

ECAP 变形 2J4 合金的显微组织演变

杜忠泽¹, 伍来智², 符寒光³, 王庆娟¹, 王经涛⁴

(1. 西安建筑科技大学 冶金工程学院, 西安 710055; 2. 上海交通大学 模具 CAD 国家工程研究中心, 上海 20030; 3. 西安交通大学 材料科学与工程学院, 西安 710049; 4. 南京理工大学 材料系, 南京 210094)

摘要: 借助光学显微镜和透射电镜对 2J4 合金等径弯曲通道变形 (ECAP) 组织进行了研究。结果表明, 常温下 2J4 合金 ECAP 变形的最大累积真应变达到 3.0, 相当于压下量达到 90%。ECAP 变形 1 道次后, 晶粒由 30 μm 转变为具有一定方向性、相互平行的宽约 0.35 μm 、长约为 2.5 μm 的马氏体板条组织。随着变形道次增加, 马氏体进一步细化, 且出现晶粒从大板条向小的板条及等轴晶转化的趋势。另外, α 相转变量随着变形量的增大而增加。

关键词: 等径弯曲通道变形; 2J4 合金; 超细晶; 马氏体

中图分类号: TG376

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2008)01-0023-07

2J4 合金作为半硬磁材料其主要特点是具有较高的饱和磁感和 Curie 温度 (饱和磁感应强度 B_m 可达 2.4T, Curie 温度 $T = 980^\circ\text{C}$)^[1]。该合金在回火前具有良好的塑性, 适于剪切和切削, 该合金变形性能好, 经冷变形可获得优异的磁滞性能, 可用于工作的磁场为 4~32 kA/m 磁滞电机。2J4 合金在 150 $^\circ\text{C}$ 至 -140 $^\circ\text{C}$ 范围内不会引起磁性降低, 因此被用于航空航天上导航用的陀螺仪^[2]。研究发现, 2J4 合金经压缩比 90% 以上的冷变形, 可获得优异的磁滞性能^[3]。目前 2J4 合金主要采用冷轧和拉拔方式制备, 材料利用率低, 成本高。本文作者利用等径弯曲通道变形 (Equal Channel Angular Pressing 简称 ECAP), 将合金挤压成块状, 既可以满足其大变形量要求, 又能保证较高成材率^[4-6]。本工作主要研究 ECAP 变形 2J4 合金的显微组织, 有关 ECAP 变形 2J4 合金的磁性能将在其它论文中介绍。

1 试验方法

试验材料是工业用的 2J4 合金, 类似美国同等牌号 P6 合金, 其化学成分 (wt%) 为: C < 0.12, Co 44~46, V 3.5~4.5, Si < 0.70, Mn < 0.70, P < 0.025, S < 0.020, Fe 余。将热轧态 2J4 合金在

1000 $^\circ\text{C}$ 保温 30 min, 水淬后切割成 ECAP 变形试样, 试样尺寸: 15mm \times 15mm \times 60mm, 使用自行设计制造的两套模具, 在 300 吨压力机上进行挤压。模具通道的夹角 Φ 分别为 90 $^\circ$, 120 $^\circ$ 。通过内部夹角为 90 $^\circ$, 120 $^\circ$ 的模具变形 1 道次后的真应变分别约为 1.15, 0.667。n 道次变形后的真应变约为 1.15n 和 0.667n^[7]。为了便于说明 ECAP 变形试样组织三维方向的变化规律, 图 1 中定义了三个垂直的观察截面 (T, S, L) 在挤压试样上的方位。试样分别进行 1~3 道次 A 方式室温下的 ECAP 变形, 即每道次挤压后, 试样不旋转, 直接进行下一道次的挤压^[8], 试样的挤压速度为 1mm/s。

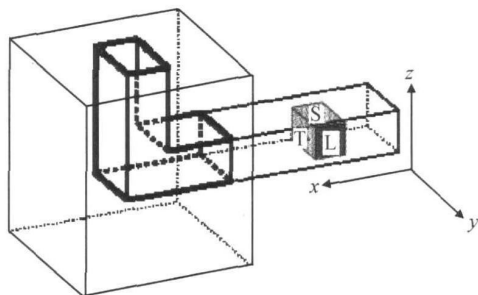


图 1 ECAP 变形模具及所观察截面在变形试样上的方位

Fig. 1 ECAP deformation die and the orientation observing sample

2 试验结果及分析

2.1 热轧 2J4 合金组织形貌

图 2a 为热轧 2J4 合金淬火后的典型组织, 基本

收稿日期: 2006-12-30 修订日期: 2007-07-23

基金项目: 国家自然科学基金 (59974018) 和陕西省教育厅专项基金 (05JK229) 资助项目

作者简介: 杜忠泽 (1968-), 男, 副教授, 博士, 从事金属的变形与组织性能控制, (E-mail) duzhongze68@yahoo.com.cn

为单相奥氏体等轴晶,晶粒比较粗大,晶界清晰,其平均晶粒尺寸约为 $30\ \mu\text{m}$ 。在部分奥氏体晶粒的表面上,可以看到平行排列的条纹凸起。这些局部的浮突的条纹在同一个晶粒内趋向基本一致,具有马

氏体的典型特征^[9]。这说明在淬火的过程中,部分晶粒内有马氏体形成。在图 2b 中可以看到相互平行的马氏体板条状组织,板条内存在大量的位错缠绕而成的胞状亚结构。

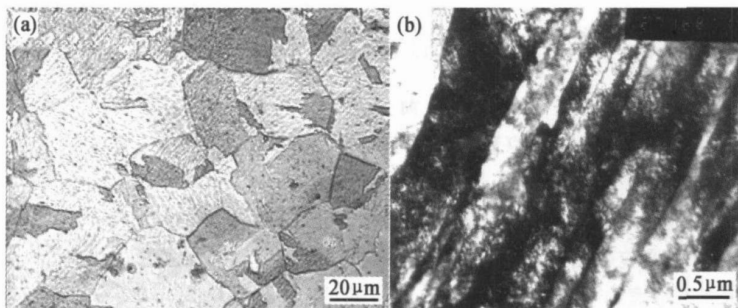


图 2 热轧 2J4 合金的金相 (a) 和 TEM (b) 显微组织

Fig. 2 Metallurgical structure (a) and TEM image (b) of hot rolling 2J4 alloy

2.2 2J4 合金 ECAP 变形后的显微组织

图 3 为 2J4 合金在模具通道夹角 Φ 为 90° 时,

ECAP 变形 1 道次后 L 面上典型的马氏体板条组织。

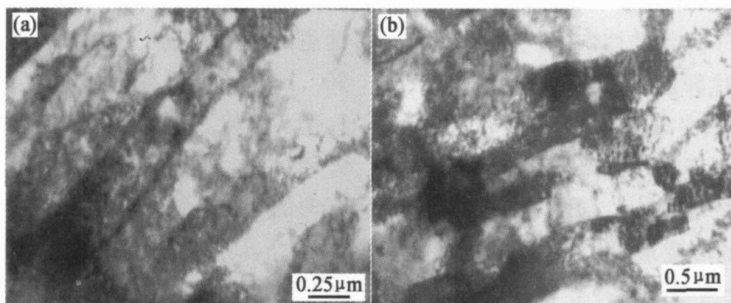


图 3 ECAP 变形 1 道次 L 面上的 TEM 显微组织

(a) 马氏体板条组织; (b) 板条内亚晶组织

Fig. 3 TEM images of 2J4 alloy after ECAP one pass on L surface

(a) Lath martensite; (b) subgrain structure

由图 3a 可以看出,热轧态等轴状、平均尺寸约为 $30\ \mu\text{m}$ 的奥氏体晶粒,经 ECAP 变形 1 道次后,转变为具有一定方向性、相互平行的宽约 $0.35\ \mu\text{m}$ 长约为 $2.5\ \mu\text{m}$ 的马氏体板条组织,这表明随着 ECAP 强烈的剪切变形促成了马氏体的形成。从图 3a 中可以看出,这些平行的板条组织彼此之间界限分明,板条内部存在着大量高密度的位错相互缠绕构成胞状亚晶组织(如图 3b 所示)。在板条之间还存在着一定量的残余奥氏体,在板条周围的奥氏体区域同样分布大量位错胞,这应该是为相变进一步的积蓄力量。这些位错组织及其胞状亚晶结构都是强烈塑性变形的典型特征。一般来说,马氏体在其生成过程中体积会发生膨胀,应该会在两相及板条交界处造成很大的应力集中,但图中却没发现任何破裂现

象,这说明残余的奥氏体对协调变形起到了一定的作用。除此之外还可以发现,马氏体板条仅限于在一个奥氏体晶粒内,并不穿过晶界,这样原有的奥氏体晶界依然清晰可见。

图 4a 为 2J4 合金 90° ECAP 变形 2 道次后 L 面组织形貌,从中可以看到具有同一方向排列的平行的马氏体板条组织,这些板条平均宽度约为 $0.2\ \mu\text{m}$,平均长度达到 $4\ \mu\text{m}$ 。与 ECAP 变形 1 道次相比,板条边界更加清晰,更加细长,板条在随变形延伸的过程中慢慢变细,部分出现颈缩而从原有的板条分割成为一个单独的等轴状亚晶(如图 4a 圆圈所示)。由此可见,在 ECAP 强烈的剪切变形下,在获得大变形量促使相变的同时,还导致晶粒细化,从大板条向小的板条及等轴晶转化的趋势。板条内部

的位错密度与变形 1 道次后相比已下降很多, 这可能是由于位错相互反应抵消为相变提供驱动力。其次可能是在剧烈的变形后, 位错大量增殖, 不同符号的位错相互抵消的缘故。在板条外的残余奥氏体区

还存在着大量高密度的位错, 它们相互缠结构成胞状组织, 其中蕴含着很高能量, 为进一步的相变提供动力学准备, 应该是马氏体潜在的形核区。在周围的组织上还存在着大量颗粒状的碳化物。

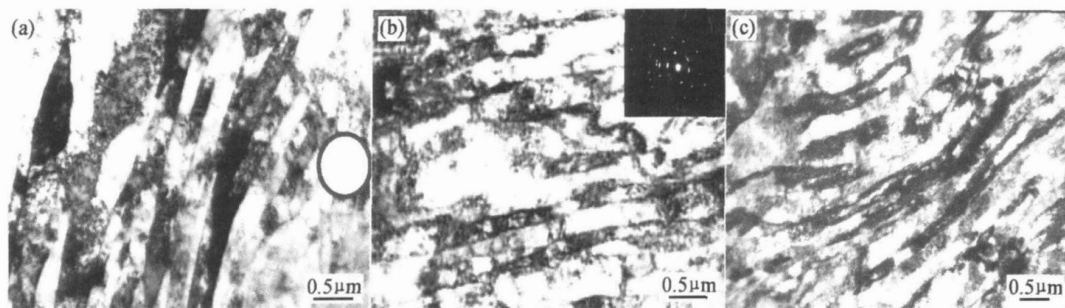


图 4 ECAP 变形 2 道次 L 面上的 TEM 显微组织

(a) 90° 2 道次板条组织; (b) 120° 2 道次板条组织; (c) 120° 2 道次变形后弯曲状的板条组织

Fig 4 TEM images of 2J4 alloy after ECAP two passes on L surface

(a) lath structure ($\varphi = 90^\circ$); (b) lath structure ($\varphi = 120^\circ$); (c) curly lath martensite ($\varphi = 120^\circ$)

图 4b 为变形角为 120° 时 2 道次 ECAP 变形后, 2J4 合金 L 面的典型组织形貌。与图 4a 很相似, 基本上是由一簇簇平行排列的板条组织所占据, 局部存在胞状亚晶组织, 在表面上分布着一些颗粒状的碳化物。不同点在于, 板条状马氏体所占比例明显小于图 4a 中的比例, 在板条组织周围的残余奥氏体区还存在着大量高密度的位错缠结而成的胞状组织, 同时还可以发现, 部分板条已经发生断裂、分化为等轴胞状亚晶。且板条界限不如图 4a 中清晰, 同时板条轮廓不清的地方内部还存在着大量的位错塞积。

图 4b 中可发现在板条间存在较多的残余奥氏体, 其间存在着大量的胞状位错。在每个板条的内部存在着长条状的位错胞。从它的选区衍射图像中可看出, 尽管该区域仍是一个单晶但衍射斑点已经拉长, 这说明周围存在着因位错造成的强大的应力场, 使得晶格发生畸变。在图 4c 中看到了比较狭窄, 宽约 $0.4\mu\text{m}$, 长短不一, 基本保持平行, 与长轴约成 25° 角方向排列的弯曲板条状组织, 它们层层排列。这种情况在前几副图中却没有发现, 这大概与 120° 的变形方式有关, 但是有一个共同点可以肯定的是, 所有的板条都几乎同一方向分布, 只是彼此间距比较大, 可能是由于变形不均匀导致的结果。

图 5 为 2J4 合金 ECAP 变形 3 道次 L 面上的显微组织。从图 5a 可以看出, 原本细长的板条在经过 120° ECAP 变形 3 道次后, 板条组织变得更精细、更短小, 相互交织在一起。这可能是由于变形的加剧,

位错塞积愈发严重, 这就为新的相变形核提供动力, 促使前一道次的残余奥氏体区的相变继续发生, 生出新的马氏体组织, 导致了板条的断裂。同时由于强烈剪切变形导致晶粒细化, 使得滑移系相继启动发生多系滑移和交滑移, 彼此交错, 致使有的地方发生扭折变形, 原来的细长条被冲断, 导致了板条的细化。其次可能是板条颈缩所致。因为在 A 方式下, 晶粒会沿一个方向一直拉长, 到一定程度后中间出现颈缩, 一分为二。这些断裂的板条, 在进一步的剧烈变形下, 随着温度的升高, 会发生动态回复和动态再结晶, 形成新的等轴亚晶组织。同时还可以注意到, 板条的方向已从上一道次与长轴约成 25° 方向, 变为与长轴约为 15° 方向 (如图 5b 所示), 这表明 120° 的变形比较和缓, 随着变形量增加, 板条取向逐步趋向长轴, 这与典型的 ECAP 变形 A 方式变形特征非常吻合。此外, 我们还发现在板条边界处分布着许多黑色的颗粒状碳化物, 这在 90° 变形和 120° 相变发生区域也发现其踪迹, 这说明碳的析出在相变过程中不可缺少的, 为相变做好晶体学上的准备。

图 6 为 2J4 合金 90° ECAP 变形 1 道次上 T 面上马氏体的典型显微组织。从图 6a 可看出, 在经过 ECAP 变形 1 道次后, 晶界已经消失, 取而代之的是一条条平行排列的板条组织, 这一点与 L 面中观察结果很相似。原来等轴晶粒已被压扁向横轴方向延伸。同样观察到每个板条内部存在着大量的位错胞组织 (图中标示处为相互缠绕的小胞状组织)。在

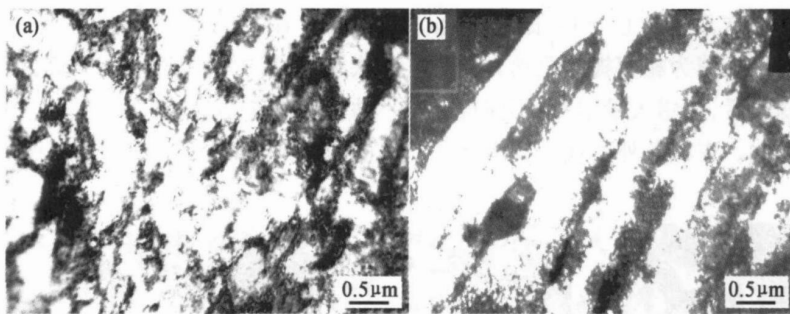


图 5 120° 3道次 ECAP 变形下 L 面组织形貌

(a) 120° 3道次 L 面板条网; (b) 120° 3道次 L 面粗大板条带

Fig. 5 TEM images of 2J4 alloy after ECAP three passes on L surface

(a) the network of lath structure; (b) the crassitude lath band

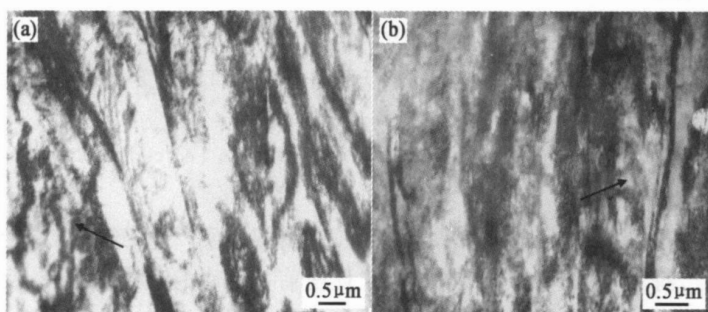


图 6 90° ECAP 变形 1 道次 T 面上的 TEM 显微组织

(a) 粗大的马氏体板条; (b) 较细的马氏体板条

Fig. 6 TEM images of 2J4 alloy after ECAP one pass on T surface

(a) the crassitude martensite lath band (b) the slightness martensite lath band

图 6b 中可以看见大量的细长的板条组织, 这些板条是一簇簇地分布, 像竹子一样, 尽管细长但并没有出现断裂现象, 这些板条内部位错密度很高。与之相邻是残余的奥氏体, 里面也是分布着大量的位错, 个别地方位错随着形变进一步集结。

图 7 为 2J4 合金 120° ECAP 变形 2 道次后 T 面上的 TEM 显微组织。从图 7a 可以看到很明显的板条状组织, 这些板条平均宽度为 $0.25\mu\text{m}$ 、平均长度为 $16\mu\text{m}$ 。板条延续上一道次的变形方向, 继续拉长。那些粗大的板条状内部的高密度位错塞积区, 在剧烈变形和动态回复下, 已经开始向等轴细小的位错胞状组织发展, 形成一系列统一晶带上分布的位错胞状组织。板条带在延伸的过程中逐步分散或改变位向, 内部的在前一道次显得粗大的团状位错胞组织, 此时扩散、分解, 相互交织成网状结构位错, 这些位错网随着进一步分散, 在进一步剧烈变形下发生动态回复和再结晶形成等轴状亚晶组织 (如 7e 所示)。于是原先粗大的马氏体带最后由一些具有统一取向的, 平行排列带上的等轴状小晶粒组成。这种形变特征对提升冷变形后的该合金钢的磁性能

会有很大的贡献 (这一点在论文 ECAP 变形 2J4 合金的磁性能中有详细论述)。同时说明了 ECAP 变形方式在保证相变所需要的变形量的前提下, 还可以使晶粒细化, 使金属基体处于或接近单畴状态, 从而能显著的改善其磁性能。这里面应该涉及了以下 2 个机制: (1) 塑性诱导相变机制, 在剧烈的剪切变形下, 会以机械驱动力替代部分化学驱动力^[10], 促使相变发生。(2) 晶粒细化机制, 在 ECAP 强烈的塑性变形下, A 方式变形时, 金属沿一个方向持续变形能够使得晶粒, 沿该方向拉长, 不断延伸细化、分解, 但整体保留统一变形位相。从图 7b 可以看到除了粗大的、内部分布着高密度位错的马氏体板条组织外, 还看到一个大的位错胞状组织。该位错胞内部位错密度很高, 隐约可见平行条状位错胞组织, 这些地方能量大, 处于非常不稳定的状态, 是马氏体最可能的潜形核区域。

图 7c 为晶界处簇状的马氏体块状组织, 马氏体块较粗长宽比值较小, 接近等轴态。但取向一致, 并排排列。这些近似等轴的马氏体块是从原来一个整体的长块状板条里分裂出来的, 板条与板条之间的

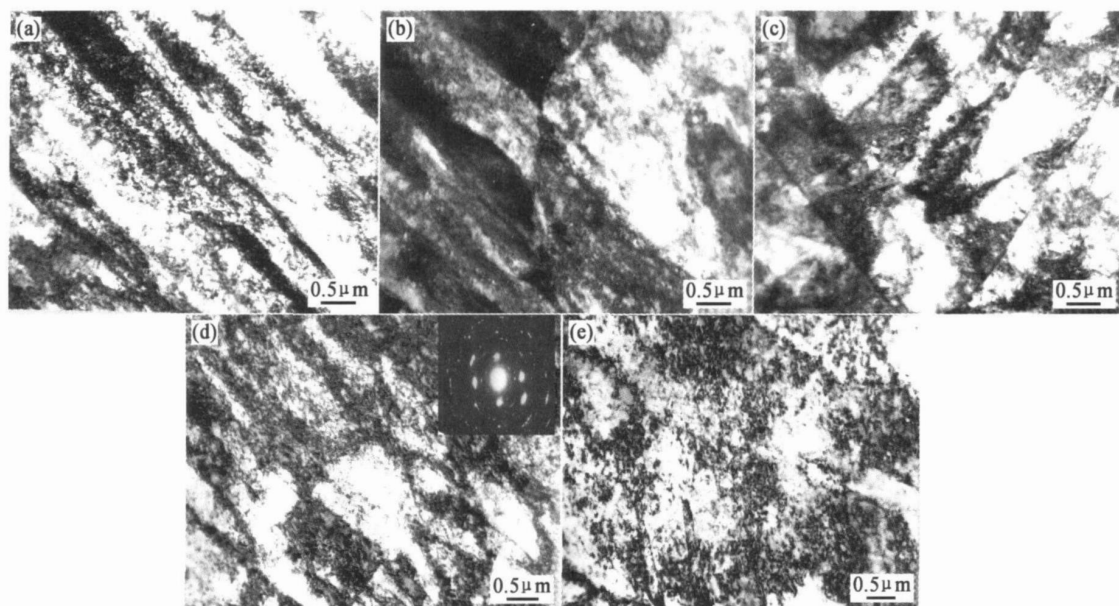


图 7 120° ECAP 变形 2 道次 T 面上的 TEM 显微组织

(a) 平行的板条组织; (b) 位错胞状组织; (c) 块状板条组织; (d) 断裂的板条组织; (e) 等轴晶粒

Fig. 7 TEM images of 2J4 alloy after ECAP two passes on T surface (a) parallel lath structure

(b) dislocation cells; (c) bulk lath structure; (d) fracture lath structure; (e) equiaxed grain

晶界非常明显。各个块之间内部依然存在大量的位错。从图左下方可以看见, 马氏体应该只在原奥氏体内长大, 并没有穿过晶界, 这点和低碳马氏体形成特征是十分吻合的^[11]。这表明原本粗大的块状马氏体在变形加剧时, 内部的本已存在的高密度位错胞通过动态回复和动态再结晶, 使得大的马氏体块变成了由许多小块组成。在小块与小块交界的部位, 存在着少量的更小的等轴胞状物。在这些块状的表面弥散着许多的小颗粒的碳化物, 这同样证明了碳的析出是此相变中不可或缺的一步。

如图 7d 所示, 由于剧变形变, 粗大的板条尽管存在, 但已占少数。如图 7a 和图 7b 中见到的平均宽约 $0.25\mu\text{m}$ 、长约 $16\mu\text{m}$ 的粗大长条状组织, 此时几乎看不出来, 只能看到原有的模糊轮廓。这些区域被一些宽约 $0.2\mu\text{m}$ 、长约 $7\mu\text{m}$ 左右的细小条状组织占据。这些小的板条尽管已相彼此分离, 但它们之间存在着一定的联系, 保持与原有板条一致的共同取向, 这表明它们应该来自于上一道次存在的大板条。还可以看见在这些分化出来的小板条之间及尚存的粗大板条边缘处, 分布着许多等轴状的小位错胞。而在充满高密度位错和位错胞状组织的粗大板条内部, 也存在着少许等轴晶状物。这可说明在持续的剧烈变形下, 粗大的板条进一步分化成小板条, 接着进一步为等轴晶粒所取代, 最后完成晶粒细

化, 这是一个很明显的趋势。从衍射图中可以看出晶格严重扭曲变形已接近多晶状态, 这说明 ECAP 变形是一种相当有效的细化晶粒的方法。在图 7d 看到大量从大板块独立出来的小板块和较少的等轴胞状物。而在图 7e 里等轴状位错胞占有很大的比例。这些等轴状的小位错胞平均直径约为 $0.08\mu\text{m}$, 依附在原先粗大的马氏体板条上, 彼此相互连接, 构成了一张位错网, 而这些小位错胞犹如网的节点。尽管还可以观察到较细微的小板条, 但数量比图 7d 少的多。周围存在的等轴的小位错胞及尺寸相对较小的位错胞状物。随着变形的继续, 这些板条区域最终会形成主要由等轴晶构成的组织。

图 8 为 2J4 合金 90° ECAP 变形 2 道次及 120° ECAP 变形 3 道次后, T 面上马氏体板条的典型显微组织。从图 8a 中可以看出许多一致取向平行排列的马氏体板条, 板条在经过剧烈剪切变形后, 已变得又细又短。部分已经变成等轴状, 然而依然保持着统一取向。与图 7a 相似, 粗大的位错胞会进一步变形分化成更小尺寸的位错胞, 通过动态回复形成如图 7e 所示的大量的等轴晶, 这样粗大的马氏体板条变得细小。在图 8a 中尽管也可以观察到等轴状的小位错胞, 但尺寸比图 7e 中显得要大, 这说明由于金属变形不均匀, 在该选区的实际变形应该比图 7e 中要小。

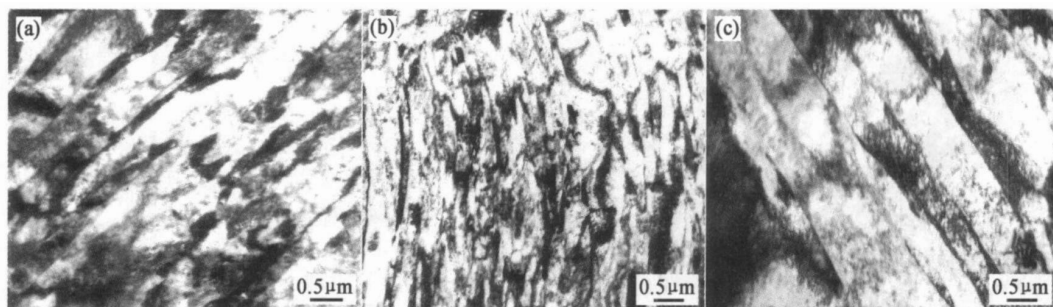


图 8 90°ECAP 变形 2 道次和 120°ECAP 变形 3 道次 T 面上的 TEM 显微组织

(a) 90° 2 道次板条组织; (b) 90° 2 道次局部细小的板条组织;
(c) 120° 3 道次的板条组织

Fig 8 TEM images of 2J4 alloy after ECAP two passes at 90° and after ECAP three passes at 120° on T surface
(a) lath structure after ECAP two passes(90°); (b) partial fine lath structure after ECAP two passes(120°); (c) lath structure after ECAP three passes(120°)

在图 8b 中也发现了与图 8a 类似的趋势。只是图 8b 中板条显得更细小。它们应该是原先粗大的板条组织, 在变形加剧的情况下, 沿某方向上不断拉长, 在这个过程中大板条出现颈缩、分裂。于是从一个长板条分裂成许多短的板条, 然后继续分裂, 形成尺寸更小的板条组织乃至形成等轴状位错胞状组织。综合图 8a 和图 8b 推测这里涉及到以下两种过程: (1) 马氏体板条组织随进一步剪切变形不断拉长, 颈缩拉断或交错冲断而晶粒细化。(2) 应该存在新的相变去协调变形。因为越来越大的位错塞积造成严重的局部应力集中, 会使得两相交界面发生断裂, 而试样依然保持良好的塑性, 这表明完全有可能在板条间隙处的残余奥氏体进一步发生马氏体形核以适应变形。

在图 8c 中可看出与 90° 情况下类似的趋势。图 8c 中也是典型的马氏体组织及内部的位错胞, 板条宽度比图 8b 里的板条粗, 这可能与变形角度有

关。

2.3 冷轧 2J4 薄带的显微组织

图 9a 和图 9b 分别为 90° 2 道次 ECAP 变形 S 面及冷轧薄带的压下面上的 TEM 显微组织形貌。可以看出, 图 9a 和图 9b 表现出相似的组织形貌, 都充满着相互交织的位错带, 结成了一张类似组织形貌。这应该与它们的受力状态相似有关, 冷轧和 ECAP 变形时受力状态都为三向压应力。它们的被压面分别为冷轧时的轧制面及 ECAP 变形的 S 面。所以 A 方式变形应该很接近冷轧, 这一点从图 9 可以得到证明。另外, 本实验结果还显示 ECAP 变形轻松地达到普通冷轧较难实现的大的变形量以满足相变的需要, 同时 ECAP 变形比冷轧更为剧烈。由此可见, 2J4 合金采用 ECAP 变形替代冷轧以满足其组织和性能的要求将是有可能的, ECAP 变形对于提高成材率, 降低 2J4 合金的生产成本将会具有明显的优势。

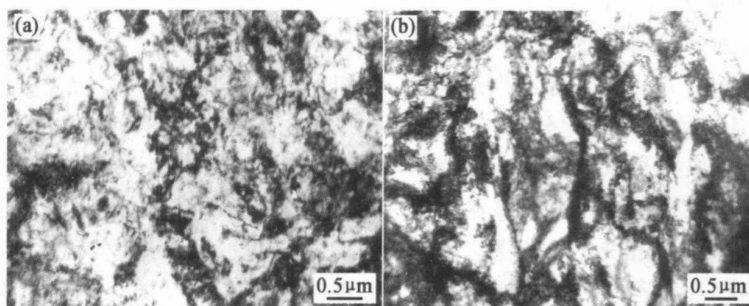


图 9 90°ECAP 变形 2 道次 S 面 (a) 和冷轧薄带压下面 (b) 上的 TEM 显微组织

Fig 9 TEM images of 2J4 alloy (a) after ECAP two passes at 90° on S surface and (b) after cold cooling on depressed surface

3 结论

(1) 成功实现了 2J4 合金 A 方式室温下的 ECAP 变形, 累积等效真应变达到 3.0 相当于压下量达到 90%。ECAP 变形 1 道次后, 晶粒由 $30\mu\text{m}$ 转变为具有一定方向性、相互平行的宽约 $0.35\mu\text{m}$ 、长约为 $2.5\mu\text{m}$ 的马氏体板条组织。

(2) ECAP 强烈的剪切变形促使晶体内部马氏体的形核及长大, 在马氏体板条组织的内部及周围分布大量的位错相互缠绕而成的胞状亚晶组织。

(3) 随着变形道次增加, 变形量增大, 变形量越大马氏体板条组织数量越多。从形态上看, 马氏体板条逐步由粗大到细长再到分化为近似等轴状。

(4) ECAP 变形轻松地达到普通冷轧较难实现的大的变形量以满足相变的需要, 同时 ECAP 变形比冷轧更为剧烈。2J4 合金有望采用 ECAP 变形替代冷轧以满足其组织和性能的要求, 实现合金加工成材率的提高和生产成本的降低。

参考文献:

[1] 吴东鑫. 新型实用传感器应用指南 [M]. 北京: 电子工业出版社, 1998 55-63
 [2] 柯成. 金属功能材料词典 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 1999, 7-8

[3] 崔忠忻. 金属学与热处理原理 [M]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 1998, 225-229.
 [4] KIM S M, KIM J S H N D H, *et al* Microstructure development and segment formation during ECAP pressing of Ti-6Al-4V alloy [J]. Scripta Materialia, 2004, 50(7): 927-930
 [5] LANGDON T G, FURUKAWA M, NEMOTO M, *et al* Using equal channel angular pressing for refining grain size [J]. JOM, 2000, 52(4): 30-33
 [6] KORCHEF A, NJAH N, MASMOUDI J *et al* Evolution of the mechanical properties of an aluminum containing $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}$ precipitates during equal channel angular pressing [J]. Advanced Engineering Materials, 2004, 6(8): 639-643
 [7] WAHASHI Y, WANG J HORITA Z, *et al* Principle of equal-channel angular pressing for the processing of ultra-fine grained materials [J]. Scripta Materialia, 1996, 35(2): 143-146
 [8] FURUKAWA M, WAHASHI Y, HORITA Z *et al* The shearing characteristics associated with equal channel angular pressing [J]. Materials Science & Engineering A, 1998, 257(2): 328-332
 [9] 肖纪美. 合金相与相变 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 1987 315-353
 [10] 徐祖耀. 马氏体相变研究的进展和瞻望 [J]. 金属学报 (A), 1991, 27(3), 161-172
 [11] 吴建新, 江伯鸿, 徐祖耀. 含硼的 Cu-Zn-Al 合金中母相晶粒度和有序度对 Ms 的影响 [J]. 金属学报 (A), 1989, 25(2): 98-104

Microstructure Evolution of 2J4 Alloy Deformed by ECAP

DU Zhong-ze¹, WU La-zhi², FU Han-guang³, WANG Qing-juan¹, WANG Jing-tao⁴

(1. School of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture & Technology, Xi'an 710055, China; 2. National Die & Mold CAD Eng. Research Center, Shanghai Jiaotong University, Shanghai 20030; 3. School of Materials Science and Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China; 4. Department of Materials Science and Engineering, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, China)

Abstract The equal channel angular pressing (ECAP) of 2J4 alloy was studied at room temperature with route A in which the sample was not rotated after pressing one pass and entered directly the next pass. The evolution of microstructure of 2J4 alloy after ECAP was investigated by means of optical microscopy (OM) and transmission electron microscopy (TEM). The results show that the total equivalent true strain of 2J4 alloy is about 3.0 after ECAP, which is corresponding to the depressing amount of 90%. After one pass ECAP, the grain of the alloy changed into the lamellar martensite of $0.35\mu\text{m}$ in width and $2.5\mu\text{m}$ in length from $30\mu\text{m}$ in diameter. When the deformation pass increased, the martensite refined further and the lamellar martensite transformed into the equiaxed grains. Moreover, the amount of α phase increased along with the increase of deformation amount.

Key words equal channel angular pressing (ECAP), 2J4 alloy, ultrafine grain, martensite