

# Hpb59-1黄铜超塑性压缩变形 后金相组织的变化

吴 洛 平

(精密机械系)

**摘要** 本文对 Hpb59-1黄铜超塑性压缩变形后的试样进行金相分析. 不同的原始组织、变形温度和应变速率, 对超塑性压缩变形后的金相组织都产生较大影响.

**关键词** 超塑性, 变形, 显微组织

## 0 前言

利用金属材料的超塑性性能, 是提高产品质量和生产率的一个重要途径. 也是提高某些模具寿命的途径之一, 许多模具在服役过程中处于压应力状态, 研究不同的原始组织、变形温度和应变速率对超塑性压缩变形后金相显微组织的影响, 找出合理的原始组织和变形参数, 得到较佳的变形后组织, 可提高其使用性能和某些模具的使用寿命. 本文通过对 Hpb59-1黄铜进行探讨, 获得超塑性压缩变形后的合理组织.

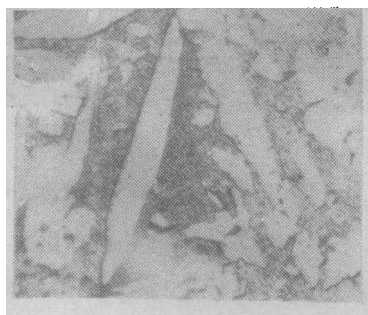


图1 供货状态下组织

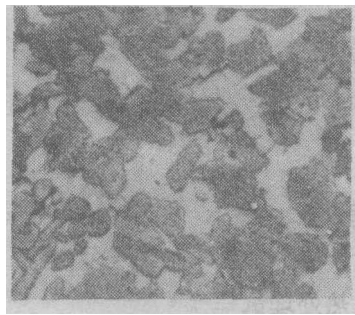


图2 试样经270℃退火和470℃淬火后组织

本文1992-01-08收到.

# 1 实验内容和方法

试样尺寸,  $\varnothing 8 \times 10 \text{mm}$ . 材料 Hpb59-1 黄铜的化学成分, 为: Cu, 57.36%; Zn, 41.20%; Pb, 0.90%; 杂质, 0.45%. 压缩前试样的金相组织: (1) 供货状态的材料其显微组织为在  $\beta'$  的基体上分布着粗大片状  $\alpha$  相(图1). (2) 原材料经 270℃ 退火, 470℃ 冰水中淬火, 其显微组织为在  $\beta'$  相上分布着细小等轴状的  $\alpha$  相(图2). 试样超塑性压缩试验在万能试验机上进行, 试验处理状态及主要参数如表1. 压缩后制成金相试样、在光学显微镜下观察. 部分试样在扫描电镜上观察.

表1 超塑性实验主要参数

编 号	热 处 理 状 态	变 形 (℃)	应 变 速 率	应 变 量
1*	供货状态	450°	0.0027	2.029
2*		450°	0.204	1.113
3*		500°	0.00526	2.265
4*		500°	0.117	1.53
5*		550°	0.00410	2.529
6*		550°	0.673	1.607
7*		600°	0.0057	2.793
8*		600°	0.441	2.355
9*		650°	0.00326	2.703
10*		650°	0.694	2.503
11*	270℃退火+270℃淬火	700°	0.00571	2.773
12*		700°	0.322	2.647
13*		600°	0.00370	2.663
14*		600°	1.41	2.13
15*		650°	0.0035	2.75
16*		650°	1.84	2.32
17*		700°	0.0043	2.77
18*		700°	1.43	2.38

# 2 试验结果

## 2.1 未经预先热处理试样

观察变形前为供货状态的2\*、4\*、6\*试样, 发现它们经超塑性压缩变形后金相组织均呈在  $\beta'$  基本上分布着片状  $\alpha$  相, 与变形前相比, 变化不大(图3, 400x). 1\*, 3\*, 5\*试样的金相组织为在  $\beta'$  基体上分布着等轴状的  $\alpha$  相, 但晶粒大小不均. 1\*试样还有些片状  $\alpha$  相(图4, 5, 400x).

观察7\*~13\*试样, 发现这些金相组织均为在  $\beta'$  相的基体上分布着等轴  $\alpha$  相. 8\*、10\*、

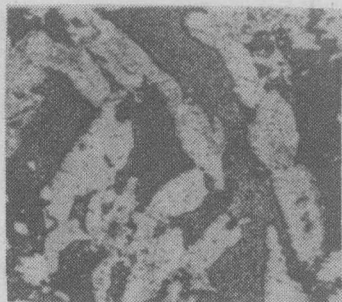


图3 应变速率0.673,  
变形温度550°C

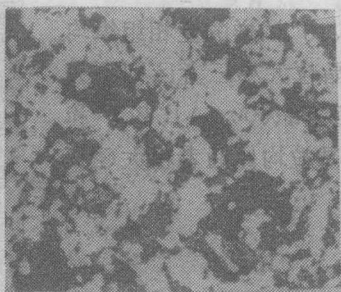


图4 应变速率0.0027,  
变形温度450°C

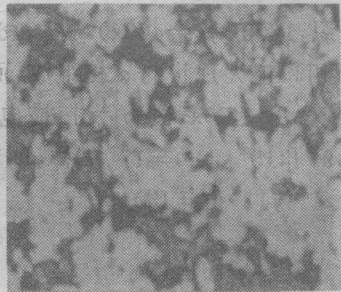


图5 应变速率0.0041,  
变形温度550°C

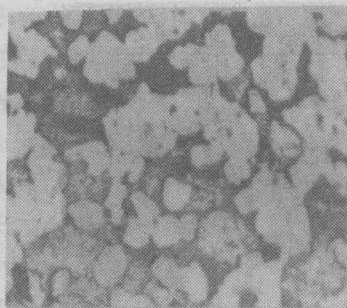


图6 应变速率0.441,  
变形温度600°C

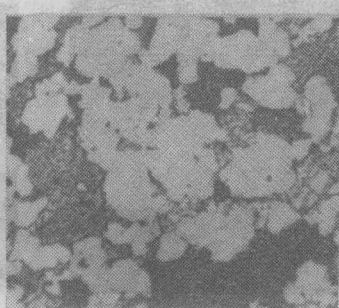


图7 应变速率0.694,  
变形温度650°C

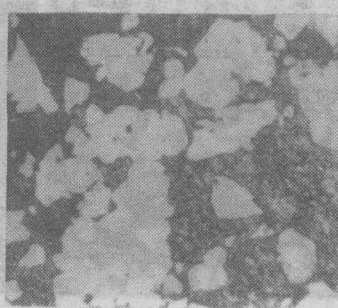
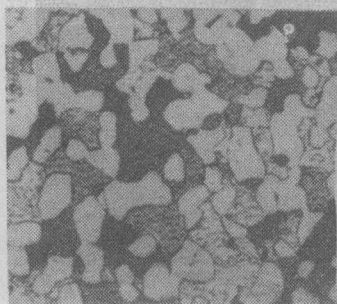
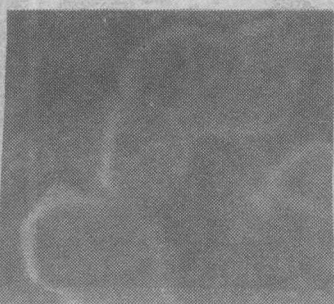


图8 应变速率0.322,  
变形温度700°C



(a)



(b)

图9 应变速率0.0057,变形温度600°C

图10 应变速率0.00326,变形温度650°C

12#试样 $\alpha$ 相大小分布不均(图6、7、8)。7#、9#、11#试样的 $\alpha$ 相大小分布较均匀(图9、10、11,其中图9b为扫描电镜组织,1200x,其余为400x)。比较这些试样晶粒大小,7#、8#试样最细,11#,12#最粗,9#、10#居中。而7#与8#,9#与10#、11#与12#相比,前者细,后者粗。

2.2 变形前试样经270°C退火后470°C淬火 观察13#—18#试样,发现13#、15#、17#试样的金相组织均是在 $\beta'$ 相基体上分布着等轴状小

$\alpha$  相,而晶粒度逐渐长大(图12、13、14,其中图12b为扫描电镜组织,1200x 其余400x). 14<sup>#</sup>、16<sup>#</sup>、18<sup>#</sup>试样的金相组织均由  $\beta'$  相和粗大片状的  $\alpha$  相组成,而晶粒大小三者区别不大(图15, a 图 400x, 图 b 为扫描电镜组织600x). 比较7<sup>#</sup>和13<sup>#</sup>、9<sup>#</sup>和15<sup>#</sup>、11<sup>#</sup>与17<sup>#</sup>试样,前者晶粒均比后者粗大(图9与12,10与13,11与14).

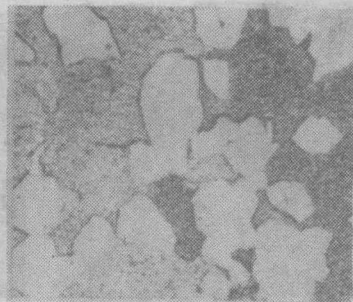
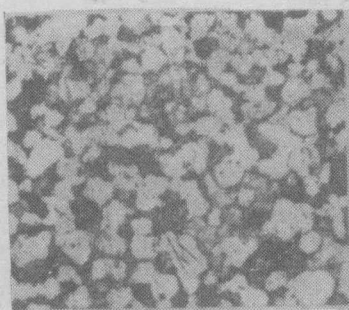


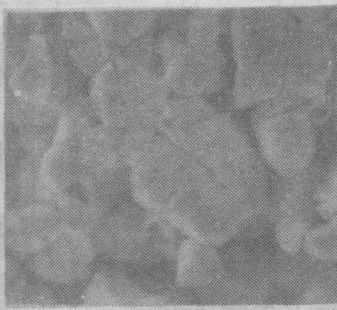
图11 应变速率0.0057  
变形温度700℃

### 3 分析和讨论

#### 3.1 供应状态下超塑性压缩变形后金相组织的变化规律



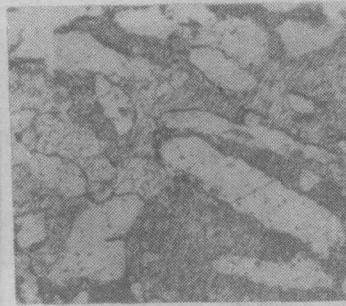
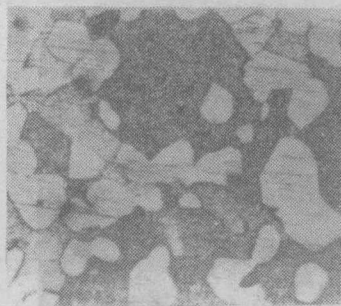
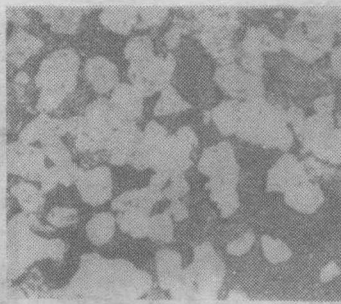
(a)



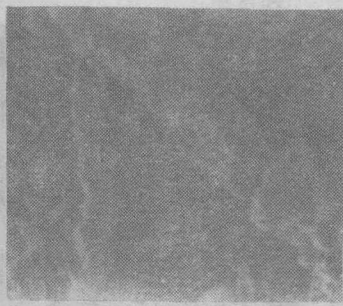
(b)

图12 应变速率0.0037,变形温度600℃

图13 应变速率0.0035,变形温度650℃



(a)



(b)

14图 应变速率0.0043,变形温度700℃

图15 应变速率1.41,变形温度600℃

由于在高温变形后快速冷却,所以在一定程度上保持变形温度时的组织,观察发现在600℃以下(450℃,500℃,550℃),凡在较快应变速率下压缩变形( $10^{-1}$ ),其显微组织均为在  $\beta$  相上分布着片状  $\alpha$  相,它们与变形前的显微组织几乎无明显区别. 观察其侧面, $\alpha$  相呈带状分布(图16). 说明在此温度范围内,较快应变速率下压缩变形有再加工硬化现象,没有产生再结晶,因此它们的应变相对比较低. 在较慢应变速率下( $10^{-3}$ ),其组织中的  $\alpha$  相呈等轴状但大小不均,温度越低差别越大.

化学成分为 57.34%Cu, 41.29%Zn, 0.9%Pb 的 Hpb59-1 铅黄铜, 其 Zn 当量为 42.19%, 原材料未经热处理压缩变形前的室温下基本相应为  $\alpha$ ,  $\beta'$  和少量 Pb 颗粒。 $\alpha$  相是以 Cu 为基的固溶体, 在高低温下都具有较高的塑性, 特别是 Zn 当量为 30—32% 时塑性最佳。 $\beta'$  相是有序化的电子化合物 CuZn 为基的固溶体, 很脆, 塑性差, 而无序的  $\beta$  相塑性较好。 $\beta'$  相向无序的  $\beta$  相转变, 理论温度为 454℃, 在连续加热条件下, 这个转化温度要推向更高的温度。根据杠杆定律可知, 当温度为 450℃ 左右, 其  $\alpha$  相的相对量最多, 当温度大于 450℃ 以后, 随着温度上升,  $\alpha$  量减少,  $\beta'$  量增加, 但  $\beta'$  相也逐渐向  $\beta$  相转化, 使得基体也有较好的塑性。在 450℃ 温度下主要是  $\alpha$  相变形,  $\beta'$  相变形量很少, 在 500℃ 和 550℃ 温度下,  $\alpha$  相和  $\beta$  相同时变形, 因此随着温度升高, 变形量加大。在此温度范围内和较快的应变速率下, 根据应变指标 (表 1 中最低为 1.113) 应属于超塑性变形, 但从金相组织而言, 则属于一般的冷加工变形。虽然在此温度范围, 其温度已大于最低的理论再结晶温度, 但由于处于动态过程, 应变速率大, 不可能产生再结晶, 晶粒产生破碎且被压扁, 故在横断面上呈片状, 而在侧面呈带状组织。在较慢应变速率下, 变形时间较长, 有充分时间在晶界处重新形核, 长大, 产生再结晶, 使晶粒呈等轴状。但由于温度还偏低, 变形量较小, 使得再结晶后的晶粒大小不均。随着温度的升高, 再结晶容易, 变形量增大。由于变形量增大, 又使再结晶后的晶粒度变小且均匀 (图 4、5)。

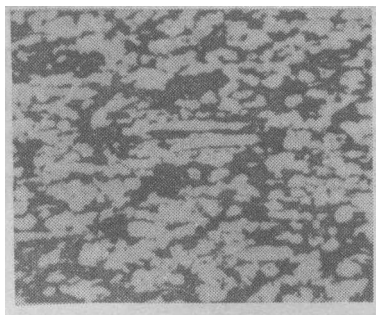


图 16 供货状态 (应变速率 0.117, 变形温度 500℃, 侧面 100x)

当变形温度超 600℃ 时, 由于温度较高, 系统内具有较高的能量, 不管是在较快的应变速率下或在较慢的应变速率下, 动态再结晶都可以充分进行。因此晶粒都呈等轴状 (图 6—11) 由于再结晶后晶粒大小随温度升高而长大, 因此, 在相应的应变速率下, 7\*, 9\*, 11\*, 8\*, 10\*, 12\* 试样的晶粒依次变大。较慢应变速率下变形与较快速率下变形相比, 其变形, 再结晶的反复次数更多, 变形量更多 (表 1)。因此, 同一温度下, 前者得到的晶粒较后者细 (图 9 与 6, 10 与 7, 11 与 8)。

### 3.2 压缩前经热处理的试样超塑性压缩变形后的金相组织变化规律

Hpb59-1 黄铜经 270° 退火 + 470° 淬火, 其室温下显微组织为在  $\beta$  基体上分布着较小的等轴状  $\alpha$  相 (图 2)。在重新加热到 600℃ 到 700℃ 温度范围, 由于温度的变化,  $\alpha$  相固溶度产生改变, 从  $\beta$  晶中析出的  $\alpha$  相和  $\beta$  相有着  $\{110\}_{\beta} \parallel \{110\}_{\alpha}$ ,  $\langle 111 \rangle_{\beta} \parallel \langle 110 \rangle_{\alpha}$  的位相关系, 形成魏氏组织, 其  $\alpha$  相呈片状。在较快的应变速率下, 没有产生动态再结晶, 在这个温度范围内,  $\alpha$  相和  $\beta$  相都具有很好的塑性, 虽产生一般塑性变形, 但应变还相当高, 晶粒破碎且压扁。我们测量其显微硬度,  $\alpha$  相  $H_v$  为 140,  $\beta$  相  $H_v$  为 191, 说明产生了加工硬化。故其晶粒都呈片状组织 (图 15)。其应变比不经过热处理的原材料在相应温度, 相应速率下小些。在较慢应变速率下, 有可以产生动态再结晶, 测量其显微硬度,  $H_v$  为 67。从图 12b 中可以看出,  $\alpha$  相中存在许多孪晶, 说明已产生充分的动态再结晶, 故晶粒都呈均匀等轴状组织, 而晶粒的大小随温度升高而增大 (图 12, 13, 14)。

金属变形再结晶后的晶粒度与原始组织有关, 原始组织越细, 变形再结晶后的晶粒度也越

细. 经270℃退火+470℃淬火后晶粒比不经热处理的原材料的晶粒细, 因此都存在动态再结晶的较慢应变速率和相应的温度下, 未经热处理的7", 9", 11", 试样比经热处理后的13", 15", 17"试样的晶粒粗大(图9与12, 10与13, 11与14).

超塑性变形温度下, 温度虽已超过  $Pb$  的熔点, 由于两相黄铜加热时产生  $\alpha+\beta'$  向  $\beta$  相转变, 游离铅可由晶界转入晶内, 使游离态的铅对黄铜塑性危害减轻, 提高黄铜的高温塑性. 在试样快速冷却时, 这些游离铅都保持在晶粒内部, 可在多数图中清楚看到.

## 4 结论

(1)  $HPb59-1$  黄铜, 在压缩变形时, 原始组织不一定要具有细小的组织才能产生超塑性, 即使较粗大的原始组织也有较好的超塑性. (2) 在较慢的应变速率比较快应变速率下, 超塑性更大. 经淬火处理后的材料与原材料相比, 应变速率对超塑性变形的影响更为敏感, 即应变速率对原始组织为等轴状的影响更大. (3) 在600℃以上进行超塑性压缩变形, 其晶粒随温度升高而长大, 但如果变形前的原始组织较细小, 长大趋势较慢. (4) 对  $HPb59-1$  黄铜, 在超塑性压缩变形下, 原始组织不管是片状或等轴状, 其显微组织在600℃下变形最细, 也就是说600℃是最佳的变形温度. 应变速率在 $10^{-3}$ 数量级最佳.

## 参 考 文 献

- [1] 何景素、王燕文, 金属的超塑性, 科学出版社, (1986).
- [2] A. C. 季霍诺夫, 金属与合金的超塑性效应, 科学出版社, (1983).
- [3] 有色金属及其热处理编写组, 有色金属及其热处理, 国防出版社, (1981).
- [4] 洛阳铜加工厂中心试验室, 铜及铜合金金相图谱, 冶金工业出版社, (1983).
- [5] 姚祖斌, 吴洛平等, 华侨大学学报(自然科学版), 12, 1(1991). 32—36.

## Change of HPb59-1 Brass in Its Metallurgical Micro-structure after superplastic Compressive Strain

Wu Luoping

(department of Precision Mechanical Engineering)

**Abstract** A metallographic analysis was made on HPb59-1 brass sample after superplastic compressive strain. It is indicated experimentally that different original structures, different deformation temperature, and different strain rates exert fairly great influences on its metallurgical microstructure after superplastic compressive strain. The results may serve as a reference for choosing better deformation temperature, strain rate, and original structure.

**Key words** HPb59-1 brass, superplasticity, deformation, microstructure