

# ECAP 变形与材料组织性能控制的研究

Study of ECAP and Control of Materials Structure and Property

杜忠泽<sup>1</sup>, 冯广海<sup>1</sup>, 符寒光<sup>2</sup>, 王经涛<sup>1</sup>, 赵西成<sup>1</sup>

(1 西安建筑科技大学 冶金工程学院, 西安 710055; 2 清华大学 先进成形制造重点实验室, 北京 100084)

DU Zhong-ze<sup>1</sup>, FENG Guang-hai<sup>1</sup>, FU Han-guang<sup>2</sup>, WANG Jing-tao<sup>1</sup>, ZHAO Xi-cheng<sup>1</sup>

(1 School of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture & Technology, Xi'an 710055, China; 2 Key Laboratory for Advanced Manufacturing by Materials Processing Technology, Tsinghua University, Beijing 100084, China)

**摘要:** 等径弯曲通道变形 (ECAP) 是制备超细晶材料的新工艺, 其基本原理是将试样放入横截面形状完全相同、并成一定角度的弯曲通道中, 试样在压力作用下通过通道时, 在通道弯曲处产生一定量均匀的纯剪切变形, 最终获得很高的变形量, 使材料组织发生明显细化。详细介绍了 ECAP 变形工艺路线对晶粒细化的影响, 以及 ECAP 变形制备超细晶材料的显微组织特征及其力学性能。

**关键词:** 等径弯曲通道变形; 超细晶材料; 显微组织

中图分类号: TG113.12      文献标识码: A      文章编号: 1001-4381(2006)03-0064-05

**Abstract:** Equal Channel Angular Pressing (ECAP) is a new processing procedure fabricating ultrafine grain material, whose basic principle is that sample is embedded into the bending passage which has the same cross-section shape. When sample goes through the bending passage under pressure function, it is subjected to a very intense plastic strain by pressing it through the bending location of passage, which makes material microstructure thin obviously. The development of ECAP, the influence of processing technology on grain refinement, the microstructures and performances ECAP ultrafine grain materials are introduced.

**Key words:** ECAP; ultrafine grain material; microstructure

20 世纪 80 年代初期, Segal 等人在研究钢的变形组织和微观组织结构时, 为了获得纯剪切应变, 提出了等径弯曲通道变形 (Equal Channel Angular Pressing, 简称 ECAP) 法<sup>[1]</sup>。利用该方法加工时不改变材料横截面形状的特点, 通过重复加工获得了特殊的变形组织。进入 90 年代后, Valiev 等人<sup>[2,3]</sup>发现利用 ECAP 方法, 可以使变形在一套模具内循环进行, 使应变逐渐累积起来, 最后使材料获得大应变, 从而实现制备超细晶材料, 并进一步完善了该工艺方法。利用 ECAP 方法加工铝、铜及其合金, 获得了一定的晶粒细化效果。随后 ECAP 变形方法被世界各国材料科学工作者所接受, 并成功地制备了无残余孔隙的块状超细晶材料, 如: 纯铁、纯镍、铝合金及其复合材料、铜合金、镁合金、碳钢、钛合金、Zr-22% Al 合金等<sup>[4-7]</sup>。目前, 该方法已经用于生产加工航天工业和汽车工业上应用的高强度钛合金螺纹件<sup>[8]</sup>。

## 1 ECAP 原理

ECAP 变形法是利用材料加工过程中存在的加工

硬化、动态回复以及动态再结晶来控制材料微观组织的形成和发展, 从而达到细化晶粒和提高材料性能的目的。ECAP 变形是以相对低的压力和加载实现大的塑性变形, 其变形特点如下<sup>[9]</sup>:

- (1) 剪切变形, 实际上接近于纯剪切变形;
- (2) 能实现强烈塑性变形;
- (3) 变形均匀, 通过变形区的试样表现出几乎完全均匀的宏观变形;
- (4) 变形区无穷小, 实际上也至少是一个极小的区域;
- (5) 应变速率无穷大, 实际上也达到相当大的水平;
- (6) 通过多道次变形, 实际的等效真应变可以达到很高水平;
- (7) 通过控制道次间试样的转角, 可以严格控制三维变形的方向。

ECAP 变形的原理如下<sup>[10]</sup>, 将试样放入横截面形状完全相同、并成一定角度的弯曲通道中, 试样在压力

作用下通过通道时,在通道弯曲处产生一定量均匀的纯剪切变形,试样所受的剪切应变如图 1 所示。实验表明,为了避免试样离开模子通道时发生弹性膨胀,可使出口通道比入口通道稍小一些,但尺寸比例以不超过 1.03 为宜。试样通过 ECAP 模子时所产生的应变,取决于两通道在模具内交叉的内切角  $\Phi$ 、外切角  $\psi$ 。在试样与模壁完全润滑的条件下,  $N$  道次变形后试样所得的变形量是模具的特征参数,仅与  $\Phi$  和  $\psi$  有关,其关系式可用方程(1)来表达<sup>[12]</sup>:

$$\epsilon_v = \frac{N}{\sqrt{3}} \left[ 2 \cot \left( \frac{\Phi}{2} + \frac{\psi}{2} \right) + \psi \cos \alpha \cot \left( \frac{\Phi}{2} + \frac{\psi}{2} \right) \right] \quad (1)$$

式中:  $N$  为变形道次,  $\epsilon_v$  是  $N$  道次变形后试样所得的变形量。采用模型实验<sup>[13]</sup> 及二维有限元分析<sup>[14]</sup> 都证实了上述公式的合理性。通过计算可知 ECAP 变形使材料在加工过程中获得了极大的变形量,达到了破碎晶粒,增加储能的目的。更重要的是在加工过程中材料外形尺寸不发生改变,因而可使同一试样进行多道次变形,最终获得很高的变形量。

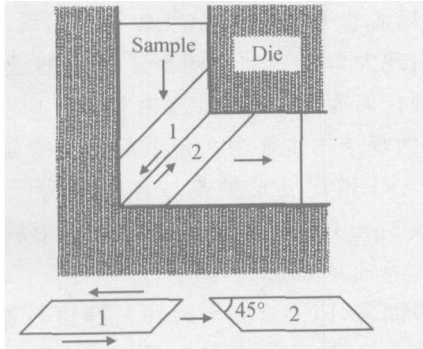


图 1 ECAP 变形中纯剪切示意图<sup>[11]</sup>

Fig. 1 The principle of ECAP, showing the shearing plane within the die<sup>[11]</sup>

塑性加工是改善材料组织性能最有效的方法之

一,在开发高性能材料时,以改善组织性能为目的的塑性加工愈显重要。为保证塑性变形对材料性能的最佳影响,所用加工方法必须保证应力、应变的均匀性,能够精确控制变形量和应力状态,特别是要能实现足够强烈的塑性变形。常规压力加工方法(如锻造、轧制、挤压、拉拔等)不能很好满足上述要求,而 ECAP 变形则可以满足。ECAP 变形是均匀的纯剪切变形,由图 1 可以看出,在两通道的交接处发生纯剪切变形,且变形区近似一条直线。故 ECAP 变形是利用纯剪切原理进行压力加工的一种独特方法,材料的变形接近“理想均匀剪切变形”。堀田善治等人<sup>[15]</sup> 用图示法形象地说明了 ECAP 变形的真应变与轧制变形量的对比关系,发现将厚 100 毫米的材料轧制至 1 毫米时真应变为  $\sim 4$ , 相当于压下率达到  $\sim 99\%$ , 这种轧制变形是相当大的。这样大的变形量对于轧制变形是很难实现的。而 ECAP 变形 4 道次时真应变为  $\sim 4$ , 相当于压下率为  $99\%$ 。因此, ECAP 变形经过多次反复对同一试样挤压后,试样会产生强烈的塑性变形。

2 ECAP 变形工艺路线及通道夹角对晶粒细化的影响

如图 2 所示,根据相邻挤压道次间试样相对于模具的轴向旋转方向和角度的区别, ECAP 变形方式主要有四种<sup>[16, 17]</sup>。

- 方式 A: 试样每道次通过模子的方位不改变。
- 方式 B<sub>c</sub>: 试样每道次通过模子后绕轴向依次顺时针旋转 90°。
- 方式 B<sub>a</sub>: 试样每道次通过模子后绕轴向顺时针旋转 90° 和逆时针旋转 90° 交替进行。
- 方式 C: 试样每道次通过模子后绕轴向依次旋转 90°。

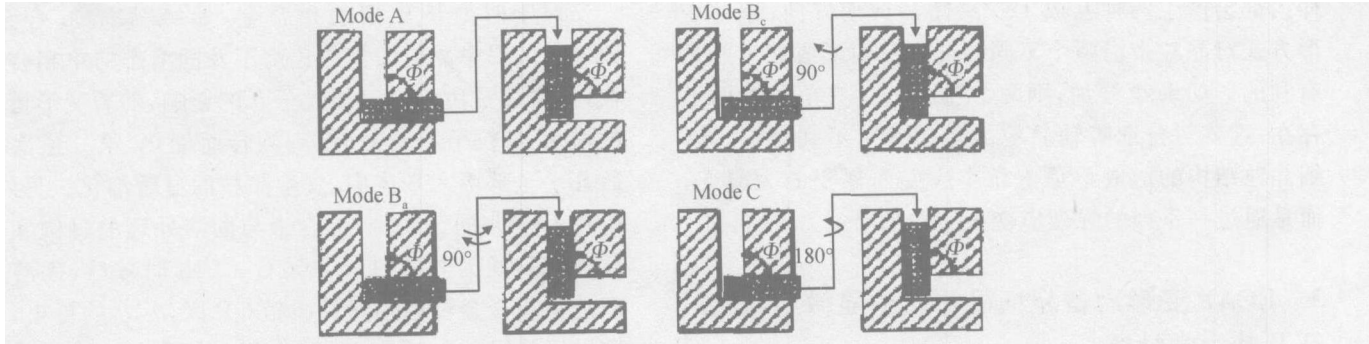


图 2 ECAP 变形四种典型的装料方式  
Fig. 2 The charging mode of ECAP deformation

Segal 认为,同一坯料装料方式不同,经过多道次挤压后材料会产生不同的组织结构<sup>[11]</sup>。Iwahash 等人<sup>[18]</sup> 在  $\Phi = 90^\circ$  时对纯铝研究了不同工艺路线(A, B<sub>c</sub>,

C) 对晶粒细化效果及显微组织演化的影响,认为 B<sub>c</sub> 路线比 A, C 路线具有更快的晶粒细化效果。Ohr Ishi 等人<sup>[19]</sup> 则对 B<sub>a</sub>, B<sub>c</sub> 路线进行了比较实验,认为 B<sub>c</sub> 比

B<sub>a</sub> 更为有效。Longdon 等人<sup>[20]</sup>认为各工艺路线的晶粒细化效果为 B<sub>c</sub> ≥ C ≥ A 或 B<sub>a</sub>。而 Gholinia 等人<sup>[21]</sup>研究了 4 道次挤压时各工艺路线对于 Al-3Mg-0.2Zr-0.2Fe 合金的晶粒细化效果的影响,认为 A ≥ B<sub>c</sub> ≥ B<sub>a</sub> ≥ C。对于不同工艺路线对粒细化效果的研究目前还没有深入和全面的认识,但普遍认为在 Φ= 90° 时工艺路线 B<sub>c</sub> 具有迅速显著的晶粒细化效果。这是由于以工艺路线 B<sub>c</sub>, C 分别挤压 4*n*, 2*n*(*n* 为整数)道次单元立方体可恢复原状,而以工艺路线 B<sub>a</sub>、A 挤压时则不断的加剧畸变。B<sub>c</sub> 路线比 C 路线更有效的原因是由于 C 路线没有使 Z 面得到变形。Iwahashi 等人<sup>[18]</sup>研究了各工艺路线挤压时相邻道次剪切面的位向变化情况,认为由于亚晶带在相交截的剪切面上的各自发展促进了大角度晶界的迅速形成和晶粒的细化。由于这些说法不能解释 Φ= 120° 时 A 路线的有利影响, Gholinia 等人<sup>[21]</sup>指出,以 C, B<sub>c</sub>, B<sub>a</sub> 路线挤压时剪切应力有逆向变化因而产生可逆变形,从而使位错由于反应而湮灭,位错密度降低,但这种解释也不全面。作者认为在研究工艺路线对晶粒细化作用的影响时还应充分地认识到剪切面、晶体结构和变形结构间的相互作用,因此对于工艺路线对晶粒细化的影响还有待进行更深入的研究。

不仅工艺路线对 ECAP 变形后材料的组织性能有重要影响,而且模具的形状尤其是通道夹角对 ECAP 变形后材料的组织性能同样有着重要影响。用通道夹角从 90° 到 157.5° 的模具所做的实验结果表明,要获得被大角度晶界分离的、基本上是等轴晶粒的特细显微组织,只有使用通道夹角接近于 90° 的模具并通过多道次变形。而使用较大 Φ 角的模具,即使通过多道次变形,也不能产生特细晶粒。如果通道夹角 Φ= 90°,在连续变形的各道次间试样旋转 90°,则在试样内部会产生两种互成 120° 夹角的剪切方向,这种变形方式对晶粒带沿两个不同的交叉平面形成和发展是有利的。如果 Φ 增加,则两个互成 120° 交角的平面不存在,这就对特细等轴晶粒的形成产生不利影响。特细晶粒结构的形成不是依靠小应变而累积的大应变,而是通过一系列的强烈应变来实现的<sup>[22]</sup>。

3 ECAP 变形制备超细晶材料的显微组织特征及其力学性能

利用 ECAP 变形方法制备的超细晶材料具有大量的晶界面积,而且晶界结构很不完整,包括高密度的晶体缺陷,表现为非平衡晶界的结构特征。如透射电镜可观察到 ECAP 变形制备的 Al-4Cu-0.5Zr 等轴晶

组织的扩展厚度消失形貌,而该形貌在退火后消失。Valiev 等人<sup>[23]</sup>认为这种扩展与晶界处存在着大量的弹性应变和晶体点阵的扭曲有关,且测定了 ECAP 纯铜的晶界附近的弹性应变,结果表明,这种弹性应变的分布很不均匀,它随着与晶界距离的长大而下降,到距晶界 20nm 处基本不存在,而在晶界处有最大值,ECAP 纯铜 Cu 晶界附近弹性应变的最大值  $3.3 \times 10^{-3}$ 。另外,ECAP 纯铜的点阵常数测量为  $3.6148 \pm 0.050\text{nm}$ ,比粗晶 Cu 的点阵常数  $36.148 \pm 0.030\text{nm}$  减少了 0.04%,表明晶粒发生了严重的晶格畸变<sup>[23]</sup>。

利用各种手段对 ECAP 变形过程中材料显微组织的演化进行研究发现:在一道次挤压后,材料中粗大的晶粒被破碎成一系列具有小角度晶界的亚晶(其位相差 < 5°),亚晶界位错较少,亚晶界主要依靠几条甚至一条位错线滑移,沿一定方向拉长呈带状结构,材料微观结构中出现变形带,晶粒尺寸明显从几百微米细化到几微米甚至亚微米级。随挤压次数的增加,亚晶沿拉长方向上继续被破碎,亚晶界以及晶粒内部的位错激增,形成非平衡组织,显微组织中呈现部分等轴晶且开始出现大角度界面。随挤压次数的进一步增加,观察不到任何亚晶带,晶界位相差随剪切应变的增加而增加,微观结构主要为大角度晶界的等轴晶。Q235 钢经 ECAP1 道次变形使晶粒破碎最为严重,晶粒度达到了 0.5μm 以下,经 ECAP4 道次变形后,已经有晶界清晰的等轴晶形成。

一般而言,ECAP 变形时回复速度较慢的金属可获得更细的晶粒,当需要较大的变形量以获得均匀的显微组织,如室温下采用 Φ= 90°、B<sub>c</sub> 路线挤压时,纯铝、Al-1Mg 合金、Al-3Mg 合金可获得的等轴超细晶晶粒大小分别为 ~ 1.3, ~ 0.45, ~ 0.27μm,而组织的均匀化分别需要 4, 6, 8 道次挤压<sup>[20]</sup>。

对于时效析出型两相合金,如 Al-1.7Cu 合金,ECAP 过程中晶粒细化的速度不及固溶态的单相合金快,这主要是由于第二相粒子 θ' 的影响,随着变形道次的增加,θ' 粒子不断被破碎、旋转而细化,第 6 道次以后几乎全部溶入基体中,发生晶粒的显著细化。另外,单相 ECAP 的 Al-1.7Cu 合金与固溶处理的过饱和合金具有不同的时效过程,100℃ × 24h 时效后,固溶处理的单相合金可观察到亚稳相 GP 区,θ'', θ 的析出,而 ECAP 单相合金则没有,而是直接在晶界处析出平衡相 θ,可能是因为超细晶合金具有的大面积晶界利于第二相的形核以及 Cu 的扩散速度较快、晶内 Cu 的过饱和度较低缘故<sup>[24]</sup>。对于共析出型的多相合金,如普通低碳钢,ECAP 可以迅速细化晶粒,并使第二相渗碳体颗粒发生破碎、颈缩扭曲变形及部分溶解。在退

火时则发生迅速的球化过程<sup>[25]</sup>。

材料的晶粒达到亚微米级时, 其力学性能会有很大改善。如普通低碳钢 ECAP 变形 4 道次后, 晶粒被细化到 0.2 $\mu\text{m}$ , 屈服强度、抗拉强度分别从 307MPa, 450MPa 提高到 900MPa, 940MPa, 延伸率约为 10%。含微量 Ti, V 的低碳钢一道次挤压使屈服强度、抗拉强度分别从 477, 690MPa 提高到 650MPa, 1032MPa<sup>[26]</sup>。对于难变形密排六方金属 AZ31 镁合金, 采用 ECAP 变形可以获得 1 $\mu\text{m}$  左右的晶粒大小, 300 $^{\circ}\text{C} \times 24\text{h}$  退火后具有~ 50% 的延伸率。

如图 3 所示的 ECAP 超细晶材料的应力应变曲线具有显著的特点: 变形的初始阶段具有很高的应变强化率, 可达到很高的屈服强度; 材料屈服后的应变强化率很小, 但延伸塑性却较高。这说明超细晶材料与传统的粗晶和细晶材料相比, 其强度高而且不存在应变硬化现象。Park 等人<sup>[27]</sup> 对其所制备的超细晶低碳钢退火处理后, 再进行拉伸变形, 发现其显微组织表现为拉长的晶粒组织, 而且位错主要分布于晶界附近。这说明位错滑移到晶界内而被吸收的动态回复行为在变形中占主要地位。被吸收的位错和产生晶内变形的位错在变形中有充足的时间重新启动开来。这就造成位错塞积现象不会出现, 从而在变形中也就没有应变硬化现象。

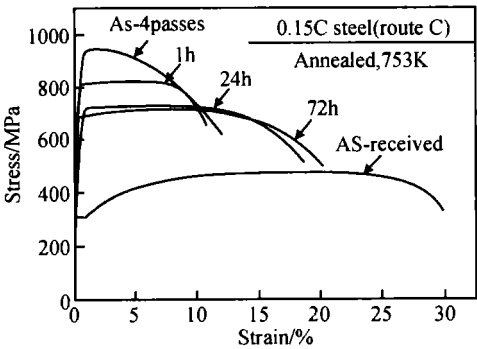


图 3 ECAP 的超细晶低碳钢在 753K 不同退火时间处理后的拉伸应力应变曲线<sup>[27]</sup>

Fig. 3 Stress-strain curves of ECAP low carbon steel annealed at 753K for various time<sup>[27]</sup>

4 结束语

采用 ECAP 工艺可以获得大变形量和制备超细晶材料, ECAP 方法已引起很多学者的关注, 各种影响因素的研究都在进行。目前 ECAP 在工业领域有三个方面潜在的应用: (1) 通过 ECAP 使材料具有高应变速率或低温超塑性, 在维持材料最优超塑性的同时具有较高的应变速率, 使超塑成形在工业领域得到广泛

应用。(2) 经过 ECAP 加工的普通低碳钢的强度是传统形变热处理后所具有强度的两倍多, 有望大幅度减少钢材使用量, 节约资源和减轻环境污染。(3) 提高塑性差的合金的力学性能和成形性能。但是, 到目前为止 ECAP 工艺仍存在着许多问题: (1) 尚未找到一种最有效的挤压工艺路线; (2) 对温度、挤压速度以及摩擦条件等影响因素的研究尚不够全面; (3) 由于目前实验中所采用的绝大多数是多晶材料, 由于晶界的干扰而无法对晶粒细化过程中剪切变形及其交互作用进行更深入的研究。总之, ECAP 作为晶粒细化从而提高材料综合性能的手段之一, 其组织控制取决于多种实验因素, 由于目前还处于研究阶段, 期待进行更深入的研究, 使 ECAP 工艺获得广泛应用。

参考文献

[1] SEGAL V M, REZNIKOV V I, DROBYSHEVSKII A E, et al. Plastic working of metals by simple shear[J]. Russian Metallurgy, 1981, (1): 99- 105.

[2] VALIEV R Z, KRASILNIKOV N A, TSENEV N K. Plastic deformation of alloys with submicron grained structure[J]. Materials Science & Engineering A, 1991, 137, 35- 40.

[3] VALIEV R Z, KORZNIKOV A V, MULYUKOV R R. Structure and properties of ultrafine grained materials produced by severe plastic deformation[J]. Materials Science & Engineering A, 1993, 168(2): 141- 148.

[4] ZHILYAEV A P, GUBICZA J, SURINACH, et al. Calorimetric and X-ray measurements in ultrafine grained nickel[J]. Materials Science Forum, 2003, 426- 432(5): 4507- 4512.

[5] KORCHEF A, NJAH N, MASMOUDI J, et al. Evolution of the mechanical properties of 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.

[6] WANG J T, CAO X F, DU Z Z, et al. The effect of equal channel angular pressing routes on structure evolution in a commercial low carbon steel[A]. Materials Processing and Manufacturing Division. Ultrafine Grained Materials III[C]. Charlotte, NC, USA: TMS, 2004. 345- 350.

[7] KIM S M, KIM J, SHIN D H, et al. Microstructure development and segment formation during ECA pressing of Ti 6Al 4V alloy[J]. Scripta Materialia, 2004, 50(7): 927- 930.

[8] ZHERNAKOV V S, LATYSH V V, STOLYAROV V V, et al. The developing of nanostructured SPD Ti for structural use[J]. Scripta Materialia, 2001, 44(8- 9): 1771- 1774.

[9] CABIBBO M, EVANGELISTA E, LATINI V, et al. Development of nanostructured 1200 and 3103 aluminum alloys by equal channel angular pressing[J]. Materials Science Forum, 2003, 426 - 432(3): 2673- 2680.

[10] NAKASHIMA K, HORITA Z, NEMOTO M, et al. Influence of channel angle on the development of ultrafine grains in equal channel angular pressing[J]. Acta Materialia, 1998, 46(5): 1589- 1599.

[ 11 ]

NAKASHIMA K, HORITA Z, NEMOTO M, et al. Development of a multi-pass facility for equal channel angular pressing to high total strains [ J ]. Materials Science and Engineering A, 2000, 281( 1 ): 82– 87.

[ 12 ]

IWAHASHI Y, WANG J, HORITA Z, et al. Principle of equal channel angular pressing for the processing of ultrafine grained materials[ J ]. Scripta Materialia, 1996, 35( 2 ): 143– 146.

[ 13 ]

WU Y, BAKER I. Experimental study of equal channel angular extrusion[ J ]. Scripta Materialia, 1997, 37( 4 ): 437– 442.

[ 14 ]

DELO D P, SEMITATIN S L. Finite element modeling of non-isothermal equal channel angular extrusion[ J ]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1999, 30( 5 ): 1391– 1402.

[ 15 ]

堀田善治, 王経涛, 古川稔, et al. サブミクロン粒径をもつ Al-3% Mg 合金—その製造と組織[ J ]. 日本金属学会会報, 1993, 32( 12 ): 898– 900.

[ 16 ]

SEGAL V M. Materials processing by simple shear[ J ]. Materials Science & Engineering A, 1995, 197( 2 ): 157– 164.

[ 17 ]

FURUKAWA M, IWAHASHI Y, HORITA Z, et al. The shearing characteristics associated with equal channel angular pressing[ J ]. Materials Science & Engineering A, 1998, 257( 2 ): 328– 332.

[ 18 ]

IWAHASHI Y, HORITA Z, NEMOTO M, et al. Process of grain refinement in equal channel angular pressing[ J ]. Acta Materialia, 1998, 46( 9 ): 3317– 3331.

[ 19 ]

OHISHI K, HORITA Z, FURUKAWA M, et al. Optimizing the rotation conditions for grain refinement in equal channel angular pressing[ J ]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1998, 29( 7 ): 2011– 2013.

[ 20 ]

LANGDON T G, FURUKAWA M, NEMOTO, et al. Using equal channel angular pressing for refining grain size[ J ]. JOM, 2000, 52( 4 ): 30– 33.

[ 21 ]

GHOLINIA A, PRANGNELL P B, MARKUSHEV M V. Effect of strain path on the development of deformation structures in severely deformed aluminium alloys processed by ECAP[ J ]. Acta Materialia, 2000, 48( 5 ): 1115– 1130.

[ 22 ]

SEGAL V M, GOFORTH R E, HARTWIG K T. Application of equal channel angular extrusion to produce extraordinary properties in advanced metallic materials[ A ]. Proceedings of the 1st International Conference on Processing Materials for Properties[ C ]. Honolulu, HI, USA: Minerals, Metals & Materials Soc, 1993. 971– 974.

[ 23 ]

VALIEV R Z, ISLAM GALIEV R K, ALEXANDROV I V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation[ J ]. Progress in Materials Science, 2000, 45( 2 ): 103– 189.

[ 24 ]

FURUKAWA M, HORITA Z, HONO K. Microstructure of two-phase Al-1.7 at% Cu alloy deformed by equal channel angular pressing[ J ]. Acta Materialia, 2001, 49( 1 ): 21– 29.

[ 25 ]

SHIN D H, KIM B C, PARK K T, et al. Microstructural changes in equal channel angular pressed low carbon steel by static annealing[ J ]. Acta Materialia, 2000, 48( 12 ): 3245– 3252.

[ 26 ]

KIM W J, KIM J K, CHOO W Y, et al. Large strain hardening in Ti-V carbon steel processed by equal channel angular pressing[ J ]. Materials Letters, 2001, 51( 2 ): 177– 182.

[ 27 ]

PARK K T, KIM Y S, LEE J G, et al. Thermal stability and mechanical properties of ultrafine grained low carbon steel[ J ]. Materials Science and Engineering A, 2000, 293( 1 ): 165– 172.

基金项目:

国家自然科学基金( 59974018 )和陕西省自然科学基金资助项目( 2003E121 )

收稿日期:

2005-07-26; 修订日期: 2005-09-11

作者简介:

杜忠泽( 1968– ), 男, 副教授, 博士研究生, 研究方向: 金属的变形与组织性能控制, 联系地址: 西安建筑科技大学冶金工程学院( 710055 )。

( 上接第 63 页 )

[ 41 ]

GRILL A. Tribology of diamond-like carbon and related materials: an updated review [ J ]. Surf Coat Technol, 1997, 94– 95: 507– 513.

[ 42 ]

IKEYAMA M, NAKAO S, MIYAGAWA Y, et al. Effects of Si content in DLC films on their friction and wear properties [ J ]. Surf Coat Technol, 2005, 191: 38– 42.

[ 43 ]

MIYAKE S, SAITO T, YASUDA Y, et al. Improvement of boundary lubrication properties of diamondlike carbon (DLC) films due to metal addition[ J ]. Tribol Int, 2004, 37: 751– 761.

[ 44 ]

PODGORNIK B, HREN D, VIZINTIN J. Low-friction behaviour of boundary-lubricated diamondlike carbon coatings containing tungsten [ J ]. Thin Solid Films, 2005, 476: 92– 100.

[ 45 ]

YANG W J, SEKINO T, SHIM K B, et al. Microstructure and tribological properties of SiO<sub>x</sub>/DLC films grown by PECVD [ J ]. Surf Coat Technol, 2005, 194: 128– 135.

[ 46 ]

LIAO J X, XIA L F, SUN M R, et al. The tribological properties of a gradient layer prepared by plasma-based ion implantation on 2024 aluminum alloy [ J ]. Surf Coat Technol, 2004, 183: 157– 164.

[ 47 ]

DONNET C, FONTAINE J, MOGNET L, et al. Diamondlike carbon-based functionally gradient coatings for space tribology [ J ]. Surf Coat Technol, 1999, 120– 121: 548– 554.

[ 48 ]

陈建敏, 冶银平, 党洪辛. 粘接固体润滑膜及其应用 [ J ]. 摩擦学学报, 1994, 14( 2 ): 180– 189.

[ 49 ]

TEER D G. New solid lubricant coatings [ J ]. Wear, 2001, 251: 1068– 1074.

基金项目:

国家杰出青年基金资助项目( 50225210 )

收稿日期:

2005-04-30; 修订日期: 2005-10-15

作者简介:

胡志彪( 1972– ), 男, 讲师, 博士研究生, 主要从事碳/碳复合材料表面固体润滑涂层的研究, 联系地址: 西北工业大学碳/碳复合材料工程技术研究中心( 710072 )。