

强脉冲磁场冲击处理对铝基复合材料塑性的影响机制

王宏明 李沛思 郑瑞 李桂荣 袁雪婷

Mechanism of high pulsed magnetic field treatment of the plasticity of aluminum matrix composites

Wang Hong-Ming Li Pei-Si Zheng Rui Li Gui-Rong Yuan Xue-Ting

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 64, 087104 (2015) DOI: 10.7498/aps.64.087104

在线阅读 View online: <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.087104>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn/CN/Y2015/V64/I8>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

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>

磁场和量子点尺寸对激子性质的影响

Effects of magnetic field and quantum dot size on properties of exciton

物理学报.2012, 61(21): 217103 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.61.217103>

基于点缺陷扩散理论与离散位错动力学耦合的位错攀移模型研究

Dislocation climb model based on coupling the diffusion theory of point defects with discrete dislocation dynamics

物理学报.2011, 60(9): 096103 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.60.096103>

温度对镍基单晶高温合金 γ/γ' 相界面上错配位错运动影响的分子动力学研究

Effect of temperature on motion of misfit dislocation in γ/γ' interface of a Ni-based single-crystal superalloy: molecular dynamic simulations

物理学报.2011, 60(4): 046104 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.60.046104>

强脉冲磁场冲击处理对铝基复合材料塑性的影响机制*

王宏明 李沛思 郑瑞 李桂荣[†] 袁雪婷

(江苏大学材料科学与工程学院, 镇江 212013)

(2014年9月17日收到; 2014年12月4日收到修改稿)

铝基复合材料在加入颗粒相之后, 延伸率和塑性变形能力明显降低. 为改善其塑性变形能力, 通过对比强脉冲磁场冲击处理前后试样内部组织和残余应力的变化特征, 研究了磁致塑性效应对铝基复合材料塑性变形能力的影响机理. 结果表明: 当磁感应强度从2 T变化到4 T时, 铝基复合材料中位错密度显著增加, 4 T时的位错密度是未加磁场时的3.1倍; 3 T, 30个脉冲处理后的复合材料中残余应力值从未加磁场时的41 MPa减小为-1 MPa. 从原子尺度来看, 强磁场导致了磁致塑性效应, 从而引起了位错的运动, 并促进了位错的退钉扎和可移动位错数量的增加; 从材料内部整体结构变化来看, 磁场加速了材料内应力的释放速率, 降低了材料内部的残余应力, 从而改善了铝基复合材料的塑性变形能力.

关键词: 磁致塑性效应, 微观组织演变, 铝基复合材料, 强脉冲磁场

PACS: 71.35.Ji, 61.72.Lk, 75.25.-j

DOI: 10.7498/aps.64.087104

1 引言

1970年, Kravchenko第一次提出了磁场可以影响金属的塑性, 并把这一现象解释为自由电子受到了磁场的影响, 这导致了很长一段时间内几乎没有人关注非金属在磁场下的行为^[1]. 直到1987年, Al'shits等发现磁感应强度小于1 T的静磁场可以驱动NaCl单晶体内的位错移动, 这一奇特的现象引起了国内外学者的广泛关注^[2]. 1997年, 文献^[3]报道了磁场可以促进铁镍合金中位错发射、增殖和运动, 并认为这种现象不可能是磁致伸缩效应引起的. 随后, Molotskii^[1]在2000年提出磁场作用下由于位错的退钉扎引起材料塑性改变的现象称为磁致塑性效应, 这种效应的研究对象不仅仅是纯金属, 可以是任何晶体. 2007年, 刘兆龙等^[4]指出磁场作用下, 顺磁性障碍物钉扎区的位错芯发生膨

胀, 位错更容易移动. 但是, 为了准确解释磁致塑性效应, 不仅要进行微观位错分析, 也要对电子自旋行为做出合理的解释.

材料的塑性和位错的运动密切相关, 当其进行塑性变形时, 晶粒被拉伸变形, 材料内位错密度不断增加, 位错在运动时相互交割加剧, 产生固定割阶、位错缠结等障碍, 使得位错运动的阻力增大, 会产生“加工硬化”现象^[5]. 而在磁场作用下, 材料内部钉扎区域电子态和位错结构发生改变, 变形组织中位错与钉扎中心(晶界、第二相颗粒、割阶等)的阻碍作用得到梳理, 从而增加材料的塑性变形能力. 近年来伴随着超导磁体和强磁场技术的不断完善, 材料电磁加工研究方向得到了长足发展, 强磁场被越来越多的材料学者应用到新材料制备中, 日渐成为新材料研究的热点课题. 强磁性材料中的原子带有净原子磁矩, 在磁场中可以被强烈地磁化. 强磁性体由于受到磁场的影响比较大而被广

* 国家自然科学基金(批准号: 51371091, 51001054, 51174099)、江苏大学研究生科研创新计划(批准号: KYXX_0014)、江苏省自然科学基金(批准号: BK2011533)、金属基复合材料国家重点实验室开放基金(批准号: MMC-KF12-06)和江苏大学工业中心实践创新基金资助的课题.

[†] 通信作者. E-mail: liguirong@ujs.edu.cn

泛研究,也得到了一些重要的发现,如磁致伸缩效应^[6].而铝作为顺磁性材料,其原子磁矩并不像强磁体那样整齐排列,而且自由电子在无磁场作用时由于反平行的自旋而彼此抵消了磁性,但在磁场作用下,自由电子将出现一定程度上的同向自旋,也就显示出其顺磁性的特征^[7].顺磁性材料在磁场作用下改变其塑性变形能力的研究在国内还比较少,由此,本文针对强脉冲磁场作用下铝基复合材料内部塑性变形的特征展开了研究.

在新型金属材料中,原位制备金属基复合材料内生颗粒尺寸细小且容易控制,基体与颗粒界面结合良好,无副产物生成,具有高比强度、高比刚度、高比模量、高耐磨、高耐腐蚀、低热膨胀等综合优异的使用性能,在轨道交通、航空航天、军事装备、电子器件等领域有着广泛应用前景.但当铝基体中加入颗粒相后,材料的强度虽然有明显的提高,但一定程度上降低了材料的延伸率和塑性变形能力^[8].因此本文旨在利用强脉冲磁场改善复合材料的塑性变形能力.强脉冲磁场作用过程中,随着材料内部组织结构的变化,材料内应力会随之改变,而材料内部应力的释放可提高材料的性能,改善不必要的缺陷.这是因为残余应力严重影响材料的抗脆断

性能、抗应力腐蚀能力、疲劳强度、尺寸稳定性等.例如在构件服役的过程中,受到外加载荷时,残余应力会和工作应力叠加,使构件发生二次变形和应力的重新分布,降低构件的刚度;在工件存放和使用过程中,残余应力的释放则会引起新的形变,改变工件的结构稳定性^[9].所以对于结构材料来讲,在改善微观组织的同时消除材料内部残余应力是重要任务.因此,本文主要研究强脉冲磁场冲击处理后铝基复合材料的组织特征,其主要表征对象为不同磁感应强度时复合材料中位错、原子精细结构以及残余应力的变化特征.

2 实验与讨论

以 $\text{Ce}_2(\text{CO}_3)_3$, K_2TiF_6 , K_2ZrF_6 作为原料,通过熔体直接反应法制备 Al_2O_3 和 AlTiZr 系金属间化合物混杂强化的颗粒增强铝基复合材料,即在一定高温条件下将含有增强颗粒元素的反应盐加入到7055铝合金熔体中,通过一定时间的化学反应生成强化相颗粒^[10,11],720 °C时浇注成型.表1列出了7055铝合金的成分.

表1 7055铝合金的成分
Table 1. Composition of 7055 aluminum alloy.

	成分/wt%								
	Zn	Mg	Cu	Zr	Si	Fe	Mn	Cr	Ti
理论值	7.6—8.4	2.0—2.6	2.0—2.6	0.05—0.25	≤ 0.01	≤ 0.15	≤ 0.05	≤ 0.04	≤ 0.06
实验值	8.4	2.2	2.0	0.06	≤ 0.01	≤ 0.15	≤ 0.05	≤ 0.04	≤ 0.06

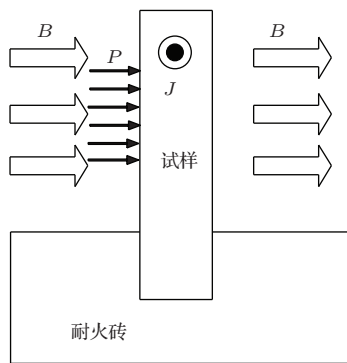


图1 试样放置状态及其与磁场的关系

Fig. 1. The sample status and its relationship with the magnetic field.

将铸锭加工成直径为100 mm的铸锭,再经过450 °C, 24 h的均质处理后,进行热挤压.挤压比16 : 1,挤压棒直径为25 mm.将试棒机加工成统一尺寸的块体,确保不会因尺寸偏差影响磁场处理效

果,同时标注出挤压方向的垂直面、平行面,再进行475 °C, 2 h的固溶处理和120 °C, 24 h的时效处理(允许温度波动±0.5 °C),冷却到室温后作为待用样品.进一步将样品加工成20 mm×20 mm×2 mm的片状试样,嵌入带有切槽的耐火材料块中.耐火材料块主要起到在磁场中固定试样的目的,且耐火材料的磁导率接近零,可以忽略其对试样受力状态的影响.试样安放状态及其与磁场的关系见图1.其中, P 是磁压强,单位为MPa; B 是磁感应强度,单位为T; J 是感生电流,单位为A.

对处理好的样品进行强脉冲磁场冲击处理,用LZ-610H特斯拉计测量加载时试样安放位置的磁感应强度,通过调控电控柜的输出电压和电流,控制试样处磁感应强度 B 值分别为2, 3和4 T,不同磁感应强度下均处理30个脉冲周期.在实验过程中用精准热电偶测试样品温度.将冲击处理后样品

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的组织特征,工作电压为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,并最终确定样品内部残余应力.

3 结果与讨论

3.1 铝基复合材料的初始态特征

图2显示了铝基复合材料初始态的微观组织特征. 从图2(a)可以看出,铝基复合材料中包含两种不同尺寸的颗粒增强相,其中一种为细小颗粒,处于纳米到亚微米级($<1\ \mu\text{m}$),弥散分布于整个基体中,由能谱检测可知该颗粒为 Al_2O_3 颗粒(图2(b)), Al_2O_3 颗粒在基体中起弥散强化的作用,在一定程度上改善了材料的强韧性;另外一种呈短棒状或块状,尺寸处于微米级,能谱检测分析认为该颗粒为 Al_3Ti , Al_3Zr 以及 $\text{Al}_3(\text{Ti}_x\text{Zr}_{1-x})$ ($0 < x < 1$)金属间化合物混合颗粒(图2(c)). Al_3Ti , Al_3Zr 为四方晶格,与面心立方的铝晶格相似,它们具有一定的晶格对应关系,

点阵匹配差小,这样,铝容易在 Al_3Ti , Al_3Zr 上形核,从而实现细化基体晶粒的目的^[12]. 而相比于单一的 Al_3Ti , Al_3Zr 颗粒, $\text{Al}_3(\text{Ti}_x\text{Zr}_{1-x})$ ($0 < x < 1$)金属间化合物与铝基体有更精准的晶格匹配关系,能更好地细化基体晶粒,一定程度上实现材料的强韧化.

3.2 强磁场条件下复合材料中的位错特征

图3是试样在不同磁感应强度参数处理后的显微组织. 图3(a)—(d)分别对应初始态、30个脉冲时2,3和4 T下复合材料的显微组织.

由图3可以看出,随着磁感应强度的增加,局部的应力梯度使部分钉扎在一起的位错分解,位错具有形成亚晶界的趋势^[13]. 这是因为磁感应强度不是很大时,位错开始移动,同一滑移面上的部分异号位错可以互相吸引而抵消,钉扎在一起的位错发生分解;当磁感应强度更大时,位错具有较大的活动能力,不仅可以发生滑移,而且可以发生攀移,发生多边化,位错通过滑移和攀移,排列成与滑移面垂直的亚晶界. 此外,根据Dunn公式^[14,15]:

$$D = l^2/4.35b^2, \quad (1)$$

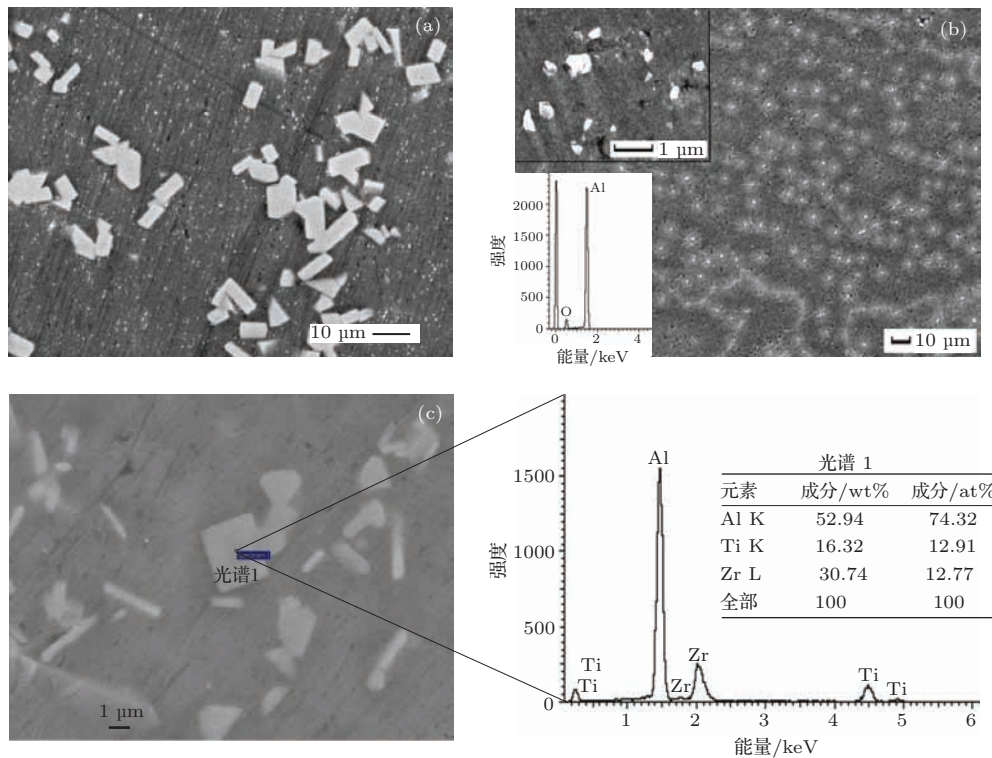


图2 Al-Zn-Mg-Cu系复合材料初始态微观组织 (a) $\times 1000$; (b) $\times 500$, $\times 10000$ (内插图); (c) $\times 20000$
 Fig. 2. Microstructure of Al-Zn-Mg-Cu system composites at initial state: (a) $\times 1000$; (b) $\times 500$, $\times 10000$ (inset); (c) $\times 20000$.

其中, b 为伯格矢量, l 为半高宽度, D 为位错密度. 由 (1) 式可知, 随着 X 射线衍射中的半高宽度的增大, 经过磁场处理后材料中的位错密度也相应增大. 实验测得的 l^2 与磁感应强度 B 的关系如图 4 所示, 试样内的位错密度 D 值随着 B 值增大而增加. 由此可见, 位错增殖的同时发生了分解, 位错分布呈现形成亚晶界的趋势. 从实验结果来看, 在 30 个脉冲处理条件下, 随着磁感应强度从 2, 3 T 增加到 4 T 后, 位错密度显著增加, 4 T 时对应的位错密度是未加磁场时的 3.1 倍, 增幅明显.

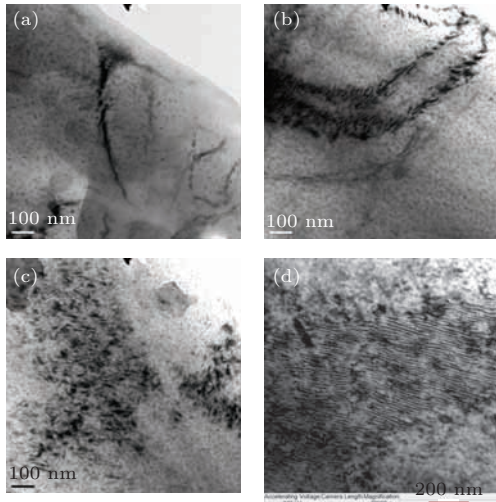


图 3 不同磁感应强度下试样的显微组织 (a) 初始状态; (b) 2 T, 30 个脉冲; (c) 3 T, 30 个脉冲; (d) 4 T, 30 个脉冲
Fig. 3. Microstructure of samples under different magnetic induced intensity: (a) initial state; (b) 2 T, 30 pulses; (c) 3 T, 30 pulses; (d) 4 T, 30 pulses.

加工处理或者磁处理过程中, 位错的增殖都是在初始位错的基础上发生的, 复合材料内部的初始位错是由于铝基体和 Al_2O_3 , Al_3Ti , Al_3Zr 以及 $Al_3(Ti_xZr_{1-x})$ ($0 < x < 1$) 混合颗粒增强相的热膨胀系数间的差异性导致的. 表 2 列出了复合材料中不同相的热膨胀系数. 热膨胀的差异性会导致复合材料在铸造、挤压和热处理过程中产生体积变化的不同步, 并产生很大的热应力, 在应力驱动下晶体内部生成初始位错, 如图 3(a) 所示.

晶体在脉冲磁场作用下发生滑移, 初始位错在随晶体滑移过程中, 位错移动需要克服的力主要包括位错间的弹性作用力、晶格阻力(佩-纳力)和摩擦力. 强脉冲磁场作用下, 位错芯膨胀^[4], 位错缠结开始松弛, 位错间的弹性作用力逐渐减小; 由于位错芯引起的晶格畸变恢复正常时, 位错通过晶格时的晶格阻力也会减小; 磁场处理后, 在位错塞积不增加的情况下, 材料内部位错密度明显提高, 这

样, 材料中的空位增加较多, 有利于原子的扩散, 原子迁移阻力减弱^[16,17], 从而实现材料的内摩擦力减小. 由此可见, 在脉冲磁场作用下位错更容易移动、增殖, 位错对塑性变形的阻碍作用明显减小, 材料的塑性变形能力将得到提高.

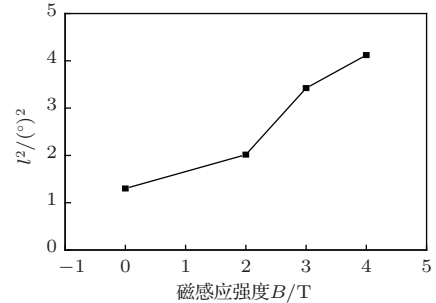


图 4 不同磁感应强度时试样 X 射线衍射的半高宽度
Fig. 4. The full width at half maximum in XRD of samples under different magnetic induced intensity.

表 2 Al-Zn-Mg-Cu 系复合材料中各相的热膨胀系数
Table 2. The thermal expansion coefficients of each phases in Al-Zn-Mg-Cu composites.

颗粒相	热膨胀系数 / $10^{-6} K^{-1}$	颗粒相	热膨胀系数 / $10^{-6} K^{-1}$
Al_2O_3	7.9	$T(AlZnMgCu)$	23.7
Al_3Zr	12.1	$S(Al_2CuMg)$	21.9
Al_3Ti	8.73	$\eta(MgZn_2)$	28.3
$Al_3Ti_xZr_{1-x}$	8.73—12.1	$\theta(Al_2Cu)$	20.9

位错在脉冲磁场作用下更容易移动、增殖, 但位错的移动终究要伴随晶体的塑性变形. 从理论分析来看, 置于脉冲强磁场中的复合材料, 在每个脉冲磁感应强度瞬时增加的过程中, 试样内部都会产生感应电流. 伴随着脉冲磁场的施加, 感应电流能够与其作用产生洛伦兹力. 洛伦兹力作用下会在复合材料的内部产生一定的磁压强 P , 其大小满足^[18]:

$$P = B^2 / (2\mu_0), \quad (2)$$

其中 μ_0 是真空磁导率, 取值 $1.26 \times 10^{-6} H/m$. $B = 4 T$ 时, $P = 6.35 MPa$, 达不到材料的屈服强度, 从宏观上看属于弹性变形范围. 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, 因此认为磁压强并不是导致材料中产生大量位错的根本原因.

3.3 强磁场下原子精细结构的变化

综上所述可知, 磁压强并不是导致材料中产生大量位错的根本原因, 而引起材料内部产生大量位

错的一个重要作用是磁致塑性效应. 强磁场作用下, 晶体内的微观结构的变化(小到原子、电子的改变, 大到位错、晶体的移动)引起了材料塑性变形能力的改变, 由此可减少位错形核能、增加位错运动灵活性并提高位错运动来加速应力释放过程, 从而诱发非磁性材料在未达到塑性变形条件时发生缺陷组织(主要指位错)运动的现象, 也就是表现为磁致塑性效应^[19]. 图5为磁致塑性效应引起位错运动的示意图.

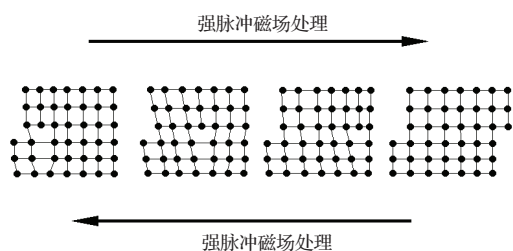


图5 磁致塑性效应示意图

Fig. 5. The sketch of the magnetoplastic effect.

从原子量级考虑, 当材料处于脉冲磁场时, 材料内部自旋量 $S = \pm 1/2$ 的自由基处于单线态, 即电子对的自旋之和为0, 自旋方向相反. 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自旋方向, 使处于单线态的电子对激发为三线态, 即电子对的自旋之和为1, 自旋方向相同. 因此在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^[2]. 图6为电子自旋状态改变示意图.

自由电子在无磁场作用下, 从自旋耦合电子对上看, 由于其相反平行的自旋而彼此抵消了磁性; 从量子效应上看, 由于运动方向杂乱无章而不显磁性. 但在强磁场作用下, 耦合电子对发生极化, 位错和 Al_2O_3 , Al_3Ti , Al_3Zr 以及 $\text{Al}_3(\text{Ti}_x\text{Zr}_{1-x})$ ($0 < x < 1$) 混合颗粒增强相、割阶、晶界等组成的钉扎中心间的耦合电子对由反向自旋转变为同向自旋, 即由单线态转变为三线态, 位错与钉扎中心间的键合作用被打断, 位错中的电子的磁矩方向就会沿磁界的方向整齐排列而显示出顺磁性^[3,20](图6); 在量子效应上, 此时的自由电子在能量上稳定化, 自旋与磁场平行的电子数量增加, 也就显示出了磁性. 而在这个过程中, 由磁场引起的单线态向三线态的转换, 有利于三线态弱结合能的发生, 促进了位错的退钉扎, 并由此引起了塑性的增加^[21].

耦合电子对发生极化从理论上可以解释为: 外磁场作用下, 由于要产生感应磁场, 电子自旋发生

极化, 电子由无磁性的单线态转变为有磁性的三线态, 并且电子自旋具有量子化效应, 也就是说, 可以认为某一特定范围内的电子自旋极化, 一端电子正向自旋, 另一端电子反向自旋, 从而改变了原有的电子态.

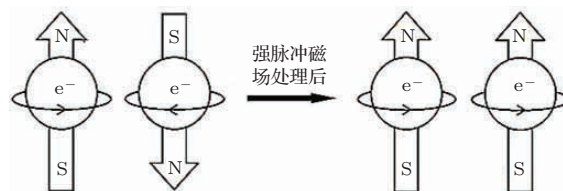


图6 电子自旋状态转变示意图

Fig. 6. The sketch of conversion of electron spin state.

3.4 强磁场作用时内应力的变化

如图7所示, 只考虑磁感应强度的影响时, 材料内的残余应力存在一个先减小再增大的趋势. 未经过磁场处理时, 材料内部残余应力值为41 MPa; 磁感应强度为3 T时, 材料内部的残余应力最小; 磁感应强度为4 T时, 材料内部残余应力值上升至49 MPa; 最低残余应力对应的工艺参数为3 T和30个脉冲, 此时残余应力值为-1 MPa. 上文已经提到3 T, 30个脉冲处理时, 材料内部位错在初始位错的基础上增殖最多, 而位错在运动过程中发生增殖, 这说明3 T, 30个脉冲处理时, 材料内部可移动位错数量最多, 位错塞积产生的内应力最小. 分析残余应力变化规律认为: 由于金属材料的磁导率随着材料塑性变形程度的增加而降低, 磁导率增加表明磁场对材料的梳理作用增加. 在0—3 T的范围内, 磁感应强度处于较小范围, 铝基复合材料的塑性变形量较小, 该范围内随着磁感应强度的增大, 磁场对材料内部结构的梳理作用持续增大, 此时残余应力处于一个逐渐减小的趋势; 当磁感应强度等于3 T时, 磁感应强度的增加与金属材料磁导率的降低恰好处于一个平衡状态, 此时, 强脉冲磁场处理后材料内部残余应力达到最小; 而磁感应强度大于3 T以后, 材料内部变形较大, 材料的磁导率降低要比磁感应强度的增加对材料的影响大, 此时, 磁场对材料内部结构的梳理能力减弱^[1,22], 位错在增殖过程中会发生钉扎、塞积, 从而导致材料内部的应力集中, 残余应力出现了一个增高的趋势. 由此可见, 强脉冲磁场可以改善材料内部的残余应力状态, 而材料内部应力集中是材料塑性变形能力差的主要原因, 位错的交割、塞积以及滑移过程中晶体的不利取向都是形成应力集中的微观原

因. 强脉冲磁场作用下, 晶体内部的位错结构趋于均匀化, 减少了位错塞积, 降低了材料内部应力, 并且有利取向的晶体会逐步吞并不利取向的晶体^[23], 都会改善材料应力集中的状态, 增强材料塑性变形的能力.

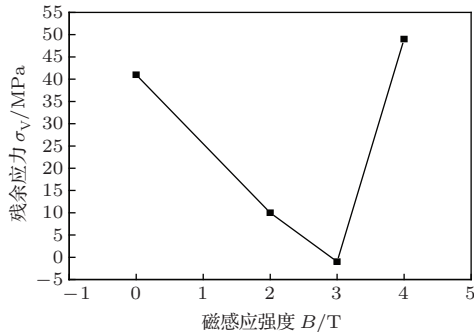


图7 不同磁感应强度下试样内部的残余应力

Fig. 7. The residual stress in samples under different magnetic induced intensity.

根据残余应力作用的平衡范围, 材料内部残余应力可分为三类: 第一类是由材料宏观变形不均匀引起的宏观内应力, 比如挤压、轧制等塑性加工; 第二类是由晶粒或亚晶粒之间的变形不均匀性产生的微观内应力; 第三类内应力是由材料内部大量的空位和位错造成的点阵畸变. 下面从整体组织结构和原子精细结构上讨论强脉冲磁场作用下材料内应力变化的原因.

如图8所示, 位错塞积的前端往往是应力集中的部位, 位错塞积形成了位错芯, 位错芯附近晶格不完整, 有一定的畸变, 由于位错密集处电子密度与正常原子处相差较大^[24], 强脉冲磁场作用下, 位错与钉扎物之间的电子组态发生改变, 电子自旋变化会导致位错钉扎点中心形成准分子的原子重排现象^[25], 原子排布呈现正常化趋势, 从而减弱晶格畸变, 直至晶体内部电子态密度差异不足以引起原子迁移, 此时晶体内部磁力均匀, 各部分的能量随着结构的均匀化趋于稳定, 并且单位体积内磁感应强度与原磁场相互抵消. 随着晶格畸变正常化, 第三类残余应力逐渐减弱.

形变亚结构的边界是晶格畸变区, 堆积有大量的位错, 而亚结构内部的晶格则相对比较完整, 这种亚结构常称为胞状亚结构或形变胞. 类似于吴甦等^[26,27]研究的位错胞结构, 根据材料中位错分布的不均匀性, 将铝基复合材料分为位错稀疏区和位错密集区. 位错稀疏区可近似看作位错胞结构中的中间通道; 位错密集区可近似看作位错胞结构中的胞壁.

由于位错的不均匀分布导致材料内各区域的应力大小不均匀. 屈服强度受到内应力的影响, 其不均匀性也导致了不同微观区域间屈服强度的差异, 这使得不同区域具有不同的应力-应变曲线, 且与整个材料的应力-应变曲线也不相同. 在施加脉冲磁场的条件下, 因为位错稀疏区及位错密集区之间存在应力-应变差异, 因此在材料内部形成了长程内应力. 同时在透射电镜观察中发现试样内部的组织具有不均匀性, 磁场作用于这种特性的试样, 会在试样内部产生分布不均匀的微观应力. 当外加应力施加于试样时, 在长程内应力和微观应力的共同作用下, 密集区的位错向稀疏区运动, 从而增大稀疏区的位错密度. 在位错密集区, 外加应力的作用会使得位错间出现反应而引起部分位错分解或者消失, 减小密集区的位错密度. 外加应力通过不同机理的调整, 改变了不同区域的位错密度, 使得试样中出现整体位错均匀分布的趋势, 降低了宏观应力.

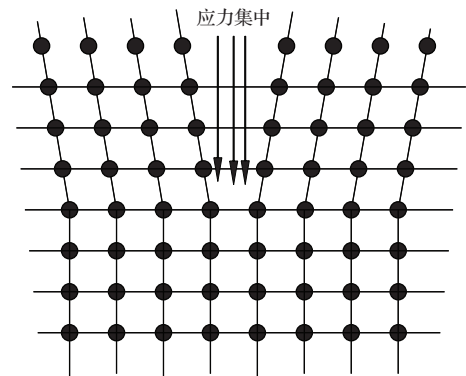


图8 位错塞积前端应力集中

Fig. 8. The stress concentration in front of dislocations pile-up.

此外, 分布不均匀的微观应力促进了位错的运动, 位错运动的结果是位错发生多边化, 排列成与滑移面方向垂直的亚晶界, 上下相邻的两个同号刃型位错之间的区域内, 上面位错的拉应变场正好与下面位错的压应变场相叠加, 互相部分地抵消, 晶粒变形引起的第二类内应力减弱.

所以, 导致残余应力减少的主要因素是脉冲磁场下点阵畸变的正常化和位错可动性的增加. 位错的多边化和点阵畸变的正常化降低了第二类和第三类内应力; 外加磁场使得位错不均匀分布的区域之间的长程应力松弛, 并形成新的位错组态, 降低了宏观应力, 从而改善了材料的塑性变形能力.

4 结 论

将 Al_2O_3 和 AlTiZr 系金属间化合物混杂强化的颗粒增强铝基复合材料进行不同磁感应强度下的脉冲磁场冲击处理, 具体结果如下.

1) 材料内的位错密度值随 B 值增加而增大, 当 $B = 4 \text{ T}$ 时试样内的位错密度是初始试样位错密度的 3.1 倍, 从强脉冲磁场处理前后试样内部原子精细结构的变化来看, 诱发非磁性材料内部位错运动的主要原因是磁致塑性效应. 磁致塑性效应诱发了位错结构的松弛, 促进了位错的增殖和分解, 使得位错排列成亚晶界结构.

2) 从动力学上讲, 强脉冲磁场作用下, 材料内部发生磁致塑性效应, 位错与钉扎中心间去键合作用以及位错结构的变化, 促进位错退钉扎, 使得可移动位错数目增加, 成为改善材料塑性变形能力的主要原因. 同时, 强脉冲磁场作用下, 位错间弹性作用力、晶格阻力、摩擦力的减弱, 也是提高材料塑性变形能力的原因之一.

3) 强脉冲磁场作用下, 试样内部结构具有均匀化趋势, 降低了材料宏观内应力, 位错的多边化和钉扎中心原子的重排, 降低了材料微观内应力和点阵畸变. 同时, 强脉冲磁场的处理加速了材料内应力的释放速率, 当磁感应强度达到 3 T 时, 内应力释放完全, 避免了材料内部应力集中, 改善了材料的塑性变形能力.

参考文献

- [1] Molotskii M I 2000 *Mat. Sci. Eng. A* **287** 248
- [2] Golovin Y 2004 *Phys. Solid State* **46** 789
- [3] Li H Q, Chen Q Z, Wang Y B, Chu W Y 1997 *Chin. Sci. Bull.* **42** 2282 (in Chinese) [李红旗, 陈奇志, 王燕斌, 褚武扬 1997 科学通报 **42** 2282]
- [4] Liu Z L, Hu H Y, Fan T Y 2007 *Trans. Beijing Ins. Technol.* **27** 113 (in Chinese) [刘兆龙, 胡海云, 范天佑 2007 北京理工大学学报 **27** 113]
- [5] Hutchinson B, Ridley N 2006 *Scripta Mater.* **55** 299
- [6] Li J H, Gao X X, Zhu J, Li J, Zhang Y F, Zhang M C 2009 *J. Funct. Mater.* **8** 1251 (in Chinese) [李纪恒, 高学绪, 朱洁, 李洁, 张亚飞, 张茂才 2009 功能材料 **8** 1251]
- [7] Li L, Wang X, Shan B W 2012 *Application of Atomism in Material Science* (Harbin: Harbin Institute of Technology Press) p184 (in Chinese) [李莉, 王香, 山本悟 2012 原子论在材料科学中的应用 (哈尔滨市: 哈尔滨工业大学出版社) 第 184 页]
- [8] Wang H M, Li G R, Zhao Y T, Chen G 2010 *Mat. Sci. Eng. A* **527** 2881
- [9] Li G R, Wang H M, Zhao Y T, Chen D B, Chen G, Cheng X N 2010 *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* **20** 577
- [10] Zhang Q Q 2010 *M. S. Dissertation* (Beijing: Beijing Jiaotong University) (in Chinese) [张菁菁 2010 硕士论文 (北京: 北京交通大学)]
- [11] Li G R, Zhao Y T, Wang H M, Chen G, Dai Q X, Cheng X N 2009 *J. Alloys Compd.* **471** 530
- [12] Li G R 2007 *Ph. D. Dissertation* (Jiangsu: Jiangsu University) (in Chinese) [李桂荣 2007 博士学位论文 (江苏: 江苏大学)]
- [13] Liu P, Chen Z J 2011 *J. Hefei Univ. Technol. (Nat. Sci. Ed.)* **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]
- [14] Jia R X, Zhang Y M, Zhang Y M, Guo H 2010 *Spectrosc. Spect. Anal.* **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]
- [15] 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
- [16] Clayton J D, McDowell D L, Bammann D J 2006 *Int. J. Plast.* **22** 210
- [17] Gao Y L, Zhan L, Zhao X C, Zhang Z H, Zhuang Z, You X C 2011 *Acta Phys. Sin.* **60** 096103 (in Chinese) [高原柳, 占立, 赵雪川, 张朝晖, 庄茁, 由小川 2011 物理学报 **60** 096103]
- [18] Li G R, Zhao Y T, Dai Q X, Zhang H J, Wang H M 2007 *J. Uni. Sci. Technol. Beijing* **14** 460
- [19] Li G R, Wang H M, Yuan X T, Cai Y 2013 *Chin. J. Mater. Res.* **27** 397 (in Chinese) [李桂荣, 王宏明, 袁雪婷, 蔡云 2013 材料研究学报 **27** 397]
- [20] Buchachenko A L 2006 *J. Exp. Theor. Phys.* **102** 795
- [21] Molotskii M I, Fleurov V 2000 *J. Phys. Chem. B* **104** 3812
- [22] Xu X Y, Liang M, Lu Y F, Wang P F, Jiao G F, Li C S 2014 *J. Low Temp. Phys.* **36** 140 (in Chinese) [徐晓燕, 梁明, 卢亚锋, 王鹏飞, 焦高峰, 李成山 2014 低温物理学报 **36** 140]
- [23] 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)]
- [24] Li B, Coles P, Reimer J A, Dawson P, Meriles C A 2010 *Solid State Commun.* **150** 450
- [25] Lin J, Zhao H Y, Cai Z P, Lu A L 2005 *J. Mater. Eng.* **3** 55 (in Chinese) [林健, 赵海燕, 蔡志鹏, 鹿安理 2005 材料工程 **3** 55]
- [26] Wu S, Zhao H Y, Lu A L, Fang H Z 2002 *Trans. China Welding Ins.* **23** 9 (in Chinese) [吴甦, 赵海燕, 鹿安理, 方慧珍 2002 焊接学报 **23** 9]
- [27] Wu S, Zhao H Y, Lu A L, Fang H Z, Tang F 2002 *J. Tsinghua Univ. (Nat. Sci. Ed.)* **42** 147 (in Chinese) [吴甦, 赵海燕, 鹿安理, 方慧珍, 唐非 2002 清华大学学报 (自然科学版) **42** 147]

Mechanism of high pulsed magnetic field treatment of the plasticity of aluminum matrix composites*

Wang Hong-Ming Li Pei-Si Zheng Rui Li Gui-Rong[†] Yuan Xue-Ting

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

(Received 17 September 2014; revised manuscript received 4 December 2014)

Abstract

For aluminum matrix composite, the introduced particles will strengthen the matrix, but as the obstacles, the heterogeneous particles will hinder the dislocation movement, generate uneven material structure, and may become a source of stress concentration. Therefore, they are detrimental severely to the elongation and plasticity of composite. It is known that dislocations exhibit a paramagnetic behavior because they contain paramagnetic centers including localized electrons, holes, triplet excitons, ion radicals, etc. The initial radical pair of the dislocation-obstacle S (spin angular momentum) = $\pm 1/2$ is in a singlet state, and the total spin of the radical pair is 0 and in the antiparallel spin direction, offsetting a magnetism of the radical pair. The magnetic field can change the spin direction from singlet state to triplet state. In the triplet state the electron spin is 1 and in the same spin direction. A strong bond of the dislocation-obstacle is formed only in the singlet state when the spins of the two electrons are antiparallel. So an obstacle is able to pin a dislocation only if the radical pair is in the singlet state. Under the condition of high pulsed magnetic field treatment (HPMFT) the conversion of electronic spin will be a fundamental cause of dislocation motion along a glide plane. The movement of pinned dislocations will change the material microstructure and influence the performance of material. By comparing the microstructural evolutions and the residual stresses of samples subjected to HPMFT with different values of magnetic induced density (B), the positive influence of magnetoplastic effect on the plasticity of aluminum matrix composite is investigated in this paper. The results show that the dislocation density is significantly increased when B changes from 2 T to 4 T. When $B = 4$ T the dislocation density is enhanced by 3.1 times compared with that of the sample without HPMFT. Moreover, the residual stress is reduced apparently from 41 MPa ($B = 0$) to -1 MPa ($B = 3$ T). In the view of atomic scale, the high magnetic field leads to a magnetoplastic effect which contributes to the dislocation movement and promotes the dislocation depinning, thereafter, the number of movable dislocations increases up. From the viewing of the internal structure of composite, the magnetic field accelerates the releasing rate of internal stress and lowers the residual stress in material, which is beneficial to improving the plasticity of aluminum matrix composite.

Keywords: magnetoplastic effect, microstructural evolution, aluminum matrix composites, high pulsed magnetic field

PACS: 71.35.Ji, 61.72.Lk, 75.25.-j

DOI: 10.7498/aps.64.087104

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 51371091, 51001054, 51174099), the Scientific Research Innovation Projects by Graduate Students in Jiangsu University, China (Grant No. KYXX_0014), the Natural Science Foundation of Jiangsu Province, China (Grant No. BK2011533), the Open Fund for State Key Laboratory of Metal Matrix Composites, China (Grant No. MMC-KF12-06), and the Practice Innovation Foundation of Jiangsu University Industrial Centre, China.

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