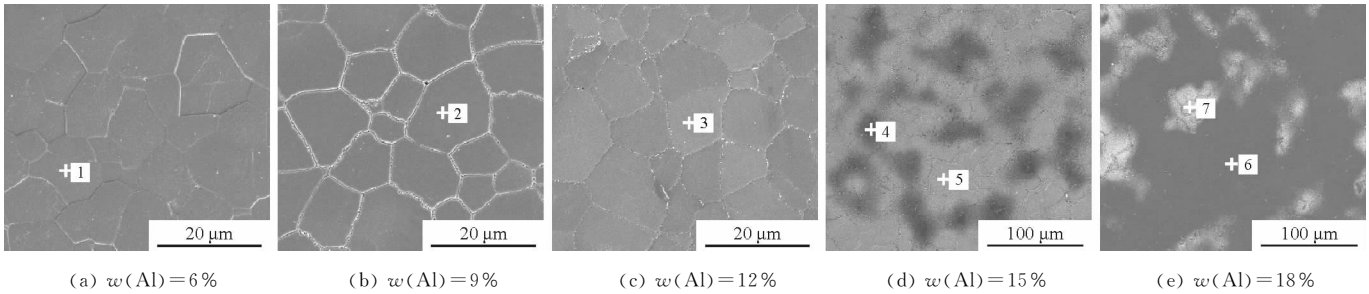


图 8 不同 Al 含量烧结试样的低倍 SEM 形貌

Fig.8 Low magnification SEM images of sintered specimens with different Al contents

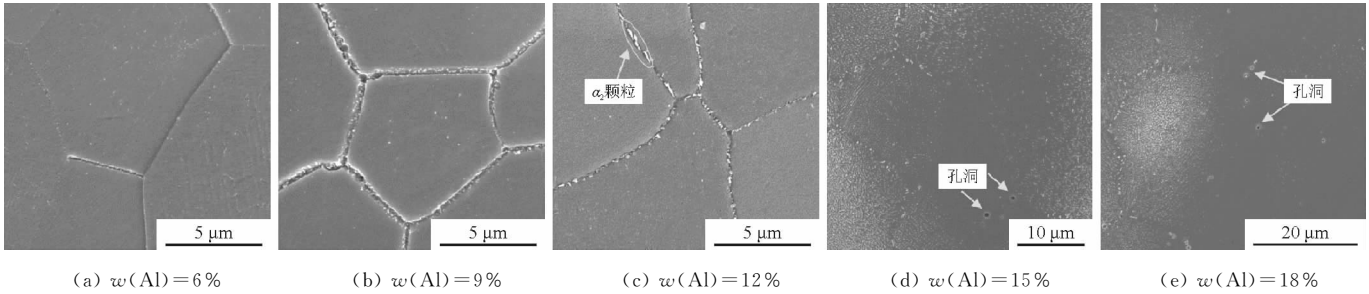


图 9 不同 Al 含量烧结试样的高倍 SEM 形貌

Fig.9 High magnification SEM images of sintered specimens with different Al contents

烧结过程中由于毛细作用填入颗粒间隙,该部分 Al 含量较高,冷却后形成块状的 α_2 相。从图 9d 和图 9e 中可以看出,Al 元素由富 Al 的块状 α_2 相向四周扩散的现象。同时晶界处的 $\alpha + \alpha_2$ 相尺寸较大,这是冷却过程中 β 相沿晶界转变为较粗大的 α 相,部分 α 相有序化为 α_2 相的结果。随着 Al 含量增加到 18%,瞬时液相烧结更明显,形成更多的 α_2 相,部分区域由于 Al 含量较低得到 $\alpha + \alpha_2$ 双相组织。

表 1 图 8 中各点的 EDS 结果

Tab.1 EDS results of each point in Fig.8 %

点	x_B						
	1	2	3	4	5	6	7
Ti	89.76	86.40	84.90	73.49	80.32	71.57	78.78
Al	10.24	13.60	15.10	26.51	19.68	28.43	21.22

表 2 为不同 Al 含量烧结试样的晶粒大小和相对密度。可以看出,当 Al 含量为 6%~12% 时,晶粒大小变化不明显,但 Al 含量为 15%~18% 时,晶粒有长大现象。烧结试样的相对密度都比较高,这主要归结于放电等离子烧结的工艺特点,它可以通过熔化和气化粉末颗粒表面来促进原子的移动和扩散^[8],促进烧结的致密

表 2 不同 Al 含量烧结试样的晶粒大小和相对密度

Tab.2 Grain size and relative density of sintered specimens with different Al contents

$w(\text{Al})/\%$	晶粒大小/ μm	相对密度/ $\%$
6	11.74	98.2 ± 0.18
9	11.96	98.8 ± 0.12
12	12.11	98.4 ± 0.15
15	19.96	97.6 ± 0.25
18	19.78	96.5 ± 0.21

化。Al 含量达到 15% 后,烧结试样的致密度略有下降,结合图 9d 和图 9e 可知,孔洞主要存在于富 Al 的块状 α_2 相中,这主要是由于 Kirkendall 效应^[9]导致的,烧结过程中 Al 是主要扩散元,Ti、Al 元素扩散系数差别及元素反应扩散距离较大,使烧结组织中存在较多扩散孔隙。

2.3 Al 含量对烧结试样电阻率的影响

图 10 为不同 Al 含量烧结试样的电阻率(“0”表示工业纯钛 TA1)。可以看出,随着 Al 含量增加,电阻率先上升后下降又上升,Al 含量为 9% 时电阻率最高,为 $2.074 \mu\Omega \cdot \text{m}$ 。相比于 TA1,加入 6% 的 Al 经高能球磨后,烧结试样的电阻率大幅度上升,由 $0.480 \mu\Omega \cdot \text{m}$ 增加到 $1.915 \mu\Omega \cdot \text{m}$ 。这主要归因于 6% 的 Al 能完全固溶于 Ti 中,同时高能球磨对晶粒的细化能引入更多的晶界,这些因素都会破坏基体点阵原子排列的周期性,增加对导电电子的散射中心,导致电子的平均自由程减少,使电阻率显著提高^[10]。随着 Al 含量增加到 12%,基体中固溶度增加,但 Al 含量为 12% 时晶界析出较多的有序 α_2 颗粒,合金的有序化使晶格的库伦势场恢复周期性,对电子的散射作用减弱,在两者的共同作用下电阻率降低。Al 含量为 15% 时,晶粒长大,晶界数量减少,基体组织发生显著变化,更多 α_2 相的形成使合金有序化程度进一步提高,同时 α 相减少使 Al 的固溶作用减弱,烧结试样的电阻率出现最低值,为 $1.846 \mu\Omega \cdot \text{m}$ 。Al 含量增加到 18% 时,基体中 α_2 相的比例明显增加,但电阻率反而有所提升,这是由于大量 α_2 相的

形成提高合金有序化程度的同时引入了较多的共价键，使导电电子数量减少，不利于电子的传导。因此，Al 含量对 Ti-Al 合金电阻率的影响是较为复杂的，需要综合考虑晶粒大小、固溶度的变化、有序金属间化合物的形成以及化学键的结合强度等多方面的影响。

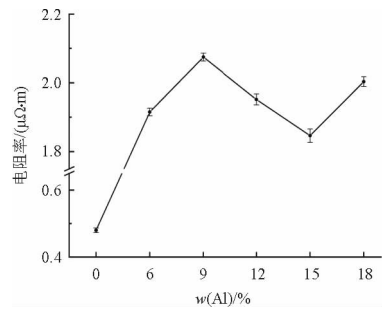


图 10 不同 Al 含量烧结试样的电阻率
Fig.10 Resistivity of sintered specimens with different Al contents

表 3 为不同工艺下钛及钛合金的电阻率。可以看出，MA-SPS 法制备的 Ti-9Al 合金表现出更高的电阻率。因此结合 MA-SPS 法，通过合金化是制备高电阻率钛合金的有效途径。

表 3 不同工艺条件下钛及钛合金的电阻率^[11]

Tab.3 Resistivity of titanium and titanium alloys under different process conditions		
名义成分	工艺条件	电阻率/(μΩ·m)
Ti-9Al	MA-SPS, 1 200 ℃	2.074
Ti	SPS, 1 200 ℃	0.516
TA1	锻造	0.480
Ti-6Al-4V	SPS, 1 100 ℃	1.503
Ti-5Al-2.5Sn	锻造	1.570
Ti-5Al-2.5Sn(low O ₂)	锻造	1.800
Ti-8Al-1Mo-1V	锻造	1.990
Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo	锻造	1.900
IMI 685	锻造	1.680
Ti-6Al-4V	锻造	1.710
Ti-6Al-6V-2Sn	锻造	1.570
Ti-7Al-4Mo	锻造	1.700
IMI 550	锻造	1.580

3 结 论

(1)高能球磨过程中，纯 Ti 粉球磨出现冷焊、颗粒尺寸增加。Ti/Al 复合粉末扁平化，同时实现了 Al 的固溶，Al 含量高于 9% 后，部分 Al 固溶于 Ti，而未固溶的 Al 破碎为细小颗粒附着于 Ti 颗粒表面，颗粒表面粗糙度增加，使颗粒截面呈层状复合结构。

(2)Al 含量显著影响 SPS 烧结试样的显微组织。Al 含量为 6% 时，基体为 α-Ti(Al) 固溶体，且 Al 含量达到 9%~12%，组织为 α-Ti(Al) 相和晶界析出的细小 α₂ 颗粒。当 Al 含量为 15%~18% 时，基体为 α-Ti(Al)

固溶体和 α₂-Ti₃Al 双相组织。

(3)随着 Al 含量增加，MA-SPS 制备的 Ti-Al 合金电阻率先增加后减小再增加，Al 含量为 9% 时，电阻率达最大值 2.074 μΩ·m，该电阻率高于传统工艺制备钛合金的电阻率。

参 考 文 献

[1] 郭卫民.精密高电阻合金的研究现状及发展趋势[A].北京金属学会[C]. 北京, 2009.

[2] 朱峰,李宝成,张杰,等. Ti-Al 合金的开发动向[J]. 上海有色金属, 2001, 22(2): 83-88.

[3] 刘咏,王海兵,黄伯云,等.机械合金化方法制备细晶钛合金[J].中南工业大学学报(自然科学版), 2002, 33(3): 258-260.

[4] BAI L, GE C C, SHEN W P. Spark plasma sintering technology [J]. Powder Metall Technol., 2007, 25(3): 217-225.

[5] AIKIN B J M, COURTNEY T H. Modeling of particle size evolution during mechanical milling [J]. Metallurgical Transactions, 1993, A24(11): 2 465-2 471.

[6] SURYANARAYANA C. Mechanical alloying and milling[J]. Progress in Materials Science, 2001, 46(1-2): 35-36.

[7] 《稀有金属材料加工手册》编写组.稀有金属材料加工手册[M]. 北京: 冶金工业出版社,1984.

[8] MUNIR Z A, QUACH D V, OHYANAGI M. Electric current activation of sintering: A review of the pulsed electric current sintering process[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2011, 94(1): 1-19.

[9] LIU Z J, QU X H, HUANG B Y. TiAl alloys prepared by thermal extrusion of elemental powder mixtures [J]. Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 1997, 7(1): 96-100.

[10] 龙毅,李庆奎,强文江.材料物理性能[M].长沙: 中南大学出版社, 2009.

[11] ASM International Handbook Committee. ASM Handbook Volume 2: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials 10th Edition [M]. Ohio: ASM International, 1990.

(编辑:栗万仲)

欢迎关注
“特种铸造”
微信公众号



- 微官网
- 微商城
- 本刊会议
- 收录动态
- 稿件系统

- 行业动态
- 铸造前沿
- 经典案例
- 铸造学堂
- 专利与发明

- 联系我们
- 免费推广
- 铸造职场
- 产品库
- 企业库