

DOI: 10.16410/j.issn1000-8365.2024.3183

热挤压和脉冲电流对 AZ91 镁合金及其复合材料显微组织和力学性能的影响

武红飞^{1,2}, 胡文鑫^{1,2}, 马少博^{1,2}

(1. 白云鄂博稀土资源研究与综合利用全国重点实验室, 内蒙古 包头 014030; 2. 包头稀土研究院, 内蒙古 包头 014030)

摘要: 为探究 SiC_p 对 AZ91 镁合金在电脉冲处理过程中组织和性能演变规律的影响, 通过在 AZ91 合金中添加 1%(体积分数)微米级 SiC_p 制备了 SiC_p/AZ91 复合材料, 联合低温正挤压和电脉冲处理对 AZ91 合金和 SiC_p/AZ91 复合材料的组织进行细化, 利用光学显微镜分析显微组织的演化, 测试合金和复合材料的室温力学性能。结果表明, 和 AZ91 合金相比, 添加了增强相颗粒后的复合材料挤压之后具有更高的位错密度和形变储存能, 从而促进电脉冲处理时的静态再结晶过程。电脉冲处理后的 AZ91 合金及复合材料的屈服强度和抗拉强度分别为 320、450 MPa 和 380、454 MPa。由于 SiC_p 与镁基体界面处应力集中而形成的微裂纹, 导致复合材料抗拉强度增幅较小。

关键词: 镁基复合材料; 热挤压; 电脉冲处理; 静态再结晶; 力学性能

中图分类号: TB331; TG113.25

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2024)02-0157-06

Effect of Hot Extrusion and Pulse Current on the Microstructure and Mechanical Properties of AZ91 Magnesium Alloy and Its Composites

WU Hongfei^{1,2}, HU Wenxin^{1,2}, MA Shaobo^{1,2}

(1. National Key Laboratory of Baiyunobo Rare Earth Resource Researches and Comprehensive Utilization, Baotou 014030, China; 2. Baotou Research Institute of Rare Earths, Baotou 014030, China)

Abstract: To investigate the effect of SiC_p on the evolution of the microstructure and properties of an AZ91 magnesium alloy during electric pulse treatment (EPT), a SiC_p/AZ91 composite was prepared by adding 1%(volume fraction) micron SiC_p to an AZ91 magnesium alloy. The microstructure of the AZ91 alloy and SiC_p/AZ91 composite was refined by low temperature extrusion and electric pulse treatment. The microstructure evolution was analysed by optical microscope. The mechanical properties of the alloys and composites were tested at room temperature. The results show that the composite with reinforced phase particles has a greater dislocation density and greater deformation storage energy after extrusion compared with AZ91 alloy, thus promoting static recrystallization during electric pulse treatment. The yield strength and tensile strength of the AZ91 alloy and composite after pulse treatment are 320 and 450 MPa, and 380 and 454 MPa, respectively. Due to the stress concentration at the interface between the SiC_p and the magnesium matrix, the tensile strength of the composite lightly increases.

Key words: magnesium matrix composite; hot extrusion; electrical pulse treatment; static recrystallization; mechanical properties

镁基复合材料具有较高的比强度、刚度和模量, 以及优异的耐磨性、耐腐蚀性、减振性和高温性能, 在航空航天、汽车、电子和交通运输等行业得到了广泛的应用^[1-4]。镁基复合材料通常采用半固态搅拌

铸造工艺制备, 但通过该工艺技术制备的颗粒增强镁基复合材料通常存在较多的疏松、缩孔等缺陷, 因此需要通过塑性变形消除这些缺陷以提高力学性能^[5]。Deng 等^[6]通过等温锻造制备了 10%

收稿日期: 2023-07-06

基金项目: 国家重点研发计划(2021YFB3501001); 白云鄂博稀土资源研究与综合利用全国重点实验室项目(2022Z2439)

作者简介: 武红飞, 1995 年生, 硕士研究生, 工程师。主要从事稀土镁合金新材料的开发与研究。Email: briewuhongfei@126.com

通讯作者: 胡文鑫, 1984 年生博士, 正高级工程师。主要从事稀土镁合金材料开发与制备。Email: brirehuwxin@126.com

引用格式: 武红飞, 胡文鑫, 马少博. 热挤压和脉冲电流对 AZ91 镁合金及其复合材料显微组织和力学性能的影响[J]. 铸造技术, 2024, 45(2): 157-162.

WU H F, HU W X, MA S B. Effect of hot extrusion and pulse current on microstructure and mechanical properties of AZ91 magnesium alloy and its composites[J]. Foundry Technology, 2024, 45(2): 157-162.

(体积分数)SiC_p/AZ91 复合材料,发现 SiC_p 的加入使基体晶粒细化,抗拉强度提高,基面织构减弱。由于镁合金室温变形能力较差,为获得良好的成形性,传统的塑性变形工艺(例如挤压、锻造和轧制)都需在较高温度下进行,因此导致晶粒变粗,同时使得基面织构强度增大^[7-10]。为获得未动态再结晶的变形组织,需要尽可能采用低的变形温度,然后通过后续退火处理进一步提高性能,但常规热处理需要较高的温度和较长的时间才能达到预期的效果^[11-12]。此时电脉冲处理作为一种可以快速促进材料再结晶的新工艺得到了广泛的应用。

电脉冲处理作为一种新的组织优化方法,不仅具有处理时间短、输入能量大的特点,还能促进组织转变,优化第二相的分布和形貌^[13-15],同时降低变形金属的再结晶温度及缩短加工时间,从而细化再结晶晶粒^[16]。Jiang 等^[17]和 Guan 等^[18]对 AZ31 和 AZ91 合金轧制薄板进行了电脉冲处理,认为脉冲电流能产生热效应和非热效应,提高再结晶成核速率和扩散系数,获得细小的再结晶组织,从而提高镁合金的综合力学性能。

镁合金由于其特殊的晶体结构,晶粒细化对强度提高的作用更为显著。因此电脉冲处理常用于优化静态再结晶过程以达到晶粒细化的目的。同时,加入颗粒增强相后,在变形过程中,颗粒附近可形成高密度位错、取向梯度大的区域,形成颗粒变形区^[19]。高密度位错区域将储存更多的形变能,更加利于材料的静态再结晶。在镁合金中加入增强相和经电脉冲处理皆可以显著提高镁合金的力学性能。然而,颗粒增强镁基复合材料与电脉冲处理相结合的相关研究较少。因此,本研究通过对 AZ91 镁合金及 SiC_p/AZ91 镁基复合材料进行电脉冲处理,从而探究 SiC_p 对电脉冲处理过程中镁基体静态再结晶行为的影响。

1 实验材料及方法

实验材料为 AZ91D 合金和 SiC 陶瓷颗粒(体积分数为 1%)增强 AZ91D 复合材料。SiC 颗粒的平均直径约为 10 μm。将 AZ91D 合金在 720 °C 下熔化,然后冷却到 590 °C,此时基体合金处于半固态状态。将预热到 600 °C 的 SiC 颗粒快速加入到半固态基体合金中,然后匀速搅拌。混合完成后,将熔体再次加热到 720 °C,然后浇注到预热温度为 450 °C 的铁模中。熔体在 100 MPa 的压力下凝固,以降低孔隙率。整个材料制备过程在 SF₆ 和 CO₂ 混合气体的保护下进行(体积比为 40:1)^[8]。挤压前对铸锭进行固溶处理,分别在 380 °C 保温 2 h 及在 415 °C 保温 22 h。挤压工艺参数分别设定为:挤压温度为 250 °C、挤压比为 12、挤压速率为 0.1 mm/s。

通过调整两个电脉冲独立参数,脉宽和处理时间,探究其对变形 AZ91 合金及其复合材料组织演变的影响。脉宽和峰值电流密度表示单个脉冲的能量,处理时间表示多个脉冲的能量积累。为了评估电脉冲过程中的焦耳热效应,采用热电偶对每个样品中 4 个不同位置点的温度进行测量,将所测最高温度作为控制热处理试验的温度。采用 VHX-2000 光学显微镜(OM)对其微观结构进行了表征。苦味酸腐蚀液的化学组成为 5 mL 乙酸+6 g 苦味酸+10 mL 水+100 mL 乙醇。室温拉伸试验采用 AG-Xplus-20KN 电子万能试验机,速率为 0.6 mm/min。

2 实验结果与分析

2.1 铸态组织

图 1 为挤压前 AZ91 镁合金和 SiC_p/AZ91 复合材料的显微组织。由图 1a~b 可知,铸态合金组织中存在大量的网状 Mg₁₇Al₁₂ 相分布在晶界上。复合材料中加入的少量 SiC_p 主要分布在晶界上,该现象是由

表 1 不同试样的电脉冲处理参数

Tab.1 Electrical pulse processing parameters of different samples

	Sample number	Frequency/Hz	Duration/ μ s	Current density/($A \cdot m^{-2}$)	Duty ratio	Processing time/min	Average temperature/K
AZ91	1	100	40	3.2×10^9	0.004	20	377
	2	100	50	3.2×10^9	0.005	5	433
	3	100	50	3.2×10^9	0.005	15	423
	4	100	60	3.2×10^9	0.006	3	476
	5	100	60	3.2×10^9	0.006	5	468
	6	100	60	3.2×10^9	0.006	10	466
1%-10 μ m SiC _p /AZ91 (volume fraction)	7	100	40	3.2×10^9	0.004	5	378
	8	100	40	3.2×10^9	0.004	10	369
	9	100	40	3.2×10^9	0.004	15	365
	10	100	40	3.2×10^9	0.004	20	363
	11	100	60	3.2×10^9	0.006	10	478

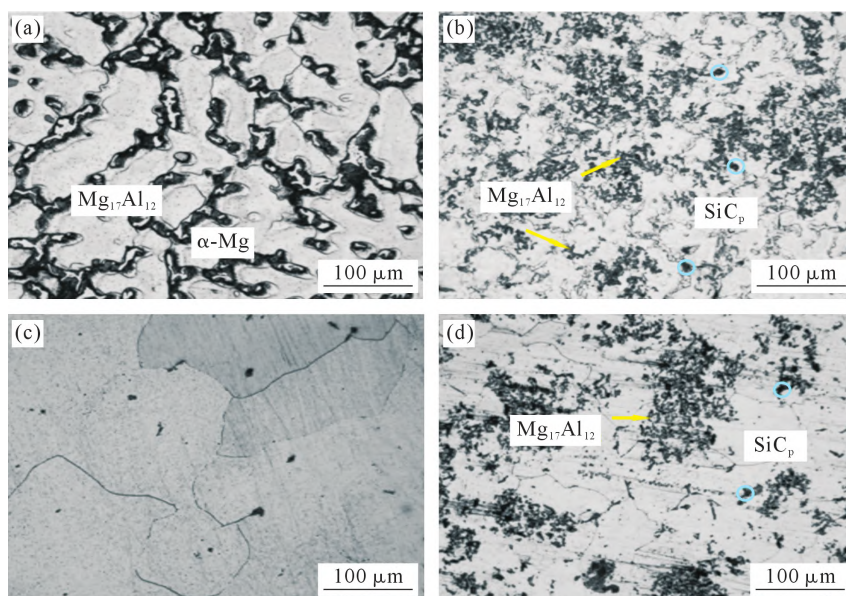


图1 铸态及固溶态样品组织:(a) 铸态 AZ91 合金,(b) 铸态 $\text{SiC}_p/\text{AZ91}$ 复合材料,(c) 固溶态 AZ91 合金,(d) 固溶态 $\text{SiC}_p/\text{AZ91}$ 复合材料

Fig.1 Microstructure of the as-cast and as-solutioned samples: (a) as-cast AZ91 alloy, (b) as-cast $\text{SiC}_p/\text{AZ91}$ composite, (c) as-solutioned AZ91 alloy, (d) as-solutioned $\text{SiC}_p/\text{AZ91}$ composite

于 SiC_p 在凝固过程中被液/固界面前沿推动,遇到另一个晶界时 SiC_p 被隔离到晶界上^[20]。同时, SiC_p 作为 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相的形核中心,促进了 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相的弥散析出。经过固溶处理后,大量的 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相溶入到镁基体中,不过仍有少量残留。结果表明,与合金相比, $\text{SiC}_p/\text{AZ91}$ 复合材料的第二相析出较多,且主要分布在 SiC_p 周围。

2.2 挤压组织

图 2a、d 为 AZ91 镁合金和 $\text{SiC}_p/\text{AZ91}$ 复合材

料在 250 °C 下挤压的显微组织,从图中可以看出,由于挤压温度和挤压速度较低,基体几乎由变形显微组织组成。同时由于挤压变形过程中变形程度不均匀,变形程度较大的区域具有较高的位错密度,其变形储能高于其他小变形区域,从而产生形变诱导再结晶,使再结晶温度降低,结果是在这些区域优先发生再结晶,沿着挤压方向,由再结晶晶粒组成的变形带分布于晶界上。在复合材料的挤压过程中, SiC_p 的存在会阻碍晶界迁移,同时微米 SiC_p 与

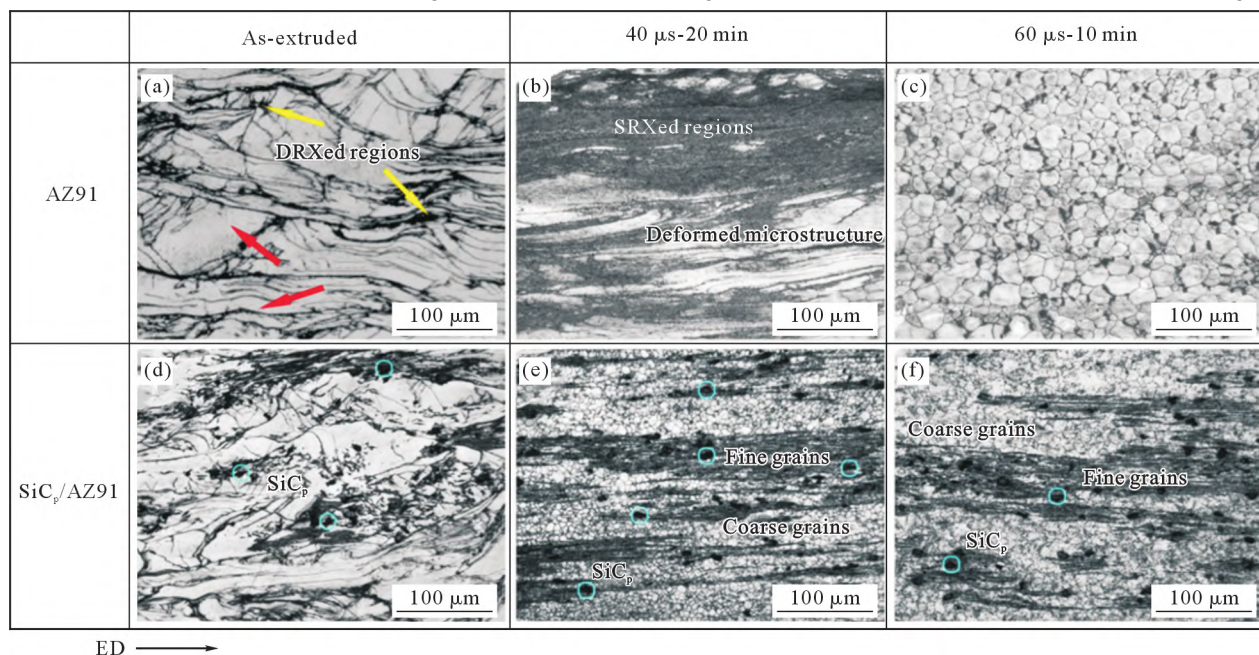


图2 挤压态及电脉冲态样品金相组织:(a) 挤压态 AZ91 合金,(b~c) 电脉冲态 AZ91 合金,(d) 挤压态 $\text{SiC}_p/\text{AZ91}$ 复合材料,(e~f) 电脉冲态 $\text{SiC}_p/\text{AZ91}$ 复合材料

Fig.2 OM images of the as-extruded and as-EPTed samples: (a) as-extruded AZ91 alloy, (b~c) as-EPTed AZ91 alloys, (d) as-extruded $\text{SiC}_p/\text{AZ91}$ composite, (e~f) as-EPTed $\text{SiC}_p/\text{AZ91}$ composites

AZ91 基体变形不匹配,在颗粒与基体界面处可形成含有高密度位错的变形区^[9]。因此,和 AZ91 合金相比, $\text{SiC}_p/\text{AZ91}$ 复合材料产生的加工硬化程度更高。

2.3 电脉冲处理组织

如图 2b,e 所示为经电脉冲(electric pulse treatment, EPT)处理后 AZ91 合金和 $\text{SiC}_p/\text{AZ91}$ 复合材料的显微组织。当脉宽和处理时间分别为 $40\ \mu\text{s}$ 和 20 min 时,挤压后的 AZ91 合金不能完全静态再结晶,显微组织表现为大量超细晶粒分布在少量变形组织周围。当添加 SiC_p 后,复合材料表现出不同的效果。在电脉冲参数一致的条件下, $\text{SiC}_p/\text{AZ91}$ 复合材料发生完全的静态再结晶,再结晶晶粒也有一定程度的轻微长大。主要原因是由于 SiC_p 的加入促进了静态再结晶的形核阶段,其可以作为形核中心,从而增加形核速率。同时, SiC_p 在挤压变形过程中会阻碍镁基体的流动,并在一定程度上增加储能,从而增加再结晶的驱动力。当脉宽和处理时间分别为 $60\ \mu\text{s}$ 和 10 min 时,从图 2c,f 中可以看出,两种材料都完成了静态再结晶过程,同时晶粒已经长大,但 AZ91 合金的晶粒粗化程度更高。造成这种现象的原因是复合材料中的 SiC_p 能够阻碍晶界的迁移,抑制再结晶晶粒的生长。从图 2e~f 中可以发现, SiC_p 颗粒周围的再结晶晶粒比其他区域细。在 SiC_p 周围沿挤压方向形成由再结晶晶粒组成的变形区^[21]。综上所述,在相同的电脉冲参数下,在静态再结晶初始阶段, SiC_p 可以促进再结晶的形核过程,在晶粒长大阶段, SiC_p 可以抑制再结晶晶粒的粗

化。因此,随着 SiC_p 的加入,外加增强相颗粒对于电脉冲的具体作用表现为:在更低的脉冲宽度和更短的处理时间就可实现材料的组织转变过程。

根据上述分析,AZ91 合金和 $\text{SiC}_p/\text{AZ91}$ 复合材料的最佳电脉冲处理参数不同。从图 3a~c 可以看出,当脉宽为 $50\ \mu\text{s}$,处理时间为 5 min 时,仍可发现变形结构。脉宽增加至 $60\ \mu\text{s}$ 后,静态再结晶过程可在 3 min 内完成,晶粒细小而均匀,随着处理时间不断增加至 5 min,部分再结晶晶粒开始长大。对于 $\text{SiC}_p/\text{AZ91}$ 复合材料,脉宽设定为 $40\ \mu\text{s}$,处理时间分别设定为 5、10 和 15 min。由图 3d~f 可以看出,当处理时间为 5 min 时,材料没有完全再结晶。沿着挤压方向在 SiC_p 周围形成变形带,随着时间延长至 10 min,显微组织基本转变为均匀的再结晶晶粒,继续延长处理时间至 15 min,没有 SiC_p 存在的区域的晶粒开始明显长大, SiC_p 周围细小再结晶晶粒形成的变形区没有明显长大。因此,通过对比图 2~3 中 EPT 处理后的组织可以得知,电脉冲脉宽的增大和处理时间的延长对于材料静态再结晶过程有不同程度的促进作用,但脉宽对于再结晶的影响比处理时间更显著。

2.4 力学性能

通过分析两种材料不同电脉冲状态下的显微组织可知,AZ91 合金和 $\text{SiC}_p/\text{AZ91}$ 复合材料的最佳电脉冲工艺参数分别为脉宽 $60\ \mu\text{s}$,处理时间 3 min 和脉宽 $40\ \mu\text{s}$,处理时间 10 min,该参数下的微观组织细小均匀,因此对最优参数下的样品进行室温力学性

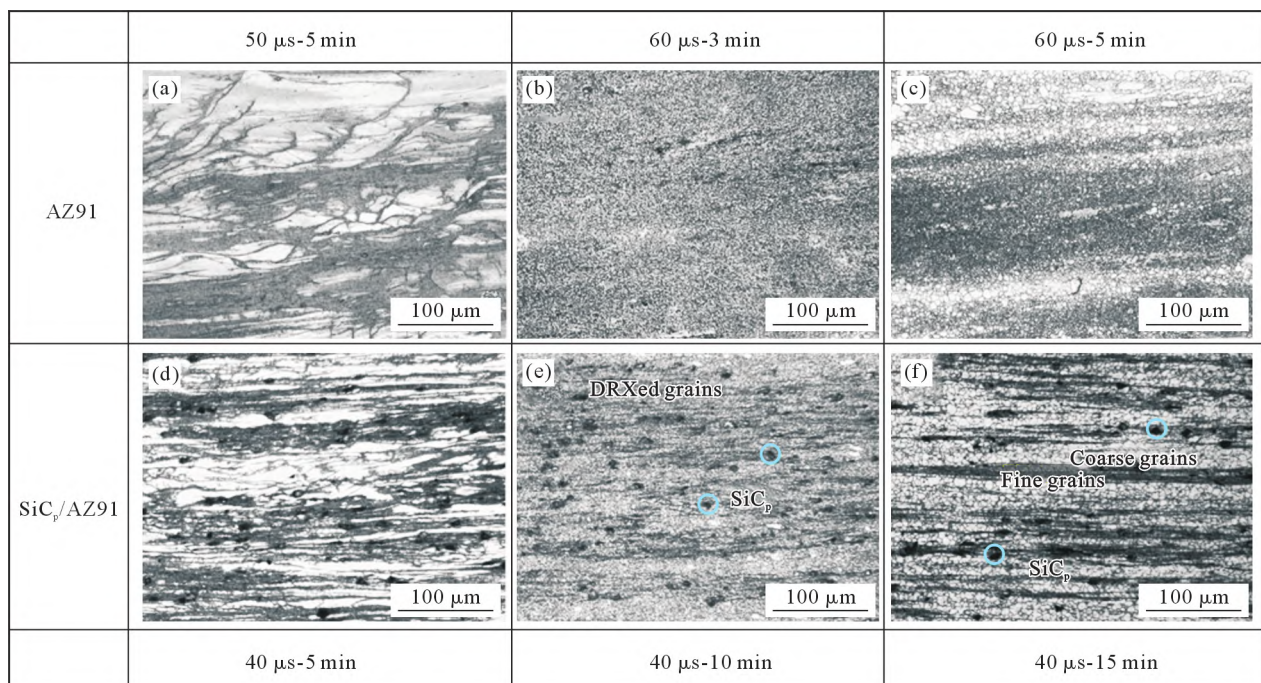


图 3 不同电脉冲参数处理后的金相组织:(a~c) AZ91 合金,(d~f) $\text{SiC}_p/\text{AZ91}$ 复合材料

Fig.3 OM images of the samples treated by EPT with different parameters: (a~c) AZ91 alloy, (d~f) $\text{SiC}_p/\text{AZ91}$ composites

能检测。图 4 为 AZ91 合金及其复合材料在铸态、固溶态、挤压态及最佳电脉冲工艺参数状态下的屈服强度、抗拉强度及伸长率的对比图。由图 4 可知,铸态 AZ91 合金的屈服强度和抗拉强度分别为 90 和 151 MPa,与基体合金相比, SiC_p 的加入使复合材料的强度有所提高,分别为 102 和 168 MPa,伸长率略有下降,从 6.5%降低至 5.1%。经过固溶处理后,屈服强度、抗拉强度和伸长率均有不同程度的提高,分别为 110 MPa、195 MPa、8.1%和 154 MPa、216 MPa、5.7%。两种材料均在挤压变形后发生剧烈加工硬化,AZ91 合金的屈服强度和抗拉强度提高至 389 和 443 MPa,随着 SiC_p 的加入,加工硬化程度和位错密度增大,使得复合材料的屈服强度和抗拉强度均远高于基体合金,分别为 480 和 556 MPa。两种材料经各自的最佳电脉冲参数处理后,抗拉强度大小趋于一致,分别为 450 和 454 MPa,但复合材料的屈服强度高于基体合金,分别为 320 和 380 MPa,同时,合金的伸长率有较大提升,从 4.8%提高至 10%。

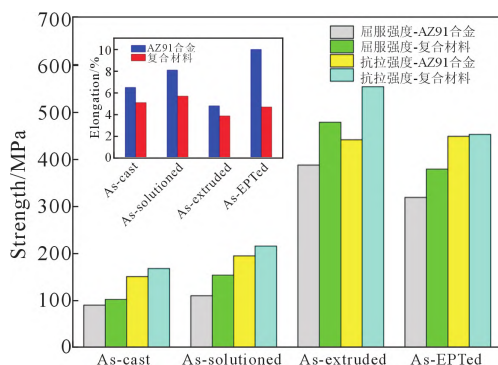


图 4 AZ91 合金及 $\text{SiC}_p/\text{AZ91}$ 复合材料在不同状态的力学性能

Fig.4 Mechanical properties of the AZ91 alloy and $\text{SiC}_p/\text{AZ91}$ composite in different states

在挤压状态下,由于微米级 SiC_p 和 AZ91 基体的热膨胀系数不同, SiC_p 的加入会在热变形后的冷却过程中在 SiC_p 周围产生较强的热应力,导致基体在 SiC 附近出现较高的位错密度,从而使复合材料的屈服强度和抗拉强度高于 AZ91 合金。经过脉冲电流处理后,两种材料的再结晶晶粒大小趋于均匀,由于 SiC_p 的加入产生的强化作用,使得复合材料的屈服强度远高于合金基体,但抗拉强度相差不大。这是由于 SiC_p 和镁基体在室温拉伸时变形不匹配造成的,在 SiC_p 与基体的界面处容易产生应力集中,形成微裂纹^[22-23],微裂纹的产生会降低 AZ91 基体的抗拉强度。

3 结论

(1) SiC_p 的添加使得镁基体在挤压变形过程中

获得更高的位错密度和形变储能,产生剧烈的加工硬化作用,在形核阶段提供额外形核质点,在晶粒长大阶段阻碍晶粒生长,细化组织。

(2)形变储能的增大可以明显改善电脉冲时的静态再结晶过程,在更低的脉冲宽度和更短的处理时间就可实现材料的组织转变过程。

(3)AZ91 合金经过颗粒增强后屈服强度大幅提高,分别为 320 和 380 MPa,但由于 SiC_p 与镁基体变形不协调,在界面处产生应力集中而形成的微裂纹,导致抗拉强度趋于一致,分别为 450 和 454 MPa。

参考文献:

- [1] HOU L G, WU R Z, WANG X D, et al. Microstructure, mechanical properties and thermal conductivity of the short carbon fiber reinforced magnesium matrix composites [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 695: 2820-2826.
- [2] LIAO H G, CHEN J, PENG L M, et al. Fabrication and characterization of magnesium matrix composite processed by combination of friction stir processing and high-energy ball milling[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 683: 207-214.
- [3] 王彦,王慧远,马宝霞,等. 颗粒增强镁基复合材料的研究现状[J]. 材料科学与工艺, 2006, 14(3): 320-325.
WANG Y, WANG H Y, MA B X, et al. The present status of particulate reinforced magnesium matrix composites [J]. Materials Science and Technology, 2006, 14(3): 320-325.
- [4] 张海峰. 热挤压对 AZ91 和 $\text{SiC}_p/\text{AZ91}$ 复合材料组织与力学性能的影响[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2007.
ZHANG H F. Effect of hot extrusion on microstructures and mechanical properties of AZ91 and $\text{SiC}_p/\text{AZ91}$ magnesium matrix composite[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2007.
- [5] WU Y W, WU K, DENG K K, et al. Effect of extrusion temperature on microstructures and damping capacities of Grp/AZ91 composite[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2010, 506(2): 688-692.
- [6] DENG K K, WANG X J, GAN W M. Isothermal forging of AZ91 reinforced with 10 vol.% silicon carbon particles [J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(3): 1707-1712.
- [7] 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 Nonferrous Metals, 2017, 27(12): 2385-2407.
- [8] 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.
- [9] LIU W Q, HU X S, WANG X J, et al. Evolution of microstructure, texture and mechanical properties of $\text{SiC}/\text{AZ31}$ nanocomposite during hot rolling process[J]. Materials & Design, 2016, 93: 194-202.
- [10] 曾小勤,朱庆春,李扬欣,等. 镁合金中的第二相颗粒强化[J]. 中

- 国材料进展, 2019, 38(3): 193-204.
- ZENG X Q, ZHU Q C, LI Y X, et al. Second phase particle strengthening in magnesium alloys[J]. Materials China, 2019, 38(3): 193-204.
- [11] XU Z H, TANG G Y, TIAN S Q, et al. Research of electroplastic rolling of AZ31 Mg alloy strip[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2007, 182(1-3): 128-133.
- [12] XU Z H, TANG G Y, DING F, et al. The effect of multiple pulse treatment on the recrystallization behavior of Mg-3Al-1Zn alloy strip[J]. Applied Physics A, 2007, 88: 429-433.
- [13] 刘志义, 邓小铁, 王引真. 脉冲电流对 2091 铝锂合金动态再结晶动力学的影响[J]. 材料研究学报, 2001, 15(3): 358-366.
- LIU Z Y, DENG X T, WANG Y Z. Effects of electric current pulse on the dynamics of dynamic recrystallization in 2091 Al-Li alloy[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2001, 15(3): 358-366.
- [14] 姜雁斌, 官磊, 莫永达. 电脉冲连续退火对 AZ91 镁合金带材组织和性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2015, 36(3): 135-141.
- JIANG Y B, GUAN L, MO Y D. Influence of electropulsing continuous annealing on microstructure and properties of AZ91 Mg alloy strip[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2015, 36(3): 135-141.
- [15] JIANG Y B, TANG G Y, SHEK C, et al. On the thermodynamics and kinetics of electropulsing induced dissolution of β -Mg₁₇Al₁₂ phase in an aged Mg-9Al-1Zn alloy[J]. Acta Materialia, 2009, 57(16): 4797-4808.
- [16] CONRAD H, KARAM N, MANNAN S. Effect of prior cold work on the influence of electric current pulses on the recrystallization of copper[J]. Scripta Materialia, 1984, 18(3): 275-280.
- [17] JIANG Y B, TANG G Y, SHEK C, et al. Microstructure and texture evolution of the cold-rolled AZ91 magnesium alloy strip under electropulsing treatment[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509(11): 4308-4313.
- [18] GUAN L, TANG G Y, JIANG Y B, et al. Texture evolution in cold-rolled AZ31 magnesium alloy during electropulsing treatment[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 487(1-2): 309-313.
- [19] DOHERTY R D, HUGHES D A, HUMPHREYS F J, et al. Current issues in recrystallization: A review[J]. Materials Science and Engineering A, 1997, 238(2): 219-274.
- [20] RAY S. Casting of metal matrix composites[J]. Key Engineering Materials, 1995, 104-107: 417-446.
- [21] DENG K K, WU K, WU Y W, et al. Effect of submicron size SiC particulates on microstructure and mechanical properties of AZ91 magnesium matrix composites[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2010, 504(2): 542-547.
- [22] SHANG S J, DENG K K, NIE K B, et al. Microstructure and mechanical properties of SiC_p/Mg-Al-Zn composites containing Mg₁₇Al₁₂ phases processed by low-speed extrusion[J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 610: 243-249.
- [23] DENG K K, SHI J Y, WANG C J, et al. Microstructure and strengthening mechanism of bimodal size particle reinforced magnesium matrix composite[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2012, 43(8): 1280-1284.