



脉冲强磁场处理对 TC4 钛合金显微组织及力学性能的影响

李桂荣, 李月明, 王芳芳, 王宏明

(江苏大学 材料科学与工程学院, 镇江 212013)

摘要: 研究在脉冲强磁场处理条件下磁感应强度($B=2T$ 、 $3T$ 和 $4T$)对 TC4 钛合金材料显微组织和力学性能的影响。结果表明: 随着 B 值从 $2T$ 增加到 $4T$, α 相体积分数从 49% 增加到 59%, 表明磁场诱发了从 β 到 α 的相变。经过磁场处理后, 位错密度增加, 当 $B=3T$ 时, 位错密度达到最大值, 较未处理试样增加了 4.8 倍; 当 $B=4T$ 时, 位错密度有所减小, 这是由于磁致塑性效应和位错堆积效应共同作用的结果。经过磁场处理后, 合金的强度提高了, 当 $B=3T$ 时, 合金强度最高达到 1330 MPa, 较未处理试样的 1236 MPa 提高 7.6%; 当 $B=4T$ 时, 合金强度为 1265 MPa, 增幅 2.3%, 合金伸长率为 15.66%, 较处理前样品的伸长率提高 4.8%, 实现材料强度和塑性的同步提高, 这与位错强化机制和 α 相的数量、分布和形貌有关。

关键词: TC4 钛合金; 磁致塑性效应; 脉冲强磁场; 力学性能

中图分类号: TG146

文献标志码: A

Effect of high pulsed magnetic field on microstructure and mechanical properties of TC4 titanium alloy

LI Gui-rong, LI Yue-ming, WANG Fang-fang, WANG Hong-ming

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

Abstract: The effects of magnetic induced intensity ($B=2T$, $3T$ and $4T$) on the microstructure and mechanical properties of TC4 titanium alloy in the condition of high pulsed magnetic field (HPMF) were investigated. The results show that the volume fraction of α phase increases from 49% to 59% when B increases from $2T$ to $4T$, which demonstrates that the HPMF can induce the phase transformation from β to α phase. After the HPME treatment, the dislocation density increases. The dislocation density reaches a maximum when $B=3T$, which is added by 4.8 times compared to that without HPMF treatment. When $B=4T$, the dislocation density decreases a bit. The phenomenon is ascribed to the combined effects of magnetoplasticity and dislocation piles-up. Meanwhile, the tensile strength increases due to HPMF treatment. When $B=3T$, the tensile strength is 1330 MPa, which increases by 7.6% compared to that without treatment. When $B=4T$, the tensile strength and amplification are 1265 MPa and 2.3%, respectively. And the elongation is 15.66% which increases by 4.8% compared to that without treatment. Therefore, the strength and elongation increases synchronously, which is the result of dislocation strengthening mechanism and the amount, distribution and morphology of α phase.

Key words: TC4 titanium alloy; magnetoplasticity effect; high pulsed magnetic field; mechanical property

钛是地壳中分布最广的元素之一, 约占地壳总质量的 0.6%, 仅次于铝、铁、镁, 居第 4 位。自 20 世纪 50 年代以来, 钛及钛合金因具有优异的综合性能,

得到世界各国的高度重视, 在各行业获得了广泛的应用。第二次世界大战以后, 许多国家都意识到钛合金对国防工业的重要性, 钛合金迅速发展成为航空、航

天高技术领域不可或缺的关键材料, 并在舰船、兵器、石油化工、能源、生物医学等领域得到越来越多的应用, 被誉为“崛起的第三金属”^[1]。第一个实用的钛合金是1954年美国研制成功的Ti-6Al-4V合金(TC4), 由于它具有良好的综合力学性能、成形性能和焊接性能等优势, 因而成为钛合金工业中的王牌合金, 该合金的使用量占全部钛合金的50%以上。我国TC4钛合金的研制与应用始于20世纪60年代。目前, 对TC4钛合金的研究正朝着高性能、低成本化方向发展。特别在航空航天工业, 随着人们对飞行器要求的提高及飞行器设计理念的变化, 不仅要求钛合金的强度水平不断提高, 而且对钛合金的韧性也提出了更高的要求, 即要有效提高钛合金强度的同时, 要求其韧性也要保持在一定的水平, 因此, 制备高强度、高塑性、高韧性的钛合金是该材料领域的重要任务。近20年以来, 物理场先进技术得到越来越多的关注, 电场、电磁场、超声微波场^[2]等物理场技术的进步为改善材料性能提供了新机遇, 通过力、热、电、磁等效应影响材料的处理条件, 具有缩短反应时间、提高反应效率^[3]、提高生成物产率^[4]、细化材料组织^[5]和影响相变过程^[6]等效果。其中脉冲强电磁场具有绿色无污染, 超强力、热和量子尺度效应, 为改善材料的显微组织和强度、塑性和韧性提供了新途径。在前期国内外文献中未见将脉冲强磁场用于固态钛合金的研究报道, 本文作者以TC4钛合金为研究对象, 以脉冲强磁场作为外加物理场, 研究磁场处理对合金显微组织和力学性能的作用效果。这些工作虽是初步的、探索性的, 但有望为物理场改善固态金属材料的强韧性提供新思路。

1 实验

所选用材料为经过固溶时效处理后的TC4钛合金板材, 主要组分为Ti-6.2Al-3.8V(质量分数, %)。选用该合金为研究对象, 是基于其在工业上的应用广泛, 以便研究成果能推广应用。材料固溶处理所选用的温度为980℃, 保温时间为1 h, 时效处理温度为580℃, 保温时间为8 h。磁场发生装置主要由脉冲发生器、螺线管工作线圈和固定夹具、脉冲数记录仪和试验样品承载台4部分组成。脉冲发生器通过电容充放电开关与线圈正负电极相联, 当开关接通时, 脉冲发生器对工作线圈释放大脉冲电流, 在线圈内产生的脉冲强磁场直接作用于实验样品。脉冲磁场的主要调控参数有磁感应强度和脉冲数, 其中以磁感应强度(B)为主。本实验固定脉冲数为30, 研究不同 B 值时(2T、3T、

4T)TC4钛合金的组织和性能变化规律。具体操作方法如下: 将经过固溶时效处理后的TC4钛合金试样固定于耐材托架中, 确保试样面垂直于磁感线方向, 在室温下对其进行脉冲磁场处理。磁场处理实验中试样的耐材托架形状尺寸为12 mm×12 mm×50 mm, 样品固定方法及磁场处理示意图如图1所示。

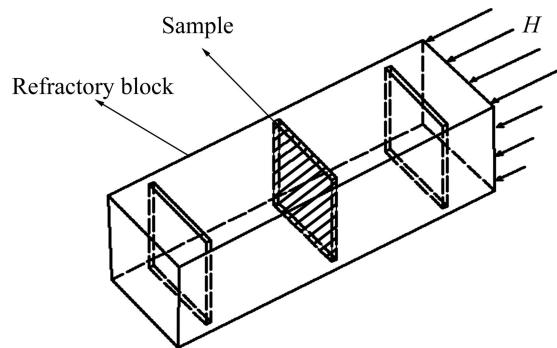


图1 试样在脉冲磁场中的位置示意图

Fig. 1 Schematic diagram of sample position in pulsed magnetic field

把脉冲强磁场处理后的试样和原始样一起经过磨、抛光、腐蚀后制备金相试样, 进行材料组织等特征的观察。试样抛光后, 将试样用10 mL HF+30 mL HNO₃+60 mL H₂O的混合溶液腐蚀, 腐蚀时间约10 s, 用清水冲洗, 再用酒精清洗, 最后用电吹风吹干。采用XJG-05金相显微镜观察组织形貌、颗粒度和晶粒的大小。采用GATAN-PIPS-691精密离子减薄仪制备透射电镜样品。用JEM-2100(HR)透射电镜观察组织的原子面和原子、析出相以及位错。采用X-350A型X射线应力测定仪测量半高宽, 采用DWD-200拉伸机测量试样的拉伸性能。图2所示为拉伸试样的尺寸示意图。

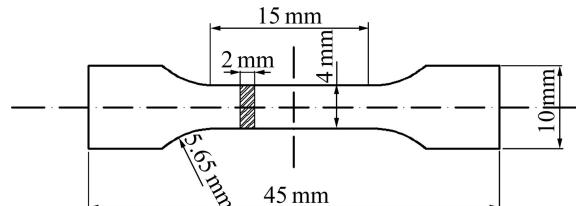


图2 拉伸试样示意图

Fig. 2 Schematic diagram of tensile specimen

2 结果和分析

2.1 磁场处理对TC4钛合金相变的影响

图3所示是脉冲磁场处理前后TC4钛合金的金相组织, 图3(a)~(d)分别对应 $B=0$ 、2T、3T和4T试样

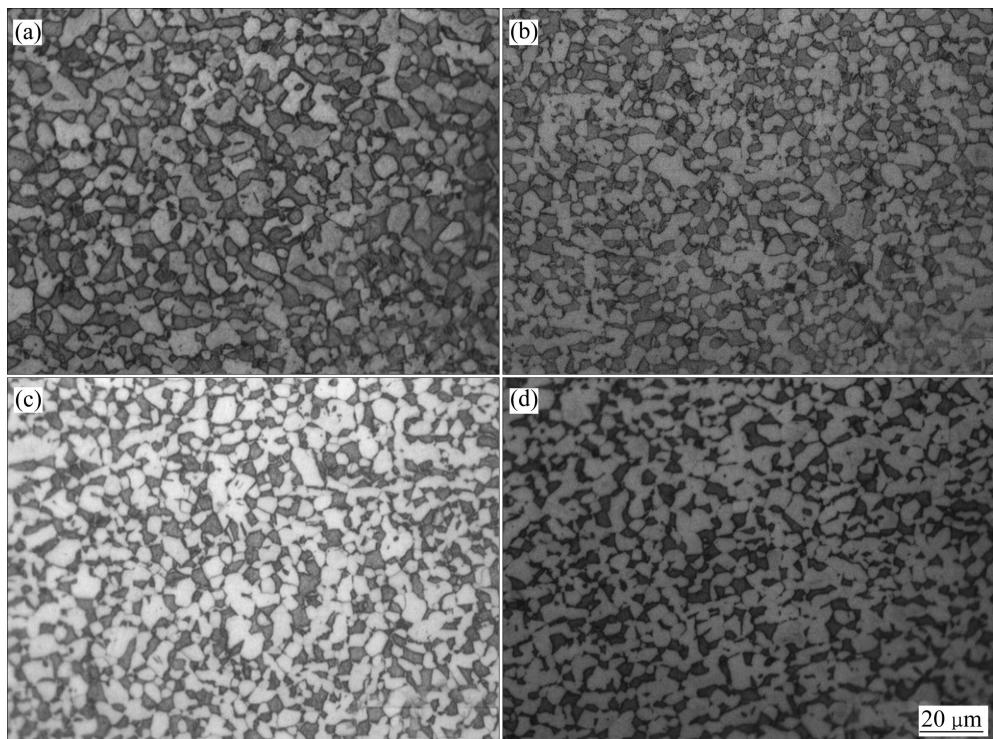


图3 脉冲磁场处理前后 TC4 钛合金相显微组织

Fig. 3 Microstructures of TC4 titanium alloy processed without and with high pulsed magnetic field(HPMF): (a) $B=0$; (b) $B=2\text{T}$; (c) $B=3\text{T}$; (d) $B=4\text{T}$;

的显微组织。在脉冲数一样的情况下,随着 B 值从 2T 增加到 4T, TC4 钛合金中浅色的 α 相数量增加, α 相体积分数分别为 49%、55%、57%、59%(见图 4)。可以认为强磁场作为一个诱发条件,促进了 TC4 合金中 β 相向 α 相的转变。与 β 相相比, α 相具有更高的抵抗塑性变形能力和更高的抗蠕变性能,即磁场作用下随着 B 的增加,有益于改善合金强韧性的 α 相增多。

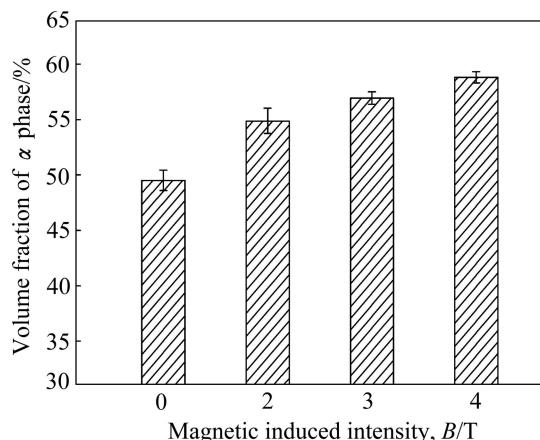


图4 不同磁感应强度下 α 相在 TC4 钛合金中的体积分数

Fig. 4 Proportions of α phase in TC4 Ti alloy with different magnetic induced intensities

从以下 4 个方面分析 α 相增多的原因:

1) 未经磁场处理时, TC4 钛合金中 α - β 的相变温度为 980~1000 °C, 亚稳 β 相向 α 相转变的驱动力来自于该温度下亚稳 β 相与 α 相的自由能差。用热电偶测量经过 4T 处理 30 个脉冲后的样品表面温度, 平均温度为 150 °C, 这是由于脉冲磁场热效应所致, 可见磁场热效应不足以达到常规条件下的相变温度, 也是诱发 α 相变的一个主要因素。

2) 再者磁场可降低相变温度, 起到诱发相变的作用。磁场条件下, 相变温度 ΔT 随磁场的变化为^[7]:

$$\Delta T = T_H - T_0 = \frac{1}{2} \mu_0 (\varphi_\beta \chi_\beta - \varphi_\alpha \chi_\alpha) H^2 \frac{1}{\Delta S_0} \quad (1)$$

式中: T_H 是施加磁场后的相变温度; T_0 是无磁场时的相变温度; μ_0 是真空磁导率; φ_α 、 χ_α 和 φ_β 、 χ_β 分别是 α 相和 β 相的体积分数和体积磁化率, $\chi_\beta < \chi_\alpha$, 与 β 相相比, α 相具有明显的力学和物理性能的各向异性, 更容易受到磁场的影响; H 是磁场强度; ΔS_0 是相变过程的熵变。可见, 在 TC4 钛合金这样的顺磁性合金中, 随着磁场强度 H 的增加, ΔT 降幅明显, 即强磁场可降低相变温度, 使得相变更容易进行。

进一步地研究磁场对非磁性物质相变影响, 相变

温度 T_c 随磁场的变化关系为

$$\left(\frac{dT_c}{dH}\right)_p = -\frac{\chi\Delta\left(\frac{dV}{dH}\right)_{T,p}}{V_c\Delta\left(\frac{d\chi}{dT}\right)_{p,H}} \quad (2)$$

式中: χ 是体积磁化率; V 是体积; V_c 是相变时体积; p 是压强。根据公式(2)可得, 施加磁场增加 H 后会引起相变点的突变减小。对于许多分子的研究都显示一级相变温度会随磁场变化而发生明显变化, ROSENBLATT^[8] 测量得出磁场下相变温度的减小值与磁场的平方成正比。

3) 磁场可以改变金属相变自由能, 比如磁场能改变纯金属固液相变的形核驱动能。从 Ti-Al 二元合金相图上看, 对于 TC4 合金, 当温度低于 945 °C 时, α 相能稳定存在, 即从热力学上看 α 相有析出的内在趋势和驱动力。在钛合金 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变过程中, 磁场降低了 α 和 β 相的界面能, 使得 α 相向 β 相转化的阻力进一步降低。

4) 在磁致塑性效应作用下(即非磁性物质在磁场作用下内部发生塑性变形的效应)材料内部发生塑性变形, 内应力增加, 也成为 α 相的析出驱动力。综上所述, 对于 TC4 铝合金类的顺磁性物质, 施加脉冲强

磁场后能在一定程度上影响固态相变行为及相变产物数量等特征。

2.2 磁场处理对 TC4 钛合金中位错的影响

图 5 所示为脉冲磁场处理前后采用透射电镜观察到的 TC4 钛合金中的显微组织。由图 5 可见, 经过脉冲磁场处理后, 合金中位错数量较未处理时的增多。当 $B=0$ 时, 位错密度较低; 当 $B=2$ T 时, 位错密度明显升高; 当 $B=3$ T 时, 位错密度达到最大值, 而且位错集中于 α 相区域, 形成了交替的高位错密度区和低位错密度区域, 即所谓位错胞结构; 当 $B=4$ T 时, 位错密度较 3 T 脉冲磁处理后略有下降。

根据 Dunn 公式如下所示:

$$\rho = \frac{L^2}{4.35 \times b^2} \quad (3)$$

式中: ρ 是位错密度; L 是峰半高宽; b 是伯格斯矢量。由式(3)可知, 峰半高宽度平方与位错密度成正比。图 6 所示是 Ψ 角为 0°, 即衍射晶面法线与试样表面法线平行时, X 射线衍射测出的不同 B 值下 TC4 钛合金衍射峰的 L 值。当 B 为 0、2、3 和 4 T 时, L 分别为 1.32°、1.46°、2.89° 和 2.08°, 相应的 L^2 值为 1.74、2.13、8.35

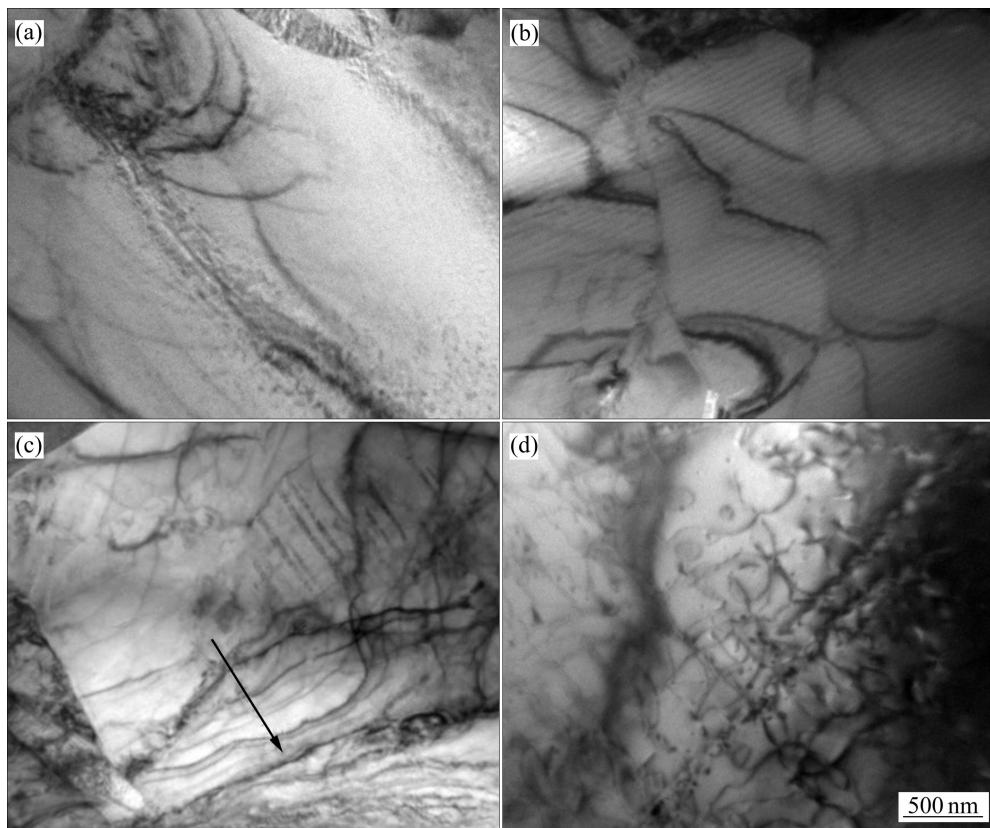


图 5 脉冲磁场处理前后 TC4 钛合金的 TEM 像

Fig. 5 TEM images of TC4 titanium alloy processed without and with HPMF: (a) 0; (b) 2T; (c) 3T; (d) 4T

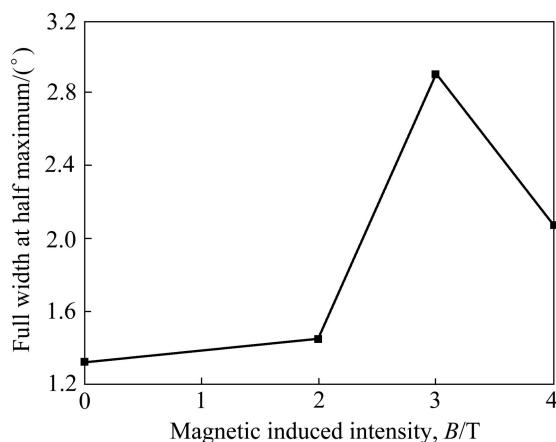


图 6 不同磁感应强度下 TC4 钛合金衍射峰的半高宽

Fig. 6 Full widths at half maximum of TC4 Ti alloy with different magnetic induced intensities

和 4.33; 当 $B=3\text{T}$ 时, L^2 达到最大, 较未施加磁场时的位错密度值高 4.8 倍。位错密度的变化规律与图 5 所示的位错组织特征一致。

分析认为, 位错密度的增加是源于磁场作用。首先从磁场力效应考虑, 根据法拉第电磁感应定律, 位于磁场中的通电螺线管线圈内的合金试样在切割磁感线的过程中将会产生感应电流, 感生电流在磁场作用下产生洛伦兹力, 继而对放入磁场中的 TC4 钛合金产生磁压强 $P(\text{MPa})$, 如下式所示^[9]:

$$P = \frac{B^2}{2\mu_0} \quad (4)$$

式中: μ_0 为真空磁导率 $4\pi \times 10^{-7} \text{ H/m}$ 。当 $B=4\text{T}$ 时, P 为 6.37 MPa , 远小于常规钛合金的屈服强度, 从宏观上看属于弹性变形范畴, 也能导致局部塑性变形。按照材料塑性变形理论, 磁场所产生的洛伦兹力并不足以使材料发生大面积的塑性变形, 即磁场力效应并不

是导致材料中产生大量位错的根本原因。

磁场对于非磁性材料另一重要的作用为磁致塑性效应^[10-11], 是指磁场诱发非磁性材料在未达到塑性变形条件时导致缺陷组织(主要指位错)运动的现象。此时位错具有顺磁性障碍的特征, 磁场能降低位错形核能、促进位错运动、提高位错密度并促进内应力的释放^[12]。图 7 所示为磁致塑性效应的示意图, 表明磁场能改变位错行为。

从原子量级考虑, 当材料处于脉冲磁场时, 材料内部的自旋量为 $\pm 1/2$ 的自由基处于 S 态, 电子对的自旋之和为 0, 自旋方向相反。当两对自旋电子对逐渐靠近, 其间距离 r 满足 $r_0 \leq r \leq 2r_0$ 时(r_0 为电子半径), 磁场的作用会使自由基状态发生转变, 使处于 S 态的电子对激发为 T 态, 此时电子对的自旋之和为 1, 自旋方向相同。即磁场导致了电子在障碍物与位错之间的转移, 使部分自由基对的状态由 S 态转变为 T 态, 降低了位错移动的势垒, 位错移动并增殖, 密度增加, 并且转变率会随着 B 的增加而增加。

再者在位错线中心区域即位错芯中包含有顺磁中心, 顺磁中心的数量随着塑性应变增加而增加。亦可知在钛合金类的宏观非磁性物质中, 顺磁性中心是存在的。正因为位错具有顺磁性这一特征, 强磁场能够减小位错形核所需的能量, 有助于位错密度的提高。以上讨论了 B 值对增加位错密度的正面影响, 但根据研究结果来看, 位错密度并非随 B 值的增加持续增加。

为了进一步研究磁场处理对 ρ 的影响机制, 考虑位错堆积效应的作用。图 8 所示是位错堆积效应示意图, 假设在晶体滑动面上有一个 Frank-Read 位错源^[13], 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, 当领先的位错遇到障碍物时, 由 Frank-Read 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。靠近障碍物(如晶界)的位错比较密集, 而远离障碍物的位错逐渐变薄,

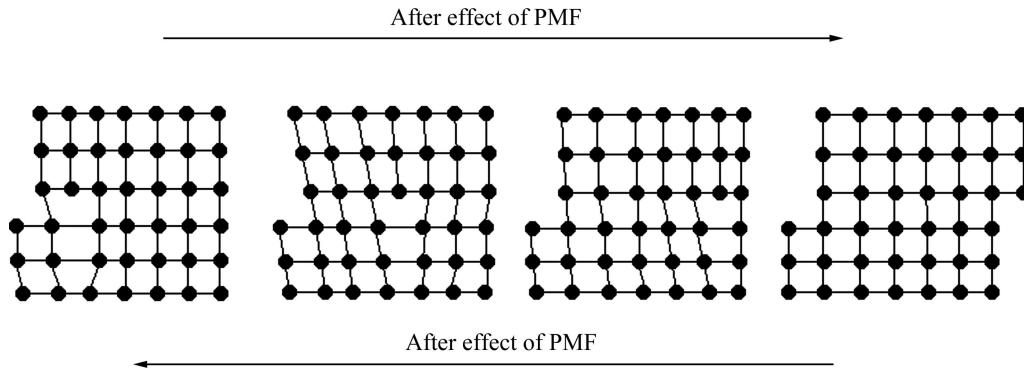


图 7 磁致塑性效应示意图

Fig. 7 Schematic diagram of magnetoplasticity effect

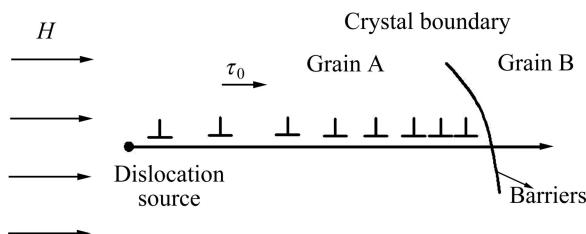


图 8 位错堆积效应示意图

Fig. 8 Schematic diagram of dislocation pile-up effect

该现象称为位错堆积效应^[14]。如图 5(c)箭头所示, 在磁脉冲处理后的试样中, 晶界附近有明显的位错堆积, 随着位错堆积的形成, 领先位错的运动将取决于障碍物的强度。如果障碍物足够强大, 领先的错位将无法通过障碍物。此时堆积位错数量的逐渐增加将持续抑制 Frank-Read 位错源和位错的增殖, 并形成塞积群^[15]。

在长度为 l 的塞积群中的位错数目 n 的公式如下所示:

$$n = \frac{l \cdot \tau_0}{2D} \quad (5)$$

由式(5)可知, 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(此处是晶界)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 距离时所作的功为 $n \cdot \tau_0 \cdot b \cdot \delta x$, 它应该等于障碍物阻止塞积群向前移动 δx 距离所作的功 $\tau \cdot b \cdot \delta x$, 公式如下所示:

$$n \cdot \tau_0 \cdot b \cdot \delta x = \tau \cdot b \cdot \delta x \quad (6)$$

$$\tau = n \cdot \tau_0 \quad (7)$$

由式(7)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, 表明领先位错的前端会产生很大的应力

集中。这种强大的应力集中可以使塞积群中的螺型位错通过交滑移而越过障碍物, 也会使领先位错前端的相邻晶粒内的位错源开动。这种应力集中达到一定程度后, 甚至可以把障碍物“摧毁”。

因此, 实验结果可以用位错增殖和运动机制来进行说明。根据上面的讨论, 当 TC4 钛合金试样经过脉冲磁场处理后, 由于磁场提供给位错的动力足以克服由位错的线性张力所引起的恢复力, 即所施加的磁场可以驱动 Frank-Read 位错源并引起位错增殖。因此, 磁处理后材料的位错密度将会增加。然而, 位错密度不总是随位错堆积效应而增加, 这是由于位错的堆积将持续抑制 Frank-Read 位错源和位错的增殖。因此, 当 B 值从 0 增加到 3T 时, 位错密度首先增加, 当 $B=4T$ 时, 位错密度趋于稳定。

2.3 脉冲处理对拉伸性能的影响

图 9 所示为不同 B 值下合金的拉伸性能数据。由计算得磁场作用下的平均抗拉强度为 1285 MPa, 较处理前样品的 1236 MPa 提高 3.9%。当 $B=3T$ 时, 合金强度最高达到 1330 MPa, 提高 7.6%。此时位错密度最大, 表现为位错强化机制; 当 $B=4T$ 时, 合金强度为 1265 MPa, 较处理前样品的 1236 MPa 提高 2.3%。合金伸长率为 15.66%, 较处理前样品的伸长率提高 4.8%, 即经过脉冲磁场处理后, 材料的强度和塑性得到了同步提高。

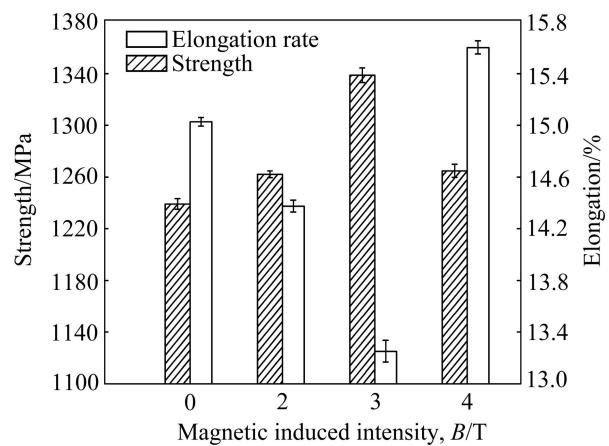


图 9 脉冲磁感应强度对 TC4 钛合金强度和伸长率的影响

Fig. 9 Effect of B values on tensile strength and elongation of TC4 titanium alloy

分析认为材料塑性提高的原因如下: 1) 如图 10(a)和(b)所示, 这些片层状及条状的次生 α 相, 其长轴方向与拉伸载荷的水平方向存在不同程度的夹角, 导致其在拉伸变形过程中容易受到剪切应变的作用, 从而

导致其发生塑性变形；2) α 相分布和形貌的影响。如图 10(a) 明场像及衍射斑点标定(所选区域为表面向内 $10\text{ }\mu\text{m}$ 的区域)所示, 箭头所指为 β 相中生成的片层状次生 α 相组织, 层间距只有数个纳米, β 晶粒内部有精细的次生 α 片层结构, 有助于提高强度; 如图 10(b) 所示, 在 β 基体中也存在较大的条状次生 α 相, 宽度约 200 nm 的条状次生 α 相的分布较为独立, 很少相互交错, 减少了滑移的阻力, 有助于提高塑性^[16]。

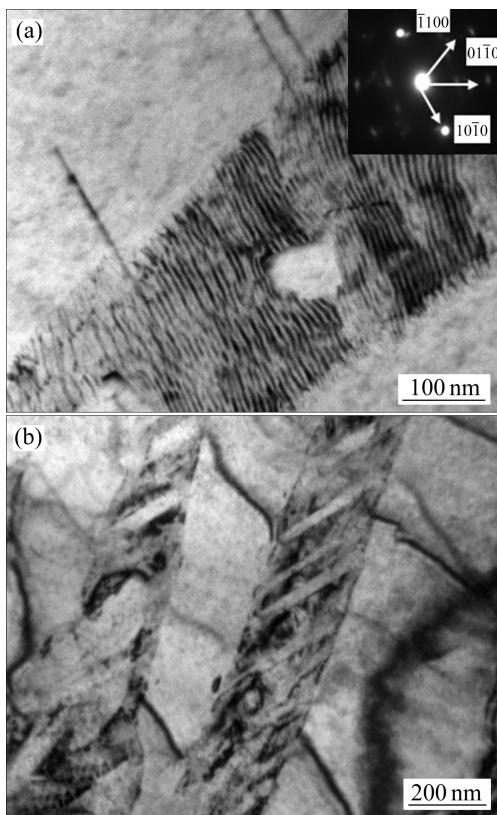


图 10 TC4 钛合金的 TEM 像

Fig. 10 TEM images of TC4 titanium alloy: (a) Lamellar secondary α phase; (b) Beamlike secondary α phase

3 结论

1) 对 TC4 钛合金进行脉冲强磁场固态处理, 在脉冲数一样的情况下, 当 B 为 0、2T、3T 和 4T 时, 合金中 α 相所占比例分别为 49%、55%、57% 和 59%, 即磁场处理促使了 β 相向 α 相的转变。

2) 经过磁场处理后, 合金中位错密度增加, 位错密度在 $B=3\text{ T}$ 时达到最大值, 较未处理试样的位错密度增加 4.8 倍。当 $B=4\text{ T}$ 时, 位错密度有所减小, 这是由于磁致塑性效应和位错堆积效应共同作用的结果。

3) 经过磁场处理后合金的抗拉强度提高。当 $B=3\text{ T}$ 时, 合金强度最高达到 1330 MPa , 较未处理试样的 1236 MPa 提高 7.6%; 当 $B=4\text{ T}$ 时, 合金强度为 1265 MPa , 增幅为 2.3%; 合金伸长率为 15.66%, 较处理前样品的伸长率提高 4.8%, 即实现了材料强度和塑性的同步提高, 这与位错强化机制和 α 相数量、分布和形貌有关。

REFERENCES

- [1] 冯颖芳. 世界钛及钛合金的应用研究进展[J]. 世界有色金属, 2012(4): 54–57.
- [2] FENG Ying-fang. Application research progress of Ti and Ti alloys in the world[J]. World Nonferrous Metal, 2012(4): 54–57.
- [3] VAUCHER S, STIR M, ISHIZAKI K, CATALA J M, NICULA R. Reactive synthesis of Ti-Al intermetallics during microwave heating in an E-field maximum[J]. Thermochimica Acta, 2011, 522: 151–154.
- [4] LI Gui-rong, WANG Hong-ming, ZHAO Yu-tao, CHEN Deng-bin, CHEN Gang, CHENG Xiao-nong. Microstructure of in situ $\text{Al}_3\text{Ti}/6351\text{ Al}$ composites fabricated with electromagnetic stirring and fluxes[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20(4): 577–583.
- [5] LI G R, ZHANG X Y, ZHAO Y N, YUAN F, ZHANG T W, WANG H M, ZHAO Y T. Microstructure of in situ $\text{Al}_3\text{Ti}_{0.4}\text{Zr}_{0.6}\text{Al}$ fabricated with electromagnetic field[J]. Adv Mater Res, 2011, 284/286: 2280–2283.
- [6] LI Y J, TAO W Z, YANG Y S. Grain refinement of Al-Cu alloy in low voltage pulsed magnetic field[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2012, 212: 903–909.
- [7] LI X, REN Z M, FAUTRELLE Y. Effect of a vertical magnetic field on the dendrite morphology during Bridgman crystal growth of Al-4.5wt%Cu[J]. Journal of Crystal Growth, 2006, 290: 571–575.
- [8] VALKO L, VALKO M. Influence of the magnetic field effect on the solid-melt phase transformation[J]. IEEE Transaction on Magnetics, 1994, 30: 1122–1123.
- [9] ROSENBLATT C. Magnetic field dependence of the nematic-isotropic transition temperature[J]. Physical Review A, 1981, 24: 2236–2238.
- [10] LI G R, ZHAO Y, DAI Q, WANG H. In-situ fabrication of particulate reinforced aluminum matrix composites under high-frequency pulsed electromagnetic field[J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, Mineral, Metallurgy, Material, 2007, 14(5): 460–463.
- [11] YI Golovin. Magnetoplastic effect in solid[J]. Physics of the Solid State, 2004, 46(5): 789–824.
- [12] ALSHITS V I, DARINSKAYA E V, KAZAKOVA O L,

MIKHINA E Y, PETRZHIK E A. Magnetoplastic effect in nonmagnetic crystals[J]. Materials Science and Engineering A, 1997, 234/236: 617–620.

[12] 李桂荣, 王宏明, 袁雪婷, 蔡云. 脉冲磁场处理颗粒增强铝基复合材料的组织演变[J]. 材料研究学报, 2013, 27(4): 397–403.
LI Gui-rong, WANG Hong-ming, YUAN Xue-ting, CAI Yun. Structural evolution and mechanism of particles reinforced aluminum matrix composites impacted by pulsed electromagnetic field[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2013, 27(4): 397–403.

[13] 毛卫民. 金属材料结构与性能[M]. 北京: 清华大学出版社, 2008.
MAO Wei-min. Structure and properties of metallic materials[M]. Beijing: Tingshua Press, 2008.

[14] NI S, WANG Y B, LIAO X Z, FIGUEIREDOB R B, LI H Q, RINGER S P, LANGDON T G, ZHU Y T. The effect of dislocation density on the interactions between dislocations and twin boundaries in nanocrystalline materials[J]. Acta Materialia, 2012, 60: 3181–3189.

[15] SCHOUWENAARS R, SEEFDLDT M, van HOUTTE P, HOUTTE P V. The stress field of an array of parallel dislocation pile-ups: Implications for grain boundary hardening and excess dislocation distributions[J]. Acta Materialia, 2010, 58: 4344–4353.

[16] 赵永庆, 陈永楠, 张学敏. 钛合金相变及热处理[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2012.
ZHAO Yong-qing, CHEN Yong-nan, ZHANG Xue-min. Phase transformation and heat treatment of titanium alloy[M]. Changsha: Central South University Press, 2012.

(编辑 王超)