

冷压固相烧结制备 Al-5Fe 合金的显微组织

周振平¹ 曲迎东² 周启文²

(1.台州学院医药化工与材料工程学院; 2.沈阳工业大学材料科学与工程学院)

摘 要 采用冷压法制备了 Fe 含量为 5% (质量分数,下同)的 Al 粉和 Fe 粉压坯,确定了制坯压力对压坯密度的影响;采用固相烧结法制备了 Al-5Fe 合金;采用 SEM、EDS 和显微硬度等手段研究了压坯在烧结过程中的组织演变与显微硬度的变化趋势。结果表明,压坯密度随制坯压力快速提升,当制坯压力达到 500 MPa 后,密度增加变缓;500 ℃下保温 30 min 不能使压坯烧结,未出现 Al₃Fe 金属间化合物;保温 45 min 或更长,粉末压坯被烧结,合金中形成平均尺寸为 10~15 μm 的颗粒状 Al₃Fe 金属间化合物,组织较铸态明显细化,但基体中存在显微孔隙;烧结合金的密度和维氏硬度随烧结时间延长而提高;当烧结时间为 90 min 时,合金密度为 2.764 g/cm³,维氏硬度(HV_{0.3})为 38.0;复压复烧可以进一步提升烧结 Al-5Fe 合金的密度到 2.80 g/cm³,显微硬度(HV)达到 40.0,两者均低于铸态,其原因是复压复烧无法完全消除孔隙。

关键词 Al-5Fe 合金; Al₃Fe 金属间化合物; 烧结; 复压复烧; 显微硬度

中图分类号 TG146.21; TF124

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2021.11.015

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Microstructure of Al-5Fe Alloy Prepared by Cold Pressed Solid Phase Sintering

Zhou Zhenping¹, Qu Yingdong², Zhou Qiwen²

(1.School of Pharmaceutical and Materials Engineering, Taizhou University;

2.School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology)

Abstract: The Al powder and Fe powder compacts with 5% Fe content was fabricated by cold compression method, and the influence of pressure on compact density was investigated. Al-5Fe alloy was fabricated by solid phase sintering, and the trend of microstructure evolution and microhardness during sintering were investigated by SEM, EDS and micro-Vickers hardness testing. The results indicate that compact density is increased rapidly with the pressure, and slows down after 500 MPa. The compact is unsintered with absence of Al₃Fe intermetallic compound when the temperature is held at 500 ℃ for 30 min. When the temperature is held for over 45 minutes, the powder compact is sintered, and a granular Al₃Fe intermetallic compound with an average size of 10~15 μm is formed, where the microstructure is significantly refiner than that of as-cast one, yet with micropores in the matrix. The density and micro-Vickers hardness of the sintered alloy are increased with the sintering time, which reach 2.764 g/cm³ and 38 HV_{0.3}, respectively, with sintered for 90 min. Re-pressing and re-sintering can further enhance the density of the sintered Al-5Fe alloy to 2.80 g/cm³ and the microhardness to 40 HV_{0.3}, both of which are lower than those of as-cast ones, which is attributed to re-pressing and re-sintering unable to eliminate micropores completely.

Key Words: Al-5Fe Alloy, Al₃Fe Intermetallic Compound, Sintering, Re-pressing and Re-sintering, Micro-Vickers Hardness

Al-Fe 合金具有耐热、耐磨和抗高温氧化等特点,20 世纪 70 年代以来一直受到材料研究者的关注^[1~5]。Al-Fe 合金中的强化相 Al₃Fe 是小平面相,在液态生长时具有强烈的择优取向^[6],使得凝固组织中的 Al₃Fe 化

合物呈粗大的针片状和板条状,导致合金力学性能低下^[7]。目前比较成熟的 Al-Fe 合金细化组织手段是快速凝固,但快速凝固技术存在制备成本高且不适合制备大型结构件等缺点^[8]。而普通熔铸技术简便易行,制备

收稿日期:2021-04-08;修改稿收到日期:2021-05-24
基金项目:辽宁省自然科学基金资助项目[科技创新基地(2020-KF-14-03)];浙江省材料科学与工程一流学科(台州学院)开放基金资助项目
第一作者简介:周振平,男,1977 年出生,副教授,浙江台州(318000),E-mail:zpzhou88@126.com
通信作者:曲迎东,男,1975 年出生,教授,沈阳(110870),E-mail:quyingdong@163.com
引用格式:周振平,曲迎东,周启文. 冷压固相烧结制备 Al-5Fe 合金的显微组织[J]. 特种铸造及有色合金,2021,41(11):1 400-1 406.
ZHOU Z P, QU Y D, ZHOU Q W. Microstructure of Al-5Fe alloy prepared by cold pressed solid phase sintering[J]. Special Casting & Non-ferrous Alloys, 2021, 41(11):1 400-1 406.

成本低廉,可以弥补上述缺点,因而,开发普通熔铸 Al-Fe 合金一直是研究热点^[9~13]。许多研究者试图采用合金化手段细化 Al₃Fe 化合物,但成效不太明显^[14~17]。近年来,一些研究者在熔铸基础上再辅以半固态/热挤压、轧制/热处理、熔铸/大变形等技术细化合金组织,收到一定的成效^[18~21]。

粉末冶金是制备合金的重要方法之一,在材料研究和工业生产中得到了广泛应用。鉴于熔铸 Al-Fe 合金细化组织难度大,一些研究者采用粉末冶金技术制备 Al-Fe 合金。但大多采用机械合金化方法^[22~26],所用设备较昂贵,工艺复杂,制备成本高。要想拓展 Al-Fe 合金的应用,必须开发制备成本较低的常规粉末冶金技术。本课题从粉末冶金的重要参数:制坯压力、压坯密度、烧结温度和烧结时间出发,研究烧结体密度、组织和显微硬度的变化,为研制粉末冶金 Al-Fe 合金提供参考。

1 试验材料与方法

试验用单质 Al 粉和单质 Fe 粉均为气体雾化法制得的球形粉末。将 Al 粉和 Fe 粉按质量比 19 : 1 置于研磨罐中,加入玛瑙研磨球,球料比为 5 : 1。在罐磨机上研磨混料,为防止粉末氧化,罐体抽真空后充入高纯 Ar,研磨时间为 5 h。混料完毕,将粉体过筛并适度研磨,在通高纯 Ar 的管式炉中退火,温度为 400 ℃,时间为 2 h。

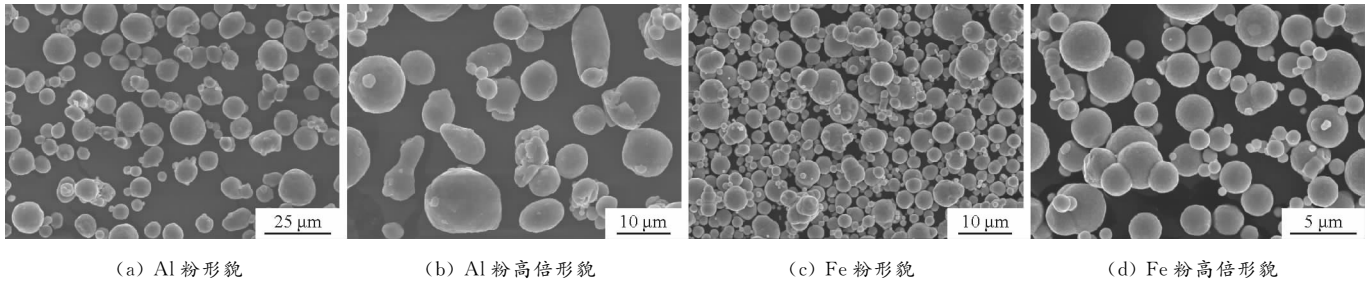


图 1 Al 粉和 Fe 粉的二次电子像形貌

Fig.1 Secondary electron morphologies of Al powder and Fe powders

Al 粉好,粉末粒径为 3~10 μm。

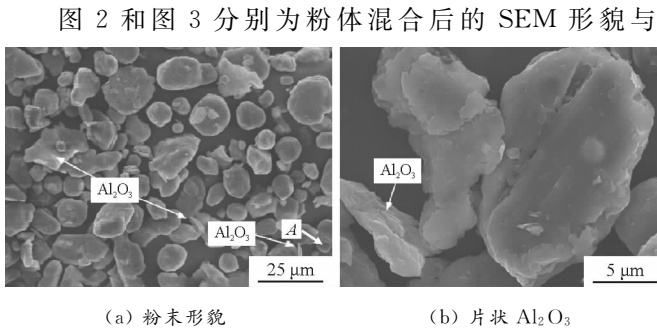


图 2 混合后粉体的 SEM 形貌

Fig.2 SEM morphologies of powder mixture

退火后的粉体在液压机上单向模压制坯,压坯尺寸为 ϕ20 mm×(5~10) mm。为减小压制时模壁摩擦力,模具内壁采用机油+石墨粉润滑。制坯结束后,生坯在管式炉中真空烧结,加热温度为 500 ℃,时间分别为 30、45、60 和 90 min。

依据 GB/T3850-2015 测定 Al-5Fe 合金密度,天平测量精度为 0.1 mg。Al-5Fe 合金的理论密度 ρ_T 计算如下:

$$\rho_T = \rho_{Al} f_{Al} + \rho_{Fe} f_{Fe}$$

式中,ρ_{Al} 为纯 Al 密度,2.7 g/cm³;ρ_{Fe} 为纯 Fe 的密度,7.87 g/cm³;f_{Al} 为 Al 的质量分数,其值为 95%;f_{Fe} 为 Fe 的质量分数,其值为 5%。计算可得 Al-5Fe 合金的理论密度为 2.959 g/cm³。

组织观察和能谱分析在带能谱仪的 S-4800 扫描电镜上进行,物相分析在 D8 Advance X 射线衍射仪上进行,在 HVM-G 20S 显微硬度计上测定合金硬度,载荷为 2.942 N,加载时间为 15 s。

2 试验结果与讨论

2.1 粉体形貌

图 1 为粉体混料前的 SEM 形貌。可以看出,Al 粉末粒径大小不一,外形呈球形或近球形,表面较光滑;最大粒径约 15 μm,最小的为 3~5 μm,小尺寸的粉末有团聚现象;Fe 粉形貌与 Al 粉类似,也是球形,圆整度比

EDS 分析结果。可以看出,经过混合后,粉体表面变得粗糙不平,部分粉末被进一步破碎;粉体中存在一些片

状物(见图 2b)和一些疏松的碎末状团聚物(见图 2c)。EDS 分析结果证实片状物和团聚物为 Al_2O_3 , 见图 2d。 Al 是极易氧化的金属, 尤其是粉末状的 Al , 其比表面积大, 氧化加剧。氧化主要来自两方面, 一是气体雾化制粉过程, 二是混料研磨、过筛和退火等一系列后处理工序。混料研磨过程中会把粉末表面原有的氧化物剥离脱落, 但在后续处理接触到空气时又会产生新的氧化物。图 2a 中的 A 处清晰显示有一片状 Al_2O_3 即将从 Al 粉表面剥离。图 2d 的 B 处显示粉末表面有少许片状物, 图 3b 的 EDS 分析揭示其含有 11.36% 的 O, 推测该片状物应为 Al_2O_3 。该片状 Al_2O_3 可能是粉末混合研磨过程中原有的氧化物剥离脱落不彻底造成的, 也可能是混料过程中脱落下来的 Al_2O_3 粘附到粉末表面。无论是脱落下来的 Al_2O_3 还是粉末表面的 Al_2O_3 , 都会阻碍粉体烧结, 难以获得高致密度的粉末冶金材料。

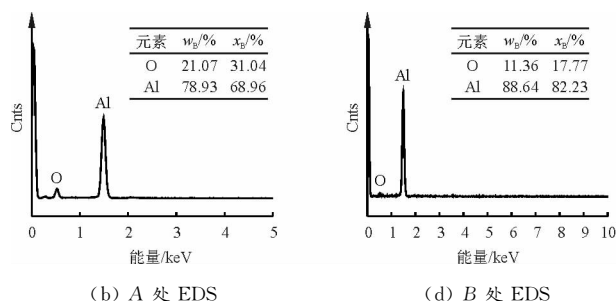


图 3 图 2 中粉体混合后 EDS 分析结果
Fig.3 EDS results of powder mixture in Fig.2

2.2 制坯压力对压坯密度的影响

粉末冶金材料的力学性能与密度密切相关, 为获得高致密度的粉末冶金材料, 理论上制坯压力越高越好, 但太高的压力一方面会加剧模具磨损, 缩短模具使用寿命; 另一方面, 过高的压力会使压坯产生大的弹性后效, 导致生坯开裂。研究表明, 当制坯压力达到一定值后, 继续增加压力, 生坯密度提高有限, 因此有必要先确定合理的制坯压力。

图 4 为生坯密度和相对密度随制坯压力的变化。可以看出, 压力从 250 MPa 增加到 600 MPa 时, 生坯

密度由 2.570 g/cm^3 快速上升到 2.753 g/cm^3 , 但压力达到 500 MPa 后, 密度增加趋势变缓。与此对应的, 相对密度也在 500 MPa 后变化缓慢。由此可见, Fe 含量为 5% 的粉末制坯压力以 500 MPa 左右为宜。如果从延长模具寿命角度出发, 甚至可以降低到 400~450 MPa。

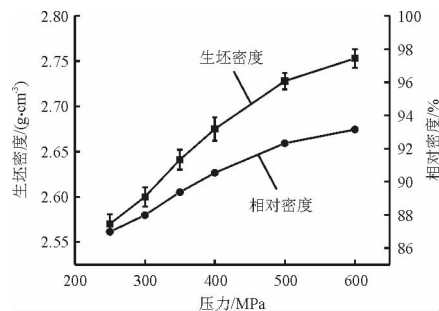


图 4 制坯压力对 Al-5Fe 生坯密度和相对密度的影响
Fig.4 Effects of compacting pressure on density and relative density of Al-5Fe green compact

2.3 烧结时间对组织的影响

图 5 为 Al-5Fe 合金生坯烧结前的 SEM 和 EDS 分析结果。图 5a 中亮白色的颗粒物为 Fe 粉, 深色区域为 Al 基体, 基体上有许多明显的孔洞。由于是生坯, Fe 粉与 Al 粉的结合仅依靠机械咬合, 结合强度低, 在研磨抛光时部分结合力低的 Fe 粉易从基体上脱落产生孔隙。从图 5a 可知, 混料后, 大部分 Fe 粉较均匀地分布在 Al 基体上, 但有一部分 Fe 粉被挤压靠的很近, 甚至有些 Fe 粉紧密粘连, 见箭头处。这一点可以从图 5b 清晰看到, 图中左上角的两颗 Fe 粉在高制坯压力下出现了明显的粘合迹象, 右边的几颗 Fe 粉则挨得很近。从获得细小烧结组织角度来说, Fe 粉的粘连和紧密接触是不利的, 因为在烧结过程中这些粉末会通过冶金接合使得组织进一步变大。要想完全避免 Fe 粉的近距离接触几乎是不可能的, 比较有效的方法是采用粒度更细的 Fe 粉, 这样, 即使若干 Fe 粉融合到一起也不会使 Fe 粉变得过大, 但粒度越小的 Fe 粉其比表面积变大, 更容易团聚, 需要采取有效的分散手段。

图 5b 的中部和右下角矩形区域清晰表明, 压制后

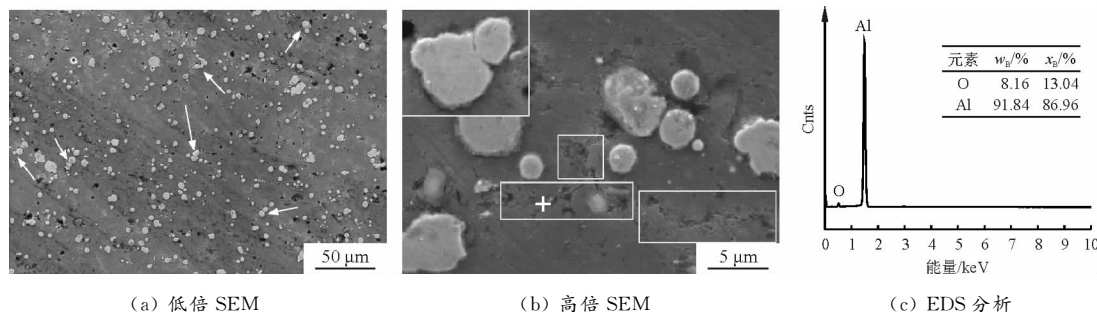


图 5 Al-5Fe 合金生坯组织与 EDS 分析结果

Fig.5 SEM images and EDS analysis of Al-5Fe green compact

的生坯基体部分不够致密,出现了明显的“接痕”,表面凹凸不平。图 5c 是对凹槽内物质的 EDS 分析,表明其内有较多的 O。接痕的产生很可能跟粉体中局部区域 Al_2O_3 较多有关。Al 是易变形金属,微量的孤立分布的 Al_2O_3 对阻碍 Al 粉在高压下的紧密粘合作用有限,但存在片状 Al_2O_3 时,这会对 Al 粉间的机械粘合产生较明显的有害作用。基体中的接痕降低了基体的致密度,这些 Al_2O_3 在烧结过程中又不能还原或分解,还会阻碍粉末烧结,降低烧结体的致密度和强度,因此,对于铝合金的粉末冶金,必须严格控制每一道前处理工序,包括原料管理、混料和制坯等工序,尽可能减少氧化,降低 Al_2O_3 含量。

图 6 为生坯经 $500\text{ }^\circ\text{C}\times 30\text{ min}$ 烧结后 SEM 二次电子像和 EDS 分析结果。与图 5a 相比,经过 30 min

烧结后,图 6a 中的粒状物尺寸有所变大且外形变得不太规则,颗粒四周有一些小突起,另有一些颗粒外形变化不大;基体上存在微小的孔洞,见图 6a 箭头处。从图 6b 看出,颗粒基本保持烧结前的形貌,颗粒四周有明显的一圈深色“晕圈”。EDS 分析表明(见图 6c),只含有少量的 Al,表明颗粒仍是 Fe 粉,说明 $500\text{ }^\circ\text{C}\times 30\text{ min}$ 的加热未能使压坯烧结,不能生成 Al 和 Fe 的化合物,因此该阶段的烧结可以近似认为是纯 Al 粉的烧结。Fe 中含 Al,表明烧结时是 Al 向 Fe 中扩散。从图 6d 看出,成分主要是 Al,还有少量的 O 和 Fe,表明在 Fe 的周围有较多的 Al_2O_3 。 Al_2O_3 的存在势必对原子扩散有阻碍作用,影响烧结。从图 6b 可以看到,Fe 粉与基体之间有明显的缝隙,表明烧结不充分时 Fe 与基体的结合很弱。

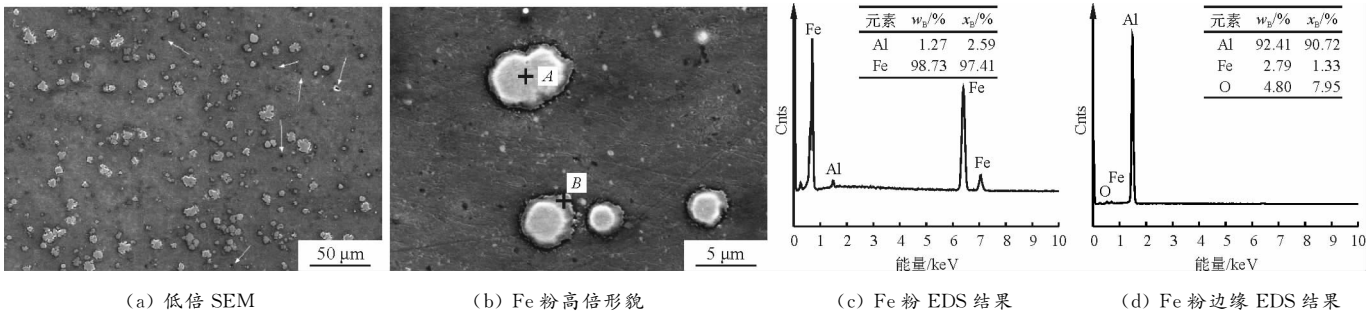


图 6 经 $500\text{ }^\circ\text{C}\times 30\text{ min}$ 烧结后 Al-5Fe 合金的 SEM 像和 EDS 结果

Fig.6 SEM images and EDS analysis of Al-5Fe alloy sintered at $500\text{ }^\circ\text{C}$ for 30 min

图 7 为 Al-5Fe 合金经 $500\text{ }^\circ\text{C}\times 45\text{ min}$ 烧结后组织形貌和 EDS 结果。从图 7a 可以看出,烧结后组织明显呈现不规则颗粒状,颗粒四周突起增加。从图 7d 可知,这些颗粒的 Fe 含量为 37.14%,与 Al_3Fe 金属间化合物的成分一致^[27],证明这些颗粒为 Al_3Fe 相,且组织中不存在未被烧结的 Fe,这说明 45 min 的等温加热可以使压坯完全烧结。由于保温时间较长,Al 原子可通过扩散与 Fe 原子发生充分反应形成 Al_3Fe 金属间化合物。

物。对比图 6 可知, Al_3Fe 金属间化合物形成速度很快,可以在 45 min 内完成,说明 Al 在 Fe 中有较高的扩散速度。经过 45 min 烧结后,基体中存在一些孔隙,见图 7b。从图 7c 可看出,最右边粗大的 Al_3Fe 化合物出现了粘连现象,这极有可能是生坯中原先几个紧密接触 Fe 粉在烧结过程中融合长大造成的,由此可见,要获得组织细小均匀的烧结组织,需要让 Fe 粉在 Al 粉中尽可能均匀分布,避免团聚。

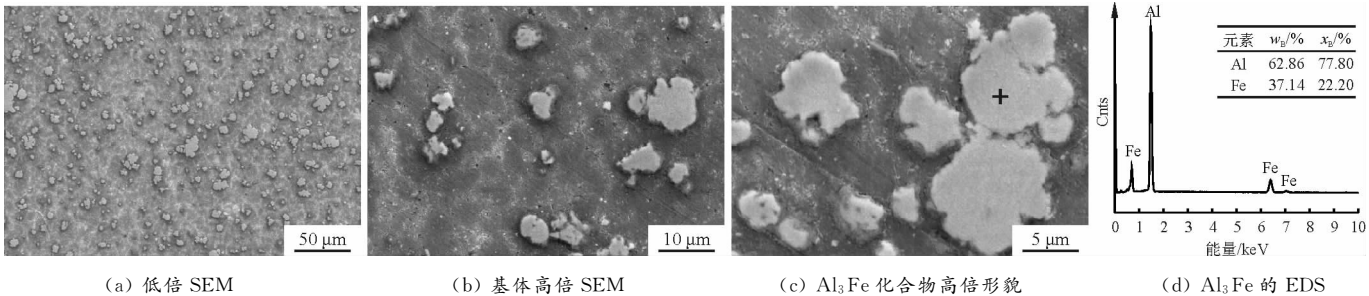


图 7 经 $500\text{ }^\circ\text{C}\times 45\text{ min}$ 烧结后 Al-5Fe 合金的 SEM 和 EDS 结果

Fig.7 SEM images and EDS analysis of Al-5Fe alloy sintered at $500\text{ }^\circ\text{C}$ for 45 min

图 8 为经过 $500\text{ }^\circ\text{C}\times 60\text{ min}$ 烧结后的 Al-5Fe 合金组织及 EDS 结果。可以看出,与 45 min 烧结相比,组织变化不大,但烧结后组织不致密,存在孔隙。颗粒状组织的 EDS 分析显示其 Fe 含量为 35.01%,确认该相

为 Al_3Fe 金属间化合物。

图 9 为经过 $500\text{ }^\circ\text{C}\times 90\text{ min}$ 烧结后的 Al-5Fe 合金组织及 EDS 结果。从图 9c 可知,组织中的颗粒 Fe 含量为 37.24%,说明该相为 Al_3Fe 金属间化合物。经 90

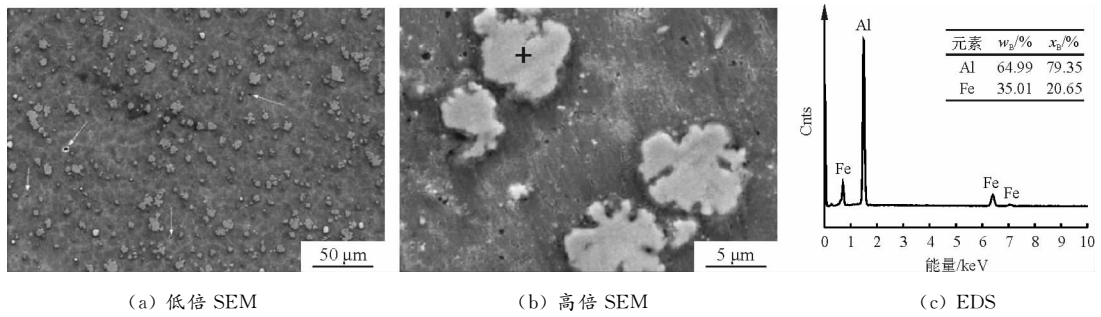


图 8 经 500 °C × 60 min 烧结后 Al-5Fe 合金的 SEM 和 EDS 结果

Fig.8 SEM images and EDS analysis of Al-5Fe alloy sintered at 500 °C for 60 min

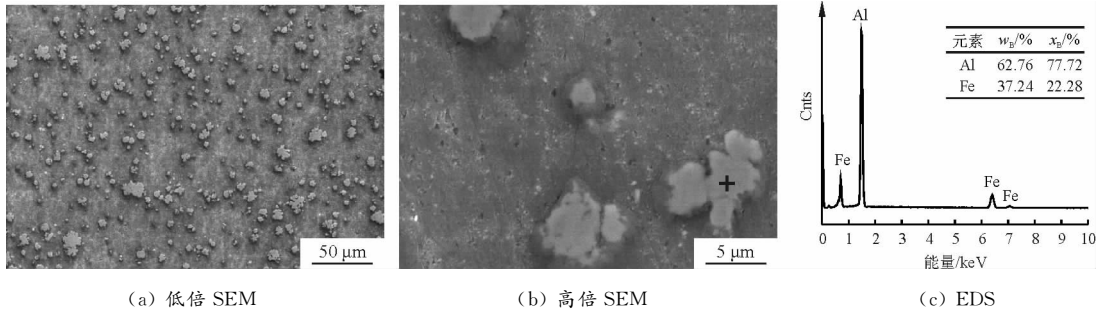


图 9 经 500 °C × 90 min 烧结后 Al-5Fe 合金的 SEM 像和 EDS 结果

Fig.9 SEM images and EDS analysis of Al-5Fe alloy sintered at 500 °C for 90 min

min 烧结, 图 9a 的组织与先前相比变化不大, 表明 Al_3Fe 金属间化合物在高温下具有很好的稳定性。从图 9b 观察到烧结后的基体仍不致密, 存在孔隙。

图 10 为 Al-5Fe 合金在金属型中凝固后的铸态组织。其中较大的灰色片状物和条状物是初生 Al_3Fe 金属间化合物, 细小的针状物是共晶 Al_3Fe 金属间化合物。显然, 采用冷压+固相烧结可以显著细化 Al_3Fe 金属间化合物, 其平均尺寸为 10~15 μm , 但固相烧结并不能使合金完全致密化, 其原因是 Al 粉表面包裹着一层致密的 Al_2O_3 , 烧结过程 Al_2O_3 能稳定存在, 阻碍了粉末间的冶金接合。为提高烧结铝合金的致密度, 往往要借助挤压、锻造、轧制、复压复烧等工艺。

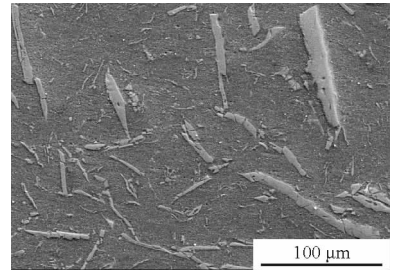


图 10 Al-5Fe 合金典型铸态组织

Fig.10 Typical as-cast microstructure of Al-5Fe alloy

图 11 为经 500 °C × 45 min 烧结的 Al-5Fe 合金在 600 MPa 复压+45 min 烧结的组织及 EDS 结果。从图 11a 可以看出, 经复烧复压, 组织变得比较致密。从

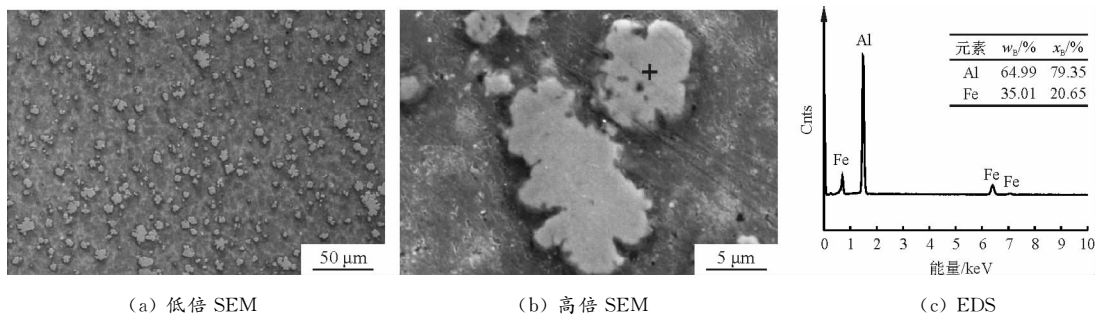


图 11 复压复烧后 Al-5Fe 合金的 SEM 像和 EDS 结果

Fig.11 SEM images and EDS analysis of repressed and resintered Al-5Fe alloy

图 11c 看出, 合金中的颗粒为 Al_3Fe 金属间化合物, 进一步说明 Al_3Fe 化合物具有高的稳定性, 在高温下粗化速度缓慢。从图 11b 看出, 基体中仍存在孔隙, 表明

复压复烧未能完全消除基体中的烧结孔隙。

2.4 Al_3Fe 金属间化合物形成机理

试验结果表明, 固相烧结可以制备出由 $\text{Al} + \text{Al}_3\text{Fe}$

组成的 Al-5Fe 合金,组织中未出现其他富铁化合物,这点与机械合金化+放电等离子烧结制备 Al-Fe 合金的微观组织有所不同^[28]。

从 Al-Fe 合金二元相图可知,在 500 °C 时 Al 在 Fe 中的最大溶解度约为 12%。室温下生坯中 Fe 粉的 Al 含量为 0,随着温度升高,Al 原子不断向 Fe 中扩散,但 Fe 原子向 Al 中的扩散速度要低得多^[29],Fe 在 Al 中最大溶解度只有 0.04%,因此可以忽略 Fe 原子向 Al 中的扩散。当 Fe 粉中的 Al 含量达到 12% 时,将出现 FeAl 金属间化合物。由于 Fe 粉被 Al 粉包围,Al 原子不断向 Fe 扩散,直至整个 Fe 粉全部转变为 FeAl。FeAl 金属间化合物中的 Al 含量低于 Al 基体,所以 Al 原子要继续向其扩散,当 FeAl 金属间化合物的 Al 含量达到约 32% 时,FeAl 金属间化合物开始向 FeAl₂ 转变。依次类推,当 Fe₂Al₅ 中的 Al 含量约为 58% 时,Fe₂Al₅ 将逐渐转变为 Al₃Fe。500 °C 时 Al₃Fe 中 Al 的最大溶解度约为 61% (对应的 Fe 含量为 39%),室温下 Al₃Fe 中的 Fe 含量为 37.3%^[27],说明降到室温过程中只有少量的 Al 析出。

试验中采用的 Fe 粉都是微米级,尺寸小,扩散距离短,所以相变会很快,这解释了 Al₃Fe 金属间化合物能在短时间内由 Fe 和 Al 化合而成。

以上是基于平衡相图和扩散理论对 Al₃Fe 金属间化合物形成机理的定性分析。在扩散反应过程中,不一定出现所有的中间物相,因为物相能否出现还跟相界面的移动速度有关。

2.5 烧结时间对合金密度的影响

图 12 为烧结时间和复压复烧对烧结 Al-5Fe 合金密度的影响。可以看出,在复压 500 MPa 下的生坯密度为 2.728 g/cm³,经 30 min 烧结,密度却下降到 2.676 g/cm³。其原因是,经 30 min 的保温没能使合金真正烧结,这一阶段主要是 Al 粉的短时间单相烧结,尽管烧结会使压坯收缩,但由于制坯压力高,在升温阶段压坯内部的内应力得到释放,使压坯体积变大,增大部分的体积超出了烧结引起的体积收缩,因此密度降低。根据 Al-Fe 平衡相图,Fe 在 Al 中固溶度极小,Fe 向 Al 中的扩散速度远低于 Al 向 Fe 的扩散速度,因此会产生柯肯德尔效应,在基体 Al 中会产生大量的空穴,空穴进一步集中为孔隙,使烧结体体积变大,进一步降低了烧结坯密度。随着保温时间延长到 45 min,粉末的烧结变得更加充分,压坯烧结引起的体积收缩变大,孔隙减少、变小,使得合金密度有所回升。烧结时间为 60 min 时,密度进一步提升,烧结时间为 90 min,合金密度变化不大,由此可以推断,在 500 °C 时,Al 粉和 Fe 粉的

生坯烧结过程在约 60 min 后即充分进行,密度为 2.764 g/cm³,相对密度达到 93.5%。复压复烧后,合金密度提高到 2.803 g/cm³,相对密度为 94.9%。可见,固相烧结很难获得高致密度的粉末冶金铝合金,要想进一步提高密度,需借助液相烧结或固相烧结加挤压等措施。

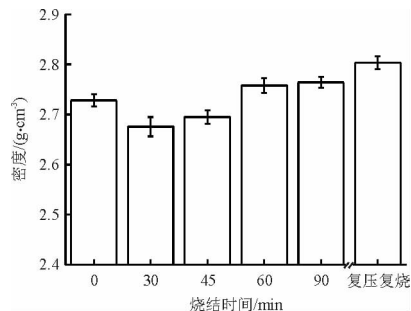


图 12 烧结时间和复压复烧对 Al-5Fe 合金密度的影响

Fig.12 Effects of sintering time and repressing & resintering on density of Al-5Fe alloy

2.6 烧结时间对合金显微硬度的影响

图 13 为经过不同烧结时间和复压复烧的 Al-5Fe 合金的显微硬度与铸态 Al-5Fe 合金硬度的对比。随着烧结时间延长,烧结过程越充分,基体的致密度得以提高,合金的显微硬度也逐步提升,但提升幅度不大,即使经过复压复烧后,烧结 Al-5Fe 合金的显微硬度(HV_{0.3})也只有 40,低于铸态的 44.4。尽管烧结 Al-5Fe 合金的 Al₃Fe 金属间化合物尺寸显著小于铸态,但基体不如铸态致密,造成烧结合金硬度偏低。要想提高烧结 Al-5Fe 合金的硬度和性能,必须提高烧结致密度。

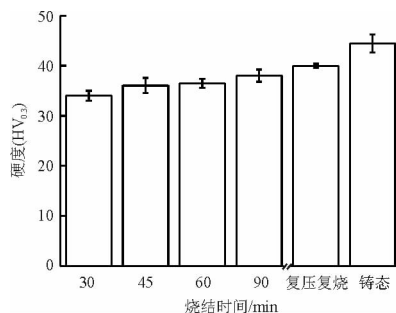


图 13 烧结时间和复压复烧对 Al-5Fe 合金显微硬度的影响

Fig.13 Effects of sintering time and repressing & resintering on microhardness of Al-5Fe alloy

3 结 论

(1)Fe 含量为 5% 的 Al 粉和 Fe 粉生坯密度随制坯压力提高而上升,压力高于 500 MPa 后,密度提高趋缓。高的制坯压力会使生坯在 500 °C 烧结 45 min 内密度值低于初始密度。

(2)Fe 含量为 5% 的生坯在 500 °C 保温 30 min 不能使生坯烧结,保温 45~90 min 可以使生坯烧结,生成

平均尺寸为 $10 \sim 15 \mu\text{m}$ 的颗粒状 Al_3Fe 金属间化合物,与铸态相比,组织得到显著细化,但基体中存在显微孔隙。

(3) 烧结体密度和显微硬度均随烧结时间延长而提高。 Al 粉中的 Al_2O_3 使得固相烧结不能获得致密的 Al-5Fe 合金。经过复压复烧,烧结体密度达到 2.803 g/cm^3 ,显微硬度($\text{HV}_{0.3}$)增加到 40,略低于铸态。

参 考 文 献

- [1] DAS K. Rapidly solidified aluminum and magnesium alloys-recent developments[J]. Mater. Sci. Eng., 1988, 98: 6-12.
- [2] PARIONA M M, TELEGINSKI V, SANTOS K D, et al. Influence of laser surface treated on the characterization and corrosion behavior of Al-Fe aerospace alloys[J]. Applied Surface Science, 2013, 276: 76-85.
- [3] SUN S, ZHENG L J, PENG H, et al. Microstructure and mechanical properties of Al-Fe-V-Si aluminum alloy produced by electron beam melting[J]. Mater. Sci. Eng., 2016, A659: 207-214.
- [4] PARIONA M M, TELEGINSKI V, SANTOS K D. AFM study of the effects of laser surface remelting on the morphology of Al-Fe aerospace alloys[J]. Mater. Charact., 2017, 42: 64-76.
- [5] RIVAI A K, TAKAHASHI M. Corrosion investigations of Al-Fe-coated steels, high Cr steels, refractory metals and ceramics in lead alloys at 700°C [J]. J. Nucl. Mater., 2010, 398: 146-152.
- [6] MCLEOD A J, HOGAN L M, ADAM C M. Growth mode of the aluminium phase in Al-Si and Al- Al_3Fe eutectics[J]. J. Crystal. Growth, 1973, 19: 301-310.
- [7] COUTURE A. Iron in cast Al-alloys-a literature survey[J]. AFS International Cast Metals Journal, 1981(12): 9-16.
- [8] 李月珠. 快速凝固技术和材料[M]. 北京: 国防工业出版社, 1993.
- [9] WANG X, GUAN R G, MISRA R D K, et al. The mechanistic contribution of nanosized Al_3Fe phase on the mechanical properties of Al-Fe alloy[J]. Mater. Sci. Eng., 2018, A724: 452-460.
- [10] BISMARCK L S, GARCIA A, SPINELLI J E. The effects of microstructure and intermetallic phases of directionally solidified Al-Fe alloys on microhardness[J]. Mater. Lett., 2012, 89: 291-295.
- [11] GOULART P R, SPINELLI J E, CHEUNG N, et al. The effects of cell spacing and distribution of intermetallic fibers on the mechanical properties of hypoeutectic Al-Fe alloys[J]. Mater. Chem. Phys., 2010, 119: 272-278.
- [12] MEZA E S, BERTELLI F, GOULART P R, et al. The effect of the growth rate on microsegregation: Experimental investigation in hypoeutectic Al-Fe and Al-Cu alloys directionally solidified[J]. J. Alloys Compd., 2013, 561: 193-200.
- [13] GOULART P R, SPINELLI J E, CHEUNG N, et al. Al-Fe hypoeutectic alloys directionally solidified under steady-state and unsteady-state conditions[J]. J. Alloys Compd., 2010, 504: 205-210.
- [14] LU S X, SHI Z M, LI N Y, et al. Crystallization inhibition and microstructure refinement of Al-5Fe alloys by addition of rare earth elements[J]. J. Alloys Compd., 2017, 899: 90-99.
- [15] SHAKIBA M, PARSON N, CHEN X G. Effect of homogenization treatment and silicon content on the microstructure and hot workability of dilute Al-Fe-Si alloys[J]. Mater. Sci. Eng., 2014, A619: 180-189.
- [16] LIANG Y H, SHI Z M, LI G W, et al. Effects of Er addition on the crystallization characteristic and microstructure of Al-2% Fe cast alloy[J]. J. Alloys Compd., 2019, 781: 235-244.
- [17] SHI Z M, GAO K, SHI Y T, et al. Microstructure and mechanical properties of rare-earth-modified Al-1Fe binary alloys[J]. Mater. Sci. Eng., 2015, A632: 62-71.
- [18] SHAKIBA M, PARSON N, CHEN X G. Hot deformation behavior and rate-controlling mechanism in dilute Al-Fe-Si alloys with minor additions of Mn and Cu[J]. Mater. Sci. Eng., 2015, A636: 572-581.
- [19] PRUSA F, VOJTECH D, MICHALCOVA A, et al. Mechanical properties and thermal stability of Al-Fe-Ni alloys prepared by centrifugal atomisation and hot extrusion[J]. Mater. Sci. Eng., 2014, 603: 141-149.
- [20] WANG X, GUAN R G, WANG Y, et al. Mechanistic understanding on the evolution of nanosized Al_3Fe phase in Al-Fe alloy during heat treatment and its effect on mechanical properties[J]. Mater. Sci. Eng., 2019, A751: 23-34.
- [21] 袁晓光, 张韶华, 刘波, 等. Al-Fe 基金属的半固态压缩变形特性[J]. 机械工程学报, 2010, 46(18): 85-90.
- [22] HUANG B, ISHIHARAK K N, SHINGU H. Amorphous and nanocrystalline structures of mechanically-alloyed Al-24.4% Fe (mole fraction) powder mixture[J]. Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 2000, 9(4): 747-752.
- [23] ANAS N S, RAMAKRISHNA M, DASH R K, et al. Influence of process control agents on microstructure and mechanical properties of Al alloy produced by mechanical alloying[J]. Mater. Sci. Eng., 2019, A751: 171-182.
- [24] NAYAK S S, WOLLGARLEN M, BANHART J, et al. Nanocomposites and an extremely hard nanocrystalline intermetallic of Al-Fe alloys prepared by mechanical alloying [J]. Mater. Sci. Eng., 2010, A527: 2 370-2 378.
- [25] JORGE M, CUBERO S, ZENJI H. Powder consolidation of Al-10% Fe alloy by high-pressure torsion[J]. Mater. Sci. Eng., 2012, A558: 462-471.
- [26] BAIG M, AMMAR H R, SEIKH A H, et al. Thermo-mechanical responses of nanocrystalline Al-Fe alloy processed using mechanical alloying and high frequency heat induction sintering[J]. Mater. Sci. Eng., 2016, A556: 132-141.
- [27] MONDOLFO L F. 铝合金的组织与性能[M]. 王祝堂, 张振录, 郑璇 译. 北京: 冶金工业出版社, 1988.
- [28] 顾剑, 古飒飒, 薛丽红, 等. 机械合金化和放电等离子烧结制备 Al-Fe 合金的微观组织演变[J]. 金属学报, 2013, 49(4): 435-441.
- [29] 王兴庆, 隋永江, 吕海波. 铁铝原子在金属间化合物形成中的扩散[J]. 上海大学学报(自然科学版), 1998, 4(6): 661-667.

(编辑: 栗万仲)