

多道次热挤压制备 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ 复合材料的微观组织与力学性能

Microstructure and mechanical properties of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ composites prepared by multi-pass hot extrusion

魏帅虎, 胡茂良, 吉泽升, 许红雨, 王 晔

(哈尔滨理工大学 材料科学与工程学院, 哈尔滨 150040)

WEI Shuai-hu, HU Mao-liang, JI Ze-sheng, XU Hong-yu, WANG Ye

(School of Material Science and Engineering, Harbin University of Science and Technology, Harbin 150040, China)

摘要: 采用多道次热挤压制备 Al_2O_3 颗粒增强 AZ31 镁基复合材料, 利用 OM, SEM, TEM 对 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ 复合材料进行组织观察, 利用维氏硬度仪、电子万能拉伸试验机对 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ 复合材料进行力学性能测试。结果表明: 经过多道次热挤压后, Al_2O_3 颗粒均匀地分散在 AZ31 镁基体中, Al_2O_3 颗粒对基体组织的晶粒细化作用得到增强, 复合材料的晶粒尺寸随着道次的增加而显著减小。经过 4 道次热挤压后, $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ 复合材料的力学性能显著提高, 其硬度、抗拉强度和屈服强度分别达到 89HV, 305MPa 和 198MPa, 相比于第 1 道次热挤压后, 其硬度、抗拉强度和屈服强度分别提高了 19.2%, 14.8% 和 14.1%。

关键词: 热挤压; 镁基复合材料; 力学性能; 动态再结晶; 显微组织

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2018.000863

中图分类号: TB331 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2019)12-0085-07

Abstract: Multi-pass hot extrusion was used to prepare the $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ composite. The microstructure was characterized by optical microscopy, scanning electron microscopy, transmission electron microscopy, and mechanical properties were tested by Vickers hardness tester and electron universal strength tester. The results show that Al_2O_3 particles are uniformly distributed in AZ31 magnesium matrix by multi-pass hot extrusion. The grain refining effect of Al_2O_3 particles on the matrix is enhanced, and the grain size of the composite decreases significantly with the increase of the pass. During the hot extrusion process, the dislocation density around the Al_2O_3 particles increases, and the high-density dislocation region facilitates the dynamic recrystallization nucleation, so that the grains of the $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ composite are significantly refined. The Al_2O_3 particles are gradually distributed into a long strip from the initial island distribution, then distributed in a linear pattern, and finally distributed uniformly in the form of particles in the AZ31 magnesium matrix. After fourth-pass hot extrusion, the mechanical properties of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ composite are significantly improved, and hardness, tensile strength and yield strength are 89HV, 305MPa and 198MPa, respectively. The hardness, tensile strength and yield strength increase by 19.2%, 14.8%, and 14.1%, respectively, compared with the first-pass hot extrusion.

Key words: hot extrusion; magnesium matrix composite; mechanical property; dynamic recrystallization; microstructure

镁及其合金具有较低的密度(约为铝的 2/3, 钢铁的 1/4)、较高的比刚度和比强度、优异的电磁屏蔽特性等优点, 被广泛应用于航空、航天、汽车、电子通讯等领域, 并被誉为“21 世纪最具发展潜力的结构工程材料”^[1-3]。由于镁合金属于密排六方晶系, 室温下滑移

系较少, 导致镁及镁合金的性能较差, 如: 强度低、硬度小、耐腐蚀性差等问题, 在一定程度上限制了镁合金的发展与应用^[4]。相比于镁合金, 颗粒增强镁基复合材料具有独特的优势, 如: 抗拉强度高, 弹性模量大, 硬度高等特点, 近年来已成为人们研究的热点方向^[5-6]。

陶瓷颗粒相对于其他颗粒增强相,具有较高的强度、硬度和较大的弹性模量,常被用作镁基复合材料中的增强相,如 $\text{SiC}^{[7]}$, $\text{Al}_2\text{O}_3^{[8]}$, $\text{TiB}_2^{[9]}$ 等。 Al_2O_3 陶瓷颗粒相比于其他陶瓷颗粒,具有原料易得、价格低廉、制备工艺简单等优点,常被用来作为镁基复合材料的增强相。Habibnejad 等^[10]利用熔铸法将 100nm 的 Al_2O_3 颗粒加入 AZ31 基体中,分析了不同含量的 Al_2O_3 颗粒对 AZ31 基体的影响,当 Al_2O_3 颗粒质量分数为 2% 时, AZ31 镁基复合材料的力学性能最优异,其抗拉强度和屈服强度分别达到 306MPa 和 290MPa。Srinivasan 等^[11]利用分解熔体沉积法(disintegrated melt deposition, DMD)制备出 Al_2O_3 颗粒增强 AZ31 镁基复合材料,经过热挤出后,复合材料的晶粒显著细化,其抗拉强度和硬度显著提升。范艳艳等^[12]以平均颗粒尺寸为 30nm 的 Al_2O_3 颗粒作为增强相,采用搅拌铸造法制备了 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ91D}$ 复合材料。由于初生相 $\alpha\text{-Mg}$ 在 Al_2O_3 颗粒表面非均质形核,使得 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ91D}$ 复合材料的晶粒细化,提高了复合材料的力学性能。

目前,传统的镁基复合材料的制备方法主要有液态搅拌法、熔铸法、粉末冶金法等,但这些方法都存在一定的缺点,如:熔化过程中会造成镁原料的烧损,需要添加精炼剂和覆盖剂,造成环境污染、能源浪费等问题^[13-14]。热挤压法主要是将镁屑料和颗粒增强相经过机械混合后,在一定压力下冷压成坯,然后加热到一定温度后热挤压成形,最终制备出复合材料。该方法相比于传统的制备方法,可以有效地避免镁原料的烧损,且不需要添加精炼剂和覆盖剂,对节约能源和保护环境具有一定的作用,同时,利用多道次的反复塑性变形,能够有效地改善增强相在镁基体中的分布,明显减小了复合材料的晶粒尺寸,从而提高材料的性能。本工作采用多道次热挤压法制备 Al_2O_3 颗粒增强 AZ31 镁基复合材料,研究多道次挤压对 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ 复合材料的组织与性能的影响。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

本实验选用东北轻合金有限公司生产的 AZ31 镁合金作为镁基体,其具体化学成分如表 1 所示,颗粒增

强相选用河南洛阳兄弟耐火材料有限公司生产的 Al_2O_3 陶瓷颗粒,其平均粒径尺寸为 $5\mu\text{m}$ 。

1.2 实验方法

将 AZ31 镁锭切屑加工成长度为 3.50~5.45mm,宽度为 1.40~2.85mm,厚度为 0.15~0.55mm 的长条状碎屑,然后将 AZ31 镁屑料与 Al_2O_3 陶瓷颗粒放入行星式球磨机中,在氩气氛围下球磨 6h,其中 Al_2O_3 陶瓷颗粒的质量分数为 2%,球磨机的转速设定为 100r/min。将球磨后的混合料装入冷压模具中,在室温下,压力为 650MPa,保压 15s 后,制成直径为 40mm,高为 40mm 的圆柱坯料。最后将获得的坯料放入热挤压模具中,加热到 380℃,保温 30min 后,热挤出直径为 8mm 的棒材。其中,热挤压的压力为 600MPa,挤压比为 25:1,将得到的棒材切割成 2~5mm 长的圆棒放入热挤压模具中,再次热挤出棒材,重复 4 次,最终得到 Al_2O_3 陶瓷颗粒增强 AZ31 镁基复合材料。

1.3 分析测试

利用 GX71-6230A 型金相显微镜、FEI-SIRION 型扫描电镜、TECNAI-F30 型透射电镜对 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ 复合材料进行显微组织观察与分析,其中试样须经过机械抛光和腐蚀。采用维氏显微硬度仪和万能电子拉伸试验机对复合材料进行力学性能测试。进行硬度测试时,每组实验测试 5 个点,取平均值以保证数据的准确性,拉伸实验每组测试 3 个试样,取平均值。利用 Image-Pro Plus 软件分析测量 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ 复合材料的晶粒尺寸分布情况。

2 实验结果与分析

2.1 显微组织

图 1 为多道次热挤压 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ 复合材料的金相显微组织。图 1(a)表明, $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ 复合材料在经过第 1 道次热挤压后, Al_2O_3 颗粒增强相在 AZ31 镁基体中呈岛状分布,如图 1(a)中虚线区域所示。由于 Al_2O_3 颗粒的粒径较小,其表面结合能较高,易出现团聚现象,导致在镁基体中呈岛状分布。在经过第 2 道次热挤压后,团聚的 Al_2O_3 颗粒在挤压过程中,由于承受较大的压应力和剪切力,导致岛状分布的 Al_2O_3 颗粒被破碎分散,逐渐形成条带状分布,如图 1(b)所示。在经过第 3 道次热挤压后,如图 1(c)所示,呈条带状分布的 Al_2O_3 颗粒被进一步地破碎分散,逐渐形成了长条状分布。而经过第 4 道次的热挤压后,长条状的 Al_2O_3 颗粒被进一步地挤压变形后,在 AZ31 镁基体中呈颗粒状均匀分布,如图 1(d)所示。

表 1 AZ31 镁合金化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical compositions of AZ31 magnesium alloy (mass fraction/%)

Al	Zn	Mn	Si	Cu	Fe	Mg
2.80	1.00	0.25	0.06	0.01	0.01	Bal

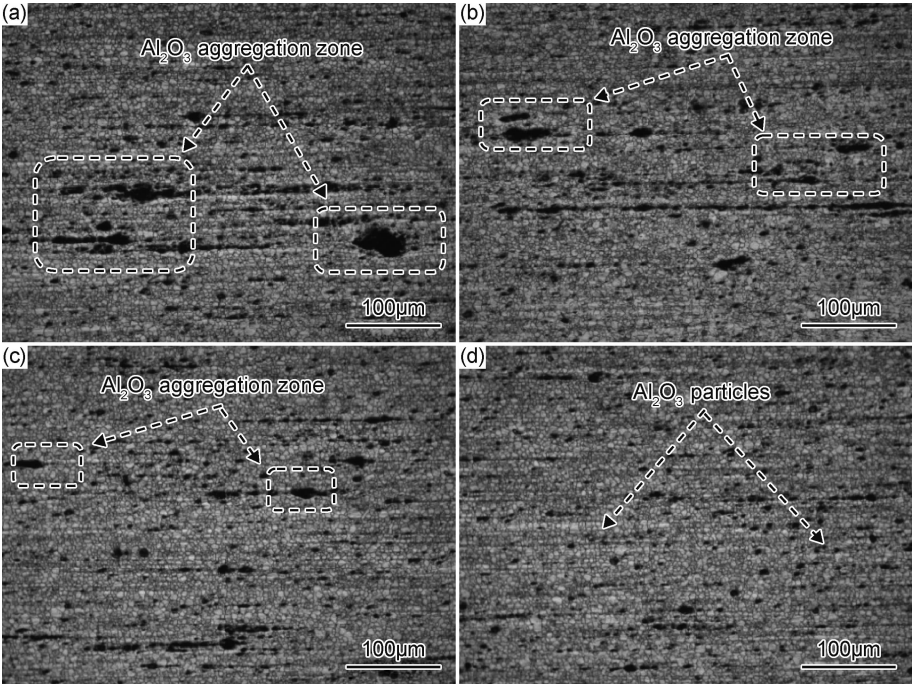


图 1 不同道次热挤压制备 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ 复合材料的金相显微组织
(a)第 1 道次;(b)第 2 道次;(c)第 3 道次;(d)第 4 道次

Fig. 1 Metallographic microstructures of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ composites after hot extrusion under different extrusion passes
(a)the first pass;(b)the second pass;(c)the third pass;(d)the fourth pass

由此可知,在经过多道次的热挤压后,改善了 Al_2O_3 颗粒在镁基体中分布的均匀性,从而有利于提高 $\text{Al}_2\text{O}_3/$

AZ31 复合材料的力学性能。

图 2 为多道次热挤压制备 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ 复合材料

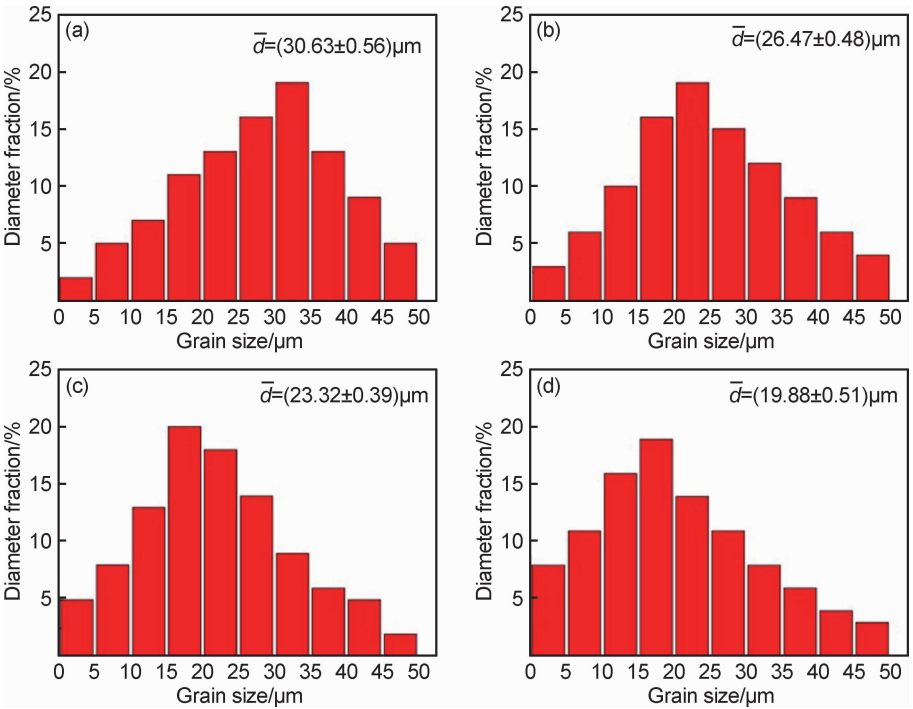


图 2 不同道次热挤压制备 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ 复合材料的晶粒尺寸分布
(a)第 1 道次;(b)第 2 道次;(c)第 3 道次;(d)第 4 道次

Fig. 2 Grain size distributions of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ composites after hot extrusion under different extrusion passes
(a)the first pass;(b)the second pass;(c)the third pass;(d)the fourth pass

的晶粒尺寸分布图。经过第 1 道次的热挤压后, $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ 复合材料的晶粒尺寸峰值主要集中在 $25\sim40\mu\text{m}$, 其平均晶粒尺寸为 $30.63\mu\text{m}$ 。经过第 2 道次的热挤压后, $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ 复合材料的晶粒被细化, 其峰值主要分布于 $20\sim35\mu\text{m}$, 平均晶粒尺寸为 $26.47\mu\text{m}$ 。由于团聚的 Al_2O_3 颗粒被分散, 有利于提高 Al_2O_3 颗粒的晶粒细化作用, 促进了 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ 复合材料的晶粒细化。经过第 3 道次和第 4 道次的热挤压后, $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ 复合材料的晶粒被进一步细化。相比于第 1 道次, 在第 4 道次热挤压后, 复合材料的平均晶粒尺寸下降了 54.07% 。一方面原因是在经过多道次的热挤压后, Al_2O_3 颗粒增强相在镁基体中的分布逐渐均匀化, 有利于提高其对基体组织的晶粒细化作用; 另一方面原因是经过多道次的热挤压后, $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ 复合材料中粗大的晶粒被多次挤压破

碎, 并最终形成细小的晶粒组织。

图 3 为经过 4 道次热挤压后 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ 复合材料的 SEM 图。经过 4 道次的热挤压后, Al_2O_3 颗粒在 AZ31 镁基体中均匀分布, 且大部分的 Al_2O_3 颗粒分布在晶界处, 少量的 Al_2O_3 颗粒分布于晶内, 如图 3 (a) 所示。在热挤压过程中, 分布在晶界处的 Al_2O_3 颗粒能够有效地抑制晶界运动, 阻碍晶粒的长大, 从而起到细化晶粒的作用。经过多道次的热挤压后, 团聚的 Al_2O_3 颗粒在多次的挤压变形过程中被破碎, 随着挤压方向被分散开, 从而有效地提高了 Al_2O_3 颗粒在镁基体中分布的均匀性, 如图 3 (b) 所示。在 Al_2O_3 颗粒周围, 存在大量的动态再结晶 (dynamic recrystallization, DRX) 晶粒。这是由于 Al_2O_3 颗粒与 AZ31 镁基体在热变形过程中产生变形量的差异, 导致在 Al_2O_3 颗粒周围形成颗粒变形区, 该区域能够产生高密度的位错,

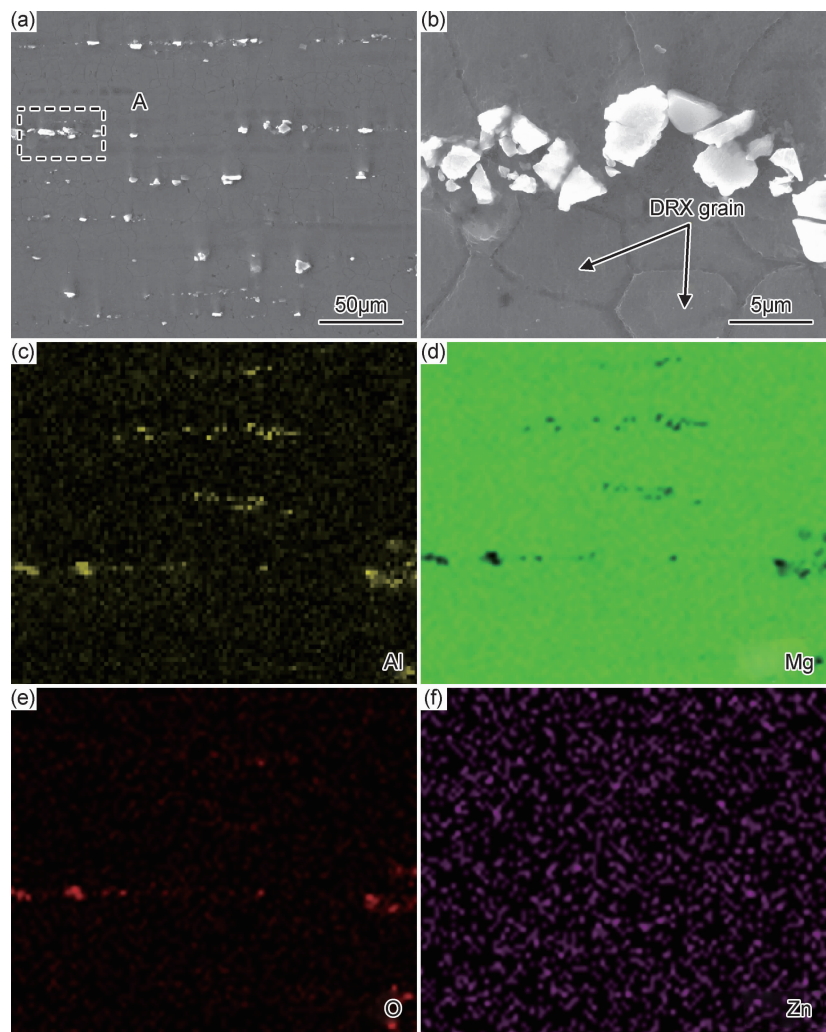


图 3 经过 4 道次热挤压后 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ 复合材料的 SEM 图

(a) Al_2O_3 颗粒在 AZ31 中的分布形貌; (b) 图 (a) 中 A 区域的放大图; (c)~(f) 分别为图 (a) 的 Al, Mg, O, Zn 元素分布

Fig. 3 SEM micrographs of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ composites after four passes hot extrusion

(a) distribution morphology of Al_2O_3 particles in AZ31 alloy; (b) high magnification of zone A in fig. (a);

(c)-(f) element distribution of Al, Mg, O, Zn in fig. (a)

有效地促进动态再结晶形核。图 3(c)~(f) 为 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ 复合材料的表面元素分布,证明了白色的颗粒状物质为添加的 Al_2O_3 陶瓷颗粒增强相。

图 4 为经过 4 道次热挤压后, $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ 复合材料的 TEM 图。可以看出,在增强相 Al_2O_3 颗粒周围形成了高密度的位错区域。经过多道次的热挤压过程中,在 Al_2O_3 颗粒周围,由于 Al_2O_3 颗粒与 AZ31 镁基体在力学和热力学上的不匹配,在界面处会产生热错配残余应力,导致在 Al_2O_3 颗粒周围形成高密度位错区,高密度位错区有利于促进再结晶形核,使晶粒得

到细化。同时,经过多道次的热挤压后, Al_2O_3 颗粒在镁基体中的分布更加均匀,提高了 Al_2O_3 颗粒对复合材料的强化作用,同时复合材料中粗大的晶粒经过多次的挤压变形后,晶粒尺寸显著减小,进一步细化了复合材料的晶粒。Deng 等^[15]的研究也报道了在含有亚微米尺寸 SiC_p 的镁基复合材料中,未变形的 SiC_p 颗粒周围形成了高密度的位错区域,Cavaliere 等^[16]研究 $10\mu\text{m}$ $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ 复合材料的再结晶行为时发现,在微米级颗粒周围形成的高密度位错区能够有效地促进再结晶形核,同时该区域被称为再结晶形核的理想区域。

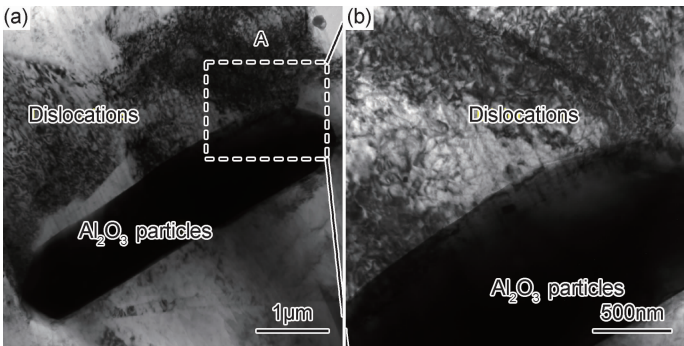


图 4 经过 4 道次热挤压后 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ 复合材料的 TEM 图
(a) Al_2O_3 颗粒附近 TEM 图; (b) A 区域的局部放大图
Fig. 4 TEM images of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ composites after four passes hot extrusion
(a) TEM image near Al_2O_3 particles; (b) high magnification of zone A

2.2 力学性能

图 5 为经过多道次热挤压后, $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ 复合材料的维氏硬度。由图 5 可见, $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ 复合材料经过多道次热挤压后,其硬度显著提高。经过 4 道次热挤压后,复合材料的维氏硬度达到最大值 89HV,相比于第 1 道次,其硬度提高了 19.2%。一方面是由于 Al_2O_3 颗粒属于陶瓷增强相,具有较高的弹性模量和较大的硬度,当复合材料承受大的应力时,能够有效地将载荷从镁基体转移到 Al_2O_3 颗粒上,从而起到了

强化作用^[17-18];另一方面是因为复合材料在经过 4 道次的热挤压后, Al_2O_3 颗粒能够均匀地分散在镁基体中,起到了弥散强化的作用^[19],同时,由于 Al_2O_3 颗粒的存在,能够有效地阻碍晶界的运动,抑制了晶粒的长大,起到了细晶强化的作用^[20]。

图 6 为经过多道次热挤压后 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ 复合材料的力学性能。可以看出,随着挤压道次的增加, $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ 复合材料的抗拉强度和屈服强度逐渐提高,经过 4 道次的热挤压后,其抗拉强度和屈服强度达

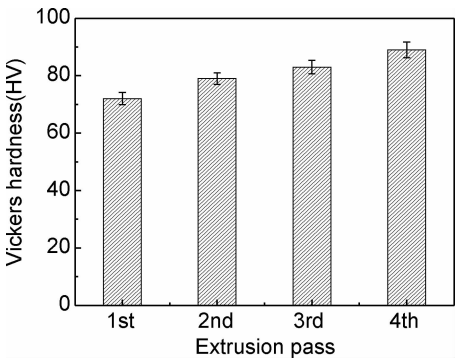


图 5 多道次热挤压制备 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ 复合材料的维氏硬度
Fig. 5 Vickers hardness of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ composites
by multi-pass hot extrusion

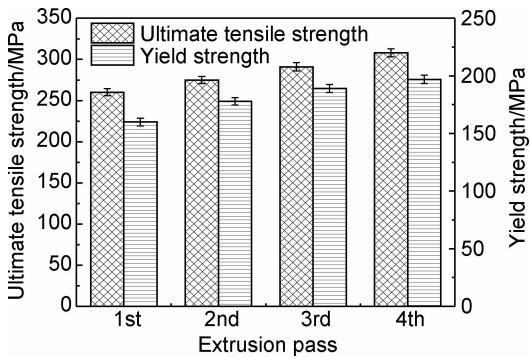


图 6 多道次热挤压 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ 复合材料的力学性能
Fig. 6 Mechanical properties of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AZ31}$ composites
by multi-pass hot extrusion

到最大值 305MPa 和 198MPa,相比于第 1 道次,其抗拉强度和屈服强度提升了 14.8%和 14.1%。一方面是由于 Al₂O₃ 颗粒的存在,致使基体晶粒得到有效细化,根据 Hall-Petch 公式^[21],晶粒越细小,晶界数目越多,位错运动受到的阻力就越大,从而使复合材料的性能得到强化;另一方面是因为引入了大量位错,位错数量增加,就需要更大的应力来开动位错,使复合材料的力学性能提高^[21]。此外,由于经过多道次的热挤压过程,Al₂O₃ 颗粒均匀地分散在镁基体中起到了弥散强化作用,在多次的挤压变形过程中,原始的粗大晶粒被破碎成为细小的晶粒,有效提高了复合材料的力学性能。

图 7 为经过 4 道次热挤压后 Al₂O₃/AZ31 复合材料的拉伸断口形貌。在经过 4 道次的热挤压后,复合材料的断口存在大量的韧窝和少量撕裂棱(图 7(a)),Al₂O₃/AZ31 复合材料的断裂方式是以韧性断裂为主的混合断裂模式。从图 7(b)可以看出,在韧窝里存在完整的 Al₂O₃ 颗粒,说明该韧窝处的断裂是由 Al₂O₃ 颗粒的剥离而导致的。复合材料在拉应力作用下,基体材料和 Al₂O₃ 颗粒两者的变形能力差异较大,易形成微裂纹,当变形程度进一步加大时,微裂纹增多,直至 Al₂O₃ 颗粒被剥离出来,导致复合材料断裂,如图 7(b)所示。

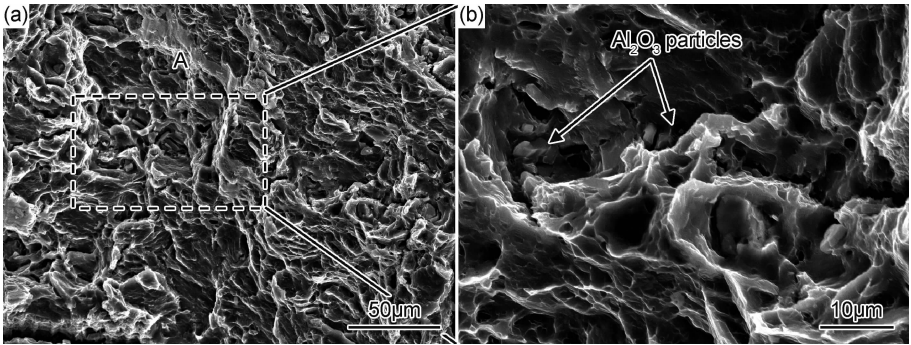


图 7 经过 4 道次热挤压后 Al₂O₃/AZ31 复合材料的断口形貌
(a)断口形貌;(b)A 区域的放大

Fig. 7 Fracture morphologies of Al₂O₃/AZ31 composites after four passes hot extrusion
(a)fracture morphology;(b)high magnification of zone A

3 结论

(1)利用热挤压方法成功制备出 Al₂O₃ 颗粒增强 AZ31 镁基复合材料,经过多道次的热挤压后,Al₂O₃ 颗粒由岛状分布逐渐呈颗粒状均匀地分布在 AZ31 镁基体中。

(2)热挤压过程中,在 Al₂O₃ 颗粒周围的位错密度增加,高密度位错区有利于促进动态再结晶形核,使 Al₂O₃/AZ31 复合材料的晶粒被显著细化。

(3)经过多道次的热挤压后,AZ31/Al₂O₃ 复合材料的力学性能显著提高。其硬度,抗拉强度和屈服强度达到最大值 89HV,305MPa 和 198MPa,相比于第 1 道次的热挤压,其硬度,抗拉强度和屈服强度分别提高了 19.2%,14.8%,14.1%。

参考文献

[1] 刘军,张金玲,渠治波,等. 稀土 Gd 对 AZ31 镁合金耐蚀性能的影响[J]. 材料工程,2018,46(6):73-79.
LIU J, ZHANG J L, QU Z B, et al. Effect of rare earth Gd on corrosion resistance of AZ31 magnesium alloy [J]. Journal of Materials Engineering, 2018, 46(6):73-79.

[2] CHELLIAH N M, SINGH H, SURAPPA M K. Processing, microstructural evolution and strength properties of *in-situ* magnesium matrix composites containing nano-sized polymer derived SiC-NO particles[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 685:429-438.

[3] 常海,王金龙,郑明毅,等. 等通道角变形对搅拌铸造 SiCp/AZ91 复合材料显微组织与室温性能的影响[J]. 复合材料学报, 2017, 34(3): 611-618.
CHANG H, WANG J L, ZHENG M Y, et al. Effect of equal channel angular pressing on the microstructure evolution and mechanical property of the SiCp/AZ91 composite fabricated by stir-casting[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2017, 34(3): 611-618.

[4] 李结木,邓坤坤. 热处理对颗粒增强镁基复合材料组织与性能的影响[J]. 材料热处理学报,2012,33(9):29-32.
LI J M, DENG K K. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of particle reinforced magnesium matrix composite[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2012, 33(9): 29-32.

[5] KARTHICK E, MATHAI J, TONY J M, et al. Processing, microstructure and mechanical properties of Al₂O₃ and SiC reinforced magnesium metal matrix hybrid composites[J]. Materials Today Proceedings, 2017, 4(6): 6750-6756.

[6] 冯艳,陈超,彭超群,等. 镁基复合材料的研究进展[J]. 中国有色

- 金属学报, 2017, 27(12):2385-2407.
- FENG Y, CHEN C, PENG C Q, et al. Research progress on magnesium matrix composites[J]. The Chinese Journal of Non-ferrous Metals, 2017, 27(12):2385-2407.
- [7] WU K, DENG K K, NIE K B, et al. Microstructure and mechanical properties of $\text{SiC}_p/\text{AZ91}$ composite deformed through a combination of forging and extrusion process[J]. Materials & Design, 2010, 31(8):3929-3932.
- [8] PARAMSOTHY M, HASSAN S F, SRIKANTH N, et al. Enhancing tensile/compressive response of magnesium alloy AZ31 by integrating with Al_2O_3 nanoparticles[J]. Materials Science and Engineering: A, 2009, 527(1/2):162-168.
- [9] XIAO P, GAO Y, YANG C, et al. Microstructure, mechanical properties and strengthening mechanisms of Mg matrix composites reinforced with *in situ* nanosized TiB_2 particles[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 710:251-259.
- [10] HABIBNEJAD K M, MAHMUDI R, POOLE W J. Work hardening behavior of Mg-based nano-composites strengthened by Al_2O_3 nano-particles[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 567(4):89-94.
- [11] SRINIVASAN M, LOGANATHAN C, NARAYANASAMY R, et al. Study on hot deformation behavior and microstructure evolution of cast-extruded AZ31B magnesium alloy and nano-composite using processing map [J]. Materials & Design, 2013, 47:449-455.
- [12] 范艳艳, 李秋书, 李亚斐. Al_2O_3 颗粒增强 AZ91D 镁基复合材料的研究[J]. 中国铸造装备与技术, 2011(1):16-19.
- FAN Y Y, LI Q S, LI Y F. A study on AZ91D Mg matrix compound materials enforced by Al_2O_3 particles[J]. China Foundry Machinery & Technology, 2011(1):16-19.
- [13] WEN L H, JI Z S, LI X L. Effect of extrusion ratio on microstructure and mechanical properties of Mg-Nd-Zn-Zr alloys prepared by a solid recycling process[J]. Materials Characterization, 2008, 59(11):1655-1660.
- [14] ZHU Y, HU M L, WANG D J, et al. Microstructure and mechanical properties of AZ31-Ce prepared by multi-pass solid-phase synthesis[J]. Materials Science and Technology, 2018, 34(7): 876-884.
- [15] DENG K K, WU K, WANG X J, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of a particulate reinforced magnesium matrix composites forged at elevated temperatures[J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527(6):1630-1635.
- [16] CAVALIERE P, EVANGELISTA E. Isothermal forging of metal matrix composites; recrystallization behaviour by means of deformation efficiency[J]. Composites Science and Technology, 2006, 66(2):357-362.
- [17] 何广进, 李文珍. 纳米颗粒分布对镁基复合材料强化机制的影响[J]. 复合材料学报, 2013, 30(2):105-110.
- HE G J, LI W Z. Influence of nano particle distribution on the strengthening mechanisms of magnesium matrix composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2013, 30(2):105-110.
- [18] PARAMSOTHY M, CHAN J, KWOK R, et al. The synergistic ability of Al_2O_3 nanoparticles to enhance mechanical response of hybrid alloy AZ31/AZ91 [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509(28):7572-7578.
- [19] HASSAN S F, PARAMSOTHY M, PATEL F, et al. High temperature tensile response of nano- Al_2O_3 reinforced AZ31 nanocomposites [J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 558:278-284.
- [20] ALAM M E, HAMOUDA A M S, NGUYEN Q B, et al. Improving microstructural and mechanical response of new AZ41 and AZ51 magnesium alloys through simultaneous addition of nano-sized Al_2O_3 particulates and Ca[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 574:565-572.
- [21] KOIKE J. Enhanced deformation mechanisms by anisotropic plasticity in polycrystalline Mg alloys at room temperature[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2005, 36(7):1689-1696.

基金项目:国家自然科学基金资助项目(51404082);哈尔滨理工大学青年拔尖创新人才培养计划(201510)

收稿日期:2018-07-17;修订日期:2019-07-08

通讯作者:胡茂良(1980—),男,教授,博士,研究方向为铝镁合金的固相回收、镁基复合材料的制备与性能,联系地址:黑龙江省哈尔滨市香坊区林园路4号哈尔滨理工大学南区材料科学与工程学院(150040), E-mail:humaoliang@hrbust.edu.cn

(本文责编:寇凤梅)