

doi: 10.11918/j.issn.0367-6234.2015.10.010

# 不同初始组织材料超塑性 $m$ 值模型与验证

曹富荣<sup>1</sup>, 崔建忠<sup>2</sup>, 丁桦<sup>1</sup>, 侯红亮<sup>3</sup>, 李志强<sup>3</sup>(1.东北大学 材料与冶金学院, 110819 沈阳; 2. 材料电磁过程教育部重点实验室(东北大学), 110819 沈阳;  
3.中航工业北京航空制造工程研究所, 100024 北京)

**摘要:** 为确定超塑性机理和本构方程, 需要计算  $m$  值. 采用铸造、轧制和退火方法获得细晶 AA7075 铝合金板材, 采用高温拉伸机和图像分析仪研究了合金  $m$  值的变化, 针对等轴晶粒和带状晶粒的材料超塑性变形, 建立了  $m$  值与应变关系模型. 模型证明等轴晶粒组织恒速度超塑性变形  $m$  值随应变增加而减小和带状晶粒组织超塑性变形  $m$  值随应变增加而增大. 理论预测得到等轴细晶 AA7075 铝合金和 AA7475+0.7Zr 铝合金和带状晶粒的 Mg-8.5%Li 合金和包含小角度晶界的 AA7475 铝合金超塑性实验结果的支持. 模型预测与实验结果吻合, 内在组织变化是  $m$  值变化的根本原因.

**关键词:** 超塑性; 应变速率敏感性; 应变; 空洞; 动态再结晶

中图分类号: TG136

文献标志码: A

文章编号: 0367-6234(2015)10-0050-05

## Modeling the $m$ value and its experimental verification during superplasticity of materials with different initial microstructures

CAO Furong<sup>1</sup>, CUI Jianzhong<sup>2</sup>, DING Hua<sup>1</sup>, HOU Hongliang<sup>3</sup>, LI Zhiqiang<sup>3</sup>

(1.School of Materials and Metallurgy, Northeastern University, 110819 Shenyang, China; 2.Key Laboratory of Electromagnetic Processing of Materials, Ministry of Education(Northeastern University), 110819 Shenyang, China; 3.Professor of AVIC Beijing Aeronautical Manufacturing Technology Research Institute, 100024 Beijing, China)

**Abstract:** In order to ascertain superplastic mechanism and establish constitutive equation, strain rate sensitivity exponent ( $m$  value) is required to be calculated. Fine-grained AA7075 aluminum alloy sheets were fabricated by casting, rolling and annealing, and variation in the  $m$  values were investigated by high temperature tensile machine and image analyzer. Aiming at the superplastic deformation of materials with the equiaxed grain and the elongated grain microstructures, the relations between the  $m$  value and the strain were modeled. It is noted that the  $m$  value for the equiaxed grain microstructure decreases with increasing the strain during constant velocity tension, and the  $m$  value for the elongated grain microstructure increases with increasing the strain during superplasticity. Theoretical predictions were verified by the superplastic experimental evidence in AA7075 alloy and AA7475+0.7Zr alloy with fine equiaxed grains and in Mg-8.5%Li alloys with the elongated grains and AA7475 alloy with low angle grain boundaries. The calculated results agree well with the experimental ones, and it is shown that variation in microstructure leads to the variation in the  $m$  value.

**Keywords:** superplasticity; strain rate sensitivity exponent; strain; cavitation; dynamic recrystallization

超塑性指多晶材料以各向同性方式表现出很高的拉断延伸率的能力<sup>[1]</sup>. 文献[2]认为测量的经典超塑性延伸率>400%, 测量的应变速率敏感性接近0.5; 文献[3]提出超塑性应变速率敏感性指数

( $m$  值)的概念,  $m$  值是衡量材料高温速控变形能力的极其重要的指标, 不仅在超塑性中, 而且在蠕变和热变形中得到了广泛的应用. 该指数的理论模型国内外开展了深入研究, 属于唯象学研究成果<sup>[4]</sup>. 目前还没有报道把显微组织与  $m$  值和应变联系起来.

超塑性变形前的组织通常有两种: 等轴晶粒组织和带状晶粒组织<sup>[5]</sup>. 等轴晶粒组织超塑性变形期间发生晶粒长大和空洞发展. 带状晶粒组织或称非理想组织通常发生应变诱发动态再结晶转化为等轴

收稿日期: 2014-06-11.

基金项目: 国家自然科学基金(51334006).

作者简介: 曹富荣(1964—), 男, 博士, 副教授;

崔建忠(1950—), 男, 教授, 博士生导师.

通信作者: 曹富荣, cfr-lff@163.com.

晶粒组织. 例如, 文献[6]对工业铝合金细晶超塑性研究提出两种方式: 1) AA5083 和 AA7475 合金静态再结晶获得变形前等轴细晶组织; 2) AA2004 和 AA8090 合金, 其轧制与退火处理得到回复的带状组织, 该带状组织在超塑性变形过程中亚晶演变为大角度晶界的等轴晶粒. 研究表明两种组织的力学行为明显不同<sup>[7]</sup>. 由于力学特征的变化, 作为揭示机理的  $m$  值在两个过程中的变化必然不同. 文献分析发现,  $m$  值与应变的关系目前没有从理论上证明和验证. 因此本文获得了材料超塑性  $m$  值与应变关系模型, 列举实验证据证明模型的合理性.

## 1 理论推导与分析

### 1.1 等轴晶超塑性 $m$ 值与应变 $\varepsilon$ 关系模型

超塑性变形通常采用两种过程: 恒速度变形和恒应变速率变形. 对恒速度拉伸变形, 如果应变采用工程应变  $\varepsilon_e$ , 得到<sup>[8]</sup>

$$m = m_0 - \frac{1 + \varepsilon_e}{1 - f_s} \frac{\partial f_s}{\partial \varepsilon} \quad (1)$$

式中:  $\sigma_0$  为无空洞时材料流动应力;  $f_s$  为空洞面积分数;  $m_0$  为无空洞时材料的  $m$  值.

如果应变采用真应变  $\varepsilon_t$ , 得到

$$m = m_0 - \frac{1}{1 - f_s} \frac{\partial f_s}{\partial \varepsilon} \quad (2)$$

对恒应变速率超塑性变形, 假设  $\dot{\varepsilon} = d\varepsilon/dt \approx \varepsilon/t$ , 得

$$m = m_0 + \frac{\varepsilon}{1 - f_s} \frac{\partial f_s}{\partial \varepsilon} \quad (3)$$

假设  $V$  为空洞体积分数, 由体视金相学可以证明  $\partial f_s = \partial V$ , 对空洞长大过程, 存在如下关系<sup>[9]</sup>

$$\frac{\partial V}{\partial \varepsilon} = \frac{dV}{d\varepsilon} = \eta V$$

其中

$$V = V_0 \exp(\eta \varepsilon) \quad (4)$$

式中:  $\eta$  为空洞长大因子, 对单向拉伸为确定值;  $V_0$  为零应变时的空洞体积分数.

将式(4)代入式(1)~(3), 恒速度超塑性过程  $m$  值与应变  $\varepsilon$  关系式为:

$$m = m_0 - \frac{1 + \varepsilon_e}{1 - V_0 \exp(\eta \varepsilon_e)} \eta V_0 \exp(\eta \varepsilon_e) \quad (5)$$

$$m = m_0 - \frac{1}{1 - V_0 \exp(\eta \varepsilon)} \eta V_0 \exp(\eta \varepsilon) \quad (6)$$

恒应变速率超塑性过程  $m$  值与应变  $\varepsilon$  关系式为

$$m = m_0 + \frac{\varepsilon}{1 - V_0 \exp(\eta \varepsilon)} \eta V_0 \exp(\eta \varepsilon) \quad (7)$$

因此, 由式(5)和式(6)断定恒速度超塑性过程  $m$  值随应变增加而减小. 所以, 等轴晶粒组织恒速度超塑性变形应变速率敏感性指数随应变增加而减小

得到证明.

另一方面, 由式(7)断定恒应变速率超塑性过程  $m$  值随应变增加而增大. 变形过程中  $m$  值增大意味着晶界滑移的贡献增加, 有利于超塑性能力的发挥.

### 1.2 带状组织动态再结晶诱发超塑性过程 $m$ 值与应变 $\varepsilon$ 关系模型

高温变形本构方程一般可表示为<sup>[10]</sup>

$$\dot{\varepsilon} = \frac{ADGb}{kT} \left(\frac{b}{d}\right)^p \left(\frac{\sigma}{G}\right)^n \quad (8)$$

式中:  $A$  为量纲一的常数;  $D$  为扩散系数;  $G$  为剪切模量;  $b$  为位错柏氏矢量的模;  $k$  为玻尔兹曼常数;  $T$  为温度;  $d$  为晶粒尺寸;  $\sigma$  为外加应力;  $p$  为晶粒指数;  $n$  为应力指数,  $n = 1/m$ .

对一般动态再结晶热变形过程, 令  $p = 0$ , 并采用动态再结晶模型  $\sigma = C/d$ , 其中  $C$  为常数. 设温度  $T$  一定, 则  $B$  与  $G$  一定,  $C$  为常数, 应变速率  $\dot{\varepsilon}$  恒定 (对恒速率变形过程) 或应变速率  $\dot{\varepsilon}$  随应变增加而减小 (恒速度变形过程), 由于动态再结晶过程  $d = F/\varepsilon$ , 这里  $F$  为常数, 将  $\sigma$  与  $d$  关系代入式(8)得

$$m = \frac{\ln \frac{C}{G} + \ln \frac{\varepsilon}{F}}{\ln B \dot{\varepsilon}} \quad (9)$$

式中:  $B = 1/[(A'D)/b^2]$  和  $A' = [ADGb^3]/(kT)$ . 由式(9)可见随应变  $\varepsilon$  增加,  $m$  值增大.

对带状晶粒超塑性变形, 由于应变诱发动态再结晶, 发生小角度晶界向大角度晶界的转变, 在达到动态再结晶临界应变  $\varepsilon_c$  (通常  $\varepsilon_c < 50\%$ , 个别  $80\%$ ) 后随应变增加逐步转变为等轴晶粒, 此时  $p = 2$  或  $p = 3$ , 仍然采用  $\sigma = C/d$  关系模型. 设温度  $T$  一定, 则  $A$  与  $D$  一定,  $C$  和  $b$  为常数, 应变速率  $\dot{\varepsilon}$  同上, 由于动态再结晶过程  $d = F/\varepsilon$ , 这里  $F$  为常数, 将  $\sigma$  与  $d$  关系代入式(8)得

$$m = \frac{\ln \frac{C\varepsilon}{FG}}{\ln \dot{\varepsilon} / [A' \left(\frac{b\varepsilon}{F}\right)^p \frac{D}{b^2}]} \quad (10)$$

由式(10)可见随应变  $\varepsilon$  增加,  $m$  值增大. 式(9)和式(10)均证明带状晶粒组织高温热变形和超塑性变形的  $m$  值随应变增加而增大.

## 2 实验验证与分析

### 2.1 等轴晶超塑性 $m$ 值与应变 $\varepsilon$ 关系模型实验验证

本文采用熔铸、轧制和退火方法获得 AA7075 (Al-Zn-Mg) 合金等轴晶板材, 合金成分为: Zn 4%~5%, Mg 2%~3%, Zr、Mn、Cr 合计 0.5%, 其余

为铝. 板材晶粒尺寸为  $9.4 \mu\text{m}$ , 为细晶组织. 超塑性变形采用恒速度拉伸. 空洞面积分数采用计算机图像分析获得. 因而获得空洞体积分数  $V$ .  $m$  值采用 Backofen 方法测量. 图 1 为 4 种变形条件下的空洞体积分数与应变的关系. 把图 1 实验数据代入式(1)或式(5), 得到  $m$  值与应变  $\varepsilon$  关系曲线, 如图 2 所示. 可以看出实验测量值与模型计算值吻合. 说明 AA7075 合金等轴晶超塑性恒速度拉伸过程  $m$  值随应变增加而减小.

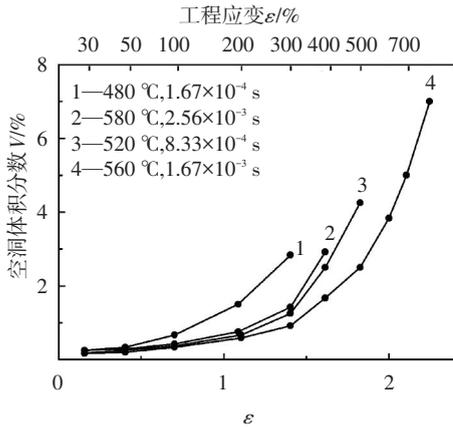
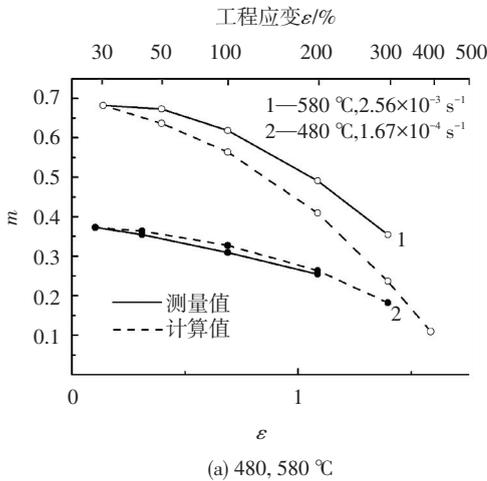
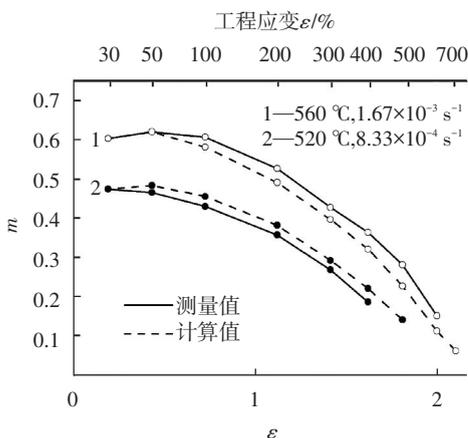


图 1 AA7075 合金空洞体积分数与应变曲线



(a) 480, 580 °C



(b) 520, 560 °C

图 2 AA7075 合金  $m$  值与应变  $\varepsilon$  关系曲线

文献 [11] 采用粉末冶金和挤压方法制备了 AA7475+0.7Zr 铝合金, 等轴晶尺寸为  $2 \mu\text{m}$ . 超塑性

变形采用恒速度拉伸.  $m$  值采用 Backofen 方法测量. 获得的  $m$  (此处为  $m_a$  表观  $m$  值) 与应变  $\varepsilon$  关系曲线, 如图 3 所示. 可见该合金等轴晶超塑性恒速度拉伸过程  $m$  值随应变增加而减小.

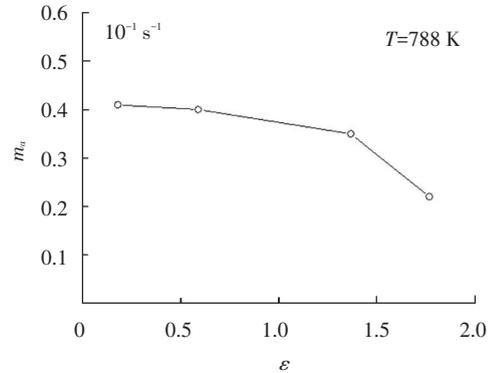


图 3 AA7475+0.7Zr 铝合金等轴晶 788 K,  $10^{-1} \text{ s}^{-1}$  条件下  $m$  值与应变  $\varepsilon$  关系

### 2.2 带状组织动态再结晶诱发超塑性 $m$ 值与应变 $\varepsilon$ 关系模型实验验证

文献 [12] 采用熔铸、473 K 轧制获得了带状晶粒的 Mg-8.5%Li 合金板材. 带状晶粒组织超塑性变形采用恒应变速率拉伸,  $m$  值采用 Backofen 方法测量. 实验发现随应变增加, 带状晶粒向等轴晶粒的转变, 获得了  $m$  值与应变  $\varepsilon$  关系实验曲线, 理论计算结果与实验结果对比如图 4 所示. 应变在  $0.1 \sim 0.9$  之间,  $m$  值在  $0.41$  左右波动; 应变在  $0.9 \sim 1.5$  之间, 随应变  $\varepsilon$  增加  $m$  值由  $0.41$  逐渐增加到  $0.68$ ; 应变超过  $1.5$  之后, 由于晶粒长大和空洞长大,  $m$  值逐渐降低. 可见应变  $0.9 \sim 1.5$  之间的  $m$  值, 测量值与计算值十分吻合.

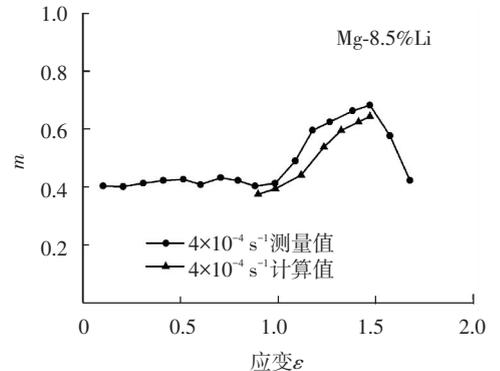


图 4 Mg-8.5%Li 合金  $m$  值与应变  $\varepsilon$  关系曲线

在包含小角度晶界的非理想组织中, 文献 [13] 研究 AA7475 铝合金超塑性  $m$  值时发现, 在温度  $788 \text{ K}$ , 应变速率  $10^{-1} \text{ s}^{-1}$  条件下真应变从  $0$  增加到  $1.7$ , 测量的  $m$  值从  $0.30$  增大到  $0.55$ . 根据变形前后晶界取向角的测量, 认为随应变增加, 晶界取向角逐渐增加是造成  $m$  随应变增加而增加的重要原因. 文献 [11] 采用粉末冶金和挤压方法制备了 AA7475+0.7Zr 铝合金, 获得真实应变速率敏感性  $m$ ,

与应变的关系,如图 5 所示.可见在应变  $\varepsilon \leq 0.4$  和 1.4 之前,  $m_i$  随应变  $\varepsilon$  增加而增加.小角度晶界转化为大角度晶界是造成  $m_i$  增加的组织原因.在应变  $\varepsilon \geq 0.4$  和 1.4 之后由于晶粒长大,发生  $m_i$  的减小.

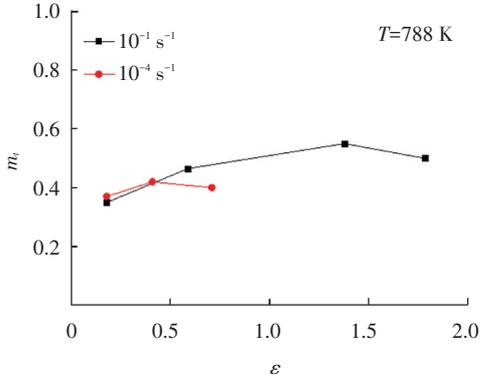


图 5 AA7475+0.7Zr 铝合金小角度晶界组织  $m$  值与应变  $\varepsilon$  关系

从实验证据与模型预测结果可以看出本模型的实验对象为等轴细晶 ( $1 \mu\text{m} < d \leq 10 \mu\text{m}$ ) 和带状组织,带状组织不是细晶,只有经过一定应变变形之后才转化为等轴细晶.模型预测得到了超塑性实验证据的支持.

## 3 讨论

### 3.1 晶粒尺寸对 $m$ 值的影响

对等轴晶材料 (AA7075 铝合金和 AA7475 + 0.7Zr 铝合金), AA7075 铝合金在温度 480~580 °C, 应变速率  $1.67 \times 10^{-4} \sim 1.67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  条件下, AA7475+0.7Zr 铝合金在温度 788 K, 应变速率  $10^{-1} \text{ s}^{-1}$  条件下,随变形进行,变形后晶粒尺寸大于变形前晶粒尺寸.大量证据表明许多材料发生变形诱发晶粒长大,由于晶粒长大,空洞在不利位向处形核与长大变得容易,使晶界滑移的贡献降低,因此  $m$  值降低.对带状组织材料 (Mg-8.5% Li 镁合金和 AA7475 + 0.7Zr 铝合金), Mg-8.5% Li 镁合金在 623 K,  $4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  条件下, AA7475 + 0.7Zr 铝合金在温度 788 K, 应变速率  $10^{-4} \sim 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  条件下,随变形进行,由于动态再结晶诱发晶粒细化,变形后晶粒尺寸小于变形前晶粒尺寸,空洞容易在不利位向处发生弥合,导致形核与长大变得困难,晶界滑移的贡献增加,因此  $m$  值增加.

### 3.2 通过空洞含量来确定 $m$ 值与应变关系的适用性

一些材料在超塑性变形初期空洞形核阶段,由于空洞形核尺寸通常在  $1 \mu\text{m}$  以下,光学显微镜无法分辨,随着空洞随变形的进行逐渐长大,在变形后期发展为尺寸较大的空洞,此时显微镜容易分辨.早期研究认为超塑性不存在空洞,但是后来陆续发现一些材料超塑性存在空洞.等轴晶超塑性  $m$  值与应

变  $\varepsilon$  关系模型适用于有空洞的材料.

超塑性是材料在一定晶粒尺寸下和一定温度与应变速率条件下的变形行为.对恒速度拉伸过程,由于细晶超塑性通常是恒温超塑性,温度一定,剩下的变量就是应变速率,容易证明恒夹头拉伸速度下应变速率与工程应变成反比.恒速度拉伸过程应变速率降低,工程应变增加.因此  $m$  值降低.可以看出,  $m$  值对应变速率的变化与  $m$  值对工程应变的变化是一致的.

### 3.3 $m$ 值变化的内在组织演变原因

图 2(b)、图 4 和图 5 中的  $m$  值与应变的关系都不是简单的单调规律,说明了超塑性的复杂性,内在组织变化才是  $m$  值上升、下降甚至水平波动的根本原因.图 4 的双相 Mg-8.5% Li 镁合金 623 K,  $4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  条件下组织研究发现,在应变 0.9 之前,组织为带状晶粒,此时  $m$  值随应变水平波动.在应变 0.9 之后到应变 1.5 之间,发生动态再结晶晶粒细化,  $m$  值上升,应变超过 1.5 之后,组织中晶粒长大同时发生明显的空洞长大,  $m$  值下降. AA7075 铝合金图 2(b) 中的曲线 1 在 560 °C, 应变速率  $1.67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  条件下,工程应变在 30~50% 之间  $m$  值上升与存在的少量带状晶粒转化为等轴晶有关,应变超过 50% 之后一直到断裂,晶粒与空洞长大,  $m$  值一直下降. AA7475 铝合金图 5 在温度 788 K, 应变速率  $10^{-4} \sim 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  条件下,起初  $m$  值上升与小角度晶界转变为大角度晶界组织有关,在应变  $\varepsilon \geq 0.4$  和 1.4 之后由于晶粒长大与空洞长大,发生  $m$  值下降.由于内在组织的变化,引起力学行为的变化,从而引起特征参数  $m$  值的变化.文献[4]提出  $m$  值不是常数,是变数的观点以及把力学行为与微观物理衔接研究的观点在本文得到体现与证明.

## 4 结论

1) 针对等轴晶粒的材料超塑性变形,建立了超塑性  $m$  值与应变关系模型.证明了恒速度超塑性过程  $m$  值随应变增加而减小.理论预测与等轴细晶 AA7075 (Al-Zn-Mg) 铝合金和 AA7475+0.7Zr 铝合金实验结果吻合.

2) 针对带状晶粒或非理想组织的材料超塑性变形,建立了超塑性  $m$  值与应变关系模型.证明了  $m$  值随应变增加而增大.理论预测与带状晶粒的双相 Mg-8.5% Li 镁合金和包含小角度晶界的 AA7475 铝合金超塑性实验结果吻合.

3) 分析发现:在温度一定,应变速率一定的条件下,  $m$  值随应变的上升与下降与内在组织变化有关;  $m$  值上升与小角度晶界的带状晶粒动态再结晶

转变成大角度晶界的等轴晶粒有关; $m$  值下降与等轴晶的晶粒长大和空洞长大有关.

### 参考文献

[1] ZHAO Shasha, QAYYUME R, DIAO Haoyan, et al. Mechanical and microstructural characteristics of superplastic Al-4.42Mg aluminum alloy[J]. Journal of Harbin Institute of Technology (New Series), 2013, 20 (5): 96-100.

[2] LANGDON T G. Seventy-five years of superplasticity: historic developments and new opportunities [J]. Journal of Materials Science, 2009, 44(22): 5998-6010.

[3] BACKOFEN W A, TURNER I R, AVERY D H. Superplasticity in an Al-Zn alloy [J]. Transactions of ASM, 1964, 57(4): 980-990.

[4] 宋玉泉, 管志平, 李志刚, 等. 应变速率敏感性指数的理论和测量规范[J]. 中国科学: E 辑, 2007, 37(11): 1363-1382.

[5] 曹富荣. 金属超塑性[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2014.

[6] SOTOUDEH K, RIDLEY N, HUMPHREYS F J, et al. Superplasticity and microstructural evolution in aluminum alloys [J]. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 2012, 43(9): 794-798.

[7] MISHRA R S, BIELER T R, MUKHERJEE A K.

Superplasticity in powder metallurgy aluminum alloys and composites [J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1995, 43(3): 877-891.

[8] 崔建忠. 超塑性[M]. 河北: 河北教育出版社, 1996.

[9] STOWELL M J, LIVESEY D W, RIDLEY N. Cavity coalescence in superplastic deformation [J]. Acta Metallurgica, 1984, 32 (1): 35-42.

[10] LANGDON T G. Unified approach to grain boundary sliding in creep and superplasticity [J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1994, 42(7): 2437-2443.

[11] KIM W J. Variation of true strain-rate sensitivity exponent as a function of plastic strain in the PM processed superplastic 7475Al+0.7Zr alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 277(1/2): 134-142.

[12] HIGASHI K, WOLFENSTINE J. Microstructural evolution during superplastic flow of a binary Mg-8.5wt.% Li alloy [J]. Materials Letter, 1991, 10 (7/8): 329-332.

[13] HIRATA T, MUKAI T, SAITO N, et al. Microstructural dynamics during high-strain-rate superplastic flow in PM 7475 alloy [J]. Materials Science Forum, 1999, 304-306: 333-340.

(编辑 张 红)

### 封面图片说明

封面图片出自论文“平流层软式飞艇的多参数敏感性分析”。建立包含囊体、吊索及吊舱的某平流层软式飞艇的足尺模型, 基于对结构静力及振动的分析研究, 采用 Sobol' 法对其进行了多参数敏感性分析。图片显示了平流层软式飞艇的振动模态。由于结构处于无约束、无外荷载的飘浮状态, 根据结构力学, 结构的前六阶振型主要表现为刚体模态, 主气囊没有明显的变形, 结构整体发生振动(列举第 5 阶模态)。随着振动阶数的增加, 结构的振动由囊体腹部不同方向的压扁(第 8 阶模态), 发展为不同方向的腹部截面十字收缩(第 10 阶模态)到不同方向的弯扭(第 12 阶模态)。该图片说明在结构设计时, 要特别注意飞艇腰部的设计, 且应该注意提高结构的整体抗弯及抗扭性能。

(图文提供: 李天娥, 孙晓颖, 陆正争, 武岳, 王长国. 结构工程灾变与控制教育部重点实验室(哈尔滨工业大学))