

强磁与应力场耦合作用下AZ31 镁合金塑性变形行为

王宏明 朱弋 李桂荣 郑瑞

Plasticity and microstructure of AZ31 magnesium alloy under coupling action of high pulsed magnetic field and external stress

Wang Hong-Ming Zhu Yi Li Gui-Rong Zheng Rui

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 65, 146101 (2016) DOI: 10.7498/aps.65.146101

在线阅读 View online: <http://dx.doi.org/10.7498/aps.65.146101>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphys.ac.cn/CN/Y2016/V65/I14>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

应用激光蚀刻不同微织构表面的润湿性

[Wettability of surfaces with different surface microstructures textured by laser](#)

物理学报.2015, 64(20): 206101 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.206101>

磁致塑性效应下的位错动力学机制

[Mechanism of dislocation kinetics under magnetoplastic effect](#)

物理学报.2015, 64(14): 148102 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.148102>

Cu 刃型扩展位错附近局部应变场的原子模拟研究

[Atomistic simulation study on the local strain fields around an extended edge dislocation in copper](#)

物理学报.2014, 63(7): 076103 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.63.076103>

强磁场对不同厚度 $\text{Fe}_{80}\text{Ni}_{20}$ 薄膜的微观结构及磁性能的影响

[Effects of high magnetic field on the microstructure and magnetic properties of \$\text{Fe}_{80}\text{Ni}_{20}\$ thin films with different thickness values](#)

物理学报.2013, 62(22): 227501 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.62.227501>

两相钛合金再结晶退火组织与织构演变的蒙特卡罗模拟

[Monte Carlo simulations of microstructure and texture evolution during annealing of a two-phase titanium alloy](#)

物理学报.2013, 62(18): 186103 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.62.186103>

强磁与应力场耦合作用下AZ31镁合金塑性变形行为*

王宏明 朱弋 李桂荣† 郑瑞

(江苏大学材料科学与工程学院, 镇江 212013)

(2016年3月14日收到; 2016年5月5日收到修改稿)

研究强磁场对AZ31镁合金塑变能力和微观组织的作用, 在3 T脉冲强磁场条件下对合金进行磁场耦合作用时的拉伸实验. 采用电子背散射衍射、X射线衍射和透射电镜分析等方法研究材料的微观组织. 结果表明: 与0 T拉伸试样相比, 3 T拉伸试样抗拉强度和延伸率分别提高了2.2%和28.7%, 说明将强磁场耦合作用于材料塑性变形过程时, 能在不降低材料强度的同时提高镁合金的塑性变形能力, 有助于同步改善材料强韧性. 磁场作用机理主要表现为磁致塑性效应, 计算表明主要合金相 β ($Mg_{17}Al_{12}$)为顺磁性, 有助于发挥磁场作用效果. 磁场提高了位错运动灵活性并促使位错增殖, 晶界处位错堆积和应力集中促进了再结晶形成, 晶粒发生细化, 发挥细晶强韧化效果; 同时磁场诱发塑性变形时的晶粒转动, 新生成非基面取向的晶粒弱化了镁合金(0001)基面织构, 该组织特征有助于提高材料的塑变能力.

关键词: 强磁场, AZ31镁合金, 织构, 力学性能**PACS:** 61.72.Lk, 75.25.-j, 81.40.Lm**DOI:** 10.7498/aps.65.146101

1 引言

镁合金具有优良的综合性能, 其密度较小, 比强度、比刚度、弹性模量都较高, 导热导电、阻尼减震以及电磁屏蔽等性能比较优越, 机加工性能优良且零件尺寸稳定性好, 不会对环境产生污染且易于回收等, 逐渐成为工程结构材料中最具应用潜力的轻量化金属^[1]. 但是由于镁合金的密排六方(HCP)晶体结构, 其室温下塑性变形能力很差^[2]. 因此, 如何提高镁合金室温塑性变形能力具有十分重要的意义.

变形镁合金通常通过挤压、轧制、锻造等变形方式来改善合金的结构, 提高镁合金的性能, 但镁合金在变形后会在合金内产生明显的择优取向即织构^[3], 对材料性能造成不利影响. 如何在材料塑

性加工过程中抑制择优取向, 则成为提高塑变镁合金综合性能的重要研究方向.

近年来, 随着强磁场技术和“材料电磁加工”研究方向的发展, 强磁场被越来越多地运用于材料改性^[4]. 从目前文献报道来看, 强磁场具有洛伦兹力效应、感应热、磁化效应等综合优势, 在材料改性方面具有潜在优势. 磁场对织构的影响是磁场在材料制备中发挥作用时的重要途径^[5], 前期报道显示: 磁场可以影响液态金属凝固中的晶粒取向, 使凝固组织中的析出相沿磁场方向产生取向^[6-8]; 磁场能对具有磁各向异性的晶体产生取向作用, 但磁场对固体材料塑变过程中的取向影响尚未见报道. 本文基于此, 以改善镁合金塑性变形过程择优取向为目标, 将强磁场引入到镁合金拉伸变形过程中, 通过力学性能和织构表征来探讨强磁场的作用机理.

* 国家自然科学基金(批准号: 51371091, 51001054, 51174099)和江苏省研究生科研创新计划(批准号: SJLX15_0490)资助的课题.

† 通信作者. E-mail: liguirong@ujs.edu.cn

2 实验材料及方法

实验所选用材料为经过固溶时效处理后的挤压态 AZ31 镁合金, 主要成分如表 1 所示. 选用该合金为研究对象, 是基于其在工业上的应用广泛, 以便研究成果能更好地推广应用. 材料固溶处理所选用的温度为 430 °C, 保温时间 16 h, 时效处理温度为 220 °C, 保温时间 24 h.

表 1 AZ31 镁合金的成分
Table 1. Composition of AZ31 magnetism alloy.

Al	Zn	Mn	Si	Ni	Fe	Mg
4.26	0.69	0.37	0.13	0.002	0.002	Bal.

实验所用拉伸试样为 140 mm 标准片状拉伸样, 试样拉伸方向为 AZ31 镁合金原材料挤压方向. 图 1 为拉伸试样的尺寸示意图. 力学性能检测时, 每组实验使用试样数量为 3 个, 取平均值作为测量结果.

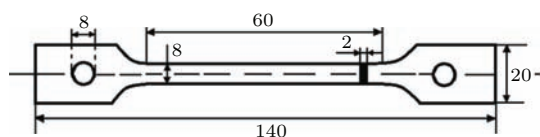


图 1 拉伸试样尺寸 (单位为 mm)

Fig. 1. Sizes of tensile specimen (unit: mm).

强磁场类型是脉冲磁场, 脉冲磁场处理装置为电容充放电式脉冲磁场. 该装置通过螺旋线圈形成磁场, 借助电容间歇式的充放电, 实现脉冲式磁场. 设计磁场方向平行于拉伸方向. 根据前期研究成果^[9], 磁场作用效果明显时对应的磁感应强度 (B) 为 3 T. 当 $B = 3$ T 时, 脉冲周期为 5 s, 其中放电时间短, 以 ms 计算, 脉冲宽度为 1—6 ms, 脉冲陡度 (上升沿) 0.8 ms, 主要由充电时间 (脉冲周期) 组成.

图 2 是磁场拉伸装置示意图, 为防止磁场拉伸时夹具在磁场中受力, 采用定制无磁性不锈钢材质的新型夹具. 磁场拉伸装置主要由拉伸设备和磁场发生装置组成, 拉伸设备提供恒定拉伸速率的拉力, 本次试验中拉伸速率确定为 1 mm/min, 磁场发生装置安装在试样标距部分, 围绕试样的线圈提供竖直向上的磁场.

实验过程中将冲击处理后的样品进行抛光、凹坑处理和离子减薄后, 用 JEOL-2100F 型

透射电镜观察冲击处理后材料组织特征, 工作电压 200 kV. 为避免透射电镜试样加工过程中引入加工对位错状态的可能干扰, 进一步采用 X-350A 型 X 射线应力测定仪测定衍射角及半高宽. 实验采用 D/max2500PC 型 X 射线衍射仪 (XRD) 和 JSM-7001F 型热场发射扫描电子显微镜配电子背散射衍射 (EBSD) 探头进行 XRD 和 EBSD 分析, 在拉伸试样中部 (靠近断口位置) 截取 8 mm × 8 mm × 2 mm 的样品进行检测, 检测面为 8 mm × 8 mm 正方形面, 检测面平行于拉伸方向.

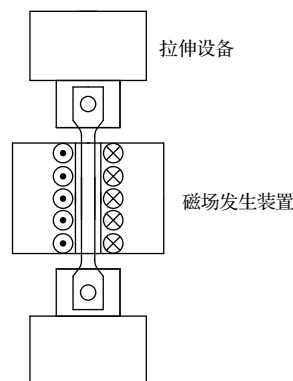


图 2 磁场拉伸装置示意图

Fig. 2. The schematic of tensile tester with magnetic field.

3 结果与讨论

3.1 磁场拉伸时合金的力学性能

图 3 是 0, 3 T 条件下 AZ31 镁合金拉伸测试得到的应力-应变曲线和抗拉强度、延伸率的结果. 由图 3(a) 可见, 与 0 T 拉伸试样相比, 3 T 拉伸试样应力应变特征明显, 表现为应力和应变同步增加. 由图 3(b) 所示, 0 T 拉伸试样的抗拉强度 (σ_b) 为 225 MPa, 延伸率 (δ) 为 10.1%; 3 T 拉伸试样的抗拉强度 (σ_b) 为 230 MPa, 延伸率 (δ) 为 13%, 较 0 T 拉伸试样依次增幅为 2.2% 和 28.7%, 延伸率增幅明显. 实验数据表明拉伸塑性变形过程中施加脉冲强磁场有助于同步改善材料的强韧性, 特别有助于改善材料的塑性变形能力.

3.2 磁场作用机理分析

未施加磁场拉伸时, 材料内部自旋量 $S = \pm 1/2$ 的自由基处于单线态 (singlet state, 简称 S 态), 电子对的自旋之和为 0, 自旋方向相反. S 态时位错越过障碍所需能量较高, 位错与障碍相遇

时, 由于位错具有的能量较低, 障碍会钉扎位错, 位错运动能力下降, 此时位错被障碍物钉扎而难以运动.

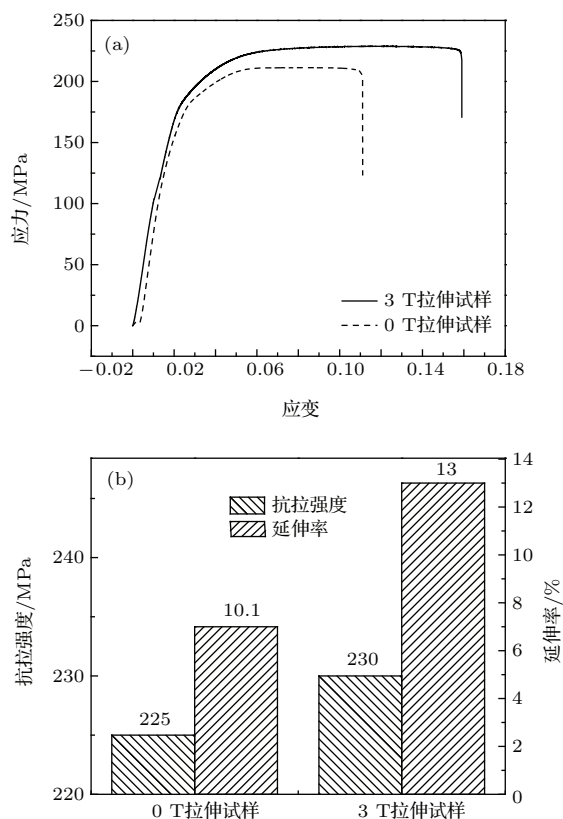


图3 磁场对合金力学性能的影响 (a) 应力-应变曲线; (b) 抗拉强度和延伸率

Fig. 3. The dependence of mechanical properties of alloy on the magnetic field: (a) The stress-strain curve; (b) the tensile strength and elongation.

磁场拉伸条件下, 磁致塑性效应发挥作用. 当顺磁性位错运动靠近障碍物 β ($Mg_{17}Al_{12}$) 时 (距离 $\leq 10^{-9}$ m), 位错与障碍物间会发出电子, 位错的单电子与顺磁性障碍物的单电子相互作用而形成一个自由基对^[10], 自由基对的能量取决于其间的电子结构、价电子以及电负性等, 同时也决定了钉扎能力的强弱. 磁场作用时的电子运动过程中, 当两个自由基对逐渐靠近时, 磁场的作用会使自由基状态发生转变^[11]. 当两对自旋电子对之间的距离满足 $r_0 \leq r \leq 2r_0$ 时, r_0 为电子半径, 磁场的作用可以改变电子自旋方向, 使处于单线态的自由基对激发为三线态 (triplet, 简称 T 态), 此时电子对的自旋之和为 1, 自旋方向相同. 磁场影响到自由基对电子的自旋状态, 从而改变了自由基对的能量状态. T 态时位错越过障碍所需能量小, 即降低了位错移动的势垒, 位错与障碍物之间的结合状态从稳

定的低能态向不稳定的高能态过渡, 此时位错与障碍物间的共价键被破坏, 位错将发生退钉扎现象. 磁场的处理使位错从钉扎中心完成退钉扎, 位错退钉扎趋势明显, 位错运动灵活性提高^[12]. 特别地, 当障碍具有顺磁性特征时, 则在强磁场条件下, 更容易在顺磁性位错与障碍物间激发出自由电子, 此时自由基对数量更多, 在磁场作用下从 S 态向 T 态转化的自由基对数量会更多, 对塑变能力提高效果将会更显著. 基于实验事实, 以下讨论合金相的弱磁性特征.

3.2.1 β 相的弱磁性特征分析

在 AZ31 镁合金材料中, 合金析出相 β ($Mg_{17}Al_{12}$) 是位错运动过程中的主要障碍. 以下采用 CASTEP 软件包^[13] 基于密度泛函理论的第一性原理方法计算合金析出相 β ($Mg_{17}Al_{12}$) 的弱磁性特征^[14].

查阅文献可知^[15], $Mg_{17}Al_{12}$ 相为立方晶系, 晶格常数 $a = b = c = 10.5438$ nm, $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$. 空间群为 $I-43m$, 原子坐标如表 2 所示, 晶体结构图如图 4 所示.

表 2 $Mg_{17}Al_{12}$ 晶胞原子分数坐标

Table 2. The atomic fractional coordinates of $Mg_{17}Al_{12}$.

原子	X	Y	Z
Mg ₁	0	0	0
Mg ₂	0.3240	0.3240	0.3240
Mg ₃	0.3582	0.3582	0.0393
Al	0.0954	0.0954	0.2725

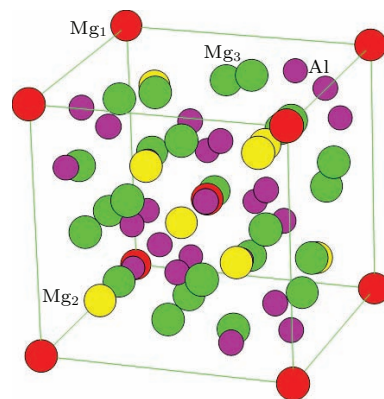


图 4 (网刊彩色) $Mg_{17}Al_{12}$ 晶体结构图

Fig. 4. (color online) The crystal structure of $Mg_{17}Al_{12}$.

Mg₁₇Al₁₂的磁性质主要由体系内的原子核磁矩、电子轨道磁矩和电子自旋磁矩决定. 其中原子核磁矩比电子磁矩小3个数量级, 电子轨道磁矩和电子自旋磁矩方向相反^[16], 因此本文主要研究Mg₁₇Al₁₂的电子自旋磁矩.

通过计算得到了Mg₁₇Al₁₂中三种形态的Mg原子和Al原子的积分自旋态密度(积分到3 eV), 如图5所示. 由图5可见, Mg₁, Mg₂原子3s轨道(正向)和3p轨道(正向)总自旋方向和Al原子3s轨道

(反向)和3p轨道(反向)总自旋方向相反, Mg₃原子3s态轨道(正向)总自旋方向与Al原子3s态轨道(反向)总自旋方向相反, 但Mg₃原子3p态轨道(反向)总自旋方向与Al原子3p态轨道(反向)总自旋方向相同, 此时Mg₃原子与Al原子有自旋方向相同的电子, 即存在不成对电子. 由泡利不相容性原理、能量最低原理和洪特规则可知: 在分子轨道中, 如果有不成对的电子, 则认为分子显顺磁性, 因此我们认为Mg₁₇Al₁₂为顺磁性障碍物.

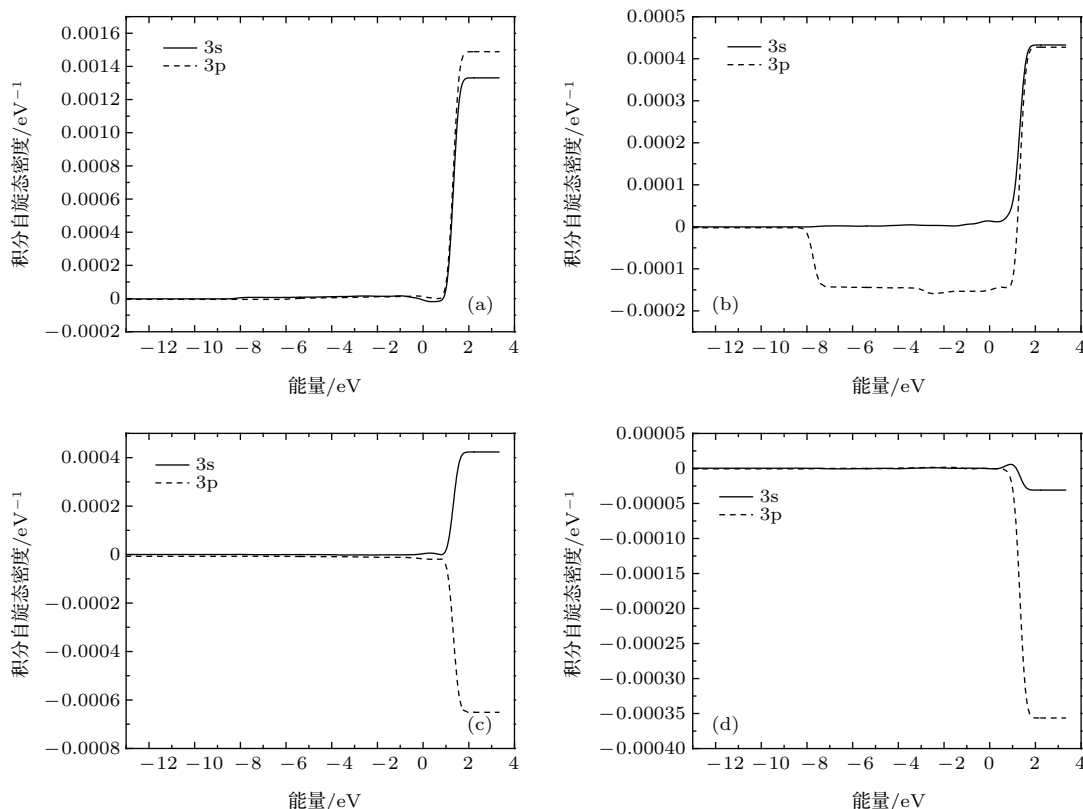


图5 Mg₁₇Al₁₂相中各原子的积分自旋态密度 (a) Mg₁的3s, 3p轨道; (b) Mg₂的3s, 3p轨道; (c) Mg₃的3s, 3p轨道; (d) Al的3s, 3p轨道
 Fig. 5. The integrated spin density of state of Mg₁₇Al₁₂: (a) Mg₁ 3s, 3p; (b) Mg₂ 3s, 3p; (c) Mg₃ 3s, 3p; (d) Al 3s, 3p.

3.2.2 磁场对位错特征的影响

根据材料学和材料塑性变形原理, 位错是材料塑变变形过程中的主要组织. 从宏观上看, 磁场提高了材料的延伸率和塑变能力, 则必然在微观上影响了合金中的位错特征, 主要从位错密度方面进行考虑.

通过X射线应力测定仪对0 T拉伸试样和3 T拉伸试样进行检测, 获取峰半高宽值, 根据Dunn公式^[17,18]

$$\rho = \frac{L^2}{4.35 \times b^2}, \quad (1)$$

其中 ρ 代表位错密度, L 是峰半高宽, b 是伯格斯矢量. 由(1)式可知峰半高宽度平方与位错密度是成正比的. 实验检测当衍射晶面法线与试样表面法线平行时, X射线衍射测出0 T拉伸试样和3 T拉伸试样的衍射峰的 L 值. 0 T拉伸时, L 值为1.46, 3 T拉伸时, L 值为2.33°, 相应的 L^2 值为2.13°²和5.43°², 3 T拉伸试样较0 T拉伸试样的位错密度值提高了2.55倍. 位错密度增加是磁场下位错运动能力增加的直接体现.

当位错密度增加的同时, 对3 T拉伸试样的其他组织也产生了进一步影响. 假设在晶体滑动面

上有一个 Frank-Read 位错源^[19], 在驱动力作用下, 它可以产生位错增殖和向前运动. 由于同号位错具有排斥力, 当领先的位错遇到晶界时, 此时位错源释放的位错环就被堵塞, 然后位错环将按一定次序排列. 靠近晶界的位错比较密集, 而远离障碍物的位错逐渐变薄, 该现象称为位错堆积效应^[20].

图 6 是 3 T 磁场拉伸时材料内部的位错运动及亚晶形成图, 图 6 (a) 显示位错源发出位错, 图 6 (b) 显示晶界附近有明显的位错堆积, 随着位错堆积的形成, 但由于晶界阻碍足够强大, 领先的错位将无法通过障碍物. 此时堆积错位数量的逐渐增加在晶界处形成位错塞积群^[21], 如图 6 (c) 所示.

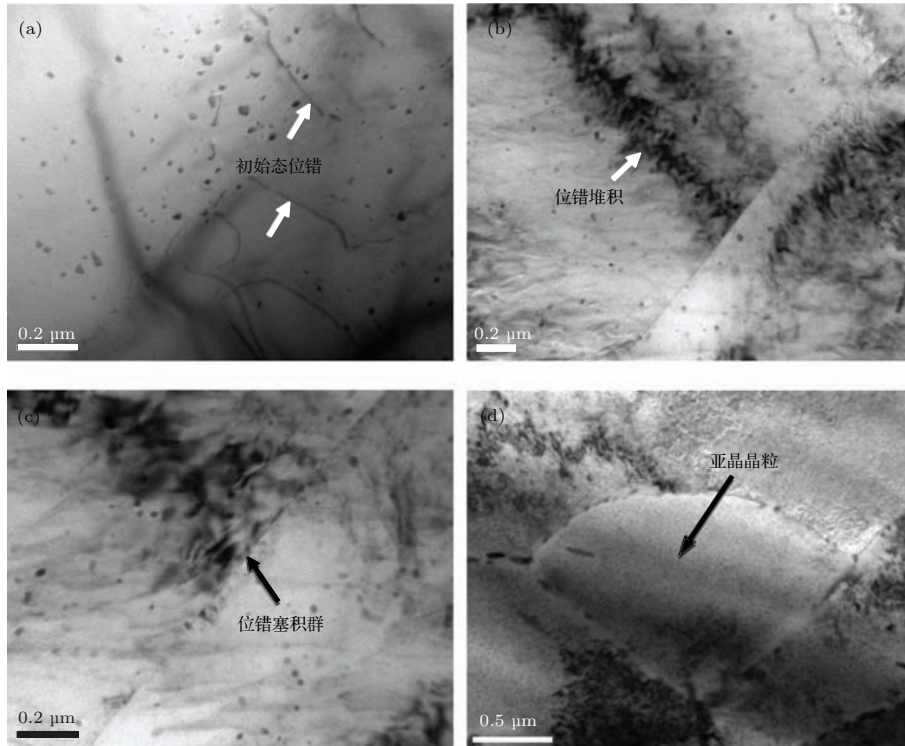


图 6 磁场拉伸时材料内部的位错运动及亚晶组织形成图 (a) 初始态位错组织; (b) 位错堆积; (c) 位错塞积群; (d) 亚晶晶粒

Fig. 6. The formation of the sub-grain structure in the composites: (a) Initial-dislocation; (b) dislocation pile-up; (c) dislocation pile-up group; (d) sub-grain.

位错塞积现象发生时, 在长度为 l 的塞积群中的位错数目 n 为

$$n = \frac{l \cdot \tau_0}{2D}, \quad (2)$$

(2) 式中, 位错塞积群中的位错个数 n 正比于位错驱动力 τ_0 和位错源至障碍物间距离 l . 当 l 一定时, 晶体滑移面受 τ_0 作用, 位错源不断放出位错, 使塞积群中的位错数目逐渐增多. 当位错达到一定数目 n 时, 塞积群便可以抑制位错源继续向外放出位错. 这时要想使位错源继续不断地增殖, 必须持续增加位错驱动力 τ_0 .

塞积群不仅对位错源有抑制作用, 而且对障碍物晶界也有作用. 若塞积群对障碍物的作用力为 τ , 则障碍物对塞积群的反作用力大小与 τ 相等, 方向与 τ 相反. 障碍物对塞积群的反作用力可认为只作用于领先位错上.

若塞积群中有 n 个位错, 在位错驱动力 τ_0 作用下, 使整个塞积群向前移动 δx 距离时所做的功为 $n \cdot \tau_0 \cdot b \cdot \delta x$, 它应该等于障碍物阻止塞积群向前移动 δx 距离所作的功 $\tau \cdot b \cdot \delta x$.

此时

$$n \cdot \tau_0 \cdot \delta x = \tau \cdot b \cdot \delta x, \quad (3)$$

所以

$$\tau = n \cdot \tau_0. \quad (4)$$

由 (4) 式可知, 由 n 个位错组成的塞积群, 在位错驱动力 τ_0 的作用下, 其对障碍物的作用力 τ 比 τ_0 大 n 倍, 且塞积群中的位错数目越多, 塞积群对障碍物的作用力越大. 说明领先位错的前端会产生很大的应力集中.

此时晶界处应力集中明显, 位错具有形成亚晶

界的趋势^[22], 由于很大的应力作用于位错, 位错运动时异号位错相互抵消形成了低能态的位错网络^[23], 类比于吴甦等^[24,25]研究的位错胞结构, 进一步变化便产生了亚晶界, 亚晶界由于位错的进一步移动, 亚晶界连接到周围的晶界或亚晶界上进一步形成亚晶粒, 亚晶合并形核发生. 上文所述磁场提升了扩散能力, 通过扩散作用将形成多个亚晶粒取向进行调整, 形成更大的亚晶, 从而成为了再结晶晶核, 再结晶晶核在形成后可以通过它周围大角度晶界的迁移而自发的生长, 并且由于镁合金层错

能低, 此时静态再结晶现象发生. 应力集中产生亚晶过程示意图如图7所示.

图8(a)和图8(b)是0, 3 T拉伸试样的EBSD结果中晶粒取向成像图, 可见3 T拉伸试样的晶粒形貌更趋细小、圆整, 晶粒平均尺寸从5.41 μm 细化到4.43 μm , 减幅18.1%.

实验现象表明: 磁场拉伸试样的晶粒发生明显细化, 有助于发挥细晶强化作用, 实现材料强韧性的同步提高.

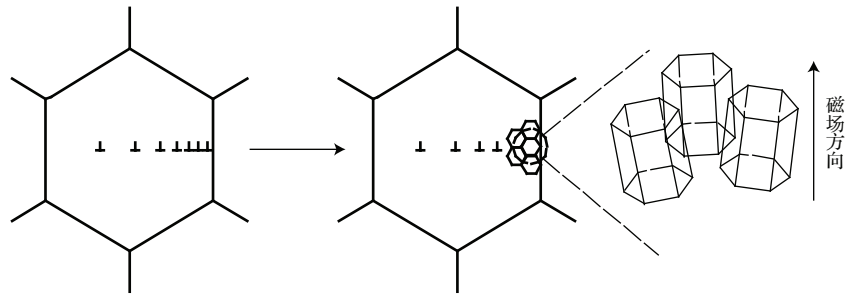


图7 位错堆积应力集中产生亚晶组织示意图

Fig. 7. Schematic diagram of sub-grain generation due to dislocation pile-up and stress concentration.

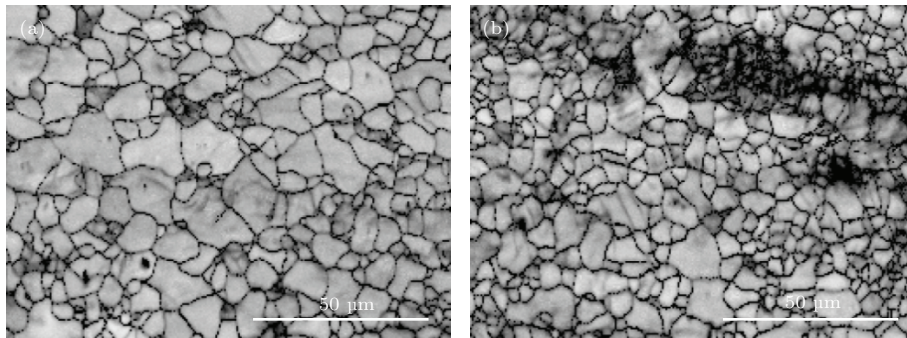


图8 0, 3 T拉伸试样的EBSD图 (a) 0 T试样; (b) 3 T试样

Fig. 8. The EBSD diagram of 0 and 3 T samples: (a) 0 T sample; (b) 3 T sample.

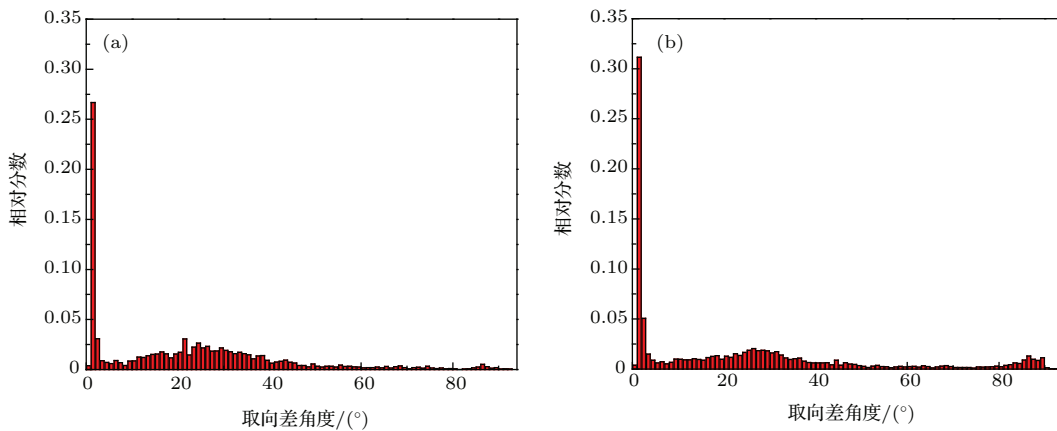


图9 0和3 T拉伸试样的取向差分布 (a) 0 T拉伸试样; (b) 3 T拉伸试样

Fig. 9. The metallographic microstructure of 0 and 3 T samples: (a) 0 T sample; (b) 3 T sample.

图9所示分别为0和3 T拉伸试样的取向差分布. 3 T拉伸试样的小角度晶界较0 T拉伸试样明显增加, 小角晶界分数从41.3%增加到47.2%, 增幅明显, 说明磁场拉伸促进了再结晶的发生. 部分高角晶界出现说明存在一定量的晶粒长大[26].

3.2.3 磁场对织构的影响

亚晶形成过程中, HCP结构的镁合金 a 轴和 c 轴上的磁化率不同. 由于磁各向异性晶体在强磁场中以不同的晶体轴平行磁场时所受的磁化能不同, 拉伸过程产生的再结晶晶粒在磁场中受到磁力矩作用, 发生旋转, 使得部分晶粒发生 c 轴平行于磁场方向的偏转, 形成一种再结晶织构, 直至所受磁化能最小, 即在磁场条件下磁各向异性晶体表现为强磁取向作用. 再结晶织构的形成, 弱化原有的基面织构, 新生成晶粒取向由原来的基面取向转变为基面取向与非基面取向共存[27], 延伸率获得提

高[28].

图10为0, 3 T拉伸试样的XRD图和晶粒形貌示意图. 由图10(a)所示, 0 T拉伸试样(0001)晶面的衍射峰最强, 呈现出明显的(0001)基面择优取向. 图10(b)示意了0 T拉伸试样中择优取向的(0001)基面形貌特征, 此时镁合金密排六方晶格的纵向中心 c 轴垂直于拉伸方向[29]. 图10(c)所示为3 T拉伸试样的XRD图, 可见(0001)衍射峰强度显著下降, 与0 T拉伸试样相比, 施加磁场后拉伸试样的(0001)基面织构发生弱化, 分析认为此时晶粒取向由(0001)基面取向演化为基面与非基面共存的取向. 该条件下, (0001)基面织构发生弱化, 镁合金 c 轴倾向磁场方向偏转, 如图10(d)所示织构.

为了进一步分析磁场对镁合金拉伸织构产生的影响, 对未拉伸试样、0 T拉伸试样和3 T拉伸试样进行EBSD检测分析. 图11(a)—(c)分别是未拉伸试样、0 T拉伸试样和3 T拉伸试样的(10 $\bar{1}$ 0),

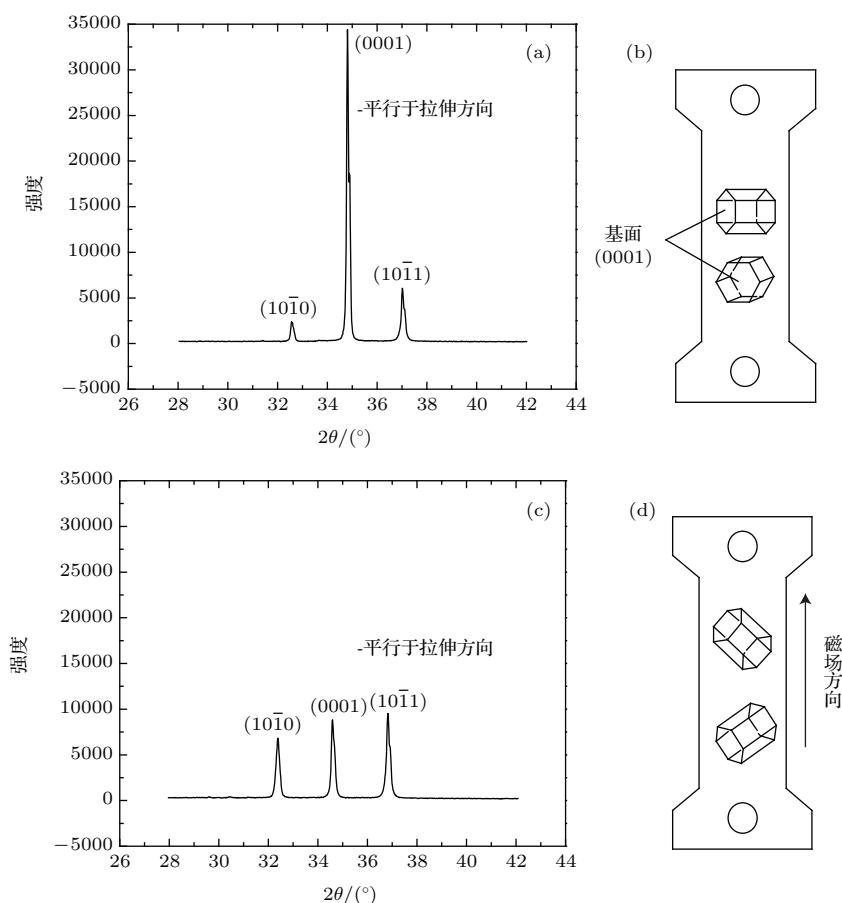


图10 0, 3 T试样的XRD图和部分晶粒取向的示意图 (a) 0 T试样的XRD图; (b) 0 T时拉伸样中(0001)基面的择优取向; (c) 3 T试样的XRD图; (d) 3 T时拉伸样中的晶轴取向偏转

Fig. 10. XRD diagram and the orientation of crystal grains without and with magnetic field (MF): (a) XRD without MF; (b) the preferred orientation of (0001) cardinal plane; (c) XRD with 3 T MF; (d) crystal axis rotation in 3 T tensile sample.

(0001) 和 $(10\bar{1}1)$ 晶面极图, 拉伸方向竖直向上, 即图中 X 轴方向. 由图 11 可见, 未拉伸试样 (0001) 基面织构最大值为 15.94, 0 T 拉伸试样 (0001) 基面织构最大值为 23.53, 3 T 拉伸试样 (0001) 基面织构最大值为 18.19. 普通拉伸变形后, 基面织构发生严重的基面择优取向, 磁场耦合拉伸时基面织构强度由 23.53 下降到 18.19, 降幅达到 22.7%, 极图中的散漫程度增加, 基面织构相较于 0 T 拉伸试样发生弱化. 同时对比图 10 中的 $(10\bar{1}0)$ 和 $(10\bar{1}1)$ 晶面

强度, 未拉伸试样的 $(10\bar{1}0)$ 和 $(10\bar{1}1)$ 晶面强度值分别为 5.16 和 3.01, 0 T 拉伸后的 $(10\bar{1}0)$ 和 $(10\bar{1}1)$ 晶面强度值分别是 5.18 和 2.95, 3 T 拉伸后的 $(10\bar{1}0)$ 和 $(10\bar{1}1)$ 晶面强度值分别是 5.45 和 3.00. 对比三组数据, 拉伸后试样的 $(10\bar{1}0)$ 的晶面强度值比未拉伸试样都提高了, 并且 3 T 拉伸试样比 0 T 拉伸试样提高了 5.2%, 这与磁场拉伸弱化基面织构相符合. EBSD 检测后的 $(10\bar{1}0)$, (0001) 和 $(10\bar{1}1)$ 晶面变化情况与 XRD 结果相符.

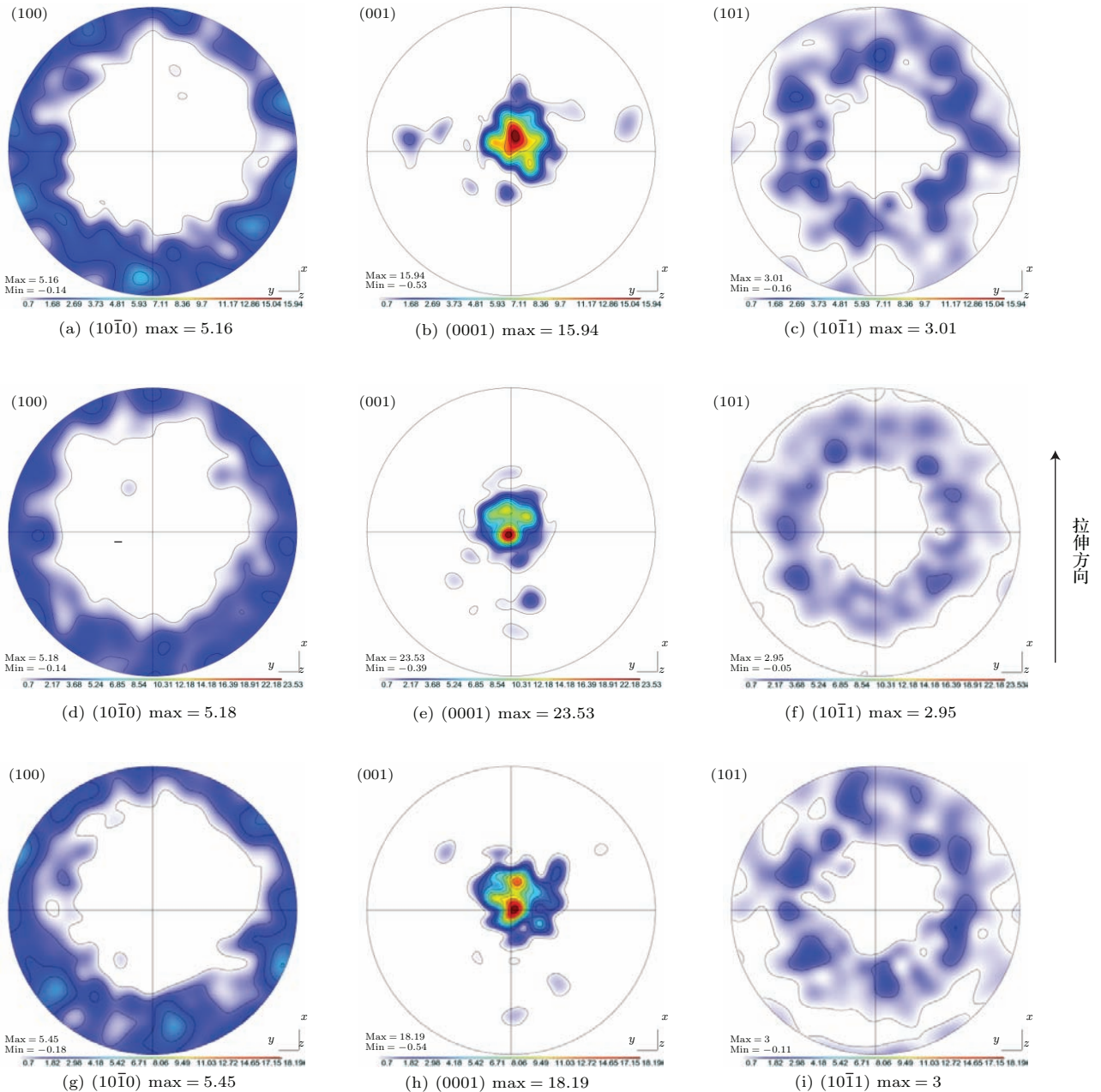


图 11 未拉伸试样、0 T 拉伸试样和 3 T 拉伸试样的极图 (a)–(c) 未拉伸试样极图; (d)–(f) 0 T 极图; (g)–(i) 3 T 极图
Fig. 11. The polar diagram of three samples subjected to different treatments (a)–(c) Initial sample without tensile test; (d)–(f) 0 T tensile sample; (g)–(i) 3 T tensile sample.

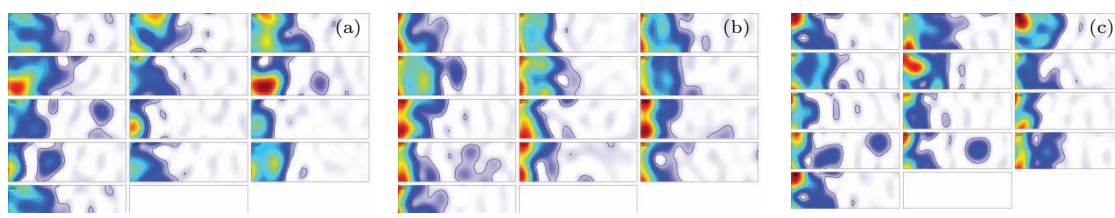


图 12 未拉伸试样、0 T 拉伸试样和 3 T 拉伸试样的 ODF 图 (a) 未拉伸试样; (b) 0 T 拉伸试样; (c) 3 T 拉伸试样
Fig. 12. The ODF diagram of three samples subjected to different treatments: (a) Initial sample without tensile test; (b) 0 T tensile sample; (c) 3 T tensile sample.

图 12 为通过 EBSD 检测计算出的未拉伸试样、0 T 拉伸试样和 3 T 拉伸试样的 ODF 图. 由于镁合金六方结构的对称性, 选取 $\phi_2 = 30^\circ$ 截面来表示取向分布. 图 12(a) 为未拉伸试样, 极密度为 30.70, 图 12(b) 和图 12(c) 分别为 0 和 3 T 拉伸试样, 极密度分别为 31.73 和 30.87. 从图 12(b) 可以看出, 0 T 拉伸试样有强烈的 (0001) 基面织构, 对比图 12(c), 3 T 拉伸试样的散漫度明显增加, 并且极密度降低了. 由图可知, 脉冲磁场处理能弱化拉伸时产生的强烈的基面织构.

目前尚无关于镁合金中 a 轴方向与 c 轴方向磁化率差的具体数值, 两个方向上的磁化率数量级为 1×10^{-5} , 差值约为 1×10^{-6} 数量级. 根据 Mullins 等的研究^[30], 当磁化率 χ 远小于 1 时, 磁化能 U 表达式为

$$U = -\frac{\chi}{2\mu_0(1 + N\chi)^2} B^2, \quad (5)$$

其中 μ_0 为真空磁导率, 取值 $4\pi \times 10^{-7}$ H/m; N 是退磁因子; χ 是磁化率; B 是磁感应强度值.

从能量的角度分析, 磁场使晶体取向的原理是, 晶粒受力矩作用转到一稳定的方向, 以便减少磁化能. 当 χ_c 大于 χ_a 时, 则有 $U_c < U_a$, 晶体的 c 轴容易平行于磁场方向取向. 这便造成了前面提到的基面织构弱化的现象. 磁场拉伸试样的织构研究结果综合表明: 在有磁场条件下, 拉伸试样材料的基面织构发生弱化, 该组织变化有助于提高材料塑变能力.

4 结 论

AZ31 镁合金材料拉伸过程中施加 3 T 的脉冲强磁场, 相较于未施加磁场的试样, 抗拉强度和延伸率同步提高, 其中延伸率增幅 28.7%, 分析是磁场拉伸过程中的磁致塑性效应所致. 第一性原理计算分析表明合金中主要合金相 β ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$) 为顺

磁性特征, 有助于发挥磁致塑性效应, 即在顺磁性位错与合金相障碍间激发出自由电子并生成自由基对, 磁场促使自由基对状态从高能结合的 S 态向低能结合的 T 态转化, 有助于位错退钉扎并提高位错运动灵活性. 3 T 时位错密度显著增加, 晶界处位错、应力集中现象明显, 有助于生成细小亚晶组织, 基体晶粒尺寸发生明显细化, 有助于发挥细晶强韧化作用; 同时磁场作用促进了 (0001) 基面织构弱化, 有助于材料塑变能力提高.

参考文献

- [1] Chen Z H 2005 *Wrought Magnesium Alloys* (Beijing: Chemical Industry Press) p4 (in Chinese) [陈振华 2005 变形镁合金 (北京: 化学工业出版社) 第 4 页]
- [2] Prasad Y V R K, Rao K P 2006 *Mat. Sci. Eng. A* **432** 170
- [3] Pérez-Prado M T, Valle J A D, Contreras J M 2004 *Scr. Mater.* **50** 661
- [4] Wang H M, Li G R, Zhao Y T, Chen G 2010 *Mat. Sci. Eng. A* **527** 2881
- [5] Zhong H, Ren Z M, Li C J 2015 *Acta Metallurgica Sinica* **4** 0 (in Chinese) [钟华, 任忠鸣, 李传军 2015 金属学报 **4** 0]
- [6] Zhou M Q, Huang C Q, Xia W J 2006 *Foundry* **55** 890 (in Chinese) [邹敏强, 黄长清, 夏伟军 2006 铸造 **55** 890]
- [7] Bao W P, Xu G X, Zhen J W 2003 *Journal of Materials and Metallurgy* **2** 216 (in Chinese) [包卫平, 许光明, 郑佳伟 2003 材料与冶金学报 **2** 216]
- [8] Zhang B W, Ren Z M, Wang H 2004 *Acta Metallurgica Sinica* **40** 604 (in Chinese) [张邦文, 任忠鸣, 王晖 2004 金属学报 **40** 604]
- [9] Wang H M, Li P S, Zheng R 2015 *Acta Phys. Sin.* **64** 087104 (in Chinese) [王宏明, 李沛思, 郑瑞 2015 物理学报 **64** 087104]
- [10] Molotskii M I, Fleurov V 2000 *J. Phys. Chem. B* **104** 3812
- [11] Golovin Y 2004 *Phys. Solid State* **46** 789
- [12] Molotskii M I 2000 *Mat. Sci. Eng. A* **287** 248
- [13] Kohn W, Sham L J 1965 *Phys. Rev. A* **140** 1133
- [14] Wang H M, Zheng R, Li G R 2015 *Chinese Journal of Inorganic Chemistry* **31** 2143 (in Chinese) [王宏明, 郑瑞, 李桂荣 2015 无机化学学报 **31** 2143]

- [15] Xiao X L, Luo C P, Nie J F 2001 *Acta Metallurgica Sinica* **1** 1 (in Chinese) [肖晓玲, 罗承萍, 聂建峰 2001 金属学报 **1** 1]
- [16] Lei X L, Zhu H J, Ge G X 2008 *Acta Phys. Sin.* **57** 5491 (in Chinese) [雷雪玲, 祝恒江, 葛桂贤 2008 物理学报 **57** 5491]
- [17] Jia R X, Zhang Y M, Zhang Y M, Guo H 2010 *Spectroscopy and Spectral Analysis* **30** 1995 (in Chinese) [贾仁需, 张玉明, 张义门, 郭辉 2010 光谱学与光谱分析 **30** 1995]
- [18] Li P M, Wen X Z, Zhi Q L, Xi B W, Li J X, Li J, Tian F Z 2014 *Mat. Sci. Eng. A* **609** 16
- [19] Mao W M 2008 *Structure and Properties of Metallic Materials* (Beijing: Tinghua Press) p94 (in Chinese) [毛卫民 2008 金属材料结构与性能 (北京: 清华大学出版社) 第 94 页]
- [20] Ni S, Wang Y B, Liao X Z 2012 *Acta Mater.* **60** 3181
- [21] Schouwenaars R, Seefeldt M, Houtte P V 2010 *Acta Mater.* **58** 4344
- [22] Liu P, Chen Z J 2011 *Journal of Hefei University of Technology (Natural Science Edition)* **34** 341 (in Chinese) [刘萍, 陈忠家 2011 合肥工业大学学报 (自然科学版) **34** 341]
- [23] Chui Z Q, Tan Y C 2011 *Metallography and Heat Treatment* (Beijing: China Machine Press) p197 (in Chinese) [崔忠圻, 覃耀春 2011 金属学与热处理 (北京: 机械工业出版社) 第 197 页]
- [24] Wu S, Zhao H Y, Lu A L, Fang H Z 2002 *Transactions of the China Welding Institution* **23** 9 (in Chinese) [吴甦, 赵海燕, 鹿安理, 方慧珍 2002 焊接学报 **23** 9]
- [25] Wu S, Zhao H Y, Lu A L, Fang H Z, Tang F 2002 *Journal of Tsinghua University (Natural science edition)* **42** 147 (in Chinese) [吴甦, 赵海燕, 鹿安理, 方慧珍, 唐非 2002 清华大学学报 **42** 147]
- [26] Guan L 2010 *Ph. D. Dissertation* (Beijing: Tsinghua University) (in Chinese) [官磊 2010 博士学位论文 (北京: 清华大学)]
- [27] Chen Y Q, Chen Z H, Xia W J 2005 *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* **15** 1369 (in Chinese) [程永奇, 陈振华, 夏伟军 2005 中国有色金属学报 **15** 1369]
- [28] Guo Q, Yan H G, Chen Z H 2007 *Acta Metallurgica Sinica* **43** 619 (in Chinese) [郭强, 严红革, 陈振华 2007 金属学报 **43** 619]
- [29] Mukai T, Yamanoi M, Watanabe H 2001 *Scr. Mater.* **45** 89
- [30] Li Z F 2008 *Ph. D. Dissertation* (Shanghai: Shanghai Jiaotong University) (in Chinese) [励志峰 2008 博士学位论文 (上海: 上海交通大学)]

Plasticity and microstructure of AZ31 magnesium alloy under coupling action of high pulsed magnetic field and external stress*

Wang Hong-Ming Zhu Yi Li Gui-Rong[†] Zheng Rui

(School of Materials Science & Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China)

(Received 14 March 2016; revised manuscript received 5 May 2016)

Abstract

As an h.c.p crystal structure with only a few limited slipping planes, the AZ31 magnesium alloy exhibits a bad plasticity in the presence of external stress. Due to its low density, advanced damping capacity and high ratio strength and rigidity, the magnesium alloy has gradually become the focused and potential structural and functional metallic material in the diverse fields of aerospace, aviation and vehicle transportation, electronic products, etc. Therefore, it is of great importance to improve the process ability of conventional magnetism alloy as AZ31. In the past decades many approaches have been proposed in order to improve the plastic deformation capability. Among these, the diverse physical fields are regarded as the effective methods to improve the comprehensive mechanical properties of metallic materials due to their peculiar heat, force and quantum effects together with the advantageous characteristics of low pollution and high efficiency. In the paper, on the basis of previous researches, a high pulsed magnetic field is introduced into the tensile test to study the influences of magnetic field on the plasticity and microstructure of AZ31 magnesium alloy in order to explore a novel way to enhance the plastic deformation capability of alloy. As for the current experiment, the tensile test of AZ31 magnesium alloy is carried out under the coupling action of high pulsed magnetic field and external stress. The test results are compared with those processed without magnetic field. Several advanced detection methods are utilized to investigate the microstructure including the electron back scattered diffraction, X-ray diffraction and transmission electron microscopy, etc. Besides, the first principle is utilized to calculate the magnetic properties of main precipitates $\beta(\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12})$.

The experimental results show that the tensile strength and elongation of the 3 T sample are increased by 2.2% and 28.7% in comparison to those of the 0 T sample. It highlights that when the high pulsed magnetic field is introduced into the plastic deformation process, the plasticity of the magnesium alloy can be improved without reducing the tensile strength of the material. The action mechanism of magnetic field is analyzed in detail and attributed to the magneto-plasticity effect. The calculation results on the basis of first principle show that the $\beta(\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12})$ phase is paramagnetic, which is helpful for performing the effect of magnetic field. The magnetic field enhances the flexibility of the dislocation movement and facilitates the proliferation of the dislocation. The dislocation and stress concentrating at the grain boundaries accelerate the formation of recrystallization, which is of great importance to the sub-grain generation and grain refinement that is beneficial to exhibiting the fine grain strengthening and enhancing the strength and toughness of alloy. Meanwhile, during the peculiar tensile process, the magnetic field induces the grain rotation. The newborn fine grains along the non-basal face weaken the (0001) basal texture of magnesium alloy. The characteristic of the texture structure is helpful for improving the plastic deformation capacity of AZ31 alloy. The plastic deformation under high magnetic field is regarded as an advanced way to improve the plasticities of similar nonmagnetic metallic materials such as aluminum, titanium and copper alloys and their composites.

Keywords: high magnetic field, AZ31 magnesium alloy, texture, mechanical properties

PACS: 61.72.Lk, 75.25.-j, 81.40.Lm

DOI: 10.7498/aps.65.146101

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 51371091, 51001054, 51174099) and the Postgraduate Research and Innovation Project of Jiangsu Province, China (Grant No. SJLX15_0490).

[†] Corresponding author. E-mail: liguirong@ujs.edu.cn