

经模压变形后 Cu-38Zn 合金显微组织与等效应变的关系

彭开萍¹, 林雪慧², 牟雪萍³

- (1. 福州大学 材料科学与工程学院, 福州 350108;
2. 福州大学 机械工程及自动化学院, 福州 350108;
3. 福建省产品质量检验研究院, 福州 350002)

摘 要: 采用 ABAQUS 软件对 Cu-38Zn 合金不同尺寸的试样平行模压和交叉模压两种形变过程进行有限元模拟, 观察模压变形后试样的显微组织, 研究 Cu-38Zn 合金经模压变形后的显微组织与等效应变的关系。结果表明: 经模压变形后 Cu-38Zn 合金的晶粒细化不但与模压变形时积累的等效应变有关, 而且与模压变形时变形场的复杂性和试样的尺寸有关。Cu-38Zn 合金的晶粒尺寸随着等效应变的增大而减小, 但是在相同的等效应变下, 复杂的变形场具有更有效的晶粒细化效果; 较大尺寸的试样具有更多的孪晶组织。

关键词: Cu-38Zn 合金; 模压变形; 有限元模拟; 大塑性变形; 晶粒细化

中图分类号: TG113.12; TG38

文献标志码: A

Relationship between microstructure of Cu-38Zn alloy subjected to constrained groove pressing and equivalent strain

PENG Kai-ping¹, LIN Xue-hui², MOU Xue-ping³

- (1. College of Materials Science and Engineering, Fuzhou University, Fuzhou 350108, China;
2. College of Mechanical Engineering and Automation, Fuzhou University, Fuzhou 350108, China;
3. Fujian Inspection and Research Institute for Product Quality, Fuzhou 350002, China)

Abstract: The parallel constrained groove pressing and the cross constrained groove pressing were imposed on a Cu-38Zn alloy sheet with different sizes numerically and experimentally. The relationship between the microstructure and equivalent strain of the Cu-38Zn alloy was investigated. It is found that the grain reduction of a Cu-38Zn alloy subjected to both constrained groove pressing is not only related to the accumulated equivalent strain but also related to the complexity of the deformation field and the specimen size. With the increase of the equivalent strain, the grain size of the Cu-38Zn alloy decreases. However, the cross-orientation pressing procedure results in finer grains than the single-orientation pressing procedure even though both pressings have the same equivalent strain. The larger the specimen size is, the more the twin in the specimen is.

Key words: Cu-38Zn alloy; constrained groove pressing; finite element modeling; severe plastic deformation; grain refinement

近年来, 为得到亚微米级或纳米级的材料, 人们开发了许多新技术, 其中大塑性变形法 (SPD 法) 就是使材料产生剧烈塑性变形制备大体积超细晶纳米材料

的方法, 并被认为是制备块体超细晶纳米结构材料最为有效的途径之一^[1-3]。通过 SPD 法获得的晶粒尺寸与形变温度、形变速率和形变过程中引入的等效应变

基金项目: 福建省自然科学基金资助项目 (2011J01290)

收稿日期: 2013-05-31; 修订日期: 2013-10-28

通信作者: 彭开萍, 教授, 博士; 电话: 0591-22866532; E-mail: pkp715@163.com

有关^[4-5]。在一定的温度和形变速率下, 经大塑性变形的晶粒尺寸与在形变过程中累积的等效应变有关。通常情况下, 累积的等效应变越大, 晶粒就越小^[6-8]。但是, 晶粒尺寸、显微组织与等效应变之间并不是一一对应的关系, 而是与变形场的复杂程度、试样的尺寸有关, 而有关该方面的研究报道较少。

模压形变法(Constrained groove pressing, CGP)是新近提出的一种针对板材进行晶粒细化的大塑性变形方法, 它在不改变试样断面形状的情况下, 使试样积累大的等效应变, 从而使板状试样获得超细晶组织。到目前为止, 人们采用模压形变法对商业纯铝^[9]、纯铜^[10]、H62 黄铜^[11]和低碳钢^[12]进行了研究, 使其晶粒细化和力学性能得到提高。本文作者对不同长度和厚度的 Cu-38Zn 合金试样进行多道次平行模压形变和交叉模压形变, 通过有限元模拟试样形变后的等效应变, 并结合微观组织的观察, 研究 Cu-38Zn 合金的晶粒尺寸、显微组织与试样尺寸不同、模压形变的应变场不同引入的等效应变的关系, 从而探讨晶粒细化的本质。

1 实验

实验材料为 Cu-38Zn 合金板, 其化学成分(质量分数, %)如下: $w(\text{Cu})=61.76\%$, $w(\text{Fe})<0.10\%$, $w(\text{Pb})<0.03\%$, $w(\text{Sb})<0.005\%$, $w(\text{Bi})<0.002\%$, $w(\text{P})<0.01\%$, Zn 余量。3 种试样的尺寸分为如下: $50\text{ mm}\times 60\text{ mm}\times 2\text{ mm}$; $91\text{ mm}\times 60\text{ mm}\times 2\text{ mm}$; $50\text{ mm}\times 60\text{ mm}\times 5\text{ mm}$ 。所有试样均经过 $470\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温 1 h 后水冷。

模压形变的压制过程在 WDW300D 微机控制电子万能试验机上进行, 压制速率为 12 mm/min 。

图 1 所示为模压形变示意图。锯齿齿宽 t 为 7 mm , 弯模模具倾角 θ 为 45° 。为了便于描述, 在图中设定坐标系, 沿试样长度方向为 x 方向, 厚度方向为 y 方向(见图 1(a))。模压形变过程如下: 1) 将片状试样置于两弯模之间进行第一次压弯(见图 1(b)), 使倾斜面部分的试样受到剪切变形, 而平台部分的试样不发生变形; 然后使用一对平模将试样压平。随后将试样移动一个齿宽的距离, 使试样未变形的部分在弯模中被压弯, 而已变形的部分不再发生变形; 将压弯的试样再次压平, 这样使整个试样获得相同的变形。将这过程称为 1 周期平行模压。2) 将试样绕 y 轴旋转 90° , 重复过程 1), 这样就在试样的 x 和 z 方向分别获得了相同的变形。将过程 1)和 2)称为 1 周期交叉模压形变, 然后重复该模压过程。在平行模压和交叉模压进行第 2 周期形变时, 试样的位置相对于前一周期向右

移动 2.3 mm , 对第 3、4 和 5 周期试样的位置均做相同处理。该方法可以尽量使整个试样上的应变分布比较均匀, 这是因为在模具拐角的地方, 试样由于受到弯曲作用(见图 1(c)), 易使试样断裂。

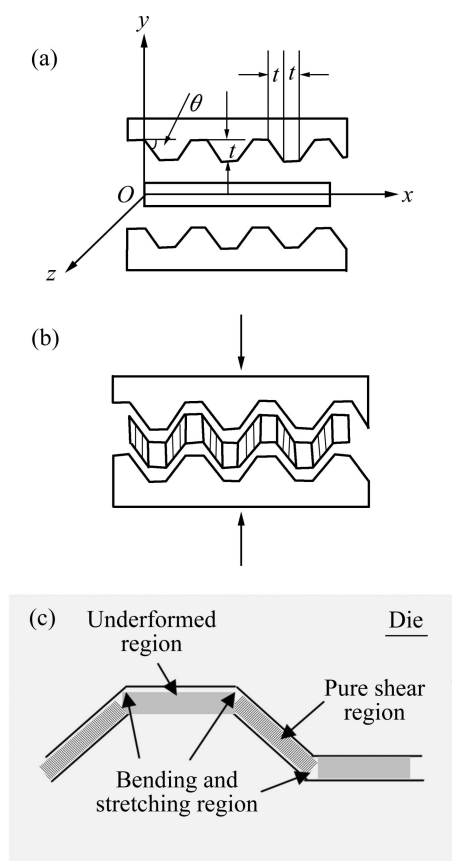


图 1 模压形变示意图

Fig. 1 Schematic diagrams of groove pressing: (a) Die and workpiece before groove pressing; (b) During groove pressing; (c) Regions of different deformation modes in workpiece

在 XJL-03 型金相显微镜和 JUEL 2010EX 型透射电镜下进行微观组织观察并拍照。金相试样的制作采用机械抛光+化学抛光法。TEM 试样的制作通过切割和机械减薄, 制成厚度约为 $50\text{ }\mu\text{m}$ 的薄膜, 然后在双喷仪上进行双喷减薄。双喷电解液为 30%硝酸+70%甲醇(体积分数), 温度为 $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$, 电压为 $8\sim 10\text{ V}$ 。

2 有限元模拟

在模压形变过程中应变和变形的模拟采用 ABAQUS 软件。模型中的参数设定及网格的划分参数如表 1 所列。模具定义为刚体, 不需要网格划分和单元选择。每个周期内共设置接触、压弯、卸载、接触、

压平、卸载和试样旋转等 20 多个分析步。试样和模具之间接触的摩擦因数(μ)为 0.1。边界条件设定为限制试样底边中点的水平位移,试样的其他位置包括试样两端均没有受到限制。在模拟过程中,为了获得更均匀的应变分布,第 2 周期试样的位置相对于前一周期向右移动 2.3 mm,第 3、4 和 5 周期试样的位置均做相同处理。赋予材料属性为 Cu-38Zn 合金,弹性模量为 105 GPa,泊松比为 0.32,模拟所用的真应力—应变曲线如图 2 所示,该曲线由静拉伸实验获得,拉伸实验在 Instron Model-1185 型万能材料试验机上进行。

表 1 有限元模型参数

Table 1 Finite element model parameters

Specimen size/mm	Number of element	Number of node	Mesh type	Cycle
50×2	400	505	CPE4R	5
91×2	640	805	CPE4R	4
50×5	1 098	1 175	CPE4R	3

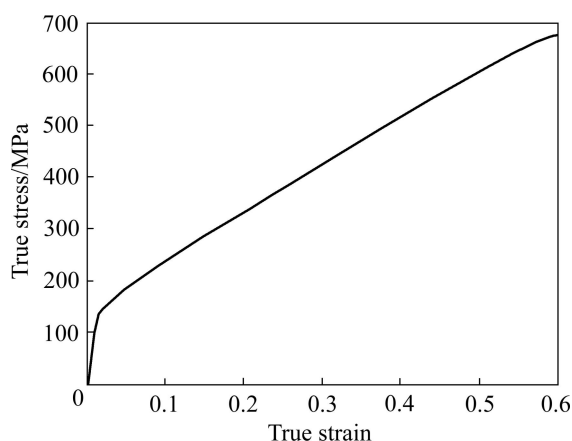


图 2 有限元模拟中 Cu-38Zn 合金的真应力—真应变曲线

Fig. 2 True stress—true strain curve of Cu-38Zn alloy used in FE simulation

3 结果与讨论

3.1 显微组织与应变场的关系

图 3 所示为经不同模压方式下试样的表面和心部的等效应变与模压周期的关系曲线。由图 3 可知:随着模压形变周期的增大,平行模压和交叉模压形变的等效应变均增大;试样表面的等效应变大于心部的等效应变。对于相同的形变周期,交叉模压形变的等效应变比平行模压的大;交叉模压的等效应变并不是由

两次平行模压所产生的等效应变的简单叠加。另外,由图 3 可以发现,在本研究中模拟得到的等效应变值与理论计算值相差很大。这是因为在图 1 所示的模压形变过程中,每次压弯和压平的等效应变的理论值均为 0.58,经过两次压弯和压平的模压形变(即一周期的平行模压形变)后整个试样积累的等效应变理论值为 1.16。这个理论值是在理想的条件下获得:试样的厚度与模具的齿宽相等;模压形变是限制模压形变,即试样的两端是封闭限制,试样不可以沿 x 方向自由伸长,而本实验的模压形变条件与理论计算的模压形变的条件不同^[13]。

图 4 所示为 Cu-38Zn 合金在不同模压形变方式形变后晶粒尺寸与由模拟得出的等效应变的关系曲线。

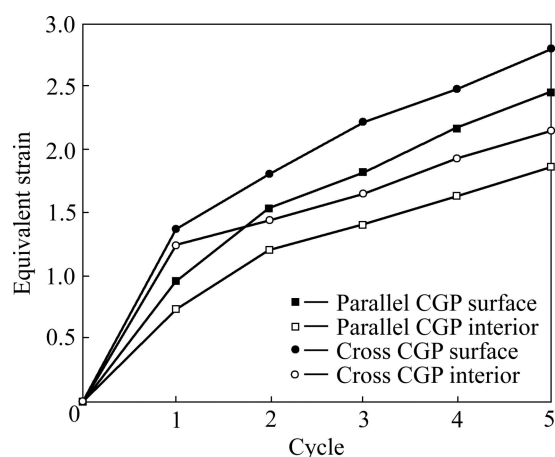


图 3 不同模压形变方式下等效应变与模压周期的关系曲线

Fig. 3 Equivalent strain as function of CGP cycle under different CGP modes

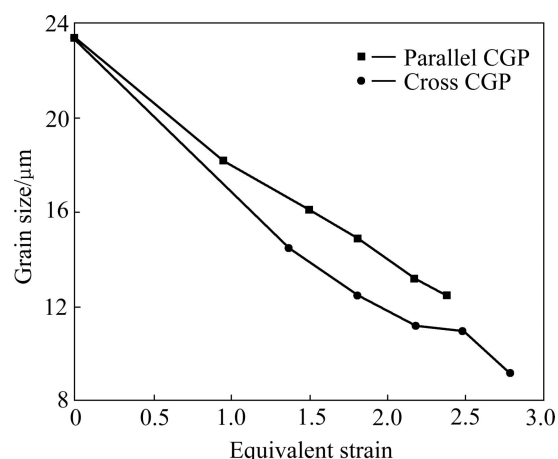


图 4 不同模压形变方式下 Cu-38Zn 合金平均晶粒尺寸与等效应变的关系曲线

Fig. 4 Average grain size of Cu-38Zn alloy as function of equivalent strain under different CGP modes

由图 4 可知: 无论哪一种模压形变方式, 材料的晶粒尺寸都是随着等效应变的增大而减小。特别值得关注的是, 对于相同的等效应变, 交叉模压后试样的晶粒尺寸较小。这说明, 模压形变后的晶粒尺寸与等效应变不是一一对应的关系, 晶粒尺寸的大小除了与等效应变有关, 还与变形场的复杂程度有关。因为平行模压形变具有唯一的平行于 yOz 平面的最大剪切应力平面, 而交叉模压形变具有平行于 yOz 和 xOy 两个最大剪切应力平面。交叉模压形变具有较复杂的变形场, 从而使其具有更好的晶粒细化效果。

图 5 所示为 Cu-38Zn 合金退火态和经 4 周期平行模压形变后表面与心部的显微组织。由图 5 可知: 试样退火态的基体组织为等轴晶 α 相, 晶粒尺寸约为 $23.4\text{ }\mu\text{m}$, 还含有一些第二相 β' 相(见图 5(a))。经 4 周期的平行模压形变后, 试样的表面存在大量灰色的变形特征(见图 5(b)), 而心部是较为干净的组织(见图 5(c))。经 TEM 的进一步观察, 试样表面存在大量的形变孪晶(见图 6(a)), 而试样的心部则出现大量位错的缠结(见图 6(b)), 因此, 在试样表面出现的灰色变形特征就是孪晶组织。表 2 所列为 Cu-38Zn 合金经不同方式模压形变之后的形变孪晶层的厚度与形变周期的关系。由表 2 可知: 随着模压形变周期的增加, 试样表面孪晶层厚度不断增大; 对于相同的形变周期, 交叉模压形变后试样的孪晶厚度大于平行模压形变, 这是由于交叉模压形变的等效应变较大的缘故。结合等效应变的模拟, 可以发现: 当试样为平行模压形变 2 周期时, 此时表面等效应变为 1.5, 试样的表面几乎没有出现孪晶组织; 当试样为平行模压形变 3 周期时, 此时表面等效应变为 1.8, 在距试样表面 $0.1\sim 0.2\text{ mm}$ 的厚度范围内出现孪晶组织。而对于交叉模压形变: 1 周期时, 表面等效应变为 1.37(小于 3 周期的平行模压), 距试样表面 0.15 mm 的厚度范围内出现孪晶组织; 当进行 5 周期的交叉模压形变, 此时心部的等效应变为 2.15, 整个试样全部都是孪晶组织。由此可以认为: 在进行模压形变时, 由于形变场的复杂程度不同, 促使形成形变孪晶的等效应变变量是不同的, 形变

场越复杂(如交叉模压形变), 形成形变孪晶所需的等效应变越小。

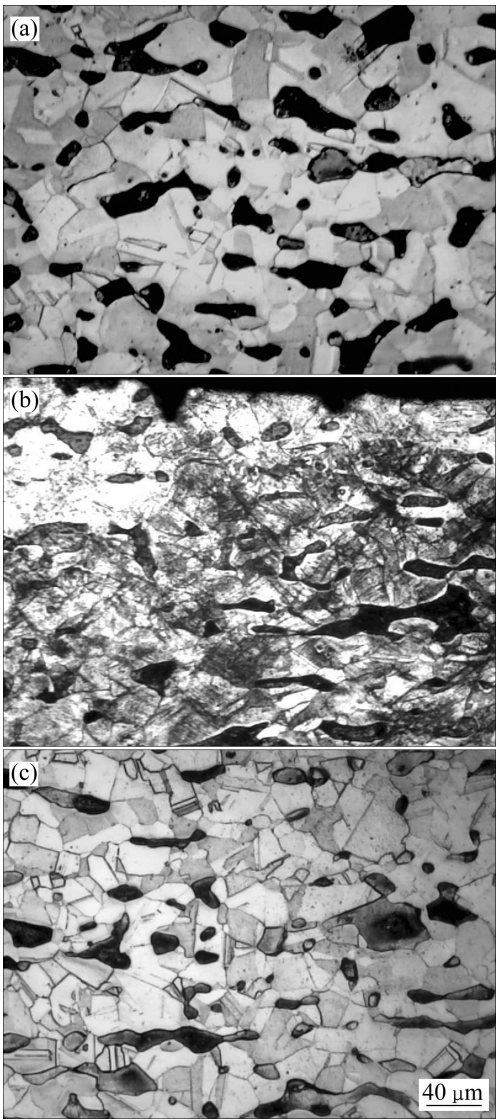


图 5 50 mm×60 mm×2 mm 试样退火及经 4 周期平行模压形变后的显微组织

Fig. 5 Microstructures of specimen with dimensions of 50 mm×60 mm×2 mm after being annealed and 4 parallel CGP cycles: (a) Under annealed condition; (b) In surface region after 4 parallel CGP cycles; (c) In interior after 4 parallel CGP cycles

表 2 不同模压形变方式后 Cu-38Zn 合金的孪晶层厚度

Table 2 Twin thickness of Cu-38Zn alloy after different CGP methods

CGP method	Twin thickness/mm				
	1-cycle	2-cycle	3-cycle	4-cycle	5-cycle
Parallel CGP	No twin	A little twin	0.1–0.2	0.2	0.3
Cross CGP	0.15	0.4	0.5	0.7	Whole x-section

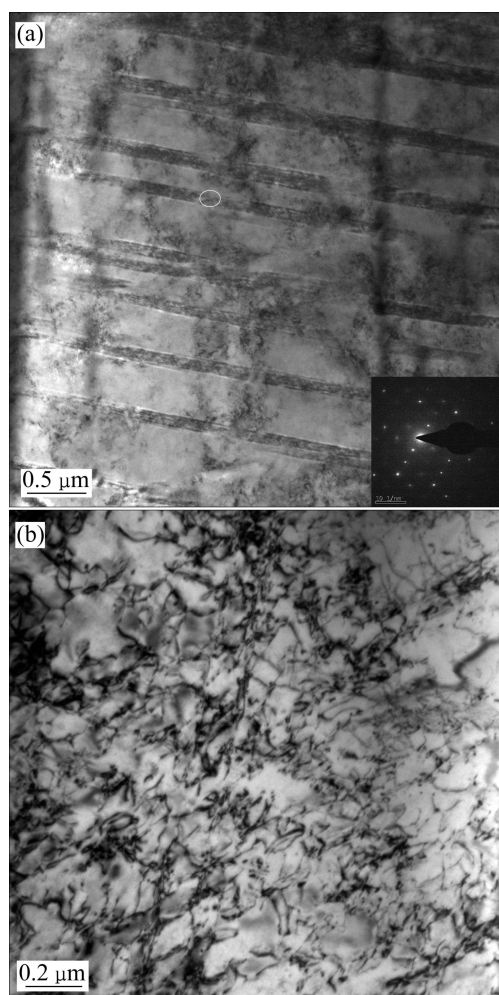


图 6 50 mm × 60 mm × 2 mm 试样 4 周期平行模压形变后的 TEM 像

Fig. 6 TEM images of specimen with dimensions of 50 mm × 60 mm × 2 mm after 4 parallel CGP cycles: (a) In surface region; (b) In interior

从以上的观察可以发现：当等效应变增大时，由位错变形机制转为孪生变形机制，这与 Cu-38Zn 合金是低层错能材料的形变特点完全一致。但是值得注意的是，在同样的等效应变下，例如等效应变为 1.5，不同的形变方式其变形机制是不同的。对于平行模压形变仍以位错变形机制为主；而对于交叉模压形变，此时已由孪生变形控制，因此具有不同的微观组织。所以，应变场的复杂性改变了变形机制。

众所周知，在塑性变形时将产生几何必需位错 (Geometrically necessary dislocations, GNDs) 和统计储存位错 (Statistically stored dislocations, SSDs)^[14]。由于平行模压具有唯一的最大剪切应力平面，因此只能导致单晶内一个滑移系的开动，而本研究中的多晶材料

在一个晶粒内的多系滑移是由于晶界的阻碍作用以及晶粒间变形的协调性。处于有利滑移位向的晶粒比处于不利滑移位向的晶粒将产生更多的 GNDs，而 SSDs 将在多个最大剪切应力平面的条件下产生。SSDs 的产生需要位错与各种缺陷如晶界、孪晶界、位错间相互作用。当存在多个最大剪切应力平面时，多系滑移的开动除了来自晶粒间的相互协调外，还来自多个剪切应力，这样就会有更多的位错相互作用，产生更多的 SSDs，由于晶粒细化是由位错机制引起，较多的 SSDs 将导致较小的晶粒尺寸。平行模压形变具有较少的 SSDs，而交叉模压形变具有较为复杂的应变场，这样位错就在不同的滑移系产生，导致较多的位错交互作用，产生较多的 SSDs，亚晶尺寸将较小。因此晶粒尺寸和显微组织除了与在形变时积累的等效应变有关外，还与形变时的变形场的复杂性有关。变形场越复杂，晶粒细化效果越好，显微组织越复杂。

3.2 显微组织与试样长度的关系

图 7 所示为 Cu-38Zn 合金不同长度试样经平行模压形变后的等效应变与形变周期的关系曲线。由图 7 可知：在进行第 1 和 2 周期时，长度对等效应变几乎没有影响，但是从第 3 周期开始，在相同的形变周期下，长试样的等效应变大于短试样的等效应变，并且其增大趋势随周期的增大而增大。长度为 91 mm 的试样只能形变 4 周期，而长度为 50 mm 的试样可以形变 5 周期。图 8 所示为不同长度试样平行模压形变 3 周期后的显微组织。由图 8 可知：在相同的形变 3 周期下，长度较大的试样晶粒更加细小(见图 8(b)和(d))；

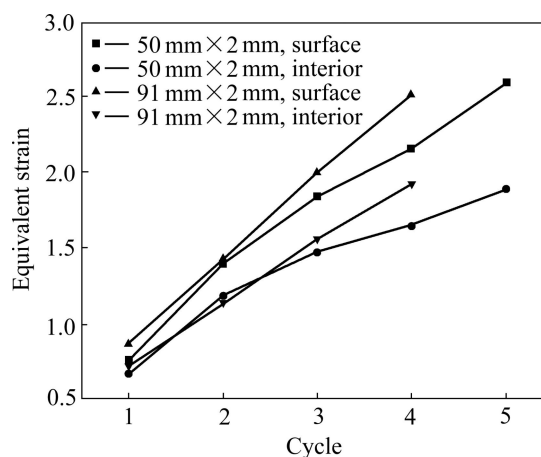


图 7 不同长度试样模压形变平均等效应变随周期的变化

Fig. 7 Equivalent strain of specimens with different lengths as function of CGP pressing cycle

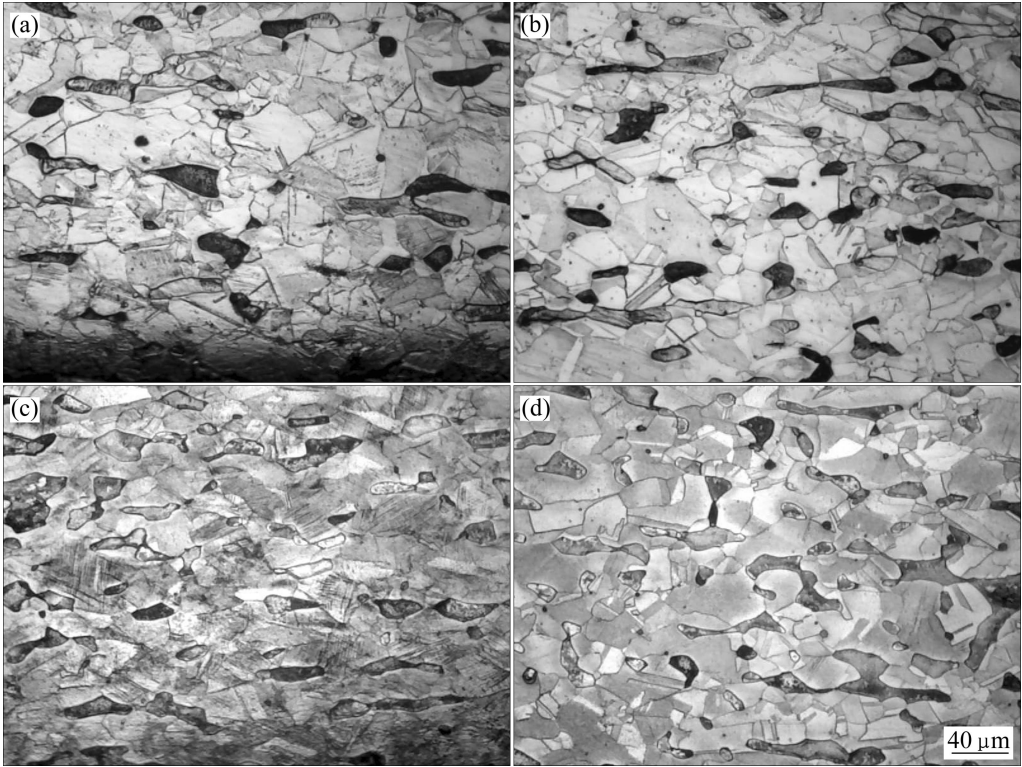


图 8 不同长度试样平行模压形变 3 周期后的显微组织

Fig. 8 Microstructures of specimens with different lengths after 3 parallel CGP cycles: (a) In surface region of specimen with size of 50 mm×60 mm×2 mm; (b) In interior of specimen with size of 50 mm×60 mm×2 mm; (c) In surface region of specimen with size of 91 mm×60 mm×2 mm; (d) In interior of specimen with size of 91 mm×60 mm×2 mm

表面获得更多的孪晶(见图 8(a)和(c))。这是因为长度较大试样的等效应变较大,一方面位错密度增大导致亚晶尺寸减小;另一方面较大的等效应变促使形变孪晶的形成。因此具有较好的晶粒细化效果。

3.3 显微组织与试样厚度的关系

表 3 所列为不同厚度 Cu-38Zn 合金试样平行模压形变后的等效应变。由表 3 可知:不同厚度试样的等效应变相差不大,但是 2 mm 厚的试样可以形变 5 周期,而 5 mm 厚的试样仅形变 2 周期,到第 3 周期,试样就出现明显裂纹,无法形变。图 9 所示为不同厚度试样经平行模压形变 2 周期后的显微组织。由图 9 可知:2 mm 厚的试样经 2 周期模压形变后晶粒细化;试样表面有少许灰色变形标识。5 mm 厚的试样形变至 2 周期时,从表面到心部晶粒已完全模糊不清,到处是灰色变形标识,即孪晶组织。虽然这两种试样的等效应变相差不大,但是显微组织却完全不同。因此可以认为,模压形变时等效应变不是决定变形方式的主要因素,还与试样的厚度有关,试样的厚度增大,

表 3 不同厚度 Cu-38Zn 合金试样平行模压形变后的等效应变

Table 3 Equivalent strain of specimens with different sizes after parallel CGP pressing cycles

Cycle No.	Equivalent strain	
	50 mm×60 mm×2 mm	50 mm×60 mm×5 mm
1	$\epsilon_{\text{interior}}=0.67$	$\epsilon_{\text{interior}}=0.63$
	$\epsilon_{\text{surface}}=0.76$	$\epsilon_{\text{surface}}=0.82$
2	$\epsilon_{\text{interior}}=1.14$	$\epsilon_{\text{interior}}=0.90$
	$\epsilon_{\text{surface}}=1.40$	$\epsilon_{\text{surface}}=1.38$

在较小的等效应变下变形困难,会发生孪生变形,产生孪晶组织。

从以上的实验结果分析可知:对 Cu-38Zn 合金进行模压形变时,晶粒尺寸及微观组织不仅取决于大塑性变形时引入的等效应变,而且与变形场的复杂性和试样的尺寸有关,在模压形变过程中,采用复杂的变形场和较大的试样尺寸可以获得较好的晶粒细化效果及更多的孪晶组织。

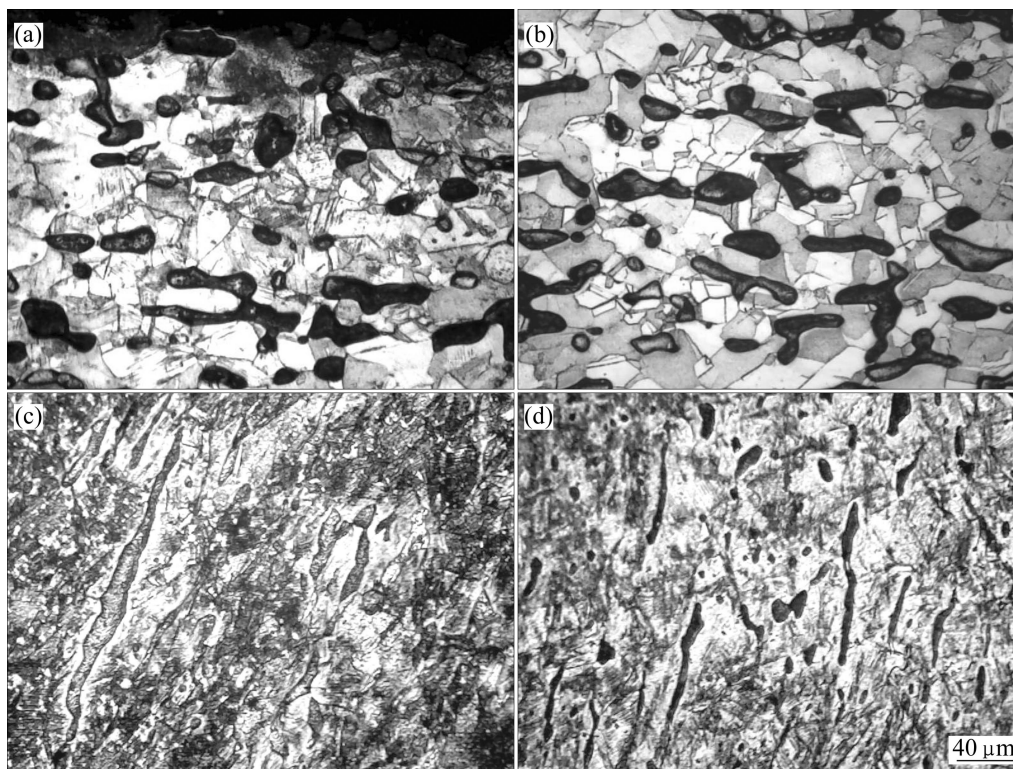


图9 不同厚度试样经平行模压形变2周期后的显微组织

Fig. 9 Microstructures of specimens with different thicknesses after 2 parallel CGP cycles: (a) In surface region of specimen with size of 50 mm×60 mm×2 mm; (b) In interior of specimen with size of 50 mm×60 mm×2 mm; (c) In surface region of specimen with size of 50 mm×60 mm×5 mm; (d) In interior of specimen with size of 50 mm×60 mm×5 mm

4 结论

1) Cu-38Zn 合金经平行模压和交叉模压两种形变方式后的等效应变随着模压形变周期的增大而增大, 在相同的形变周期下, 交叉模压具有较大的等效应变; 在相同的等效应变的条件下, 交叉模压形变具有较复杂的形变场, 从而使 Cu-38Zn 合金具有较好的晶粒细化效果。

2) 不同长度 Cu-38Zn 合金试样经平行模压形变后, 较长试样的等效应变较大, 且其显微组织具有较多的孪晶组织。

3) 不同厚度 Cu-38Zn 合金试样经平行模压形变后, 等效应变相差不大, 但厚度较大的试样形变周期减小, 显微组织具有较多的孪晶组织。

4) Cu-38Zn 合金的晶粒细化和显微组织不仅与在模压形变时积累的等效应变有关, 而且与模压形变的变形场的复杂性和试样尺寸有关。

REFERENCES

- [1] 索 涛, 李玉龙. 等径通道挤压中晶粒细化影响因素的研究进展[J]. 材料科学与工程学报, 2004, 22(1): 132-137.
SUO Tao, LI Yu-long. Progress in influence factor of grain refinement during equal-channel angular pressing[J]. Journal of Materials Science and Engineering, 2004, 22(1): 132-137.
- [2] 刘建军, 王爱民, 张海峰, 丁炳哲, 胡壮麒. 高压原位合成块体纳米 Mg-Zn 合金[J]. 材料研究学报, 2001, 15(3): 299-302.
LIU Jian-jun, WANG Ai-ming, ZHANG Hai-feng, DING Bing-zhe, HU Zhuang-qi. In situ synthesis of bulk nanocrystalline magnesium-zinc alloy under high pressure[J]. Chinese Journal of Material Research, 2001, 15(3): 299-302.
- [3] 王素梅, 孙庚宁, 毕见强. 大塑性变形法制备块体纳米材料[J]. 金属热处理, 2003, 28(5): 5-7.
WANG Su-mei, SUN Ken-ning, BI Jian-qiang. Nanostructured materials prepared by severe plastic deformation[J]. Heat Treatment of Metals, 2003, 28(5): 5-7.
- [4] YAMASHITA A, YAMAGUCHI D, HORITA Z, LANGDON T G. Influence of pressing temperature on microstructural development in equal-channel angular pressing[J]. Materials

- Science and Engineering A, 2000, 287: 100–106.
- [5] VALIEV R Z, LANGDON T G. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement[J]. Progress in Materials Science, 2006, 51(7): 881–981.
- [6] MOHAMED F A, XUN Y. On the minimum grain size produced by milling Zn-22%Al[J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 358: 178–185.
- [7] JAZAERI H, HUMPHREYS F J. The transition from discontinuous to continuous recrystallization in some aluminium alloys: I—The deformed state[J]. Acta Materialia, 2004, 52: 3239–3250.
- [8] BOWEN J R, PRANGNELL P B, HUMPHREYS F J. Microstructural evolution during formation of ultrafine grain structures by severe deformation[J]. Materials Science and Technology, 2000, 16: 1246–1250.
- [9] KRISHNAIAH A, CHAKKINGAL U, VENUGOPAL P. Production of ultrafine grain sizes in aluminium sheets by severe plastic deformation using the technique of groove pressing[J]. Scripta Materialia, 2005, 52(12): 1229–1233.
- [10] KRISHNAIAH A, CHAKKINGAL U, VENUGOPAL P. Applicability of the groove pressing technique for grain refinement in commercial purity copper[J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 410/411: 337–340.
- [11] PENG K, SU L, SHAW L L, QIAN K W. Grain refinement and crack prevention in constrained groove pressing of two-phase Cu-Zn alloys[J]. Scripta Materialia, 2007, 56(11): 987–990.
- [12] KHODABAKHSHI F, KAZEMINEZHAD M, KOKABI A H. Constrained groove pressing of low carbon steel: Nano-structure and mechanical properties[J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527: 4043–4049.
- [13] PENG K P, MOU X P, ZENG J W, SHAW L L, QIAN K W. Equivalent strain, microstructure and hardness of H62 brass deformed by constrained groove pressing[J]. Computational Materials Science, 2011, 50(4): 1526–1532.
- [14] MEYERS M A, CHAWLA K K. Mechanical metallurgy: principles and applications[M]. Englewood Cliffs, NJ: Prentice-Hall, 1984.

(编辑 陈卫萍)