DOI：10.16410/j.issn1000-8365.2019.04.005

电脉冲处理和等径角挤压对 AZ31 镁合金组织与性能的影响

赵广伟[1,2,3]，樊建锋[1,2,3]，张　华[1,2,3]，张　强[1,2,3]，董洪标[1,2,3]，许并社[1,2,3]

(1. 太原理工大学 新材料界面科学与工程教育部重点实验室，山西 太原 030024；2. 太原理工大学 山西新材料科学与工程研究中心，山西 太原 030024；3. 太原理工大学 材料科学与工程学院，山西 太原 030024)

摘　要：设计了一组 ECAP 和电脉冲处理实验来研究 ECAP 和电脉冲处理参数与 AZ31 镁合金微观组织演变之间的关系。对 ECAP 后的 AZ31 镁合金在室温下进行多道次轧制，然后通过高能电脉冲处理促进轧制后的 AZ31 镁合金的静态再结晶。通过分析电脉冲过程中合金体系内的能量变化和电脉冲的回复效应作用，揭示电脉冲促进再结晶过程的机理。结果表明：AZ31 镁合金经过输出脉宽 50 μs、电流密度 4.55×10^9 A/m^2 的电脉冲处理 5 min 后，样品晶粒尺寸从 25 μm 减小到 1.05 μm，屈服强度和极限拉伸强度分别是 316 MPa 和 425 MPa，伸长率为 12.9%。

关键词：电脉冲处理(EPT)；等径角挤压(ECAP)；AZ31 合金；再结晶；力学性能

中图分类号：TG146.2; TG113　　**文献标识码**：A　　**文章编号**：1000-8365(2019)04-0350-07

Microstructure and Properties of AZ31 Alloy by ECAP and Electropulsing Treatment Processed

ZHAO Guangwei[1,2,3], FAN Jianfeng[1,2,3], ZHANG Hua[1,2,3], ZHANG Qiang[1,2,3], DONG Hongbiao[1,2,3], XU Bingshe[1,2,3]

(1. Key Laboratory of Interface Science and Engineering in Advanced Materials, Ministry of Education, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China; 2. Shanxi Research Center of Advanced Materials Science and Technology, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China; 3.College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

Abstract: A set of ECAP and electropulsing treatment (EPT) experiments were designed to investigate the effect of ECAP and EPT parameters on the microstructure evolution and the mechanical properties of AZ31 Mg alloys. The ECAP-AZ31 Mg alloy was rolled multiple passes at room temperature, and then the static recrystallization of the rolled AZ31 alloy was accelerated by high-energy EPT. The Gibbs free energy change in the alloy system and the recovery effect of the EPT during this process were analyzed to reveal the recrystallization process of EPT. The results show that the grain size of AZ31 magnesium alloy decrease from 25 μm to 1.05 μm after 5 min pulse treatment with output pulse width of 50 μs and current density of 4.55×10^9 A/m^2. The yield strength and ultimate tensile strength are 316 MPa, 425 MPa, and the elongation is 12.9%, respectively.

Key words: electroplsing treatment (EPT); equal channel angular pressing (ECAP); AZ31 Mg alloy; recrystallization; mechanical properties

镁合金是现如今在应用中最轻的金属结构材料，它具有比重轻，比强度和比刚度高，阻尼性、切削加工性和铸造性能好，电磁屏蔽能力强，尺寸稳定，资源丰富，容易回收等一系列优点[1]，这使得镁合金在汽车工业、通讯电子和航空航天等领域得到广泛的关注。近些年以来，镁合金在这些行业显示了很好的应用前景[2,3]。但镁合金存在着强度低、塑性变形能力差、使用温度低和容易腐蚀等缺点，严重影响了镁合金在各个领域的推广应用。

细晶强化是提高镁合金强度、硬度、塑性和韧性的一种最有效方法之一。ECAP 在生产超细晶粒以改善其力学性能方面已被广泛研究，但是 ECAP 后

收稿日期：2018-03-30

基金项目：国家自然科学基金(U1710118,51504162 和 51601123)，山西省自然科学基金(2015011033 和 2015021073)，山西省科学技术奖励资助项目(2016-029)，国家自然科学基金项目科技基础资源平台(201605D121030)和山西省优秀科研人员科技创新计划(201605D211015)资助

作者简介：赵广伟(1990-)，山东泰安人，硕士生. 研究方向：先进镁合金新材料及其加工. 电话：15296619069，E-mail：zhaoguangwei@126.com

通讯作者：樊建锋(1977-)，山西吕梁人，工学博士，教授，博士生导师. 研究方向：先进镁合金材料及其加工. 电话：13935107463，E-mail：fanjianfeng@hotmail.com

镁合金较低的屈服强度对其作为结构材料应用有很大的限制[4,5]。近年来，电脉冲处理作为一项新技术可以促进变形金属在低温下发生完全再结晶、改善合金的微观组织、提高力学性能具有广阔的应用前景。Jiang Y B 等[6,7]发现通过冷轧和电脉冲处理相结合可以改善 AZ91 合金板材的强度和延展性。A. Rahnam 等[8]通过给热轧的 Fe-0.14 C-1.0 Si-2.1Mn-0.03Al-0.025Nb 合金施加强电流密度超短脉冲后，发现电脉冲的非热效应促进了渗碳体的转变。Furong Cao 等[9]通过在对 Mg-9.3Li-1.79Al-1.61Zn 拉伸过程中施加脉冲电流的情况下，建立了电流存在下晶粒内部位错密度和位错数量的新模型。Xiaoxin Ye 等[10]通过电脉冲结合轧制工艺成功制备了高强度高韧性的镁合金板材。上述研究表明，电脉冲对于材料微观组织与性能优化已在其他合金材料中得到了广泛应用，脉冲电流可以起到细化材料组织的作用。但是，电磁脉冲对于镁合金材料的研究相对较少；另外，脉冲电流产生的热效应与非热效应对于金属材料的作用机理尚无定论。常见的电脉冲处理的应用有两种方法：动态电脉冲处理和静态电脉冲处理，但是相比较而言前者比后者复杂的多。本课题组近年对电脉冲处理 AZ31、ZK60 轧板来获取晶粒细小的镁合金板材方面进行了一系列研究，并获得一系列成果。本文旨在利用电磁脉冲对 ECAP 变形的 AZ31 镁合金板材进行处理，优化 AZ31 镁合金的微观组织和力学性能；并对脉冲处理过程中的回复效应对于变形 AZ31 镁合金的影响进行了探索。

1　实验材料及方法

实验材料为商用 AZ31 镁合金，主要成分 w(%)为 3.19Al、0.81Zn，其余为 Mg。对铸态 AZ31 合金先进行均匀化热处理，具体工艺为 350 ℃保温 2 h，然后再随炉冷却。将热处理后的合金加工成 10 mm×10 mm×60 mm 的柱形。在模具主要参数内交角 ϕ=90°，外转角 ψ=20°的等径角模具内挤压 8 道次，挤压温度为 220 ℃，挤压速度为 0.5 mm/s。采用的工艺路线为 Bc，以保证 ECAP 之后的试样有相对更好的伸长率。

对 ECAP 后的样品先是使用线切割机切割成厚度为 3 mm 的薄片，使用 BKD ϕ130 型同步双辊轧机对板材在室温下进行多道次轧制，轧制总变形量为 20%，在室温下经多道次轧制后的板材厚度由 3 mm 变为 2.4 mm。将轧制变形后的板材用线切割机加工成标距部分为 20 mm，横截面为 2 mm×1 mm 的拉伸试样，并用此拉伸试样进行电脉冲处理。

试样的电脉冲处理过程如图 1 所示。高能电脉冲由一台定制的 JX-HP 电源产生，实验中使用的高强度低占空比电脉冲脉宽为 30、40、50 μs，电流密度为 4.55×10^9 A/m^2。为保证电脉冲过程中更好地控制脉冲电流的输出，使用一台 RIGOL DS1052E 示波器与电源的测量端相连，对各项参数进行监测，实验参数见表 1。

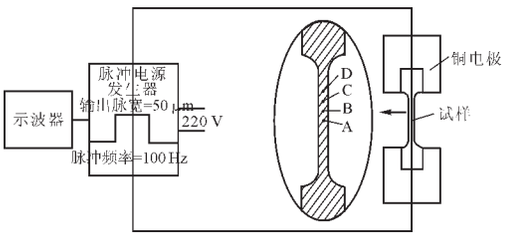


图 1　电脉冲处理示意图

Fig.1　The schematic diagram of electropusling treatment (EPT) processing

表1 不同试样的处理工艺

Tab.1 The treating technology of different samples

试样编号	输出脉宽 /μs	峰值电流(A/m^2)	处理时间 /min
a	30	4.55×10^9	5
b	30	4.55×10^9	10
c	40	4.55×10^9	5
d	40	4.55×10^9	7
e	50	4.55×10^9	5
f	50	4.55×10^9	10

在电脉冲处理过程中使用表面热电偶对试样表面的四个点 A、B、C、D 进行测温，见图 1。此外，为了研究脉冲电流的热效应对试样组织的影响，选取轧制后的试样在 KSL-1200X 的微型箱式电阻炉进行了对照热处理实验。

经过电脉冲处理后的试样分别进行了组织表征与性能测试，其中组织表征利用 LEICA DM 2700M 光学显微镜(OM)与场发射扫描电子显微镜（SEM）完成，进行金相分析所用的腐蚀剂为苦味酸腐蚀剂。对试样的力学性能测试在 AGS-X-20KND 万能材料试验机上完成。

2　实验结果与讨论

2.1　微观组织

AZ31 镁合金试样在各个状态下的微观组织如图 2 所示，图中 RD(ED)代表轧制（挤压）方向，ND 代表轧制（挤压）面的法向。首先在 300 ℃下进行 2 h 的均匀化处理。微观组织如图 2(a)所示，均匀化处理之后的 AZ31 镁合金的金相几乎见不到变形组织，平均晶粒尺寸约为 25 μm。然后在 220 ℃的时候进行 ECAP 挤压，晶粒多为细小的、无畸变的等轴晶，

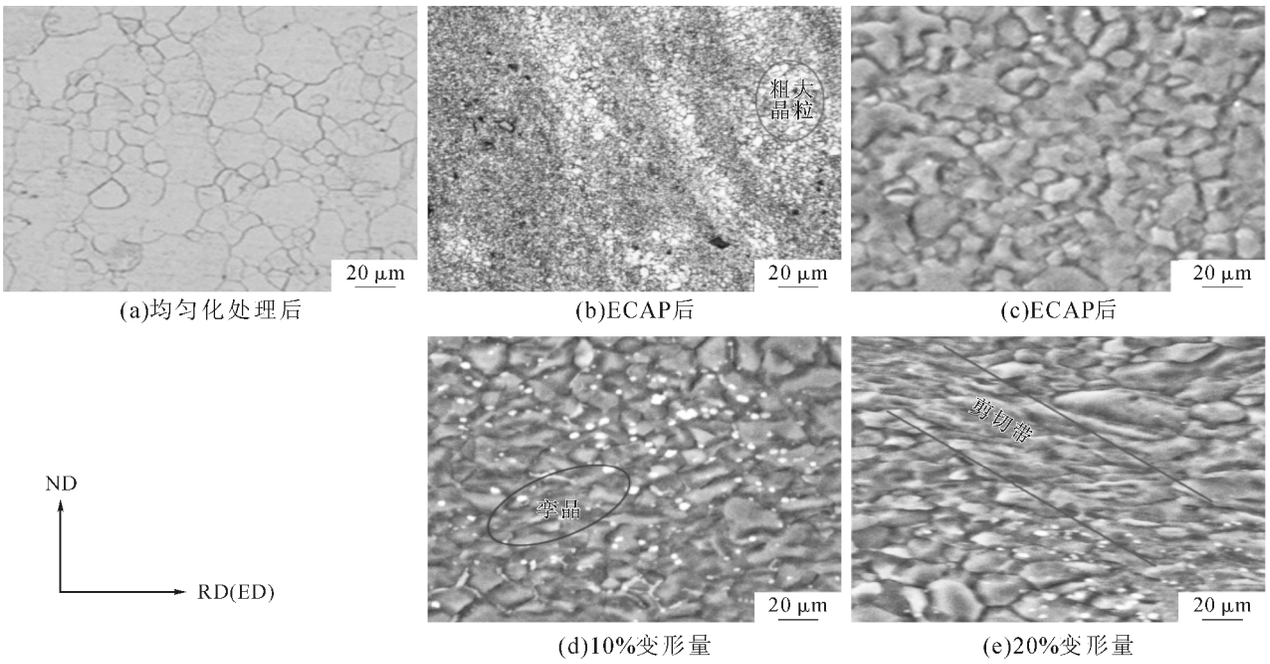


图 2 塑性变形后 AZ31 镁合金显微组织

Fig.2 Microstructure of AZ31 alloy after plastic deformation

见图 2(b)；但此时组织不太均匀，存在一部分大晶粒区域。SEM 观察细晶区组织如图 2(c)所示，晶粒平均尺寸约为 1.8 μm。在这一过程中主要是由于 ECAP 过程中形成了大量的位错、孪晶，以及小角度晶界等缺陷组织；随着挤压道次的增加，亚晶界吸收这些缺陷组织形成大角度晶界的晶粒，即试样发生了动态再结晶产生新的等轴晶。

在 ECAP 的过程中，试样伴随动态再结晶内部的储存能已经在一定程度上被释放。电脉冲处理进行的前提就是再释放变形金属内部的变形储存能，使其发生再结晶进而达到细化晶粒、提高综合力学性能的目的。在电脉冲处理之前需要对 ECAP 之后的试样进行多道次轧制，在保证试样不发生动态再结晶的前提下，在试样内部积累足够的变形储存能。如图 2(d)当试样的轧制变形量为 10%时，试样的内部出现少量孪晶但不明显。孪晶的数量较少、变形组织并不明显，这主要是由于 ECAP 后晶粒尺寸较小，当试样发生塑性变形的时候作用在每个晶粒上的应力被均匀分散开来。随着轧制变形量增大到 20%，晶体在应力的作用下产生变形均匀的现象，从而在合金内部出现剪切带如图 2(e)所示，在图中可以看到剪切带所产生的方向与轧制方向(RD)呈 45°±5°的角度差。在剪切带附近原始晶粒的晶界已经无法有效地分辨出来，其中剪切带形成的主要原因是合金的塑性变形能力差、应变协调能力较弱，在受到剪切应力的作用时应变不能有效地在相邻的晶粒之间传递，晶界在应力的作用下最终产生起皱现象。

由图 3(a)和(c)可以看到当电脉冲脉宽为 30 μs、处理时间 5 min 时经电脉冲处理后剪切带消失不见，试样在一定程度上发生了静态再结晶，且再结晶晶粒的体积分数随脉宽增大而增大。新生成的再结晶晶粒位于剪切带附近沿剪切带的方向生长，同时新生成的晶粒的晶界在某些方向上呈现剑尖的形状而且多数与轧制方向呈一定的角度排列，在一些大晶粒内部和剪切带附近仍有一部分孪晶存在。当脉冲电源的脉宽为 30 μs 和 40 μs、处理时间为 5 min 时，单个脉冲区间内峰值电流通过的时间较短，电脉冲所输出的能量不足诱发轧制态 AZ31 镁合金的完全再结晶。如图 3(e)所示，当脉冲电源的输出脉宽增大到 50 μs 处理时间同样为 5 min 时，经电脉冲处理试样基本发生完全再结晶。试样 e 的晶粒显著细化且变形组织基本消失不见，平均晶粒尺寸约为 1.05 μm 左右。这主要是由于脉冲电源的输出频率增大使变形合金内部的吉布斯自由能提高，进而引起合金内部原子扩散通量的增加而导致的。一般来说，合金内部的原子扩散通量与试样通电时的脉宽成正比。当合金内部的原子扩散通量增加时会促进相邻亚晶界上位错的滑移和攀移，使得多个亚晶粒相互合并进而长大成为再结晶的晶核。当脉冲电源的脉宽较低时所引起的原子扩散通量不够引起在合金内发生完全结晶，所以在试样 a 和试样 c 中的再结晶并不完全。

如图 3(a)和(b)、(c)和(d)所示，试样随着电脉

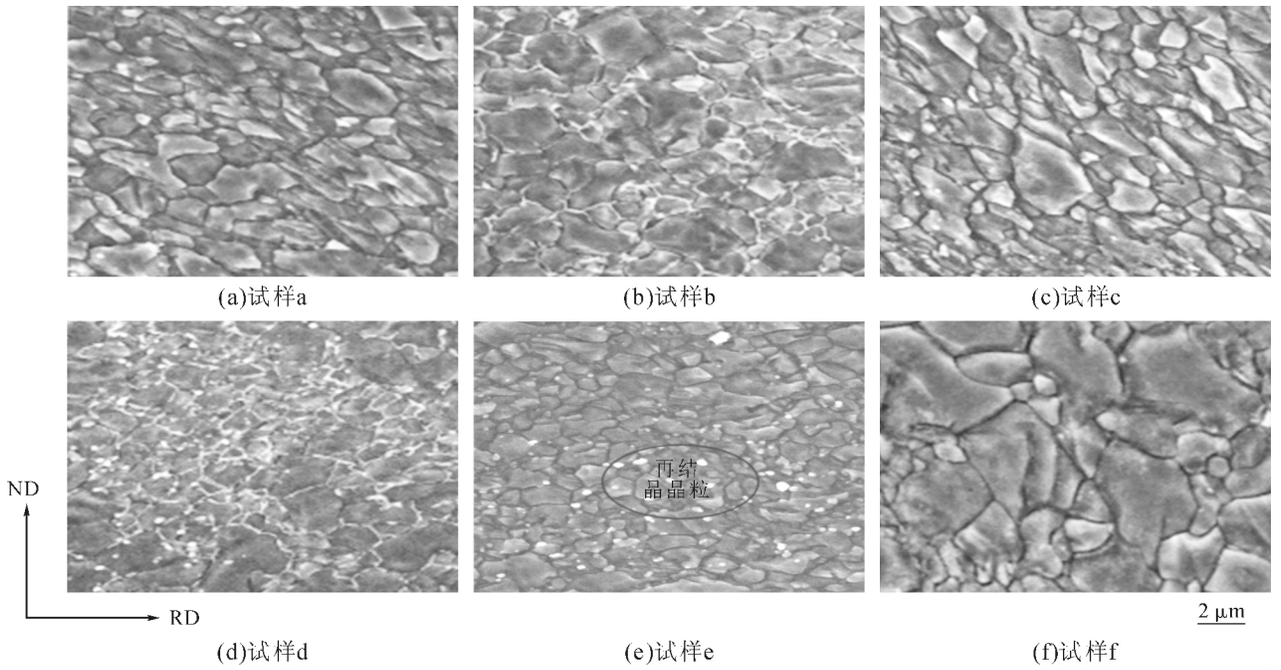


图 3　电脉冲参数对轧制态 AZ31 镁合金显微组织的影响

Fig.3　The effect of EPT parameters on microstructure of rolled AZ31 Mg Alloy

冲处理时间的延长，合金内部的变形组织越来越少，再结晶过程趋于完全，此时轧制态内的剪切带也基本消失。说明当脉冲电源的输出脉宽为 30 μs 和 40 μs 时可以诱发轧制态 AZ31 镁合金的再结晶，但由于电脉冲处理时通电时间较短不足以发生完全再结晶。当电脉冲的处理时间延长时，由图 3(b)和(d)可以看出试样基本发生完全再结晶，此时晶粒尺寸均匀性更好，基本呈现等轴晶状。这主要是由于当电脉冲处理的时间延长时则电脉冲过程中总的输出能量足够诱导轧制态 AZ31 镁合金的变形储存能释放，发生完全再结晶。在试样(e)和(f)中可以看出，当电脉冲处理脉宽 50 μs 时，时间由 5 min 延长到 20 min 后，试样 f 的晶粒尺寸相较于试样 e 长大明显且不均匀，其中一部分晶粒异常长大，导致出现两极分化现象。这说明电脉冲处理过程中促进变形金属发生再结晶的能量存在一特定值；当脉冲电源输出的能量超过可以促使轧制态 AZ31 镁合金发生完全再结晶的特定值时，此时多余的脉冲电流会继续作用于变形金属内使得变形金属的晶粒尺寸继续长大，破坏已经完全再结晶了的变形金属内均匀的微观组织。

2.2　室温力学性能

为区别电脉冲促使轧制态 AZ31 镁合金完全再结晶后不同脉宽对于其力学性能的影响，选取试样 b、试样 d 和试样 e 进行拉伸试验。图 4 为 AZ31 镁合金塑性变形过程中不同状态下的拉伸应力应变曲线，从图中可以看出经过均匀化处理之后的 AZ31 镁合金的屈服强度为 205 MPa，抗拉强度为 327 MPa，伸长率为 13.2%。均匀化处理之后的试样经过 ECAP 之后试样的伸长率显著提高（由原来的 13.2%增长到 29.5%），抗拉强度也由原来的 327 MPa 增长到 385 MPa；但是试样的屈服强度却降低到 150 MPa。这种现象出现的主要原因是在 ECAP 的过程中晶粒显著细化，晶粒细化导致抗拉强度和延伸率的提高。在 ECAP 过程中为了获得更好延伸率的 AZ31 镁合金所以使用路径 Bc 挤压，这就导致了 ECAP 之后 AZ31 镁合金的织构强度减小进而导致 ECAP 后试样的屈服强度有所降低[11, 12]。

从图 4 中可以看到经过轧制后的 ECAP 试样的屈服强度显著提高，抗拉强度变化不大；但是伸长率明显降低，由原来的接近 30%迅速降低到 5%左右，塑性变形的区域几乎为零。这主要是在轧制的过程中合金发生了显著的加工硬化现象，合金内部的位错密度在轧制压力的作用下迅速增高，导致在拉伸

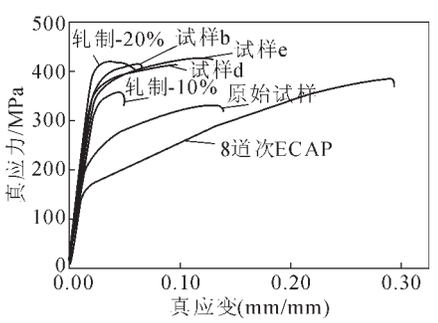


图 4　AZ31 镁合金塑性变形过程中不同状态力学性能曲线

Fig.4　Mechanical properties curves of different state in plastic deformation of AZ31 Mg alloy

实验的过程中受到拉应力作用时极易发生应力集中现象继而导致材料断裂伸长率降低。

由图 4 可以看出经过电脉冲处理之后，试样 b、试样 d 和试样 e 的屈服强度为分别为 325、320 和 316 MPa，伸长率分别为 6.2%、9.4%和 12.9%；随着脉冲电源的输出脉宽的增加，伸长率显著提高，加工硬化现象有所缓解。这主要是由于在电脉冲处理的过程中试样发生静态再结晶，轧制过程中生成的大量的空位、位错等变形组织在再结晶的过程中被释放，拉伸实验时应力集中的现象得到缓解。在这一过程中，脉冲电源的输出脉宽增加导致试样表面温度升高，电脉冲处理的热效应对于原子扩散通量的方向性影响减弱，进而导致电脉冲处理后晶粒的方向性减弱。

2.3 电脉冲的回复效应

为了研究电脉冲过程中电脉冲处理的热效应对再结晶的影响，需要对电脉冲过程中试样的表面温度进行测量。对试样表面温度的测量选取 4 个点 A、B、C 和 D，在电脉冲处理的过程中 4 个点测量的温度差别不大，故取其平均值设计热处理实验，实验参数见表 2。

表2 不同电脉冲参数下测得的试样的表面温度
Tab.2 Measured temperatures of different conditions of EPT

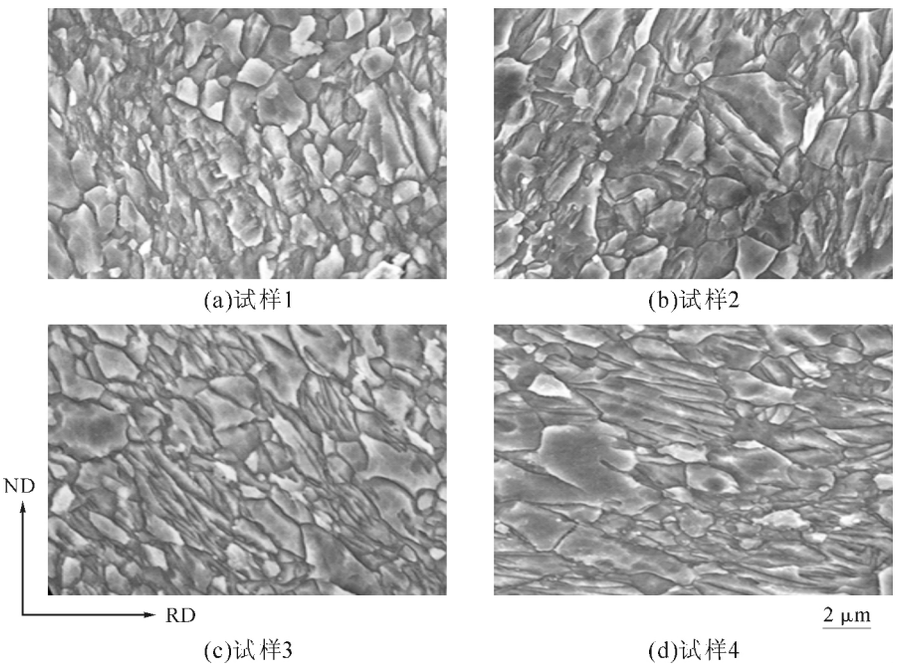
试样编号	输出脉宽 /μs	处理时间 /min	热处理温度 /K
1	30	20	373
2	40	20	393
3	50	20	423
4	50	60	423

根据查取相关文献以及与本次电脉冲处理的时间相比较，电脉冲过程试样发生完全再结晶的时间要比热处理所需的时间短得多[7, 13]。因此，热处理实验中以表 2 中测得的电脉冲处理过程中的试样温度设定为热处理温度，以电脉冲处理的最长时间为热处理时间，如短时间内没有发生再结晶就相应的延长热处理的最高温度的时间。由表 2 可以看出在电脉冲处理的过程中试样表面的温度受脉宽影响较大，随着脉冲电源的输出脉宽的增大而升高。这主要是由于增高单个频率区间内输出脉宽后，相同时间内脉冲电流通过试样的时间更长、能量更多。当单个频率脉冲电流通过试样时，试样表面的温升可以用式(1)来计算[14]：

$$\Delta T=\rho I^2\tau(c\cdot d)^{-1} \quad (1)$$

式中，I 为脉冲电流的电流密度，τ 为输出脉宽，ρ 为金属材料的电导率，c 为金属材料的热导率，d 为金属材料的密度。式(1)与本实验相结合可以看出在本实验中只有输出脉宽 τ 为变量，温升 ΔT 与输出脉宽 τ 成正比。

图 5 为不同温度和处理时间下试样热处理的金相组织图。从图 5(a)和(b)可以看出在温度为 373 K 和 393 K、处理时间为 20 min 时试样都没有发生再结晶，在热处理之后的试样内部仍有很多变形组织。如图 5(c)当试样温度升高到 423 K 时，试样也没有发生再结晶，试样内部的变形组织由剪切带变成孪晶。在此温度下把热处理时间相应的延长到 60 min，试样同样没有发生再结晶；但是试样内部晶粒不但存在变形组织还出现一部分晶粒的异常长大，晶粒



(a)试样1　(b)试样2

(c)试样3　(d)试样4

图 5 不同参数下热处理轧制态试样的微观组织
Fig.5 Microstructure of furnace annealing the rolled samples

尺寸变得极不均匀。这说明电脉冲处理过程不单单是一个靠脉冲电流所产生的焦耳热的加热过程，电脉冲处理的非热效应在这一过程中也起了至关重要的作用。在电脉冲处理的过程中，经过脉冲电流的非热效应的作用使得变形态金属内部的吉布斯自由能升高，同时降低了再结晶过程中形核势垒，使得原来需要较高温度下才能发生再结晶的变形金属在电脉冲的非热效应下在较低温度时，也可以发生再结晶。

电脉冲处理和传统热处理都是依靠加速变形金属内部原子扩散速率来促进变形金属的再结晶，其中电脉冲处理的加速再结晶的效应可以分两部分：电脉冲的热效应和非热效应，电脉冲的热效应所引起的空位扩散通量增量可以用式(2)表示[15]：

$$j_{ht}=\frac{D_0C_0\tau Q_vI^2R_et N_1}{2(R_0-r_0)C_pmRT^2}\exp\left(-\frac{Q_d}{RT}\right) \quad (2)$$

式中，D_0 为扩散通量的指前因子，C_0 为指前因子，Q_v 为空位形成的激活能，τ 为输出脉宽，R_e 为试样电阻，N_1 为原子浓度，R_0-r_0 为常数；C_p 为试样的比热，Q_d 为空位扩散激活能，R 为气体常数，T 为试样温度。j_{ht} 与实验过程中脉冲电源的输出脉宽成正比，随着脉宽的增大试样温度 T 也随之增大，这在表 2 中测得的试样表面温度中就可以验证。在这一过程中，随着电脉冲脉宽的增加，单位时间内电脉冲的热效应所产生的原子扩散通量增量的比重也有所增大，因此变形态金属的再结晶能在更短的时间内完成。

除了电脉冲的热效应之外，电脉冲的非热效应也是促进变形态金属内部位错的滑移和攀移、激活空位提供形核驱动力的重要组成部分。本文中电脉冲过程波形为矩形波，电脉冲的非热效应所引起原子扩散通量的增加可以用式(3)表示[16]：

$$j_{em}=\frac{N_1\cdot D_0\cdot Z^*\cdot e\cdot\rho\cdot f\cdot I\cdot\tau}{KT}\exp\left(-\frac{Q_d}{RT}\right) \quad (3)$$

式中，j_{em} 代表了由电脉冲非热效应而带来的附加原子扩散通量，Z^* 为有效电荷数，e 为电子电荷，f 为电脉冲的频率，K 为玻尔兹曼常数，T 为绝对温度。通过式(3)可得，电脉冲的非热效应所引起的原子扩散通量的增量与电脉冲处理过程中的脉宽增量成正比。在处理过程中，高的输出脉宽中的电脉冲的非热效应能更好的促进变形态金属的再结晶。

根据 Jiang Y B 等[6, 17]对电脉冲促进镁合金再结晶的研究，非热效应与热效应两者的关系可以表示为式(4)：

$$q_e=\frac{2(R_0-r_0)Z^*e\rho j_m RT}{KC_0Q_v\Delta Tp} \quad (4)$$

通过式(4)代入相关的数值可以计算得到整个变形过程中电脉冲的非热效应与热效应贡献的比值，发现电脉冲的回复效应中的电脉冲的非热效应所占的贡献远高于热效应的贡献。

3　结论

(1)通过 ECAP、轧制和 EPT 相结合的方法可以优化变形 AZ31 镁合金的显微组织和力学性能。与未经处理的试样相比，经过电脉冲处理的试样晶粒尺寸从 25 μm 细化至 1.05 μm，且微观组织更加均匀，屈服强度从 205 MPa 提高到 316 MPa，提高幅度为 54%；抗拉强度从 327 MPa 提高到 425 MPa，提高幅度为 29%；在这一过程中伸长率并没有明显降低。

(2)在电脉冲处理的过程中诱发变形金属再结晶的能量存在定值，当超过这一定值会引起试样微观组织的不均匀。在电脉冲过程中应该尽量保证大的变形量的前提下，合理控制脉冲电流的能量输出。

(3)电脉冲过程中主要靠电脉冲的回复效应诱导变形金属的再结晶，其中非热效应所起的作用远高于热效应做起的作用。

参考文献：

[1] 曾小勤，王渠东，吕宜振，等. 镁合金应用新进展 [J]. 铸造, 1998, 47(11): 41-5.

[2] 王文先，张金山，许并社. 镁合金材料的应用及其加工成型技术 [J]. 太原理工大学学报, 2001, 06): 599-603.

[3] 屈伟平，高崧. 镁合金的特点及应用现状 [J]. 金属世界, 2011, 02): 10-4.

[4] Suh J, Victoria-hern Ndez J, Letzig D, et al. Effect of processing route on texture and cold formability of AZ31 Mg alloy sheets processed by ECAP [J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 669(159-70).

[5] Del Valle J A, Carre O F, Ruano O A. Influence of texture and grain size on work hardening and ductility in magnesium-based alloys processed by ECAP and rolling [J]. Acta Materialia, 2006, 54 (16): 4247-59.

[6] Jiang Y, Guan L, Tang G, et al. Improved mechanical properties of Mg-9Al-1Zn alloy by the combination of aging, cold-rolling and electropulsing treatment [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 626(297-303).

[7] Jiang Y, Guan L, Tang G, et al. Influence of electropulsing treatment on microstructure and mechanical properties of cold-rolled Mg-9Al-1Zn alloy strip [J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(16-17): 5627-35.

[8] Rahnama A, Qin R S. Electropulse-induced microstructural evolution in a ferritic-pearlitic 0.14% C steel [J]. Scripta Materialia,

（下转第 359 页）

拉伸性能的测试研究作为衡量一个材料在抵抗外来作用力的情况下所能承受的最大载荷，以及材料变形后的断面形状、断后伸长率和相应的延展性，从而得出这种材料所具有的应用领域。

图 5 为 FeCrMnNiTix(x=0，0.5，1.0)高熵合金在室温下的拉伸应力曲线。通过对图 5 的分析发现：Ti 元素的添加，使得 FeCrMnNiTix 合金的抗拉强度、屈服强度均出现下降的趋势，且 Ti 含量越高，变化的越明显。当 x=0 时，合金拥有最大的抗拉强度和屈服强度，分别为 528.17、120.80 MPa；当 x=0.5 时，合金只存在抗拉强度，屈服强度消失（即为 0），此时的抗拉强度仅为 14.50 MPa；当 x=1.0 时，由于合金的组织中存在大量的脆性相，故此无法完成拉伸性能。

3　结论

（1）FeCrMnNiTix(x=0, 0.5, 1.0)高熵合金以树枝状晶和枝状晶为主要组织结构存在。此合金的相组成比较复杂，有着 BCC、FCC、δ 相和 Laves 相。Ti 元素的添加，使得合金中的 δ 相和 Laves 相的含量有所增加，增大了合金的脆性。

（2）FeCrMnNiTix(x=0, 0.5, 1.0)合金具有较高的硬度。其原因是具有较大原子半径的 Ti 原子引起晶格畸变，细化晶粒，固溶作用增强，组织紧密，从而使得合金硬度提高。当合金中 Ti 含量为 0.5 mol 时，合金的硬度值达到 91.46 HRB；明显高于不含 Ti 的合金硬度 30.32 HBR。

（3）拉伸实验表明，不含 Ti 的 FeCrMnNi 合金的抗拉强度和屈服强度分别为 528.17、120.80 MPa；随着 Ti 含量的增加，合金的抗拉强度和屈服强度急剧降低，甚至出现由于材料太脆而不能完成拉伸实验的现象。

参考文献：

[1] 贾晨，翟秋亚，吕海峰，等. 高塑性高熵合金的设计与制备[J]. 铸造技术. 2010，31(9)：1170-1172 .

[2] Jien-Wei Yeh, Swe-Kai Chen, Jon-Yiew Gan, et al. Formation of Simple Crystal Structures in Cu-Co-Ni-Cr-Al-Fe-Ti-V Alloys with Multiprincipal Metallic Elements [J]. Metall and Mater Trans A. 2004, 35A: 2533-2536.

[3] Wang XF, Zhang Y, Qiao Y, et al. Noval microstructure and properties of multicomponet AlCoCrFeNiTi alloy [J]. Intermatetallics, 2007, 15: 357-362.

[4] 李亚峰，孔利军，甘章华. FeNiMnCuCo2Alx 高熵合金结构及性能研究[J]. 武汉科技大学学报，2009，32(1): 60-63.

[5] Zhao K, Bai H Y, Wang W H, et al. Room temperature homogeneous flow in a bulk metallic glass with low glass transition temperature[J]. Applied physics, 2011, 98: 141-154.

[6] 孟显娜. 添加 Ti 对 Al-Mn-Mg-RE 合金的显微组织和力学性能的影响[J]. 中国科技论文在线, 2011, 6(2): 92-97.

[7] Zhou Y J , Zhang Y, Wang Y L, et al. Solid solution alloys of AlCoCrFeNiTix with excellent room-temperature mechanical Properties Applied Physics [J]. American Institute of physics. 2007, 90 (18): 70-79.

[8] 潘金生，仝健民，田民波. 材料科学基础. 修订版[M]. 北京：清华大学出版社, 2011.

（上接第 355 页）

2015, 96(17-20).

[9] Cao F, Xia F, Hou H, et al. Effects of high-density pulse current on mechanical properties and microstructure in a rolled Mg-9.3Li-1.79Al-1.61Zn alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 637(89-97).

[10] Ye X, Tse Z T H, Tang G, et al. RETRACTED: Effect of electroplastic rolling on deformability, mechanical property and microstructure evolution of Ti-6Al-4V alloy strip[J]. Materials Characterization, 2014, 98(147-61).

[11] Gzyl M, Rosochowski A, Boczkal S, et al. The role of microstructure and texture in controlling mechanical properties of AZ31B magnesium alloy processed by I-ECAP [J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 638(20-9).

[12] Su C W, Lu L, Lai M O. Mechanical behaviour and texture of annealed AZ31 Mg alloy deformed by ECAP [J]. Materials Science and Technology, 2013, 23(3): 290-6.

[13] XU Z H. Applied fundamental research of the high-density pulses on the processing of wrought magnesium alloy thin strip [J]. 2007,

[14] Parasnis A S. Dislocations in solids[J]. Acta Crystallographica Section A: Foundations of Crystallography, 1989, 45(7): 499-500.

[15] 徐青. 电脉冲作用下镁合金动态再结晶的机理研究[D]. 北京：清华大学, 2011.

[16] Hu G, Shek C, Zhu Y, et al. Effect of electropulsing on recrystallization of Fe-3%Si alloy strip[J]. Materials Transactions, 2010, 51 (8): 1390-4.

[17] Jiang Y, Tang G, Shek C, et al. On the thermodynamics and kinetics of electropulsing induced dissolution of β-$Mg_{17}Al_{12}$ phase in an aged Mg-9Al-1Zn alloy [J]. Acta Materialia, 2009, 57 (16): 4797-808.