

# 烧结工艺及热挤压对纳米 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{7075}$ 铝基构型复合材料组织与性能的影响

颜庆华, 徐志凯, 卢德宏

(昆明理工大学 材料科学与工程学院, 云南 昆明 650032)

**摘要:** 采用粉末冶金与热挤压工艺制备了  $\text{Al}_2\text{O}_3$  质量分数为 10% 的纳米  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{7075}$  铝基构型复合材料。研究了真空与非真空下不同烧结温度、不同挤压比对复合材料微观组织、致密度、弹性模量、硬度和抗压强度的影响。结果表明: 随烧结温度升高, 挤压比 4:1 与 8:1 构型复合材料的硬度皆为先增加后减小, 整体硬度相对基体材料均明显提高。复合材料经过挤压后的致密度均在 98% 以上。挤压比 4:1, 烧结温度为 620、630、640  $^\circ\text{C}$  时, 相对于基体材料抗压强度分别提高 15.3%, 17.2%, 14.0%, 随温度升高先增大后减小。挤压比 8:1 时, 相对于基体材料抗压强度分别提高 33.2%, 34.1%, 31.1%, 随温度升高也呈现先增大后减小。而构型复合材料的弹性模量变化不大。

**关键词:** 粉末冶金; 热挤压; 铝基复合材料; 分级构型复合材料; 力学性能

**中图分类号:** TB333

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2021)10-3729-10

金属基复合材料 (MMCs) 具有高比强度、高比刚度、良好的耐磨性、热稳定性, 一直广泛应用于工程领域<sup>[1,2]</sup>。其中颗粒增强铝基复合材料 (PAMCs) 因其高强度低重量的特点在航空、国防和汽车工业中的应用更是引起重点关注<sup>[3,4]</sup>。

近年来, 随着先进制造工艺的快速发展, 人们更加着眼于复合材料微观结构构型设计, 使得更多性能优异的颗粒增强铝基复合材料 (PAMCs) 陆续出现。其中, Yao 等<sup>[5]</sup>利用粉末冶金法成功制备出纳米晶 Al 相 (NC-Al)、增强颗粒和粗晶 Al 相 (CG-Al) 的三相铝基构型复合材料, 其拥有优异的抗压强度及延展性。Kaveendran 等<sup>[6]</sup>利用原位生成的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  颗粒和颗粒状、块状和薄片状的  $\text{Al}_3\text{Zr}$  组成三维网络增强相, 此非连续型增强相有效增强了 2024 铝合金综合性能。Huang 等<sup>[7,8]</sup>同样认为不连续金属基复合材料 (DMMCs) 具有高强高韧性能, 强化相非连续分布可以显著提高复合材料的延展性, 其作用是钝化裂纹、承受应变和减缓裂纹扩展速率。并且通过在晶界中引入陶瓷强化颗粒, 形成网状分布, 也进一步增强了强化效果。Sivasankaran 等<sup>[9]</sup>利用粉末冶金法制备出纳米  $\text{TiO}_2/\text{AA6061}$  构型复合材料, 指出通过球磨混合后, 复合材料中纳米晶 (NC) 基体中的粗晶带 (CG) 分布均匀, 复合材料具有高强度高硬度。Shalaby 等<sup>[10]</sup>则采用挤压铸造法制备出了 AlN 颗粒增强 A359 基复合材料, 指出 AlN 颗粒于基体中可实现均匀分布, 且复合材料

导热性、耐磨性优良。Albert 等<sup>[11]</sup>同样利用粉末冶金法成功制备出 Al/TiC 复合材料, 发现 TiC 与 Al 界面结合良好, 并由此显著提高了复合材料硬度。在构型 PAMCs 微观结构中, NC 基体存在的晶体缺陷 (位错, 孪晶) 有利于其拥有较大强度, 基体上均匀分布的纳米陶瓷颗粒除去本身的细晶强化还对位错、晶格产生钉扎效果, 而 CG 带的形状、纹理和分布则对复合材料延展性及韧性产生较大影响。

7 系 7075 铝合金具有高强度、高韧性、耐磨性好等优异性能<sup>[12,13]</sup>, 而  $\text{Al}_2\text{O}_3$  颗粒成本低廉、密度小、比强度高、比刚度高、硬度高<sup>[14-16]</sup>, 作为增强颗粒在降低成本的同时还可以得到高强度铝基复合材料。至今还鲜有  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{7075}$  铝基构型复合材料的研究报道。本实验选用 7075 铝合金球形粉以及纳米  $\text{Al}_2\text{O}_3$  颗粒作为原料, 采用粉末冶金法+挤压工艺制备了  $\text{Al}_2\text{O}_3$  质量分数为 10% 的纳米  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{7075}$  铝基构型复合材料, 研究了烧结工艺及热挤压对纳米  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{7075}$  铝基构型复合材料组织与性能的影响。

## 1 实验

原材料为 7075 铝合金球形粉末 (上海卜微应用材料技术有限公司, 颗粒尺寸 5  $\mu\text{m}$ , 纯度 99.9%) 和纳米  $\text{Al}_2\text{O}_3$  颗粒 (上海鑫鼎冶金粉末有限公司, 颗粒尺寸 30 nm, 纯度 99.9%)。7075 铝合金球形粉末的化学成分见表 1。首先, 称取质量比 9:1 的 7075 铝合金球

收稿日期: 2020-10-26

作者简介: 颜庆华, 女, 1996 年生, 硕士, 昆明理工大学材料科学与工程学院, 云南 昆明 650032, E-mail: 377912055@qq.com

表 1 7075 铝合金球形粉末化学成分

Table 1 Chemical composition of 7075 aluminum alloy spherical powder (wt%)

Cu	Mg	Fe	Si	Mn	Zn	Other	Al
1.560	2.210	0.092	0.087	0.08	5.320	<0.05	Bal.

形粉末及纳米  $\text{Al}_2\text{O}_3$  颗粒, 将粉末原料通过高能球磨机 (QM-3SP2 行星式球磨机) 混粉<sup>[17,18]</sup>, 球料比 10:1, 转速 400 r/min, 时间 2 h。其次, 冷压成型 (769YP-40C 粉末压机)。干燥后, 在真空及非真空状态下进行 620、630、640 °C 烧结 (SK-G10163 真空管式电炉), 保温时间分别为 10、30、60 min, 最后采用挤压比 4:1、8:1 进行热挤压, 挤压样直径为 8 mm。

在试样挤压方向和垂直挤压方向分别取样, 用光学显微镜 (尼康 M300) 观察金相组织, 用扫描电子显微镜 (蔡司 EVO18-21-57) 观察微观组织。采用阿基米德法测量密度, 利用布氏硬度计 (THB-3000) 测试垂直挤压方向试样硬度。利用万能试验机 (WH-5000) 测试试样压缩性能, 其中压缩速率为 1 mm/min, 压缩试样尺寸为  $\Phi 5 \text{ mm} \times 7.5 \text{ mm}$ 。

## 2 结果与讨论

### 2.1 显微组织

#### 2.1.1 冷压成型坯体金相组织

采用粉末冶金法+热挤压工艺制备 10% 纳米  $\text{Al}_2\text{O}_3$ /7075 铝基构型复合材料, 为研究复合材料在烧结过程中的组织演变, 首先表征冷压成型坯体的金相组织, 如图 1 所示。

从图 1 知, 通过高能球磨混粉后, 冷压成型的原始坯体组织较为均匀, 其中 7075 铝合金球形颗粒由于受力, 从圆形变成椭圆形。部分粉末颗粒经高能球磨破碎、细化, 与纳米  $\text{Al}_2\text{O}_3$  颗粒产生机械结合。因为此时只是单纯的冷压成型, 原始坯体中还有较多黑色孔洞。

#### 2.1.2 非真空下烧结坯体金相组织

非真空条件下经过烧结的复合材料金相组织如图 2 所示。由图 2 可见, 随烧结温度升高 (620、630、640 °C), 坯体中铝基体的重熔率逐渐升高。烧结温度较低时, 组织中液相数量较少, 并且初生相呈大尺寸条状不均匀分布; 随烧结温度升高, 组织中液相数量增加, 同时初生相越来越小, 分布也越来越均匀。

随烧结时间延长 (10、30、60 min), 组织中黑色孔洞逐渐增加, 呈白色区域的铝基体随时间延长由大块状缩小为小块状, 说明未熔基体分布更加均匀。当烧结时间为 60 min 时, 组织中液相分布更加均匀, 初生相颗粒变为圆形, 呈现球状化。

#### 2.1.3 真空下烧结坯体金相组织

图 3 表示不同气氛下烧结坯体的试样外观。非真空烧结材料会出现铝液外渗现象, 这说明烧结时坯体中产生了液相, 并且液相发生了外渗。相反, 真空条件下则不会。

非真空下铝液外渗原因是复合粉末坯体只是单纯的冷压成型, 内部还存在许多孔洞缝隙, 同时在电阻炉中烧结是常压状态。当温度升高, 基体铝合金部分重熔时, 由于液相连通环境的空气, 而且试样内压力高于表面, 因而金属液会外渗, 同时这也是非真空下烧结金相组织中黑色孔洞越来越多的原因。而在真空下烧结, 即使温度升高, 基体铝合金重熔, 由于烧结条件处于相对真空状态 (10 Pa), 没有空气压力, 所以金属液不会外渗, 会留在原来位置。真空烧结时间为 60 min 时, 620、630、640 °C 温度下烧结的金相组织分别如图 4 所示。

由图可知, 当烧结温度较低或较高时, 材料内部组织黑色孔洞较大较多, 且分布不均匀; 与冷压坯体相比, 材料整体空隙变少; 且材料内部没有大块初生相, 经过重熔均变成细小、球化、均匀的颗粒。综合来看, 630 °C 真空烧结组织较好。

图 5 为复合粉末坯体在 630 °C 真空烧结 60 min 的 SEM 像和 EDS 面扫描。图 5a 表明, 烧结坯体内部出现很多白色条状相, 且白色部分分布在基体与孔洞周

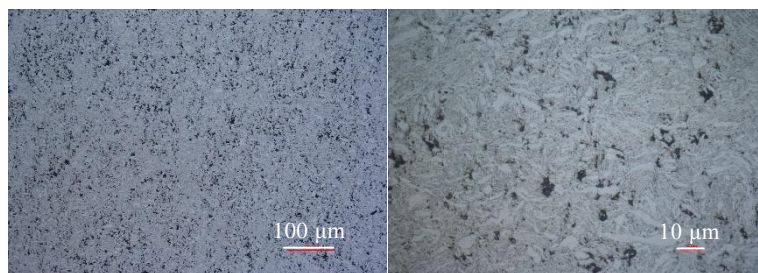


图 1 冷压成型原始坯体金相照片

Fig.1 Metallographic images of the cold-pressed original body

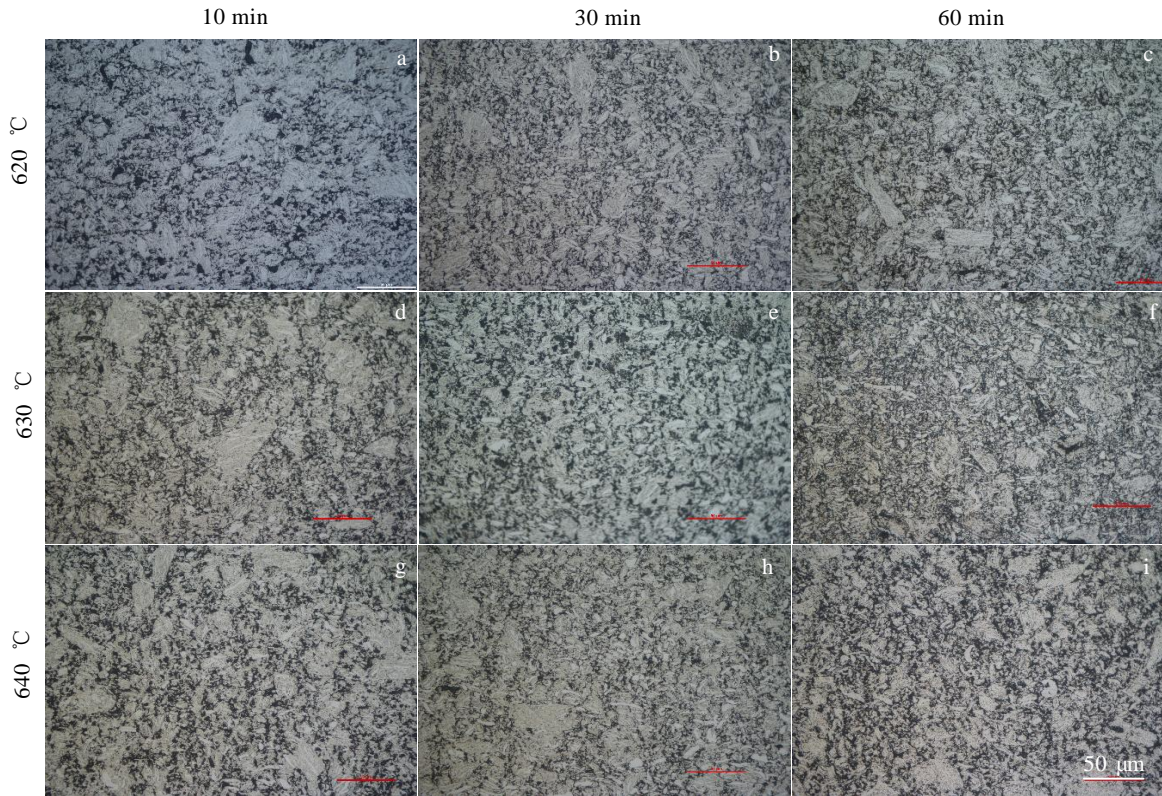


图 2 非真空下复合粉末坯体在不同烧结温度烧结不同时间的金相组织

Fig.2 Metallographic microstructures of composite powder blank at different sintering temperatures for different time in non vacuum



图 3 复合粉末坯体在非真空和真空下烧结试样

Fig.3 Composite powder green body sintered in non vacuum (a) and vacuum(b)

围，说明复合材料基体重熔先从孔洞处开始。基体重熔后聚集在孔洞附近，形成大的液相。经过 EDS 能谱面扫描分析发现，复合材料中氧元素均匀分布，说明氧化铝陶瓷颗粒在基体中分布较为均匀，高能球磨能够使纳米级氧化铝颗粒与铝合金粉末均匀混合。白色部分富含铜，且少铝，说明是由于材料基体部分发生重熔，生成了富铜相。这势必会影响到材料性能，7075 作为 Al-Zn- Cu-Mg 系合金，Cu 元素的富集导致 7075 基体中 Cu 元素含量减少，材料强度降低，整体材料性能下降。

### 2.1.4 挤压态铝基构型复合材料组织

#### (1) 挤压比 4:1

图 6 为不同温度烧结 (烧结时间 60 min)的复合材料在挤压比 4:1 垂直挤压方向及平行挤压方向的金相组织。对比烧结金相图，挤压后材料孔洞缺陷明显减少，试样变得更致密。从垂直挤压方向看，晶粒经过挤压变得小且圆整；而从平行挤压方向看，晶粒沿着材料挤压方向由烧结态的无规则分布变成均匀分布且形状变成纤维状规则分布，尤其明显的是浅色的晶粒。综上所述，10% 纳米 Al<sub>2</sub>O<sub>3p</sub>/7075 铝基构型复合材料形成。



图 4 真空中不同温度烧结的复合材料的金相组织

Fig.4 Metallographic microstructures of composites sintered at different temperatures in vacuum: (a) 620 °C, (b) 630 °C, and (c) 640 °C

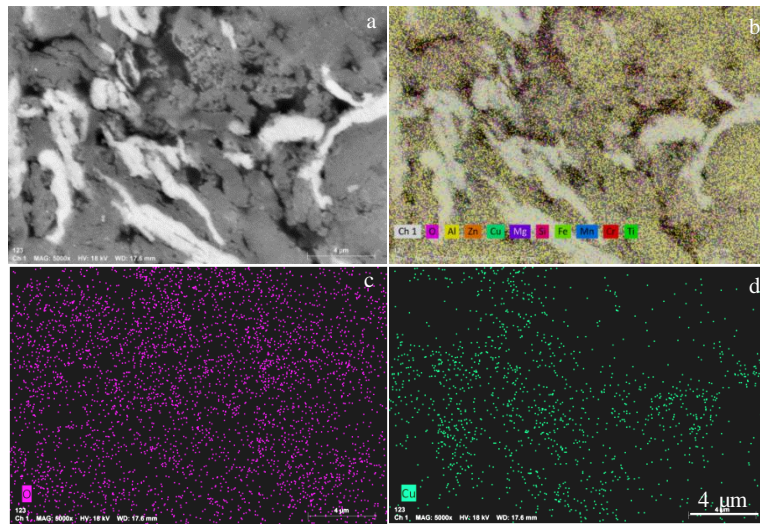


图 5 复合粉末坯料 630 °C 真空烧结 60 min 的 SEM 像及 EDS 面扫描

Fig.5 SEM image (a), element distributions (b) and EDS mappings of element O (c) and Cu (d) of composite powder blank sintered at 630 °C for 60 min in vacuum

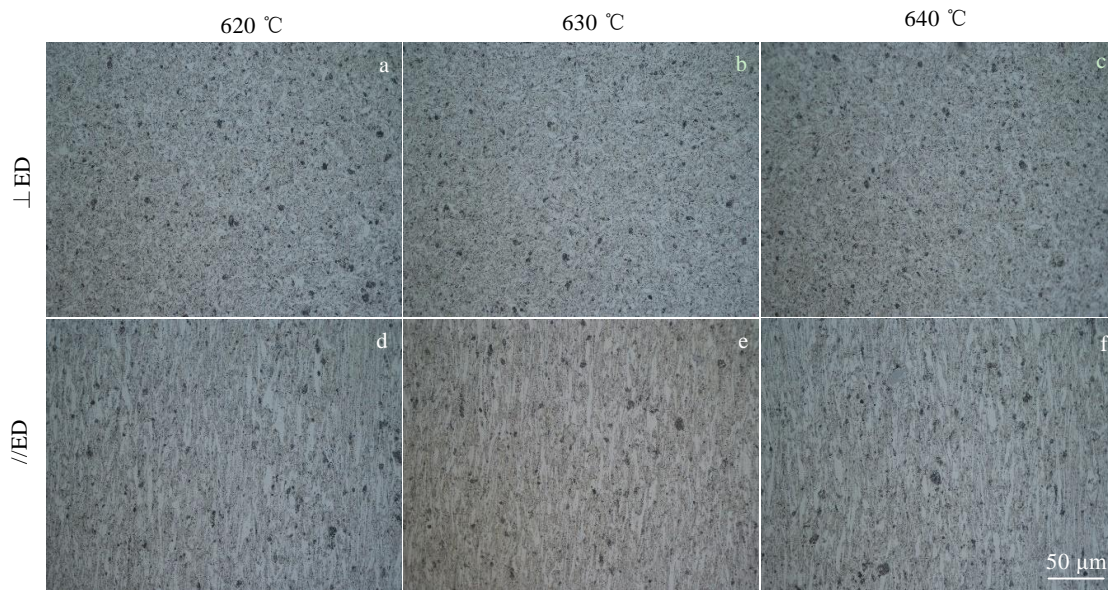


图 6 不同温度烧结的复合材料在挤压比 4:1 下垂直挤压方向及平行挤压方向的金相组织

Fig.6 OM microstructures of composites sintered at different temperatures in vertical extrusion direction ( $\perp$ ED) and parallel extrusion direction ( $\parallel$ ED) under extrusion ratio of 4:1

图 7 和图 8 分别为挤压比 4:1 时 630 °C 烧结 60 min 复合材料的 SEM 组织和复合材料垂直挤压方向的 EDS 面扫描。由图 7 可知，白色组织挤压后分布均匀。在垂直挤压方向液相呈不规则近圆形，平行挤压方向液相呈纤维状。从图 7a 看出，浅灰色部分为重熔基体部分，出现的铜元素富集与挤压前类似，这一点在图 8b 中也能发现。由于挤压只改变晶粒形态，并未改变成分分布，铜富集情况依旧存在。浅灰色区域没有氧元素分布，说明氧化铝颗粒在基体重熔之前分布均匀，经基体重熔后，基体合金熔化与氧化铝颗粒分离。这可能是由于氧化铝颗粒与基体润湿性差，在界面张力的作用下，氧化铝颗粒被排挤出液相而发生偏聚。

对挤压后的构型复合材料进行 T6 热处理。固溶温度为 465 °C，固溶时间为 2 h，油淬后在 150 °C 对复合材料进行人工时效处理，时效时间为 24 h。

图 9 为挤压比 4:1 下 630 °C 烧结 60 min 时构型复合材料的热处理金相组织。从金相组织看，与复合材料未热处理相比，材料垂直于挤压方向和平行于挤压方向相差不大。但从 SEM 组织看，变化较大，如图 10，热处理后材料组织中的白色部分减少，且尺寸明显减小，说明富铜区被固溶，这有利于恢复 7075 基体的铜含量。也就是说，通过 T6 热处理可以消除烧结工序造成的铜元素析出偏聚。

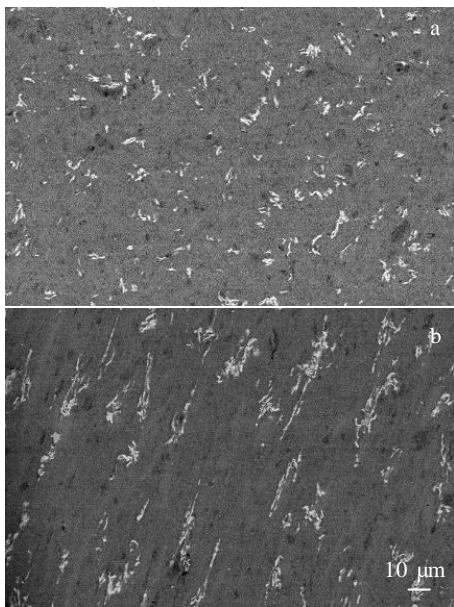


图 7 630 °C 烧结 60 min 复合材料在挤压比 4:1 下的 SEM 组织  
Fig.7 SEM microstructures of composite sintered at 630 °C for 60 min under extrusion ratio of 4:1: (a) vertical extrusion direction and (b) parallel extrusion direction

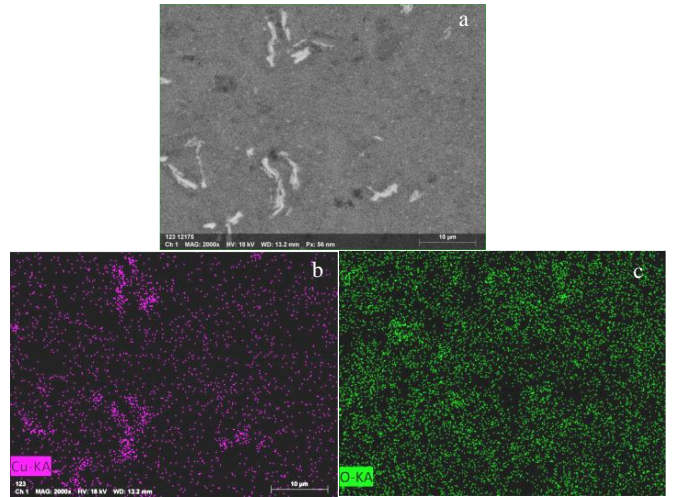


图 8 630 °C 烧结 60 min 复合材料在挤压比 4:1 下垂直挤压方向的 SEM 组织及 EDS 面扫描  
Fig.8 SEM microstructure (a) and EDS mappings of element Cu (b) and O (c) of composite sintered at 630 °C for 60 min in vertical extrusion direction under extrusion ratio of 4:1



图 9 挤压比 4:1 下构型复合材料热处理后金相组织  
Fig.9 OM microstructures of configuration composite after heat treatment under extrusion ratio of 4:1: (a) vertical extrusion direction and (b) parallel extrusion direction

(2) 挤压比 8:1

图 11 为挤压比 8:1 下，不同温度烧结的复合材料垂直挤压方向和平行挤压方向的金相组织。

由垂直挤压方向金相照片可知，620、640 °C 复合材料中孔洞较大，而 630 °C 复合材料孔洞较小但稍密

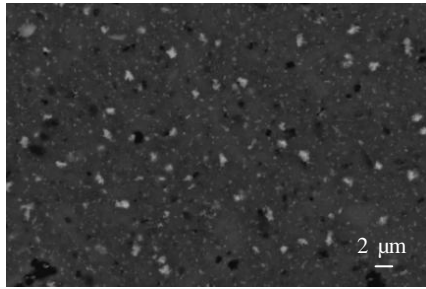


图 10 挤压比 4:1 下复合材料热处理后 SEM 组织

Fig.10 SEM microstructure of composite after heat treatment under extrusion ratio of 4: 1

集，这势必会影响材料的综合性能。与挤压比 4:1 相比，复合材料整体缺陷减少，晶粒变细，说明挤压比越大，材料内部缺陷越少，材料晶粒越细。由平行挤

压方向金相照片可知，材料中组织呈现纤维状，且 630、640 °C 相对 620 °C 晶粒更细，与挤压比 4:1 整体相比，晶粒组织更细，纤维化更明显，排列更整体；材料内部 620、640 °C 复合材料中孔洞较大、较多，而 630 °C 复合材料孔洞较小。

图 12 为挤压比 8:1 下 630 °C 烧结复合材料的 SEM 组织。由图可知，复合材料由 4 个区域组成，为白色区域、黑色区域、灰色区域和浅灰色区域。其中浅灰色区域为 7075 基体高温重熔后形成的液相区（这与金相图有所不同），白色区域为形成液相后的富铜区，黑色区域为孔洞，灰色区域为 7075 铝合金基体和氧化铝颗粒构成的复合区。对比 630 °C 烧结挤压比 4:1 复合材料 SEM 组织发现，垂直挤压方向白色区域变得细小且均匀，其中包括分布均匀的白色小点，而在平行挤压方向白色区域相对变得细且长，分布更为均匀，白色纤维状晶粒更有规整性。

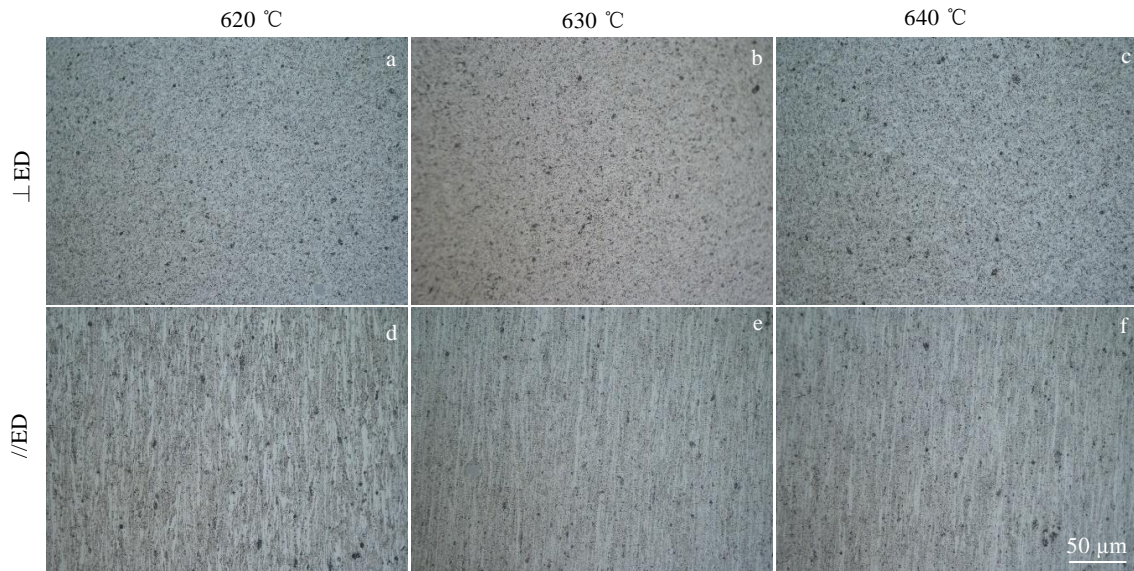


图 11 不同温度烧结的复合材料在挤压比 8:1 下垂直挤压方向及平行挤压方向金相组织

Fig.11 OM microstructures of composites sintered at different temperatures in vertical extrusion direction (⊥ED) and parallel extrusion direction (//ED) under extrusion ratio of 8:1

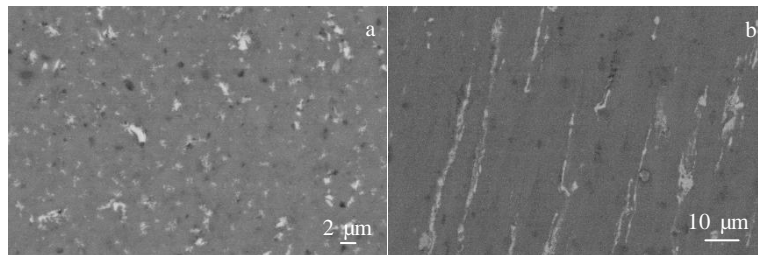


图 12 630 °C 烧结复合材料在挤压比 8:1 下垂直挤压方向和平行挤压方向的 SEM 组织

Fig.12 SEM microstructures of composite sintered at 630 °C under extrusion ratio of 8:1: (a) vertical extrusion direction and (b) parallel extrusion direction

### 2.1.5 铝基构型复合材料纳米 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒及粗颗粒组织

图 13a 为原材料 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒 SEM 像，图 13b 为铝基构型复合材料纳米 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒及粗颗粒分布 TEM 像。由图 13b 可见，纳米 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒分布于纳米晶基体上，而白色纤维状的粗颗粒区域则没有纳米 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒分布。纳米 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒 EDS 能谱见图 14。

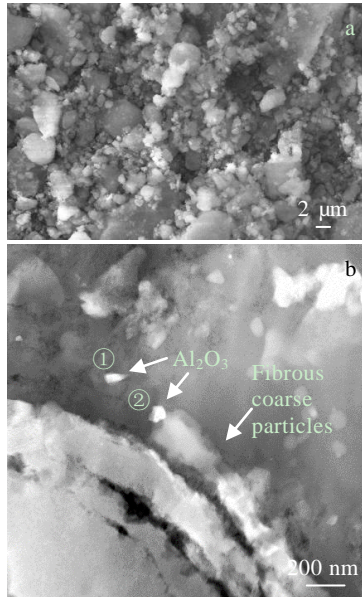


图 13 原材料 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的 SEM 像及铝基构型复合材料 TEM 像  
Fig.13 SEM image of raw material Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (a) and TEM image of aluminum matrix composite (b)

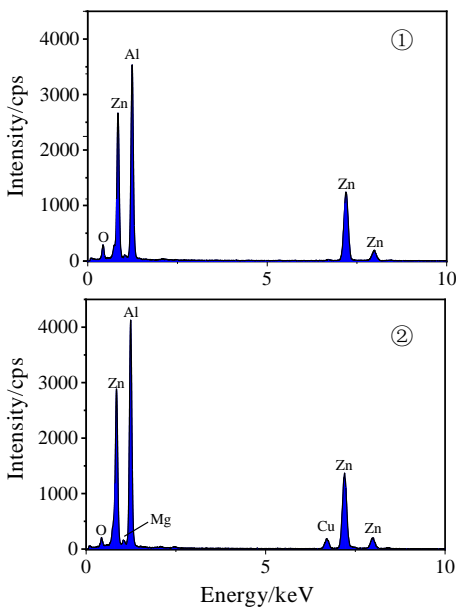


图 14 图 13b 中纳米 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒 EDS 能谱  
Fig.14 EDS spectra of nano-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particle ① and ② marked in Fig.13b

### 2.2 致密度

材料的致密度直接影响材料的力学性能，本实验采用阿基米德原理测试复合材料密度，具体分析不同烧结温度及不同挤压比对纳米 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/7075 铝基构型复合材料致密度的影响，结果如表 2 所示。由表 2 可知，制备的复合材料整体致密度达到 98% 以上。随烧结温度由 620 °C 增加到 640 °C，纳米 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/7075 铝基构型复合材料的密度只是略有差别。挤压比 8:1 复合材料比 4:1 致密度整体稍高。原因是挤压比越高，致使复合材料中孔洞被挤压得越少、越小。

### 2.3 抗压强度

如表 2 所示，在 2 个挤压比下，随烧结温度升高，构型复合材料的抗压强度都先升高后降低。原因是温度升高，材料基体合金重熔形成液相，液相的形成会填充材料内部孔洞，使材料更致密化，材料强度提高。但温度过高，材料基体合金重熔颗粒越多，铜元素富集现象越严重，同时基体铜元素减少，基体合金强度降低，从而整体材料的强度也随之降低。挤压比 4:1 时，620、630、640 °C 烧结温度下相对于基体材料抗压强度 (651.4868 MPa) 分别提高了 15.3%，17.2%，14.0%；挤压比 8:1 时，相对于基体材料抗压强度分别提高了 33.2%，34.1%，31.1%。

### 2.4 应力-应变曲线

图 15 为不同烧结温度及不同挤压比下复合材料的工程应力-应变曲线。可知随烧结温度升高，粉末重熔后材料的断裂变形率提高，即提高材料的塑性，同时材料的强度又降低。原因是材料内部液相形成，铜元素富集，基体铜元素减少，基体强度降低，从而整体强度也随之降低。挤压比为 8:1 时，随着烧结温度从 620 上升到 640 °C，构型复合材料的抗压强度先升高后降低；随着烧结温度从 620 °C 上升到 630 °C，构型复合材料的断裂变形率提高，当烧结温度从 630 °C 上升到 640 °C 时，构型复合材料的断裂变形率基本保持不变。这与挤压比为 4:1 时复合材料的规律有所不同，当挤压比为 4:1 时，复合材料的抗压强度也是先升高后降低，但材料的断裂变形率不断提高，因此当挤压比较大时，材料的断裂韧性整体提高，但各个温度下材料的断裂变形率相差不大。

### 2.5 弹性模量

不同烧结温度及不同挤压比下构型复合材料的弹性模量在超声测试系统 UMS-100 上进行测试。结果如表 2 所示。挤压比为 4:1 时，复合材料杨氏模量保持在 79 GPa，与烧结温度关系不大；剪切模量基本保持在 30 GPa；体弹模量随烧结温度升高略有增大，但都在 71.5 GPa 以上。挤压比为 8:1 时，复合材料的杨

氏模量都保持在 83 GPa，相对于挤压比 4:1 时提高 5.0%；剪切模量提高，保持在 31.5 GPa 左右，相对于挤压比 4:1 时提高约 4.3%；体弹模量保持在 77.7 GPa 左右，相对于挤压比 4:1 时提高约 8.0%。

由于弹性模量是材料固有的物理量，它所反映的是原子间平均键强，与材料的晶粒尺寸、组成以及结构等密切相关。因此材料的弹性模量在烧结温度 620、630、640 °C 时相差不大，且后续挤压工艺参数相同，对材料的晶粒尺寸、组成、结构的变化影响不大，因此材料的弹性模量的变化也不大。但从挤压比越大，复合材料密度和致密度越大这一点来看，材料的弹性模量必然是随挤压比增加而提高。

2.6 布氏硬度

表 3 为不同烧结温度及不同挤压比下构型复合

材料的布氏硬度。2 个挤压比下，随烧结温度从 620 °C 上升到 640 °C，复合材料硬度大致都是先略有升高后降低。其中 640 °C 的硬度降低可能是由于材料基体合金重熔液相较多，铜元素富集过多，导致材料的基体硬度降低，从而材料整体的硬度降低。

7075 铝合金相同工艺下材料硬度 HB 为 998 MPa。挤压比为 4:1 时，复合材料的硬度相对 7075 铝合金平均提高了 49%；热处理后复合材料的硬度略有降低，为 1483 MPa，相对于热处理前硬度下降了 0.8%。挤压比为 8:1 时，复合材料硬度相对于挤压比 4:1 时平均提高了约 3.0%，比 7075 合金提高了 53%。因此，构型复合材料挤压比越大，材料布氏硬度越高。原因是材料的致密度提高，材料内部缺陷减少，硬度也随之提高。

表 2 不同烧结温度及不同挤压比下复合材料性能

Table 2 Properties of composites under different sintering temperatures and extrusion ratios

Property	Sintering temperature/°C					
	620			640		
	Extrusion ratio 4:1		Extrusion ratio 8:1		640	
Density/g cm <sup>-3</sup>	2.8322	2.8374	2.8349	2.8542	2.8554	2.8529
Relative density/%	98.0	98.2	98.1	98.7	98.8	98.7
Compressive strength/MPa	769.5	786.4	757.4	868.3	874.1	854.6
Young's modulus, E/GPa	79.3	79.2	79.1	82.9	83.7	83.1
Shear modulus, G/GPa	30.4	30.2	29.6	31.3	31.7	32.1
Bulk modulus, B/GPa	71.5	72.0	72.3	77.8	77.9	77.3

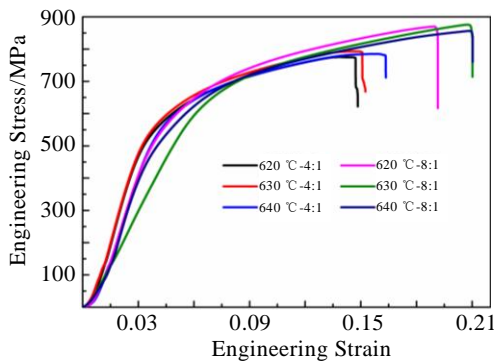


图 15 不同烧结温度和不同挤压比下复合材料的工程应力-应变曲线

Fig.15 Engineering stress-strain curves of composites under different sintering temperatures and extrusion ratios

2.7 断口形貌及机理分析

图 16 为 640 °C 烧结挤压比 4:1 及 8:1 时复合材料的压缩断口形貌。由图 16a 右侧，图 16b 左侧可知，复合材料断口表面平整光滑且分层，且具有方向性，是非常典型的脆性断裂。而由图 16a 左侧，图 16b 右侧可知，复合材料的断口表面分布着许多细小的韧窝

表 3 不同烧结温度及不同挤压比下构型复合材料的布氏硬度  
Table 3 Brinell hardness of composites under different sintering temperatures and extrusion ratios

Sintering temperature/°C	Extrusion ratio	Brinell hardness, HB/× 10 MPa
620	4:1	149.0
630		149.5
630(heat treatment)		148.3
640		147.5
620	8:1	152.7
630		153.0
630(heat treatment)		150.3
640		152.3

和撕裂棱，且都是圆而浅的韧窝，属于韧性断裂。综合来看，该复合材料的断裂形式为脆性断裂和韧性断裂共存。原因可能是在载荷施加过程中材料内部出现微裂纹，但不足以发生断裂，材料变形率进一步提升，韧窝增多，此时载荷较大，压缩试样部分发生突然断裂。其次是复合材料经过挤压，晶粒排列具有方向性，在沿着挤压方向做压缩试验时，裂纹扩展不具有方向性，因此具有不同的断裂方式。

形成脆性断裂的主要原因是复合材料中添加的增强体为氧化铝颗粒，必然在复合材料的晶界中也存在，



晶界中氧化物的存在使复合材料的界面结合力降低。而且虽然复合材料经过挤压,但内部还是会存在孔洞,在压力达到一定数值时,孔洞会作为裂纹源,迅速扩展,从而造成脆性断裂。因此断裂方式以韧性断裂为主,脆性断裂为辅,且经过挤压后材料的断裂方式并未改变。对比挤压比为 4:1 的复合材料断口形貌,挤压比为 8:1 复合材料断口中的韧窝变得细小且沿加压方向拉长,因此复合材料韧性提高,抗压强度也随着提高。

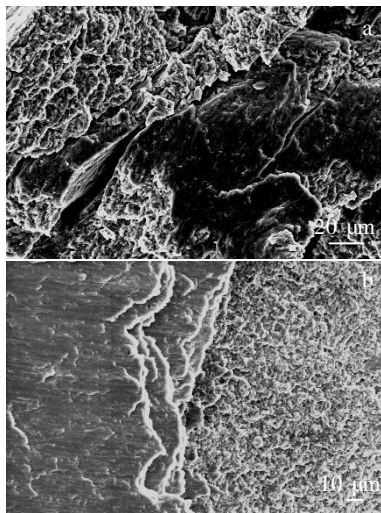


图 16 640 °C 烧结的不同挤压比复合材料断口形貌

Fig.16 Fracture morphologies of composites sintered at 640 °C under extrusion ratio of 4:1 (a) and 8:1 (b)

### 3 结 论

1) 非真空烧结试样铝液外渗,造成内部缺陷增多,而真空烧结无此现象。

2) 随挤压比增大,复合材料内部孔洞减少,变形后形成陶瓷颗粒及纤维状粗颗粒共同增强的铝基构型复合材料,挤压比 8:1 相对于 4:1 的复合材料纤维更长更细。

3) 构型复合材料弹性模量变化不大,挤压比 8:1 复合材料整体大于挤压比 4:1。

4) 随烧结温度升高,挤压比 4:1 与 8:1 构型复合材料的硬度皆为先增加后减小,整体硬度相对基体材料均明显提高。复合材料经过挤压后的致密度均在 98% 以上。

5. 当构型复合材料挤压比为 4:1,烧结温度为 620、630、640 °C 时,复合材料的抗压强度相对基体材料分别提高 15.3%, 17.2%, 14.0%, 强度随温度升高先增大后减小;挤压比为 8:1 时,复合材料的抗压强度相对基体材料分别提高 33.2%, 34.1%, 31.1%, 强度随温度升高而先增大后减小。

6) 构型复合材料的断裂方式以韧性断裂为主,脆性断裂为辅。经过挤压后材料的断裂方式并未改变。

### 参考文献 References

- [1] Imran M, Khan A R A. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2019, 8(3): 3347
- [2] Priyaranjan S, Pandu R V, Arabinda M et al. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2020, 59: 131
- [3] Dhanesh S, Kumar K S, Fayiz N K M et al. *Materials Today: Proceedings*[J], 2020, 45: 1376
- [4] Chelladurai S J S, Kumar S S, Venugopal N et al. *Materials Today: Proceedings*[J], 2020, 37: 908
- [5] Yao B, Hofmeister C, Patterson T et al. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*[J], 2010, 41(8): 933
- [6] Kaveendran B, Wang G S, Huang L J et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 581: 16
- [7] Huang L J, Geng L, Peng H X. *Progress in Materials Science*[J], 2015, 71: 93
- [8] Huang Lujun, An Qi, Lin Geng et al. *Advanced Materials*[J], 2020, 33(6): 2 000 688
- [9] Sivasankaran S, Sivaprasad K, Narayanasamy R et al. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2015, 78(1-4): 385
- [10] Shalaby E A M, Churyumov A Y, Besisa D H A et al. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2017, 26: 3079
- [11] Albert T, Sunil J, Christopher S A et al. *Materials Today: Proceedings*[J], 2021, 37: 1558
- [12] Zhang Tingjie(张廷杰), Zhang Xiaoming(张小明), Tian Feng(田 锋) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2001, 30(5): 335
- [13] Zhang Tingjie(张廷杰), Zhang Xiaoming(张小明), Tian Feng(田 锋) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2002, 31(4): 257
- [14] Liu Meijia(刘美佳), Wang Zhi(王 志), Shi Guopu(史国普) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(12): 3140
- [15] Zheng Zhuo(郑 卓), Sun Weimin(孙维民), Liu Zheng(刘 正). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(7): 1811
- [16] Wang Xiaohe(汪笑鹤), Lv Biao(吕 鏢), Hu Zhenfeng(胡振峰) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(1): 36
- [17] Wu Zhifang(吴志方), Wu Jiang(吴 江), Zhang Lei(张 磊) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(7): 1993
- [18] Priyanka S, Nathi R C, Rajesha S. *Materials Today: Proceedings*[J], 2020, 25(4): 838

## Effects of Sintering Process and Hot Extrusion on Microstructures and Properties of Nano- $\text{Al}_2\text{O}_3$ /7075 Aluminum Matrix Composites

Yan Qinghua, Xu Zhikai, Lu Dehong

(Faculty of Materials Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650032, China)

**Abstract:** 10wt% nano- $\text{Al}_2\text{O}_3$ /7075 aluminum matrix composites were prepared by powder metallurgy and hot extrusion. The effects of sintering temperature and extrusion ratio on microstructure, relative density, elastic modulus, hardness and compressive strength of the composites were studied. The results show that with the increase of sintering temperature, the hardness of the composites with extrusion ratios of 4:1 and 8:1 increases at first and then decreases, and the overall hardness of the composites increases obviously. The compactness of the composites after extrusion is more than 98%. The compressive strength of the composites with extrusion ratio of 4:1, the sintering temperatures of 620, 630, 640 °C, increases by 15.3%, 17.2%, 14.0% compared to matrix, respectively. When the extrusion ratio is 8:1, the compressive strength of the composites increases by 33.2%, 34.1% and 31.1%, which increases at first and then decreases with increasing temperature. In conclusion, the elastic modulus of the composites has little change.

**Key words:** powder metallurgy; hot extrusion; aluminum matrix composites; graded configuration composites; mechanical properties

---

Corresponding author: Lu Dehong, Professor, Faculty of Materials Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650032, P. R. China, E-mail: ldhongkust@126.com