2025 年 第 45 卷 航 空 材 料 学 报 2025, Vol. 45
第 6 期 第 101 – 108 页 JOURNAL OF AERONAUTICAL MATERIALS No.6 pp.101 – 108

引用格式: 张涛, 张良贤, 匡蜀黔, 等. 原位纳米 Al-O 结构增强 Al 基复合材料的显微组织和拉伸性能[J]. 航空材料学报, 2025, 45(6): 101-108.

ZHANG Tao, ZHANG Liangxian, KUANG Shuqian, et al. Microstructure and tensile properties of *in-situ* nano-Al-O reinforced Al matrix composites[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(6): 101-108.

原位纳米 Al-O 结构增强 Al 基复合材料的显微组织和拉伸性能

张 涛[1,2], 张良贤[1,2], 匡蜀黔[1,2], 姜腾蛟[1,2], 赵 科[3], 刘金铃[1,2*]

(1. 西南交通大学 力学与航空航天学院, 成都 611756; 2. 西南交通大学 先进结构材料力学行为与服役安全四川省重点实验室, 成都 611756; 3. 四川轻化工大学 材料科学与工程学院, 四川 自贡 643000)

摘要: 采用粉末热挤压法制备原位纳米 Al-O 结构增强 Al 基复合材料, 探索其特殊的显微组织特征, 并研究其对复合材料室温拉伸性能的影响。采用 XRD、SEM、TEM 等表征方式和室温拉伸实验进行显微组织观察和力学性能测试。结果表明: 铝基复合材料中原位生成大量的纳米 Al-O 结构, 它们弥散分布在细晶(约 500 nm)的铝基体中; 纳米 Al-O 结构有些呈长条状, 其宽度约为 20 nm, 长度约为 65 nm; 有些呈短棒状, 其宽度约为 10 nm, 长度约为 20 nm; 由于纳米 Al-O 结构的强化作用, 铝基复合材料的室温屈服强度和抗拉强度分别达到 402 MPa 和 494 MPa, 相比纯铝(103 MPa 和 135 MPa)分别提高 2.90 倍和 2.66 倍, 且呈韧性断裂特征。

关键词: 铝基复合材料; 粉末热挤压; Al-O 结构; 力学性能

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2025.000052 **CSTR:** 32420.14.j.issn.1005-5053.2025.000052

中图分类号: V257; TB331 **文献标识码:** A **文章编号:** 1005-5053(2025)06-0101-08

Microstructure and tensile properties of *in-situ* nano-Al-O reinforced Al matrix composites

ZHANG Tao[1,2], ZHANG Liangxian[1,2], KUANG Shuqian[1,2], JIANG Tengjiao[1,2], ZHAO Ke[3], LIU Jinling[1,2*]

(1. School of Mechanics and Aerospace Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu 611756, China; 2. Sichuan Province Key Laboratory of Advanced Structural Materials Mechanical Behavior and Service Safety, Southwest Jiaotong University, Chengdu 611756, China; 3. School of Material Science and Engineering, Sichuan University of Science & Engineering, Zigong 643000, Sichuan, China)

Abstract: *In-situ* nano-Al-O reinforced aluminum matrix composites are fabricated *via* the powder hot extrusion method, and their distinctive microstructural attributes are examined to ascertain their impact on the room temperature tensile properties of these composites. Microstructural observations and mechanical property evaluations are conducted utilizing advanced characterization techniques, including X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscopy (SEM), and transmission electron microscopy (TEM), alongside room temperature tensile testing. The findings reveal that numerous *in-situ* formed nano-Al-O structures are uniformly dispersed throughout the fine-grained aluminum matrix, with grain sizes approximately 500 nm. Some of these nanostructures exhibit strip-like morphologies, possessing an average width of 20 nm and length of 65 nm, while others display short rod-like morphologies, with an average width of 10 nm and length of 20 nm. Attributable to the reinforcing effect of the nano-Al-O structures, the room temperature yield strength and ultimate tensile strength of the aluminum matrix composites attain 402 MPa and 494 MPa, respectively, marking a significant increase of 2.90 times and 2.66 times compared to pure aluminum(103 MPa and

135 MPa, respectively). Notably, these composites maintain ductile fracture characteristics.

Key words: aluminum matrix composite; powder hot extrusion; Al-O structure; mechanical property

原位颗粒增强铝基复合材料具有细小弥散的强化相、良好的界面结合和优异的综合力学性能，成为近些年国内外研究的热点。目前，制备原位颗粒增强铝基复合材料的方法主要有铸造法和粉末冶金法两种，常见的原位自生强化相包括 TiB_2、TiC、ZrB_2、Al_2O_3 和 AlN 等陶瓷颗粒[1-6]。经过多年的发展，我国原位自生 TiB_2 颗粒增强铝基复合材料取得重大进展，已进入工程应用阶段[1-2]。Zhou 等[7] 以无机盐 K_2TiF_6 和 KBF_4 为原料在 2024 铝合金熔融液中原位合成 TiB_2/2024Al 复合材料，经过预拉伸后材料性能提升显著，抗拉强度可达 542 MPa。Kumar 等[8] 通过铸造法原位合成 ZrB_2/AA5052 复合材料，微观表征结果表明 ZrB_2 颗粒在基体中分布均匀，并且颗粒与基体界面清晰、结合良好，复合材料的力学性能得到明显改善，抗拉强度最高达到 161 MPa。

虽然铸造工艺操作简单，但制备的材料容易产生孔洞、裂纹等缺陷[1-3]，往往需要二次加工，而且原位自生强化相的体积分数相对较低。相比而言，粉末冶金法虽然工艺复杂，但是制备的复合材料显微结构更加丰富，可设计性更强且更致密。Rong 等[9] 以纯 Al 和 CuO 为原料采用粉末冶金的方式制备了原位 Al_2O_3/Al-Cu 复合材料，在多种增强相的作用下，复合材料的力学性能有了显著提高，其抗拉强度达 568 MPa。Balog 等[10] 制备的 14.7 %AlN/Al（体积分数）复合材料的屈服强度及抗拉强度较纯铝明显提升，分别达 247.8 MPa 和 386.5 MPa。本课题组通过片状粉末冶金工艺制备了具有叠层结构的原位增强铝基复合材料，研究发现在铝粉与无水乙醇的球磨过程中，叠层界面处原位生成大量有别于 Al_2O_3 颗粒的纳米 Al-O 结构，提升了铝基复合材料的力学性能[11]。当然，传统粉末冶金工艺也存在许多不足之处，如常常需要在真空或者保护气氛下进行热压烧结，对设备要求较高，并且制备的零件形状和尺寸受到设备的限制[12]。

为了突破传统制备工艺存在的局限性，近年来研究者们通过粉末热挤压法制备出具有良好力学性能的外加颗粒增强铝基复合材料[13-15]，该制备方法是一种粉末成形和热挤压相结合的工艺，能够使粉末在高温高压作用下快速地发生塑性变形，从而实现粉末颗粒间的紧密结合[16]。该方法操作简单，对设备要求低，无需烧结，制备出的材料具有相对更为细小的晶粒及颗粒尺寸。当前，通过粉末热挤压法制备原位颗粒增强铝基复合材料的相关研究还鲜有报道。本工作以纯铝粉和无水乙醇为原料，首次采用粉末热挤压法实现原位自生强化相的弥散分布，制备出原位纳米 Al-O 结构增强 Al 基复合材料，探索这种新型复合材料的显微组织特征，并对其室温力学性能和断口形貌进行测试和分析。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

选用纯铝粉（粒径约为 12 μm，纯度 99.9%，上海山浦化工有限公司）和无水乙醇（纯度 99.9%，川东化工集团有限公司）为原料，纯铝粉的微观形貌如图 1 所示。

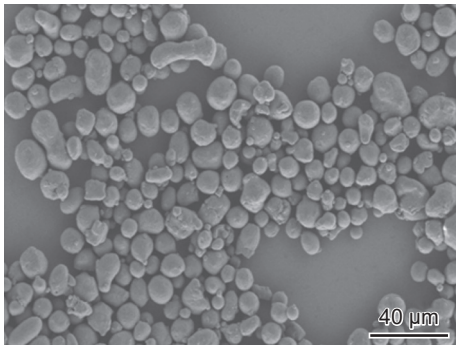

图 1 铝粉微观形貌图

Fig. 1 Morphology of aluminum powder

1.2 实验方法

将纯铝粉和无水乙醇按 49∶1 的质量比称重后装入钢罐中，并加入钢球；其中钢球与粉末的质量比为 15∶1，磨球分别由直径为 10 mm 的大球和直径为 5 mm 的小球组成，其质量比为 2∶1。随后将钢罐放在行星球磨机中球磨 30 h，球磨转速为 210 r/min。

将球磨好的粉体在氩气环境下装入内径为 40 mm 的钢制圆柱形模具中，用液压机在 200 MPa 的压力下保压 2 min 得到压坯。接着将压坯和内部涂满润滑脂的热挤压模具放入箱式炉中，并在空气气氛加热至 500 ℃ 保温 15 min，随即进行热挤压，挤压比为 16∶1，以 10 mm/s 的速率均匀挤压得到复

合材料挤压棒。将纯铝粉制成相同的压坯并经过热挤压工艺制备成纯铝挤压棒。复合材料制备过程如图 2 所示。

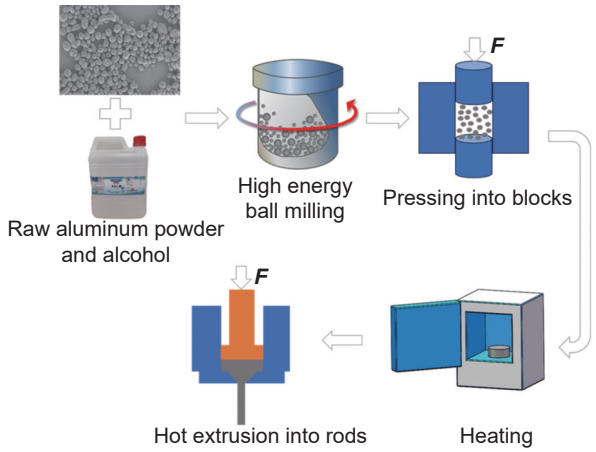

图 2　复合材料制备流程图

Fig. 2　Flow chart of preparation of composites

使用 X 射线衍射仪(XRD, Panalytical Empyrean 型)对制备的复合材料进行物相分析。使用配备能谱分析仪(EDS, Elect Super 型)的扫描电子显微镜(SEM, Sigma 500 型)、透射电子显微镜(TEM, Thermofisher Talos F200X)和高分辨率透射电子显微镜(HRTEM, JEOL-2100F)对复合材料进行表面形貌观察、微观结构表征和成分分析。采用电火花线切割机沿着挤压方向将挤压棒材加工成如图 3 所示的工字型试样，使用砂纸将试样表面打磨光滑，利用万能试验机(INSTRON LEGEND 2367 型)进行室温拉伸力学性能测试，应变率为 1×10^{-3} s^{-1}。每一组拉伸试样不少于 3 件以确保实验数据的准确性。

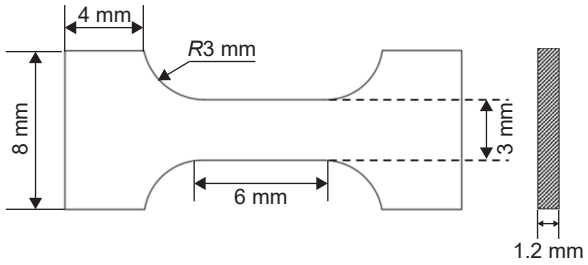

图 3　拉伸试样形状和尺寸

Fig. 3　Shape and size of tensile test specimen

2　结果与分析

2.1　原位 Al 基复合材料物相组成和微观结构

图 4 为原位铝基复合材料的显微表征结果。从图 4(a)复合材料和纯铝的 XRD 图谱可以看出复合材料由 Al 和极少量的 Al_4C_3 相组成，没有检测到和 Al_2O_3 相关的峰。复合材料中的 Al_4C_3 相可能是无水乙醇中的 C 元素和 Al 在制备过程中反应而形成，这和以往的研究结果一致，它对铝基复合材料的强化效果非常有限，但是在具有叠层结构的原位增强铝基复合材料中观察到的 Al-O 相的衍射峰却没有出现[11]。

通过仔细比对发现，原位铝基复合材料中 Al 相的衍射峰位置相比标准 PDF 卡片中对应的角度向左发生一定偏移。根据布拉格方程：

$$2d\sin\theta = n\lambda \tag{1}$$

式中：d 为晶体晶面间距；θ 为 X 射线与相应晶面之间的夹角；λ 为 X 射线的波长；n 为反射级数。衍射峰位置发生向左偏移是由于原位铝基复合材料中铝晶粒的晶面间距变大，这可能是有固溶原子进入原位铝基复合材料的铝晶格中，导致晶格发生一定程度的膨胀所致。

图 4(b)为原位铝基复合材料的 SEM 照片，从图中可以看到基体中无孔洞等缺陷，并且还能看出其中弥散分布着许多尺寸非常细小的纳米颗粒(如箭头所示)，这些纳米颗粒形状呈长条状或短棒状，使用 Image J 软件分析得到这些纳米颗粒所占的面积分数约为 9%。通过 EDS 点扫描分析样品不同区域的元素组成，结果如图 4(c)、(d)所示。元素分析结果表明试样中只有 Al 和 O 两种元素，点 1 处附近灰色纳米颗粒聚集，O 原子的占比高达 23.8%；而点 2 处附近灰色纳米颗粒极少，其 O 原子的占比只有 5.1%。虽然试样表面会存在氧化膜，使得测试结果中 O 原子的占比偏高，但是从点 1 处和点 2 处 O 原子占比的差异可以看出，原位铝基复合材料中的纳米颗粒含有较多的氧，但是其氧原子占比明显低于 Al_2O_3 相，因此可以认为铝粉和无水乙醇通过高能球磨和粉末热挤压过程的高温高压作用，原位生成一种特殊的纳米 Al-O 结构，这和以往的研究结果一致[11]。由于球磨能量大幅提高，无水乙醇的用量减少，纳米 Al-O 结构在铝基体中可实现均匀分散，没有形成纳米 Al-O 结构的聚集[11]，这可能是 XRD 无法检测到其衍射信号的原因[17]。

图 5(a)为原位铝基复合材料的 STEM 明场像，图 5(b)为与其对应的元素面分布图。从图 5(a)中可以看出铝基体的晶粒尺寸比较细小。统计分析表明铝基体的平均晶粒尺寸约为 500 nm，如图 5(c)所示，这说明在球磨和粉末热挤压过程中，

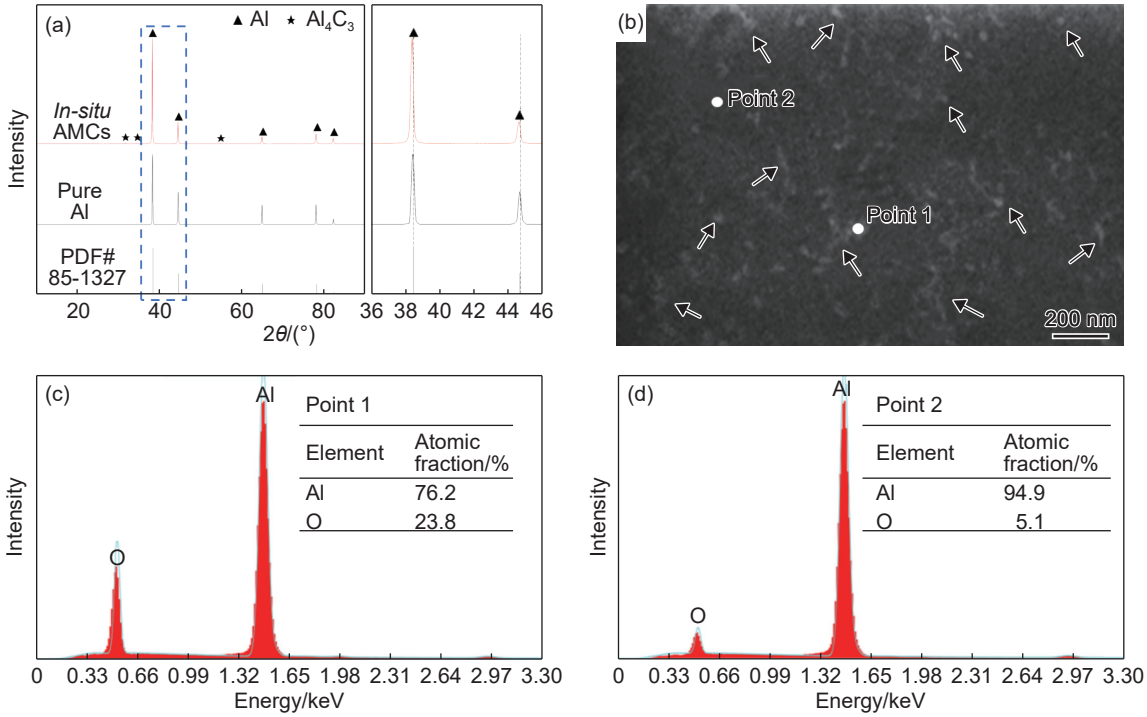

图 4 原位铝基复合材料的显微表征结果 (a)原位铝基复合材料和纯铝的 XRD 图谱(右侧为局部放大图);(b)原位铝基复合材料的 SEM 照片;(c)图(b)中点 1 处的元素分析结果;(d)图(b)中点 2 处的元素分析结果

Fig. 4 Microcharacterization results of *in-situ* Al matrix composites (a)XRD patterns of *in-situ* Al matrix composites and pure Al(partial enlarged drawing on the right side);(b) SEM image of *in-situ* Al matrix composites;(c)element analysis results at point 1 in Fig. (b);(d)element analysis results at point 2 in Fig. (b)

铝基体发生晶粒细化,并且由于保温过程的温度相对较低,晶粒也没有显著粗化。从图 5(b)中可以看出,样品中只有两种元素,红色代表 Al 元素,黄色代表 O 元素,这和 EDS 点扫描的结果一致;O 元素弥散分布在基体中,没有发现 O 元素聚集区,这说明原位铝基复合材料中形成的不是常规的 Al_2O_3 相[18],而是特殊的纳米 Al-O 结构[19-22];纳米 Al-O 结构的尺寸非常细小,在 Al 基体中分布均匀,其分布特征不同于以往制备的具有叠层结构的原位增强铝基复合材料[11]。

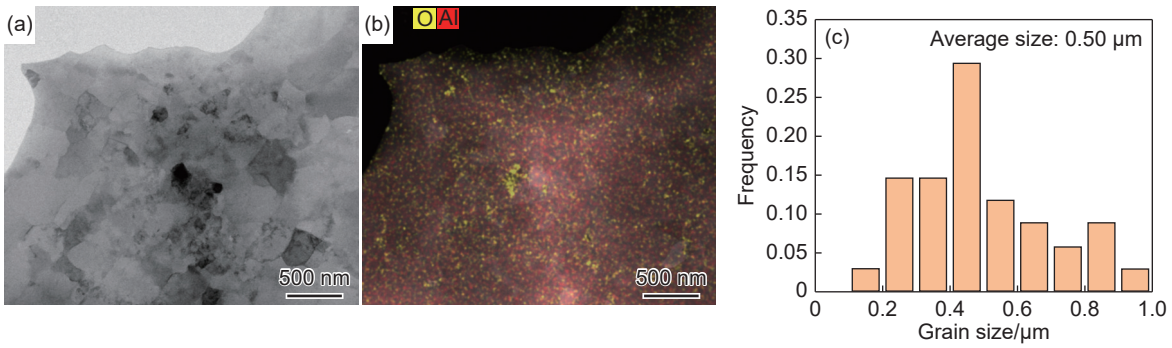

图 5 原位 Al 基复合材料的 STEM 照片(a),EDS 图(b)及 Al 基体的晶粒尺寸统计图(c)

Fig. 5 STEM image of *in-situ* Al matrix composites(a), EDS diagram (b) and statistical chart of grain size of Al matrix(c)

图 6 为原位铝基复合材料中纳米 Al-O 结构的 HRTEM 像。从图中可以看出,这些纳米 Al-O 结构呈现不同的形状,有些呈长条状,其宽度约为 20 nm,长度约为 65 nm;有些呈短棒状,其宽度约为 10 nm,长度约为 20 nm,该结果与图 4(b)一致。这些纳米 Al-O 结构的原子排列特征和铝基体有较大差异。一方面,可能是由于 O 原子固溶引起较大的晶格变化[19-22],在 XRD 分析中也发现铝的晶格膨胀现象;另一方面,可能是由于 O 原子固溶降低了铝的层错能,使得铝原子的排列出现大量错排现象[23]。纳米 Al-O 结构中 O 原子浓度较低以及原子错排现象的出现,可能是其能够稳定存在没

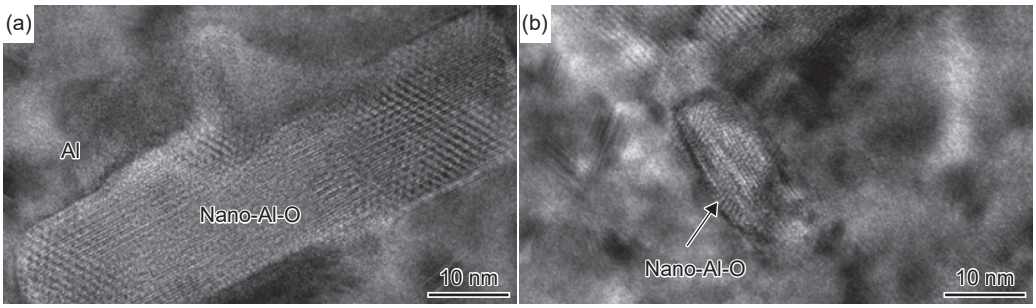

图 6　两种不同形貌纳米 Al-O 结构的 HRTEM 像　(a)长条状;(b)短棒状

Fig. 6　HRTEM images of nano-Al-O structure with two different morphologies　(a) strip-like shape; (b) short rod-like shape

有转化为 Al_2O_3 相的原因。此外，纳米 Al-O 结构与 Al 基体还形成良好的界面结合。由于 O 原子的表征比较困难，纳米 Al-O 结构的原子排列特征和形成机制还有待进一步的研究。

2.2　铝基复合材料的拉伸性能与断口分析

图 7 为粉末热挤压工艺制备的原位铝基复合材料和纯铝的室温拉伸曲线。由图可以看出，原位 Al 基复合材料表现出优异的力学性能，它的屈服强度和抗拉强度分别达到 402 MPa 和 494 MPa，较纯铝的屈服强度(103 MPa)和抗拉强度(135 MPa)分别提高 2.90 倍和 2.66 倍。表 1[13-15, 24-26] 比较了粉末热挤压工艺制备的多种颗粒增强铝基复合材料的室温力学性能。从表中可以看出，虽然通过外加法制备的颗粒增强铝基复合材料含有较高质量分数或体积分数的增强相(≥15%)，但是其抗拉强度均低于本研究所制备的原位纳米 Al-O 结构增强铝基复合材料。原位铝基复合材料具有较高强度可能来源于：(1)纳米 Al-O 结构对位错运动的阻碍作用，强化相的尺寸越细小，复合材料强度提升越明显[27]；(2)细化的晶粒使得晶界数量增加，从而阻碍位错的滑移并使其在晶界处产生塞积[28]；(3)固溶 O 原子与位错发生交互作用，形成溶质原子气团降低位错的应变能，使其处于稳定且不易移动的状

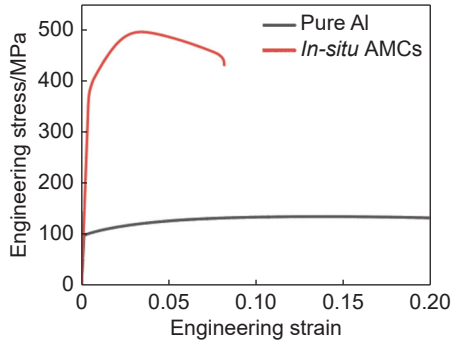

图 7　原位铝基复合材料和纯铝的室温拉伸曲线

Fig. 7　Tensile curves of *in-situ* Al matrix composites and pure Al at room temperature

表 1　粉末热挤压工艺制备的颗粒增强铝基复合材料的室温力学性能对比

Table 1　Comparison of room temperature mechanical properties of particle-reinforced aluminum matrix composites prepared *via* powder hot extrusion process

Material	Ultimate tensile strength/MPa	Fracture strain/%	Source
In-situ AMCs	494	8.0	This work
15%SiC/2024Al*	421	6.08	[24]
15%Mg_2Si/Al*	217±5	4.2±0.6	[25]
20%B_4C/Al*	290	10	[13]
15%SiC/Al#	188±3	12.3±0.2	[14]
30%SiC/Al#	227.53	2.7586	[15]
20%SiC/2024Al#	470	4.08	[26]

Note: * represent mass fraction; # represent volume fraction.

态，从而达到钉扎位错的目的[29]。

如图 7 所示，粉末热挤压工艺制备的原位铝基复合材料的应变硬化非常明显，断裂应变高达 8.0%，显现出良好的强韧结合，这可能源于其独特的纳米 Al-O 结构强化相和良好的界面结合状态。Suh 等[30] 的研究指出，相比于微米级别的增强颗粒，纳米颗粒由于尺寸更小，钉扎位错的效果更显著，同时纳米颗粒在基体中造成的应变区域小而且分散，能够有效降低软硬相由于弹性模量相差过大引起的应力集中程度，所以原位纳米 Al-O 结构在增强铝基复合材料强度的同时也有助于保持良好的塑性。

图 8 展示了原位铝基复合材料的室温拉伸断口形貌。从低倍 SEM 照片中可以看出，原位铝基复合材料的拉伸断口凹凸不平，其中存在大量的韧窝和撕裂脊，表明其破坏形式主要以韧性断裂为主(图 8(a))，这与图 7 所示的拉伸曲线所呈现出的应变硬化特征以及较高的断裂应变相吻合。由图 8(b)所示的高倍 SEM 照片可见，拉伸断口中的韧

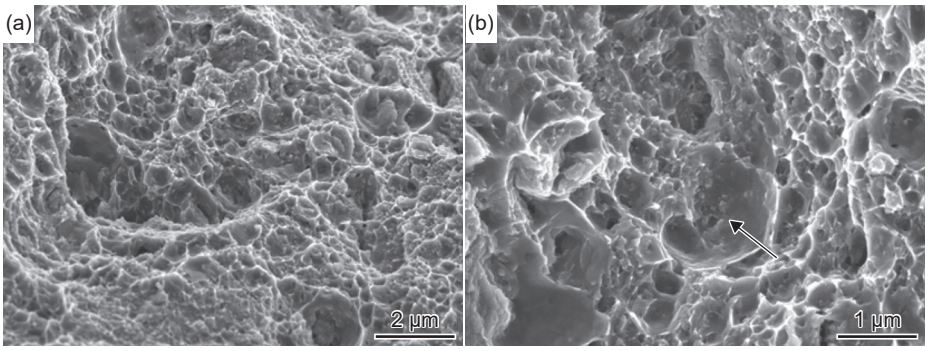

图 8 原位 Al 基复合材料的断口形貌 (a)低倍照片;(b)高倍照片

Fig. 8 Fracture morphology of *in-situ* Al matrix composites (a) low magnification; (b) high magnification

窝尺寸约为 100～600 nm, 在韧窝中可以观察到呈灰白色的颗粒状凸起(如箭头所示), 没有看到明显的微裂纹。根据前面的分析, 可以推断这些颗粒状凸起是由特殊的纳米 Al-O 结构变形所形成。由于界面结合良好, 细晶的铝晶粒在外力作用下发生显著塑性变形, 避免了沿晶断裂的发生, 韧窝的尺寸和 Al 晶粒的尺寸相当, 有些小的韧窝在变形过程中还相互连接形成更大尺寸的韧窝。Huo 等[31] 研究指出原位生成的强化相颗粒与基体界面结合强度高, 使得材料在断裂时, 裂纹倾向于穿过基体晶粒而非沿颗粒/基体界面扩展, 同时基体的塑性变形能力得以保留并形成韧窝。图 8 所示的断口形貌进一步说明通过粉末热挤压工艺制备的原位纳米 Al-O 结构增强铝基复合材料具有良好的界面结合, 可以获得优异的综合强韧性能。

3 结论

(1)以纯 Al 粉和无水乙醇为原料, 使用粉末热挤压工艺获得原位颗粒增强铝基复合材料。这种复合材料主要由 Al 基体和大量弥散分布的纳米 Al-O 结构所组成。

(2)纳米 Al-O 结构中存在固溶 O 原子和原子错排现象, 它不仅能够稳定存在, 而且与 Al 基体形成了良好的界面结合。

(3)原位纳米 Al-O 结构增强 Al 基复合材料的室温力学性能相比纯 Al 有显著提升, 其屈服强度和抗拉强度分别达到 402 MPa 和 494 MPa, 较纯铝分别提高 2.90 倍和 2.66 倍, 与同类铝基复合材料相比具有明显优势。

(4)原位纳米 Al-O 结构增强 Al 基复合材料的拉伸断口中存在大量韧窝和撕裂脊, 呈现韧性断裂特征。

参考文献:

[1] 王浩伟. 原位自生陶瓷颗粒增强铝基复合材料制备及应用[J]. 航空制造技术, 2021, 64(16): 14-26.
WANG H W. Preparation and application of *in-situ* ceramic particles reinforced al matrix composites[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(16): 14-26.

[2] 李沛勇. 高性能铝基复合材料研究进展[J]. 材料工程, 2023, 51(4): 67-87.
LI P Y. Research progress in high-performance aluminum matrix composites[J]. Journal of Materials Engineering, 2023, 51(4): 67-87.

[3] 左强, 洪润洲, 周永江, 等. 原位合成铝基复合材料的制备方法研究进展[J]. 热加工工艺, 2017, 46(24): 33-36.
ZUO Q, HONG R Z, ZHOU Y J, et al. Research progress of preparation methods of aluminum matrix composite material by *situ* synthesis[J]. Hot Working Technology, 2017, 46(24): 33-36.

[4] 薛彦庆, 郝启堂, 魏典, 等. 原位自生 TiB_2/Al-4.5Cu 复合材料微观组织和力学性能[J]. 材料工程, 2021, 49(2): 97-104.
XUE Y Q, HAO Q T, WEI D, et al. Microstructure and mechanical properties of *in-situ* synthesized TiB_2/Al-4.5Cu composites[J]. Journal of Materials Engineering, 2021, 49(2): 97-104.

[5] 荣智峥, 魏午, 赵宇, 等. 纳米 Al_2O_3 增强铝基复合材料制备技术及力学性能研究进展[J]. 材料工程, 2025, 53(5): 130-144.
RONG Z Z, WEI W, ZHAO Y, et al. Research progress in preparation technology and mechanical properties of nano-Al_2O_3 reinforced aluminum matrix composites[J]. Journal of Materials Engineering, 2025, 53(5): 130-144.

[6] 庄伟彬, 覃龙健, 贾婧, 等. 原位合成 TiC 颗粒增强铝基复合材料研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2024, 34(2): 473-489.
ZHUANG W B, QIN L J, JIA J, et al. Research progress on *in-situ* synthesized TiC particle reinforced aluminum

matrix composites[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2024, 34(2): 473-489.

[7] ZHOU Y, LIN M, LIU C, et al. Enhancing mechanical properties of uniformly distributed nano TiB_2/2024 Al composite rolling sheet by pre-stretch aging[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 913: 165172.

[8] KUMAR N, GAUTAM R, MOHAN S. *In-situ* development of ZrB_2 particles and their effect on microstructure and mechanical properties of AA5052 metal-matrix composites[J]. Materials & Design, 2015, 80: 129-136.

[9] RONG X, ZHANG X, ZHAO D, et al. *In-situ* Al_2O_3-Al interface contribution towards the strength-ductility synergy of Al-CuO composite fabricated by solid-state reactive sintering[J]. Scripta Materialia, 2021, 198: 113825.

[10] BALOG M, KRIZIK P, DVORAK J, et al. Industrially fabricated *in-situ* Al-AlN metal matrix composites (part B): the mechanical, creep, and thermal properties[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 909: 164720.

[11] 欧阳菲, 张良贤, 罗茜, 等. 仿生叠层原位铝基复合材料的弯曲性能与增韧机制[J]. 中国有色金属学报, 2023, 33(11): 3582-3594.
OUYANG F, ZHANG L X, LUO X, et al. Bending properties and toughening mechanism of bioinspired laminated *in-situ* aluminum matrix composites[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2023, 33(11): 3582-3594.

[12] 周立玉, 李秀兰, 钟强, 等. 陶瓷颗粒增强铝基复合材料制备工艺研究进展[J]. 热加工工艺, 2020, 49(18): 21-25.
ZHOU L Y, LI X L, ZHONG Q, et al. Research progress in preparation of ceramic particle reinforced aluminum matrix composites[J]. Hot Working Technology, 2020, 49(18): 21-25.

[13] ALIHOSSEINI H, DEHGHANI K, KAMALI J. Manufacturing seamless square tubes of B_4C-reinforced aluminum composites by extrusion[J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2017, 90(5/8): 1921-1930.

[14] FATHY A, SADOUN A, ABDELHAMEED M. Effect of matrix/reinforcement particle size ratio (PSR) on the mechanical properties of extruded Al-SiC composites[J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2014, 73(5/8): 1049-1056.

[15] 蔡翔, 张辉, 陈爽. 粉末挤压成型制备 SiC_p/Al 复合材料的显微组织及性能[J]. 机械工程材料, 2017, 41(7): 43-48.
CAI X, ZHANG H, CHEN S. Microstructure and properties of SiC_p/Al composite prepared by powder extrusion forming[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2017, 41(7): 43-48.

[16] 韩凤麟. 金属粉末热挤压[J]. 粉末冶金工业, 2008, 18(5): 40-47.
HAN F L. Hot extrusion of metallic powders[J]. Powder Metallurgy Industry, 2008, 18(5): 40-47.

[17] 张杰. 多晶 X 射线衍射测量结果的一些影响因素[J]. 分析测试技术与仪器, 2009, 15(3): 182-184.
ZHANG J. Effect of sample packing on measuring polycrystal powder samples by X-ray diffractometry[J]. Analysis and Testing Technology and Instruments, 2009, 15(3): 182-184.

[18] BALOG M, KRIZIK P, BAJANA O, et al. Influence of grain boundaries with dispersed nanoscale Al_2O_3 particleson the strength of Al for a wide range of homologous temperatures[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 772: 472-481.

[19] HE M, FELFER P, DASGUPTA S, et al. Understanding the mechanical behavior of nanocrystalline Al-O thin films with complex microstructures[J]. Acta Materialia, 2014, 77: 269-283.

[20] TANG F, GIANOLA D S, MOODY M P, et al. Observations of grain boundary impurities in nanocrystalline Al and their influence on microstructural stability and mechanical behavior[J]. Acta Materialia, 2012, 60(3): 1038-1047.

[21] HU J, ZHANG J, LUO G, et al. Design and synthesis of C-O grain boundary strengthening of Al composites[J]. Nanomaterials, 2020, 10(3): 438.

[22] HU J, ZHANG J, LUO G, et al. Effectively enhanced strength by interfacial reactions in *in-situ* carbon reinforced Al matrix composites[J]. Vacuum, 2021, 188: 110148.

[23] ZHU Y, LIAO X, WU X. Deformation twinning in bulk nanocrystalline metals: experimental observations[J]. JOM, 2008, 60(9): 60-64.

[24] 刘振华, 阎峰云, 贺小祥, 等. 粉末半固态触变挤压 SiC_p/2024 复合材料的组织与性能[J]. 特种铸造及有色合金, 2015, 35(6): 622-625.
LIU Z H, YAN F Y, HE X X, et al. Microstructures and mechanical properties of SiC_p/2024 matrix composites prepared by powder semi-solid thixoextruding forming [J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2015, 35(6): 622-625.

[25] YI L, KUNIMOTO S, ISHII T, et al. Improved mechanical properties of mechanically milled Mg_2Si particles reinforced aluminum-matrix composites prepared by hot extrusion[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 871: 144904.

[26] 游江, 刘允中, 顾才鑫, 等. 粉末热挤压 SiC_p/2024 铝基复合材料的显微组织和力学性能[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2014, 19(1): 147-153.

YOU J, LIU Y Z, GU C X, et al. Microstructures and mechanical properties of SiC_p/2024 aluminum matrix composite prepared by powder hot extrusion[J]. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2014, 19(1): 147-153.

[27] BACON D J, KOCKS U F, SCATTERGOOD R O. The effect of dislocation self-interaction on the orowan stress[J]. Philosophical Magazine, 1973, 28(6): 1241-1263.

[28] SYLWESTROWICZ W, HALL E O. The deformation and ageing of mild steel[J]. Proceedings of the Physical Society Section B, 1951, 64(6): 495-502.

[29] HUTCHINSON C R, NIE J, GOREES S. Modeling the precipitation processes and strengthening mechanisms in a Mg-Al-(Zn) AZ91 alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2005, 36: 2093-2105.

[30] SUH Y S, JOSHI S P, RAMESH K T. An enhanced continuum model for size-dependent strengthening and failure of particle-reinforced composites[J]. Acta Materialia, 2009, 57(19): 5848-5861.

[31] HUO P, ZHAO Z, DU W, et al. Deformation and fracture mechanisms of *in situ* synthesized TiC reinforced TC4 matrix composites produced by selective laser melting[J]. Ceramics International, 2021, 47(14): 19546-19555.

收稿日期: 2025-04-07; 录用日期: 2025-06-09
基金项目: 四川省科技计划重点研发项目(2020YFG0140)
通讯作者: 刘金铃(1983—), 男, 博士, 教授, 研究方向为场辅助材料制造技术、先进陶瓷及其复合材料、铝/镁基复合材料及高性能合金材料, 联系地址: 四川省成都市郫都区犀安路 999 号西南交通大学力学与航空航天学院(611756), E-mail: liujinling@swjtu.edu.cn

(本文责编: 王俊丽)