

LY12合金超塑性压缩的金相分析

姚祖斌 吴洛平 张锦云

(精密机械工程系)

摘要 本文研究了LY12硬铝合金超塑性压缩变形过程中显微组织的变化及其对超塑性能的影响,揭示了动态再结晶及第二相粒子对LY12合金变形的作用,指出了因端面效应而引起的变形不均匀性,发现了LY12CZ合金具有“短暂超塑性”,并观察到微观孔洞与裂纹。

关键词 铝合金,超塑性压缩,金相分析

0 前言

文〔1〕已对供应状态的LY12硬铝合金超塑性压缩的力学特性进行研究。由力学性能得知,LY12CZ的超塑性能比LY12R好,须从合金的微观组织结构方面究其原因,由 σ - ε 曲线可知,两种合金在变形中均发生了动态再结晶,实际情况必须进行显微组织观察加以验证,还有一些问题需要用微观组织进行解释。因此,我们对压缩试样进行了金相检验。

1 金相分析

1.1 LY12R合金

图版Ⅱ1, 2为LY12R的原始金相组织照片。原始晶粒粗大,并有纤维状变形带,第二相粒子沿挤压方向呈现带状分布。

原始组织经450℃15min保温后,出现静态再结晶组织(图版Ⅱ3),晶粒比原始的有明显的细化。这可能是因为挤压变形后,材料内部存在着内应力场,在变形带区,第二相粒子周围,存在着较大的畸变能,在这些地方首先形成再结晶晶核。保温后,明显可见晶界粗化,可能是晶界上第二相粒子析出的缘故。

经小变形后,晶粒发生了完全动态再结晶(图版Ⅱ4),晶粒比图版Ⅱ3中的细化了很多。而且晶界也比保温后的细。

图版Ⅱ7与图版Ⅱ4比较,图版Ⅱ8与Ⅱ5比较得知,随着变形量的增大,动态再结晶更易进行。

由图版Ⅱ6看出,心部晶粒迅速长大。说明少而不均匀分布的第二相不能有效地阻碍晶

粒长大。粗化后的晶粒内部第二相数量很少,因此,这种晶粒有可能是同相晶粒聚合而成的。

由图版Ⅱ 6, 9, 10看出,中部晶粒在变形中基本上保持等轴,说明该区域的变形以晶界滑移为主。同时,当真应变 $\varepsilon = 0.29 \rightarrow \varepsilon = 0.90$ 时,沿轴向拉长的晶粒变成了沿径向拉长,说明晶内滑移也参与了变形。当 $\varepsilon = 1.16$ 时,晶粒已是完全等轴了。这是因为随着变形量的增大,再结晶比较容易进行,随变形量的增大,晶粒有细化的趋势,这说明变形量大,再结晶就容易进行。

通过观察看到,粗大的第二相在变形中得到了碎化,但极少量硬度很大的相仍不变形。较细小的第二相颗粒在变形中基本上保持原状。

1.2 LY12CZ合金

LY12CZ原始晶粒也比较粗大(图版Ⅲ 1),与LY12R的相差无几。原始组织中存在着大量均匀弥散分布的第二相。第二相沿带状分布的程度大大低于LY12R(图版Ⅲ 2)。

LY12CZ原始组织经475℃保温15min后,亦可见到静态再结晶组织(图版Ⅲ 3),而且晶粒非常细小。但是有的试样却没有此现象。即使是从同一棒料切下,经同一温度、同一时间保温后,有的试样发生再结晶,有的试样却没有。LY12CZ的静态再结晶驱动力只能来自时效淬火时所引起的内应力场。

变形试样整个横断面按其金相组织状态(图版Ⅲ 4)可分为三个区(图1),其中Ⅰ区为等轴区,Ⅱ区为沿径向拉长区,Ⅲ区为沿周向拉长区。Ⅱ区与Ⅲ区间有个过渡区,该区的晶粒拉长方向由径向过渡到周向。

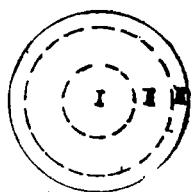


图1 变形试样横断面的三个区

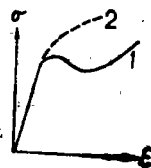


图2 LY12合金的 σ - ε 曲线

在试样端面边缘处可见到晶界(图版Ⅲ 5),晶粒有明显的细化,晶界有第二相析出。其它区域则难见到晶界。说明边缘发生了动态再结晶。也就是说,应变量大,越容易发生动态再结晶。

快速变形试样横截面中部易见到晶界,而慢速变形则很难见到。这说明应变速度较大,易发生动态再结晶。文献^[2]也指出了应变量大、应变速度大有利于动态再结晶。

快速变形试样在端部可看到沿轴向拉长晶粒这种反常现象(图版Ⅳ 1)。

2 讨论

2.1 动态再结晶

LY12R和LY12CZ合金的压缩变形都有类似图2中曲线1这种曲线,即应力出现了峰值,说明发生了动态再结晶。没有发生动态再结晶的曲线形状如图中曲线2,没有峰值。

通过实际的金相观察,得知从变形开始到变形结束,整个过程都有动态再结晶发生。

金属材料在较高的温度(约大于 $0.5T_m$)下变形时,材料处于高塑性状态,同时进行形变硬化与形变软化两个矛盾的过程,形变软化包括动态回复和动态再结晶。一般认为可据层错能把金属材料分为两类:一类为高层错能金属,发生动态回复;一类为低层错能金属,发生动态再结晶。一般来说,铅及其合金属于高层错能金属^[8]。但许多学者认为,铅中添加Mg, Zn, Cu元素可以降低材料的层错能,从而使动态再结晶有可能进行。LY12合金在压缩变形中确实发生了动态再结晶,这与LY12合金中的主要辅助元素为Mg, Cu有关。动态再结晶时,新晶粒的形成总是在晶界滑移容易受阻的地方,如三角界处、晶界形状极不规则处、形变带处(图版IV 3所示为沿变形带形成的新晶粒)。在形变应力的作用下,位错运动在这些地方造成大量塞积而产生应力集中,致使这局部区域处于高能状态,这样便在这些地方造成再结晶的动力学条件。(I III 图)大时处出也结晶故现

动态再结晶是通过形成新的大角晶界及其随后移动的方式来进行的。随着变形量的增大,材料中未再结晶的区域不断形成动态再结晶的晶粒,并只发生有限的长大,同时已发生动态再结晶的某些区域也会因变形的继续而积蓄到足够的再结晶驱动力,重复发生动态再结晶。周而复始地发生动态再结晶,有利于超塑性变形。

上述动态再结晶方式是一种非连续性动态再结晶,还有一种动态再结晶不是通过形核长大的方式来进行的,而是通过晶粒碎断方式进行的。LY12CZ合金在进行超塑性压缩过程中会产生晶粒碎断(图版IV 6)。晶粒碎断仍由于位错塞积场向晶内发射位错,形成小角度晶界,小角度晶界参与变形,最后发展成大角度晶界^[4]。晶粒碎断是一种连续的动态再结晶。它对压缩量无直接贡献,但它消除了应力集中,并提供细晶粒,为进一步进行超塑性变形准备了充分条件。

在变形过程中,等应变率作用到所有晶粒上,引起内应力分布的不均匀,即粗晶粒承受比细晶粒较大的应力。因此,粗晶粒所积蓄的再结晶驱动力比较大,首先发生动态再结晶。因此,动态再结晶能使变形趋于均匀。

动态再结晶产生了微细晶粒,为超塑性变形提供了组织结构条件;动态再结晶减缓了应力集中,使晶界滑移容易进行;动态再结晶使变形趋于均匀;动态再结晶是形变软化的一种形式,使塑性变形易于进行。同时,在某种条件下,动态再结晶会引起短暂超塑性。

所谓短暂超塑性是指一般工业上常用的非超塑性金属材料,预先不必经过微细晶粒处理,就可以在很高的应变速度下,于短时间内显示出超塑性^[5]。短暂超塑性产生的重要条件是:使金属材料产生再结晶或组织转变,并在此过程中尽量延缓晶粒的长大速率,使晶粒在短时间保持相对稳定的微细晶粒,以适应金属成形的要求。据此,就可以解释在LY12CZ合金的快速成形中呈现出的超塑性。虽然在变形中晶粒有些长大,但仍然是比较小的(如图版IV 4 IV 5)。因为晶粒有一定程度的长大,所以只能显示轻微的超塑性。

2.2 第二相粒子

LY12合金中有两个主要强化相 θ 和S。

一般地说,超塑性材料需要两相组织,而且两相的体积比较接近时更有利于超塑性变形。因为第二相晶粒能阻碍母相晶粒长大。同时,母相也能阻滞第二相,并希望第二相均匀弥散分布,以增加晶粒边界长度及体积分数,减少晶界效应。同时,双相金属能减少当晶界滑

移和晶粒转动时同相金属的晶粒聚合。极限的平均晶粒尺寸与分散相粒子的尺寸成正比,与粒子所占的体积百分数成反比。LY12R中的第二相较少、较大,且分布不均匀,而LY12CZ中的第二相较多、较细,分布均匀弥散,而且晶界中有第二相析出。由此,LY12R中的晶粒长大速率要大于LY12CZ的。因而LY12CZ呈现较好的超塑性。

第二相对再结晶也有影响:分散相粒子的作用主要取决于基体上分散相粒子的大小及其分布。在粒子间距较大和大的粒子直径的情况下,再结晶被促进,而在小的粒子间距和小的粒子直径的情况下,再结晶被阻碍。所以,LY12R比LY12CZ更容易进行动态再结晶,补偿了LY12R因晶粒长大率较大的不足,故也能显示出超塑性。

合金中少量不变形的较硬相,将会引起强烈的变形不协调,产生应力集中,引起尖端裂纹或空洞,最后导致材料的破坏。

2.3 微观空洞与裂纹

在超塑性单向拉伸状态下,拉伸后试样中存在着大量的微观与宏观量级的内部缺陷:空洞、孔隙、微孔等。而当此类材料在三向压缩(挤压、轧制等)条件下变形时,就观察不到多晶体中形成这些孔洞和裂纹^[6]。这说明静水压力对内部缺陷有抑制作用,单向压缩的静水压力介于单向拉伸与三向压缩之间,这样,在进行超塑性压缩时就很可能产生内部缺陷。通过扫描电镜观察,发现LY12CZ合金的超塑性压缩的试样中存在着微观孔洞与裂纹等缺陷。超塑性多晶体在高温变形中,而产生过饱和的空位^[6],它有脱溶析出形成空洞而使达到平衡空位的趋势^[7]。一般认为,过饱和空位在位错塞积应力场的作用下形成空洞核心,空洞形核以后,位错塞积应力场消失。通过瞬时的局部变形,又建立了新的弹性应力场,该应力场与外力有关,外力对空洞的长大影响很大。空洞在压缩变形中会沿径向压扁(图版Ⅳ7),这种压扁的孔洞较圆形空洞具有更大的表面能,为了使表面能趋于最小,在表面张力的作用下使空洞圆化。而外压应力差的作用使空洞压扁,这样就导致物质流从纵向流向横向,使空洞壁厚减小,最后空洞相连(图版Ⅳ8)。当空洞压扁到一定程度后,在尖端部位就会聚集足够的应力,从而产生空洞裂纹(图版Ⅳ8)。

根据观察,快速变形比慢速变形更易产生孔洞,因为快速变形所提供的孔洞形核与长大的应力场较大。慢速变形会产生晶界与晶内裂纹,这是因为当变形量达到一定的程度之后,晶界滑动与晶界扩散等协调机理不相适应,便会产生晶界裂纹。在三晶粒交界处,最易产生应力集中,引起晶内裂纹(图版Ⅳ9)。粗大的第二相粒子变形比较困难,这样就会与其周围的基体相产生变形不协调,从而引起相间裂纹(图版Ⅳ10)。

当空洞或晶界裂纹发展到临界尺寸,会引起瞬时发展时,试样便会产生断裂。

2.4 横断面三个区域划分的原因

轴对称变形时,周向应变 ϵ_θ 等于径向应变 ϵ_r ,即 $\epsilon_\theta = \epsilon_r$,称为双向等拉应变。由于各方向的变形量相同,所以在Ⅰ区出现了等轴晶粒。在Ⅱ区物质沿径向的流动痕迹明显可见。由于杂质相和第二相粒子沿径向分布,因而就阻碍了晶粒沿周向的长大,就出现了沿径向拉长的晶粒。Ⅲ区受到了附加拉应力的作用^[8],在此附加拉应力的作用下,晶粒沿周向伸长了。可见,晶粒的变形状态不仅与应变状态有关,而且与组织状态有关。

2.5 变形的不均匀性

一般的塑性墩粗圆柱可划分为三个区域,如图3所示。Ⅰ区为难变形区,Ⅱ区为大变形

区,Ⅲ区为小变形区。由于LY12R的超塑性能不很好,所以会出现类似的不均匀变形。只是不均匀程度要低些。由于Ⅱ区变形较大,有利于动态再结晶,同时,该区域端部影响较小,晶界滑移和晶粒转动不受端面的约束,所以Ⅱ区的超塑性性能较好。

当变形量很大时,试样很薄,此时,上、下砧头的约束影响很显著,严重地阻碍晶界的滑移与晶粒的转动,使以晶界滑移为主的超塑性性能降低,并使晶界滑移与晶粒转动这种协调机理遭到限制。

快速变形时,在试样端部产生了沿径向拉长晶粒这种反常现象,这也是由于不均匀变形所引起的。由于缺少润滑,摩擦力的影响较大,且速度越大,影响越大,因此存在着难变形区。该区域保留着原来的变形纤维,且大部分发生了动态再结晶,至变形最后阶段仍保留细小晶粒。有的晶粒发生了晶界迁移,由于在高温下,基体沿变形纤维析出大量细小的化合物,所以沿垂直于轴向方向迁移比较困难,只好顺着轴向,这样晶粒就沿轴向拉长。随着变形量的逐步增大,这区域的外围将参与变形,如图版Ⅳ2所示。因为晶粒细化了,因此减轻了难变形程度,提高了粘塑性流动性。

试样的另一端,因加了润滑剂,摩擦力较小,原来的变形纤维只在靠近端面的极小范围内存在。因此,润滑将难变形区减至很小。为了获得比较好的超塑性,必须采用良好的润滑方法,减小摩擦力的影响,减轻不均匀变形程度。

3 结论

(1)通过金相检验证实了LY12合金在超塑性压缩变形中发生了连续的和非连续的动态再结晶。LY12R比LY12CZ更易进行动态再结晶。重复发生的动态再结晶为超塑性变形提供了组织结构条件。

(2)快速变形所呈现出的超塑性是动态再结晶所引起的一种“短暂超塑性”。

(3)LY12CZ的第二相均匀弥散分布,且晶界有第二相析出,有效地阻碍了晶粒的长大,具有较好的结构稳定性,所以LY12CZ有比LY12R较好的超塑性。

(4)LY12CZ试样经超塑性压缩变形后会产生内部空洞、晶界和晶内裂纹。

(5)晶粒的变形状态不仅与应变状态有关,而且与组织状态有关。

(6)较大的应变量和较大的应变速度有利于动态再结晶。

(7)由于端面效应,LY12合金的超塑性压缩变形不均匀。采用良好的润滑有利于提高超塑性。

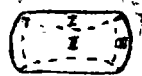


图3 圆柱体墩粗变形的三个区

参 考 文 献

- [1] 姚祖斌, LY12硬铝合金超塑性压缩的力学特性, 华侨大学学报(自然科学版), 3 (1989).
- [2] 林均品等, 铝合金的动态再结晶, 金属科学与工艺, 2 (1988).
- [3] 胡赓洋等, 金属学, 上海科学技术出版社, (1980).
- [4] 邵元智等, 超高强铝合金LC9超塑性流变过程中的动态再结晶研究, 机械工程材料, 6 (1989).
- [5] 孙逊, 普通工业材料的短暂超塑性, 山西机械, 1 (1982).
- [6] 季霍诺夫, A. C. (刘春林译), 金属与合金的超塑性效应, 科学出版社, (1983).
- [7] 陈和春, 杨振恒, 金属空洞断裂模型, 金属科学与工艺, 4 (1988).
- [8] 汪大年, 金属塑性成形原理, 机械工业出版社, (1982).

Metallographic Analysis of LY12 Alloy during Superplastic Compression

Yao Zubin

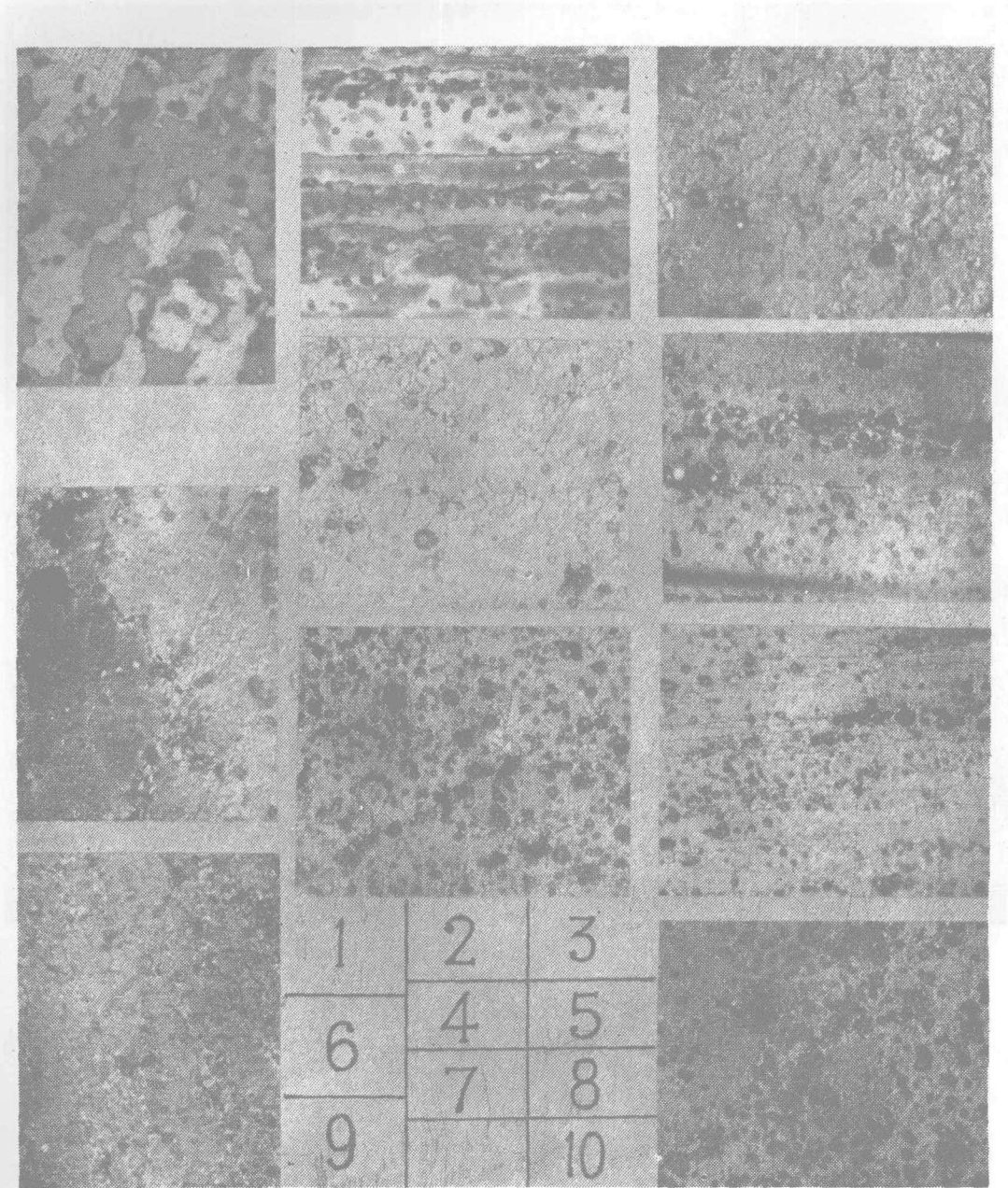
Wu Luoping

Zhang Jinyun

(Department of Precision Mechanical Engineering)

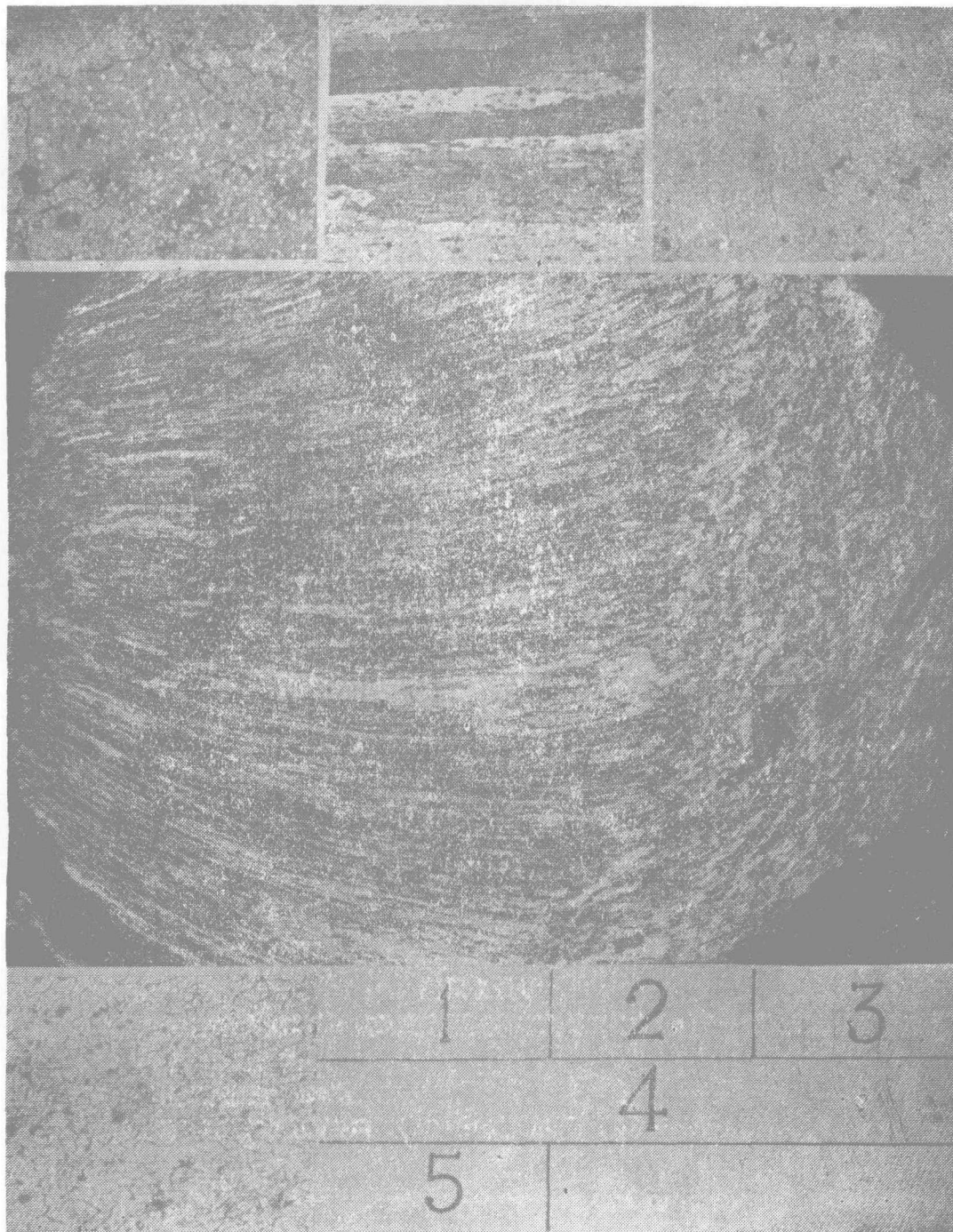
Abstract The microstructural change of LY12 hard aluminium alloy during superplastic compression and its influence on the superplasticity are studied by metalloscope and scanning electron microscope. The effects of dynamic recrystallization and second-phase particles on the deformation of LY12 alloy are revealed. The inhomogeneity of the deformation caused by end-face effect is pointed out. LY12 CZ alloy is found to have temporary superplasticity. Microcavities and microcracks are observed.

Key words aluminium alloy, superplastic compression, metallographic analysis



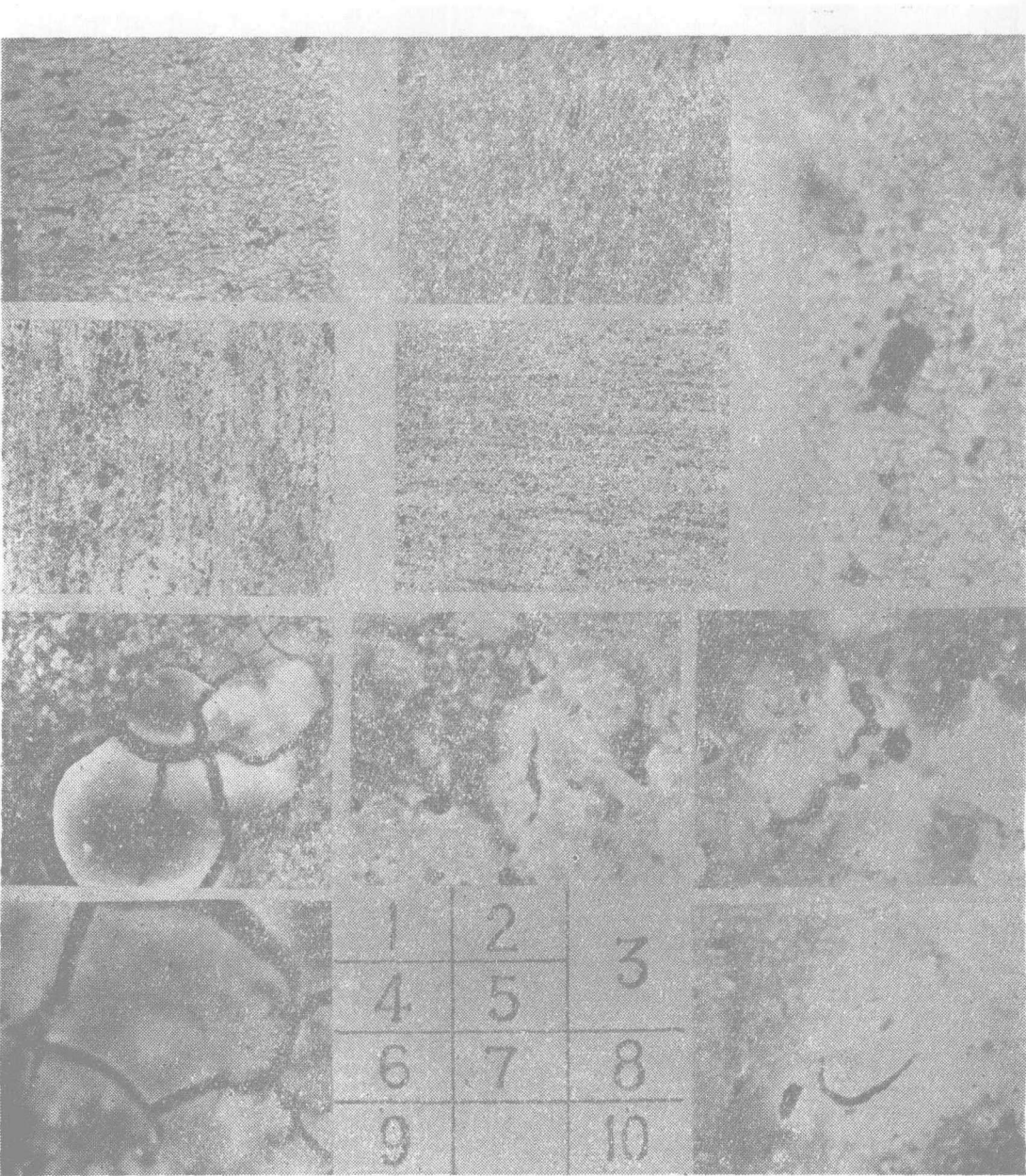
图版 II 说明 (LY12R 合金)

- | | |
|-------------------------------------|---|
| 1 —— 原始组织, 横向, 400×; | 2 —— 原始组织, 纵向, 400×; |
| 3 —— 450°C, 保温15min, 横向, 400×; | 4 —— 真应变 $\varepsilon=0.05$, 横向, 400×; |
| 5 —— $\varepsilon=0.05$, 纵向, 400×; | 6 —— $\varepsilon=0.29$, 横向, 400×; |
| 7 —— $\varepsilon=0.41$, 横向, 400×; | 8 —— $\varepsilon=0.41$, 纵向, 400×; |
| 9 —— $\varepsilon=0.91$, 纵向, 400×; | 10 —— $\varepsilon=1.16$, 纵向, 400× |



图版 III 说明 (LY12CZ 合金)

- 1 —— 原始组织, 横向, 400 \times ; 2 —— 原始组织, 纵向, 400 \times ;
3 —— 475 $^{\circ}$ C, 变形时间10', $\varepsilon=0$, 横向, 400 \times ; 4 —— 475 $^{\circ}$ C, 2' 39", $\varepsilon=1.91$, 横向, 20 \times ;
5 —— 450 $^{\circ}$ C, 27", $\varepsilon=1.79$, 横向, 400 \times



图版Ⅳ说明 (LY12CZ合金)

- 1 ——500°C, 变形时间6.2", $\epsilon=1.91$, 纵向, 400×;

2 ——475°C, 7", $\epsilon=1.90$, 纵向, 400×;

3 ——475°C, 3' 42", $\epsilon=1.93$, 纵向, 2000×;

4 ——450°C, 7.2", $\epsilon=1.75$, 纵向, 400×;

5 ——450°C, 7.2", $\epsilon=1.75$, 横向, 100×;

6 ——475°C, 3' 10.5", $\epsilon=1.94$, 纵向, 1500×;

7 ——475°C, 12.2", $\epsilon=1.889$, 纵向, 6000×;

8 ——475°C, 12.2", $\epsilon=1.889$, 纵向, 6000×;

9 ——500°C, 2' 1", $\epsilon=2.003$, 纵向, 6000×;

10 ——500°C, 13", $\epsilon=1.948$, 纵向, 6000×