

哈尔滨工业大学出版社

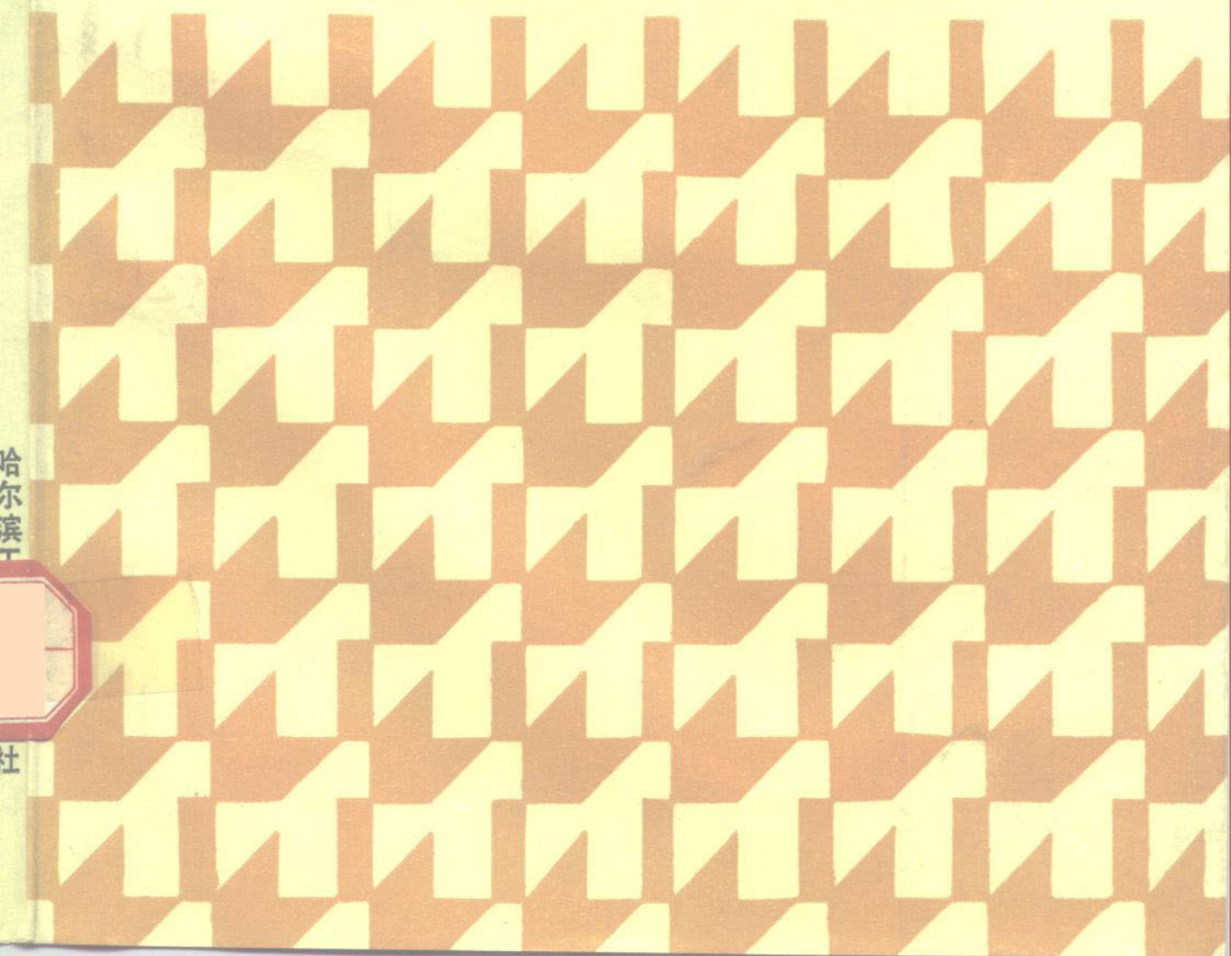
组织超塑性

陈浦泉 编著

组织超塑性

哈尔滨工

社



组 织 超 塑 性

陈浦泉 编著

哈尔滨工业大学出版社

内 容 简 介

本书较为全面而系统地介绍了组织超塑性(金属微细晶粒超塑性)变形的组织结构变化特点,分析和讨论了现代一些代表性的超塑性变形机理模型,不同类型工业合金实现超塑性的预处理工艺以及超塑性成形技术等。

本书可作为高等工科院校金属材料及工艺系专业研究生开设“组织超塑性”课的教材,也可供有关专业教师、工程技术人员及本科高年级学生阅读。

组 织 超 塑 性

陈浦泉 编著

哈尔滨工业大学出版社出版
新华书店首都发行所发行
哈尔滨建筑工程学院印刷厂印刷

*

开本787×1092 1/16 印张15.375 字数350 000

1988年3月第1版 1988年3月第1次印刷

印数1—2 000

ISBN 7-5603-0052-9/TG·4 定价: 3.00元

前

言

近十几年来,金属材料科学有很大发展。此时期的发展有两个特点,其一是有明显的使用特性,如超硬铝合金、超塑合金、超导材料、超弹性合金、超耐热合金等;其二是金属材料与新技术、新工艺紧密结合,如超塑性成形、液态模锻、电力液压成形、电磁成形、定向凝固、液固两相区铸造、金属纤维和细丝的高速连续铸造等。组织超塑性及其成形技术能很好地体现上述两个特点。

金属超塑性现象早在50年前已被发现,但真正研究并设法利用它是从60年代开始的。

金属超塑性基本分为两类:相变超塑性和组织超塑性。目前容易得到应用的是后者。组织超塑性又称为微细晶粒超塑性、恒温超塑性或静态超塑性。

组织超塑性的研究从70年代起进入了一个新的阶段,最为明显的标志是各工业先进国家相继召开了多次超塑性学术会议,如美、英、苏联等。中国也曾开过三次大规模的全国性超塑性学术交流会。国际性的超塑性会议已开过多次,如1982年6月在美国加利福尼亚州的圣地亚哥召开的国际超塑性成形会议;1985年8月在加拿大的蒙特利尔召开的第7届国际金属与合金强度会中有超塑性的专题组;1985年9月在法国的古鲁诺布尔召开过国际超塑性会议。1988年8月在美国华盛顿州布莱恩城召开国际超塑性和超塑成形会议。中国和日本已两次联合召开双边超塑性讨论会。这些学术会议的召开充分表明,金属超塑性,尤其组织超塑性已引起人们很大的兴趣和广泛的研究。

组织超塑性变形机理一直是研究者极为重要的研究课题。到目前为止,已经提出多种超塑性变形机理模型,尽管这些模型都不是很完善的,但对提高人们对变形机制的认识是有益的。当前,虽然对组织超塑性变形机理还没有完全统一的认识,但大都趋向于晶界滑动是超塑性的主要变形机制,同时还存在扩散蠕变和晶内位错滑移两种变形机理。因此,组织超塑性是一种复合变形机制在起作用,这与常规合金材料的塑性变形机理的概念完全不同。目前,由于人们对多晶材料的某些微观结构尚未完全认识,以及测试技术的限制等,还不能对超塑性变形中的组织结构变化有完全的了解,因而对变形机理还不能提出完善的解释。因此,对变形中的许多疑点,甚至一些有争议的问题都有待进一步的研究加以阐明。在过去的一段时间里,很少对新型超塑合金进行研制,大都是利用现有工业合金实现其超塑性进行研究,这对挖掘工业合金的塑性潜力以及推广应用超塑性新技术是很有意义的。实践证明,选择合适的超细化预处理工艺,能使大多数工业合金实现超塑性。这有赖于对具体工业合金的组织结构有深入的了解,并采用恰当的处理工艺措施来实现。

目前,在工业上利用超塑性成形技术而得到应用的超塑合金有:锌铝合金、钛合金、铝合金、铜合金及钢等,其中大部分是作为结构材料使用,少部分用作模具型腔。

本书是根据作者多年来为研究生讲授“组织超塑性”这门课，并适应教材的需要而编写的。书中着重介绍了合金在超塑性变形中的组织结构变化、现代的一些具有代表性的超塑性变形机理观点及其模型、工业合金实现超塑性及超塑合金研究的现状。对于超塑性成形技术内容只作为超塑性的基本工艺知识进行了系统介绍。最后一章内容主要选自1982年在美国的圣地亚哥召开的国际超塑性学术会议的论文集集中的有关文章。

本书内容涉及一些新的概念和尚未充分认识的组织结构变化。限于作者的水平，书中不当之处尚希指正。

目 录

第一章 超塑性流体力学特性及其影响因素	1
第一节 组织超塑性的力学特性.....	1
第二节 m 值的测量方法及 m 值与延伸率的关系.....	4
第三节 对超塑性流动应力的影响因素.....	8
第四节 晶粒微细化引起Hall-Petch 关系改变.....	12
第二章 超塑性变形的组织结构变化	15
第一节 晶粒的粗化与等轴化.....	15
第二节 晶界条纹带和动态再结晶.....	19
第三节 晶粒的滑动、转动和三维运动.....	21
第四节 晶界迁移和扩散蠕变.....	25
第五节 位错和织构.....	30
第六节 孔洞和试样断裂.....	35
第三章 组织超塑性变形机理	39
第一节 扩散流动及与扩散有关的机理.....	40
第二节 以晶界滑动为主的变形机理.....	51
第三节 复合变形机制的定量计算.....	72
第四节 对变形中位错和织构的讨论.....	79
第五节 对变形中孔洞和试样断裂的分析.....	83
第四章 晶粒的超细化和粗化的控制	90
第一节 对超塑合金的组织结构要求.....	90
第二节 工业合金晶粒的超细化.....	91
第三节 对变形中晶粒粗化的控制.....	97
第五章 锌铝合金超塑性	98
第一节 锌铝共晶合金超塑性.....	98
第二节 锌铝共析合金超塑性.....	100
第三节 锌铝合金超塑变形的组织结构分析.....	102
第六章 镁、钛合金超塑性	110
第一节 镁合金超塑性.....	110
第二节 钛合金超塑性.....	114
第七章 铝合金超塑性	130
第一节 加铝铝合金超塑性.....	130
第二节 工业铝合金超塑性.....	137

第八章 铜合金超塑性	154
第一节 黄铜超塑性.....	154
第二节 青铜超塑性.....	167
第九章 铁基合金超塑性	173
第一节 碳钢和铸铁的超塑性.....	173
第二节 碳钢临界点超塑性.....	175
第三节 合金钢超塑性.....	179
第四节 高速钢临界点超塑性.....	186
第十章 超塑性成形技术	193
第一节 超塑性挤压成形工艺.....	194
第二节 超塑性挤压模具型腔.....	201
第三节 超塑性气压成形工艺.....	207
第十一章 超塑成形/扩散连接在航空宇航中的应用	218

第一章 超塑性流动力学特性 及其影响因素

组织超塑性的重要特征是金属在单向拉伸中能显示很高的延伸率而不易断裂。超塑合金的延伸率可达到从百分之几百到百分之几千的塑性指标。一般金属的拉伸延伸率最多不超过100%，如有色金属拉伸时，其最高延伸率约为60~70%，而黑色金属最高不超过30~40%。

高延伸率的获得与金属材料的内部组织和外部变形条件有密切关系。内部组织是指超塑合金的晶粒应是微细化的，尺寸约在 $10\mu\text{m}$ （也有提法在 $5\mu\text{m}$ ）以内，而其形状应是等轴的。外部变形条件是指，金属材料必须在大于其熔化温度一半以上的变形温度（ $T_s \geq 0.5T_m$ ）范围和一定的应变速率范围（ $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \sim 10^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$ ）内的变形速度。

很早以前，人们就发现Sn-Bi、Pb-Sn共晶合金在室温拉伸条件下有异常高的延伸率，如Sn-Bi共晶合金通过拉伸实验获得1950%的延伸率[1]。

一般金属材料是依靠加工硬化来提高颈缩抗力，而超塑合金是利用本身的高流动应力应变速率敏感性，此外还与变形时合金有相对稳定的显微组织和变形条件有关。

在早期的研究中一直认为，共晶和共析成分的双相合金通过强烈的热变形可以获得稳定的微细晶粒显微组织，而且在变形中含有接近相等比例的两个相可以互相制约，来达到稳定的变形。但现已知道，通过热处理、形变热处理、粉末冶金等不同工艺方法可使不同类型的合金实现组织的微细化。尤其对一些含有坚硬的第二相粒子的合金，可以通过合适的工艺来实现对第二相尺寸、体积分数和分布的控制，使其在变形中呈现超塑性。第二相粒子，尤其低体积分数的第二相的存在，对钉扎晶界防止晶粒在变形中的快速长大是有效。

第一节 组织超塑性的力学特性

超塑合金在拉伸中会呈现很高的流动稳定性，基本没有加工硬化现象。拉伸试样经过长时间的均匀变形，其截面不断变小，最终拉成细颈而断裂。

莫里松(Morrison)[2]曾经对Pb-Sn共晶合金室温拉伸进行详细研究后指出，拉伸的最大载荷与第一个颈缩的发展相对应，称为第一类不稳定性（也称为超塑性稳定流动的开始）。合金经长时间的均匀稳定变形后，最终载荷急速下降，导致颈缩的最后失稳。这称为第二类不稳定性，如图1-1(a)所示。试样经过大变形量的变形后，往往会在拉伸试样上出现多个颈缩，在连续的变形中它们会时隐时现，最后在一个稳定扩展的颈缩上导致试样的最终断裂。文献[4]对Pb-Sn共晶合金室温拉伸中试样的宏观变形进行过仔细的观察，

也发现在试样表面的不同位置上不断出现微小颈缩,同时,又被抑制,如此反复,经过长时间的大变形以后明显地出现三个较大的颈缩,最后在其中的一处发生颈缩的扩展而导致试样的断裂。究其原因,文献认为可能是由于下述几种情况所致:①可能在原始试样上存在几何尺寸不均匀性或在试样截面上存在某些缺陷;②可能在拉伸中晶粒发生粗化,导致超塑性变形能力减弱;③可能随变形量的增大,在试样内部不断产生孔洞,它们的扩展和连接导致试样内截面减小。

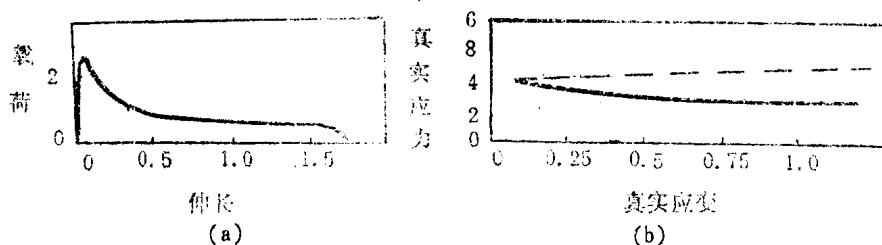


图 1-1 Pb-Sn共晶合金室温拉伸的载荷—伸长曲线(a)和由(a)曲线换算的真实应力—真应变曲线(b)虚线为十字头速度补偿过的;实线为十字头速度未补偿过的[3]

图1-1(a)中载荷随变形量的增大而不断下降,这是由于试样横截面面积不断变小和应变速率不断降低所引起的。对应变速率的降低可以通过补偿十字头速度的办法来获得恒定应变速率。图1-1(b)中虚线表示经过补偿十字头速度的真应力-真应变曲线,而实线表示的是未经补偿过的。

如果真应力-真应变曲线不平行于横坐标而向上抬起,则表明在变形中发生了应变硬化,这是由晶粒粗化引起的;曲线呈下降趋势,则表明在变形中发生了应变软化,这可能是动态再结晶所致。这种情况常发生在变形的初期。

在变形中一定要控制好恒定的变形温度,要防止温度的波动或炉内局部温度过高,后者会引起晶粒急速长大,使最终颈缩过早产生而发生第二类不稳定性。

组织超塑性的流动应力对应变速率、变形温度和晶粒尺寸很敏感:

$$\dot{\sigma} = f(\dot{\epsilon}, T, d)$$

在给定的应变下,任何合金的流动应力都是加工硬化指数(n)和外加应变速率($\dot{\epsilon}$)的函数,即

$$\sigma = K \dot{\epsilon}^m \epsilon^n \quad (1-1)$$

在超塑性拉伸变形中,一般是不出现加工硬化,即 $n=0$,所以(1-1)式应为

$$\sigma = K \dot{\epsilon}^m \quad (1-2)$$

式中 K ——材料系数,它与变形温度、显微组织和结构缺陷有关;

m ——流动应力的应变速率敏感性指数。

(1-2)式是由培考芬(Backofen)[5]提出的,它是表征合金超塑性的流动应力与应变速率之间关系的基本方程式。

将(1-2)式取对数,则得

$$\log \sigma = \log K + m \log \dot{\epsilon} \quad (1-3)$$

$$\text{微分后, 得: } m = d \log \sigma / d \log \dot{\epsilon} \quad (1-4)$$

m 值是超塑性变形的重要参数, 它表征合金变形时能够抑制颈缩扩展的能力大小。所以将 m 值称为流动应力对应变速率的敏感性指数。

(1-4)式通常是测定 m 值的根据。为了判明超塑性的均匀变形条件, 应考虑拉伸时试样截面上的变化, 因此应力等于

$$\sigma = P/A \quad (1-5)$$

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} = \frac{1}{L} \frac{dL}{dt} = -\frac{1}{A} \frac{dA}{dt} \quad (1-6)$$

式中 P ——载荷; A ——试样截面积; ϵ ——应变; L ——试样标距长度; t ——时间。

将(1-5)和(1-6)式代入(1-2)式, 可得

$$-\frac{dA}{dt} = \left(\frac{P}{K}\right)^{\frac{1}{m}} A^{\frac{m-1}{m}} \quad (1-7)$$

(1-7)式中负数表示拉伸时试样截面在减小。

(1-7)式表明, 拉伸试样的截面收缩率与 $A^{\frac{m-1}{m}}$ 按比例减小。

当 $m=1$ 时, $-\frac{dA}{dt}$ 与试样截面 (A) 的大小无关, 即在拉伸中, 试样在应力作用下

产生恒速的塑性流动, 而不受试样截面大小的影响。于是, (1-2)式变为: $\sigma = K\dot{\epsilon}$, 即应力与应变速率成正比关系。这是牛顿粘性流动具有的特性, 式中 K 用粘性系数 η 来代替。

当 $0 < m < 1$ 时, 超塑性流动随试样截面变化而变化。这时, m 值越小, 试样上局部不均匀截面处变小的速度越快, 最后便出现颈缩并导致试样的断裂。 m 值越小, 这种效应越大, 如图1-2所示。

由图1-2可知, $m=1/4$ 的材料其截面变小的速度要比 $m=1/2$ 和 $m=3/4$ 的快很多。因此, m 值越大, 试样局部截面变小的速度越慢, 而且能呈现出稳定的均匀延伸。

根据上述分析可知, m 值大小标志着材料超塑性的高低。因此, m 值也就表征抵抗颈缩扩展的能力, 但不是抵抗颈缩的产生。

m 值的物理意义是, 在试样拉伸变形区 (标距内) 的某一局部产生颈缩时, 其

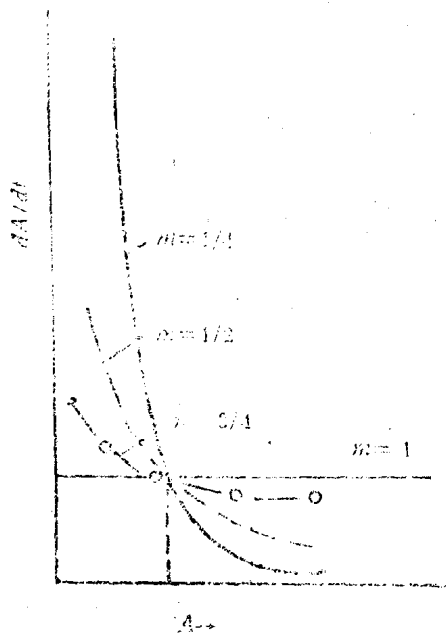


图 1-2 不同 m 值的材料其截面变化速度与 A 的关系 [8]

应变速率增加, 由于材料有高的应变速率敏感性(m), 所以为使颈缩扩展, 需要高的应力, 在试样的其余部分没有继续塑性变形的情况下, 外加应力不足以使颈缩扩展, 因而拉伸试样呈现近似均匀的变形。

实际上, 在超塑性拉伸变形中试样表面是不均匀的, 会同时出现几个颈缩。莫里松[2]指出, 在一个颈缩占优势之前, 其它一些颈缩扩展速度很慢, 从而获得异常高的延伸率。因此, 具有高 m 值的材料在拉伸中会呈现高延伸率。

试样拉伸时, 还应考虑试样几何尺寸上的初始不均匀和标距的长短。对此, 莫里松提出, 试样截面越大、标长越短, 拉伸后延伸率越高。在相同的加工条件下, 大截面试样可以得到较小的初始不均匀; 较短的标长可以使不均匀截面的应变均值增加。

m 值是材料参数, 它还与显微组织有关。然而, 显微组织在变形中是变化的, 所以 m 值在拉伸过程中也是变化的。 m 值是随材料显微组织的变化而减小, 其减小程度取决于拉伸中晶粒粗化的程度和 m 值对晶粒度的敏感程度。此外, 在恒定的十字头速度下拉伸时, 应变速率是随着应变量的增加而降低的, 这样的结果也会引起 m 值的变化。

第二节 m 值的测量方法及 m 值与延伸率的关系

m 值是超塑性变形的重要参数, 而且通过(1-2)和(1-4)式已对其下了定义, 并利用它来表明应力与应变速率之间的关系。 m 值测量是超塑性研究中的一项重要工作, 为此测量应准确, 方法应简单。目前, 在超塑性研究工作中最为通用的方法是由培考芬提出的拉伸速度突变法[5]。此外, 还有一些其它的测量方法。

一 拉伸速度突变法

图1-3为拉伸速度突变法的示意图。由图中可知, 当试样以起始十字头速度 V_1 拉伸至将要超过最大载荷点时, 迅速将 V_1 改变为 V_2 速度, 当继续拉伸至最大载荷点以后停机。由 V_2 速度拉伸的最大载荷点作横坐标的垂足, 得到 A 点, 再将 V_1 线外推至相当于 A 点的应变值。求出 P_B 和 B 点。利用(1-8)式计算此法的 m 值。

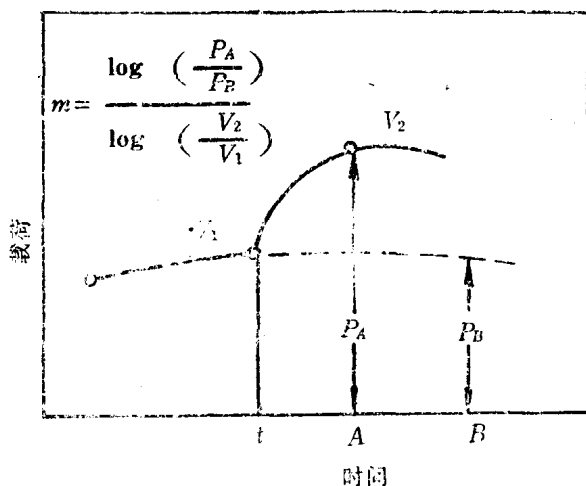


图 1-3 拉伸速度突变法示意图

$$m_1 = \frac{\log(P_A/P_B)}{\log(V_2/V_1)} \quad (1-8)$$

式中 P_A ——十字头速度 V_2 时的最大载荷;

P_B ——十字头速度 V_1 时的最大载荷。

在实际测量中, 一般取 V_1 的2~2.5倍为 V_2 。此法在外推时有误差, 变形程度不同

时会测出不同的 m 值。尽管如此，它已经成为广大超塑性工作者最为通用的方法。

二 最大载荷法

这种方法是由速度突变法演变而来。利用前种方法的曲线测出 V_1 和 V_2 的最大载荷点 A 和 C ，如图1-4所示。求出 $\sigma_A, \sigma_C, \dot{\varepsilon}_A, \dot{\varepsilon}_C$ 并利用(1-9)式得出此法的 m 值。

$$m_2 = \frac{\log(\sigma_A / \sigma_C)}{\log(\dot{\varepsilon}_A / \dot{\varepsilon}_C)} \quad (1-9)$$

此法的最大优点是不需要外推，所以测量简单方便。

三 反向外推载荷法

利用速度突变法得到如图1-4的曲线，然后将 $D'A$ 线反向外推，并与 DF 线相交于 E 点。利用(1-10)式得出此法的 m 值。

$$m_3 = \frac{\log(P_E / P_D)}{\log(V_2 / V_1)} \quad (1-10)$$

此法也具有测量简单方便的特点，是值得推广的方法。

四 速度突变瞬时载荷法

此法是利用速度突变时载荷增大的瞬时测得的载荷为基础的（见图1-4），利用(1-11)式求出 m 值。

$$m_4 = \frac{\log(P_F / P_D)}{\log(V_2 / V_1)} \quad (1-11)$$

在实际测量中， F 点是难以确定的，它要求没有机器的影响，还要有快速记录。

五 斜率法

将一组试样用不同的应变速率拉伸，并作出每个试样拉伸的真应力—真应变曲线。在所有曲线上都取相同的应变变量，用此应变变量下的各曲线上的应力及应变速率作出

$\log \sigma - \log \dot{\varepsilon}$ 曲线，曲线上的斜率就是 m 值。在测试中，所取的相同应变变量应选在曲线上均匀而稳定的变形阶段，这样能得到较为准确的 m 值。

六 应力松弛法

将试样以一定的十字头速度拉伸至最大载荷，即行卸载，但记录系统仍在工作，而将载荷—时间 ($P-t$) 曲线记录下来。载荷松弛速率—时间 ($\dot{P}-t$) 是通过测定任一时刻的 $P-t$ 曲线得到的。

在应力松弛过程中，试样与拉伸机的弹性应变由试样的塑性流动所补偿，因此有下列关系

$$\dot{\sigma} = \frac{\dot{P}}{A} = -E \dot{\varepsilon} \quad (1-12)$$

式中 $\dot{\sigma}$ ——应力松弛速率，

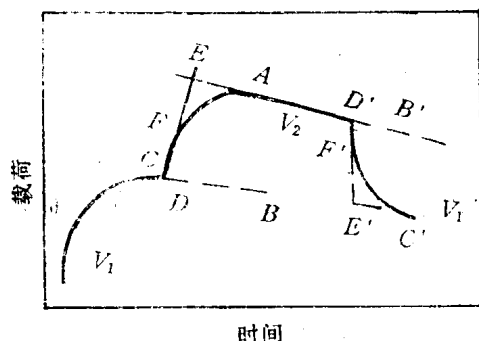


图 1-4 m 值测量方法示意图

E ——试样及拉伸机的有效弹性模量；

$\dot{P}$ ——载荷松弛速率。

(1-12)式中的 $\dot{\sigma} = d\sigma/dt = d(\frac{P}{A})/dt = \frac{1}{A} dP/dt$ ，从而得到 $\dot{P}$ 与 $\dot{\varepsilon}$ 之间的换算关系

$$\dot{P} = -E A \dot{\varepsilon} = -k \dot{\varepsilon} \quad (1-13)$$

式中 k ——有效弹性常数。

由(1-13)式得知， $\dot{P}$ 与 $\dot{\varepsilon}$ 之间是线性关系，而 E 的选取正确与否并不影响曲线形状。

通过上述关系，最后可得 $\log \sigma - \log(-\dot{\sigma})$ 曲线，此曲线上的斜率给出了在某应力下的 m 值。

有一种观点认为，应力松弛法测定 m 值较为准确。这是值得研究的问题。因为此法的特点是在小变形量下测的 m 值，而未达到稳定变形阶段。

七 m 值与延伸率的关系

通过前述可知， m 值可以表征超塑性的高低。因此，一些研究者对 m 值与延伸率之间的关系产生兴趣，企图将二者的对应关系连系起来。文献[7]报导，通过对9种合金进行的实验表明，二者有一定的近似对应关系，如图1-5所示。由图中曲线可知， m 值与延伸率之间确实有一定的对应关系但也有一定的分散性。从一些实验得知，某些合金虽然有高的 m 值，但延伸率却不高；相反，低 m 值的材料，其延伸率不一定不高，这是常有的事。原因是，影响两个参数的因素很多，很难设想通过一定关系式就完全概括所有影响因素，何况延伸率本身也不是一个很完善的塑性指标，如它与实验材料的晶粒尺寸就有很大的关系。因此，苏联学者卡依勃舍夫[8]指出， m 值至多只表示获得高塑性的可能性，而不是塑性的绝对值。尽管如此，至今仍有许多研究者在致力于这方面的研究，如比较早期发表的Avery—stuart方程式[9]：

$$\delta = \left[\left(\frac{1 - \beta^{\frac{1}{m}}}{1 - \alpha^{\frac{1}{m}}} \right)^m - 1 \right] \times 100\% \quad (1-14)$$

式中 α ——试样原始不均匀度，即试样标距内 $A_{\min}^0 / A_{\max}^0$ 截面比值；

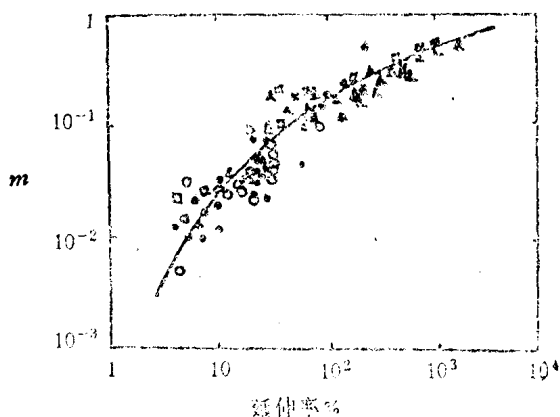


图 1-5 9种合金的 m 值与延伸率的关系曲线[7]

β ——试样上任意点的瞬时不均匀度,即 $A_{\min}/A_{\max}$, α 、 β 分别代表试样表面缺陷和与颈缩扩展形式有关的系数,对于光滑试样: $\alpha = 0.99$; $\beta = 0.5$ 。

设 $m = 0.4$, 并代入(1-14)式, 则得

$$\delta = \left[\left(\frac{1 - 0.5^{\frac{1}{0.4}}}{1 - 0.99^{\frac{1}{0.4}}} \right)^{0.4} - 1 \right] \times 100\% = 304.56\%$$

试样几何形状不同也会引起延伸率值不一样,如同一种合金在相同的条件下拉伸时,通常是棒状试样得到的延伸率高于板状的。由于这个原因,莫里松[2]提出了包括试样几何尺寸在内的棒状试样的关系式

$$\delta = bm^2 \left(\frac{d_0}{L_0} \right) \times 100\% \quad (1-15)$$

式中 b ——材料常数,对Pb-Sn合金 $b = 280$;

d_0 ——试样原始直径; L_0 ——试样原始标距长度。

实验证明, $\frac{d_0}{L_0}$ 比值在0.1~0.5之间时,能得到理论计算与实验结果相吻合的数据。

文献[10]提出的关系式为

$$\delta = \exp \left[\frac{2m}{1-m} - 1 \right] \times 100\% \quad (1-16)$$

近期的文献[11]报导了新的计算式

$$\varepsilon = \left(\frac{1}{f} \right)^{m/1-r} - r \quad (1-17)$$

式中 $f = \frac{A_{\max}^{\circ} - A_{\min}^{\circ}}{A_{\min}^{\circ}}$; $r = \frac{1}{\sigma} \cdot \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} \cdot \varepsilon$;

ε ——断裂时的应变。

文献[12]提出的关系式

$$\delta = [C\varepsilon^{(m-m_0)} - 1] \times 100\% \quad (1-18)$$

文献[13]根据哈特(Hart)[14]的微分型本构关系推导出一个既包括应变硬化效应(n)又包含应变速率敏感效应(m)的 m - n - δ 关系式

$$\delta = \left\{ \left[\frac{1}{1 - (1 - \alpha(0))^{\frac{1}{m}}} \right]^m \times e^n - 1 \right\} \times 100\% \quad (1-19)$$

其简化式为

$$\delta = \left\{ \left[\frac{m}{\alpha(0)} \right]^m \times e^n - 1 \right\} \times 100\% \quad (1-20)$$

应当指出,这类计算式通常是对一种或几种合金的超塑性适用,推而广之就很难适用了。所以,至今还没有一个适用很广的关系式出现。

第三节 对超塑性流动应力的影响因素

微细晶粒超塑性的最大特性是其流动应力敏感于应变速率、变形温度和晶粒尺寸。当这些因素条件都处于最佳状态时,合金会在很低的应力作用下发生变形,表现出近似粘性物体的流动。尽管在变形初期有颈缩出现,由于合金有高的 m 值,而使颈缩被抑制,从而使合金在变形中呈现均匀的类似无颈缩的大延伸。这与一般工业合金的拉伸变形截然不同。一般的工业合金往往是在颈缩形成后,由于应力集中的作用而使颈缩扩展,导致试样在无大延伸条件下发生断裂。

一 应变速率的影响

根据(1-3)式并用对数坐标绘制的流动应力与应变速率关系曲线的形状具有近似“S”形的特征,如图1-6(a)所示,将它称为 $\log \sigma / \log \dot{\epsilon}$ 曲线,通常是用(1-2)关系式来表达。 m 是合金流动应力的应变速率敏感性指数,其定义以(1-4)式表达。 m 值实际上是 $\log \sigma / \log \dot{\epsilon}$ 曲线上任何特定应变速率下的斜率。它随应变速率的变化而变化,如图1-6(b)所示。在曲线上的II区, m 值为最高,在I区和III区 m 值都降低。

图1-6曲线可以通过不同方法绘制,例如可用单个试样以特定的应变速率拉伸,通常采用与最大载荷相对应的应力,并以起始应变速率的对数来绘出 $\log \sigma / \log \dot{\epsilon}$ 曲线。利用前述的 m 值测定方法得到 m 值,取 m 值与其对应的应变速率关系,而得到 $m / \log \dot{\epsilon}$ 曲线。

$\log \sigma / \log \dot{\epsilon}$ 曲线和 $m / \log \dot{\epsilon}$ 曲线为组织超塑性的基本特性曲线。可将曲线按 m 值高低划分为三个区域如图1-6。

I区为低应变速率范围($\dot{\epsilon} < 10^{-4} \text{ min}^{-1}$),或称为扩散蠕变速率范围。此区的特点是 $\log \sigma / \log \dot{\epsilon}$ 曲线的斜率小、 m 值很低($m = 0.02 \sim 0.2$)。

II区为中等应变速率范围($\dot{\epsilon} = 10^{-4} \sim 10^{-2} \text{ min}^{-1}$),或称为超塑性速率范围。此区的特点是 $\log \sigma / \log \dot{\epsilon}$ 曲线的斜率大、 m 值高,或最高($m = 0.3 \sim 0.9$)。

III区为高应变速率范围($\dot{\epsilon} > 10^{-2} \text{ min}^{-1}$),或称为一般塑性变形速率范围。此区的特点是 $\log \sigma / \log \dot{\epsilon}$ 曲线的斜率小、 m 值很低($m = 0.02 \sim 0.2$)。

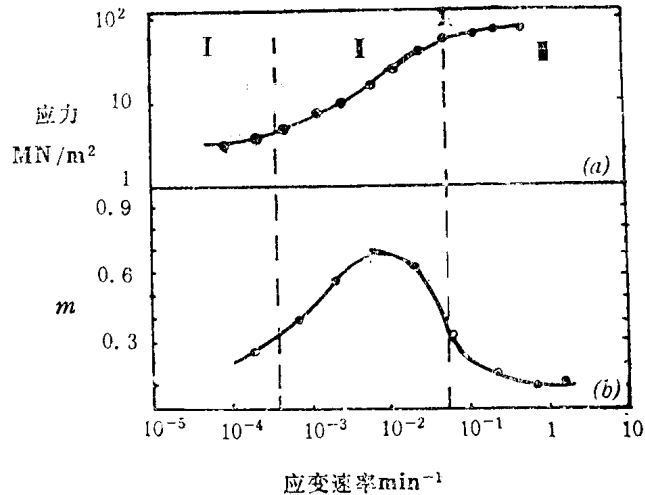


图1-6 Mg-Al共晶合金的应变速率($\dot{\epsilon}$)与流动应力(σ)(a)和 m 值(b)的关系曲线[15]

由图中(a)明显看出, 流动应力对应变速率的敏感性特别大。

二 变形温度的影响

组织超塑性是合金在高温下的变形, 它只产生于合金熔点($^{\circ}\text{K}$)的一半以上。在很多合金的超塑性上都能体现出变形温度对流动应力和应变速率的影响关系。提高变形温度将产生下列变化:

1. $\log \sigma / \log \dot{\epsilon}$ 曲线向右下方移动, 即“S”曲线上的所有流动应力都在降低。这种影响在低应变速率区(I)为最大, 在高应变速率区(III)为最小, 如图1-7所示。

2. m 的最大值增加, 且向高应变速率方向移动, 如图1-8所示。从图中可知, II区的 m 值最高, 而I、III区最低, 即它们对变形温度的改变敏感性很小。360 $^{\circ}\text{C}$ 条件下 m 值随应变速率的提高而降低, 这表明合金在此温度下超塑性本身不高而且随应变速率的提高, m 值已降到0.2, 合金的超塑性效应已消失了。但是, 当变形温度升高到520 $^{\circ}\text{C}$ 时, m 值剧烈地增高, 这表明 m 值对变形温度的敏感性在增大。

三 晶粒尺寸的影响

组织超塑性要求合金的显微组织达到微细化, 即其晶粒尺寸要小于10 μm 以下, 也有要求在5 μm 以下。这可能是由于合金的特性不同, 而使其超塑性的“临界晶粒尺寸”不同所引起的。一般情况下, 随着晶粒尺寸的不断微细化, 合金的超塑性效应在不断提高; 相反, 随着晶粒尺寸的不断粗化, 合金超塑性效应在不断减弱, 直到消失。下面就晶粒尺寸变小所引起超塑性效应的变化进行分析。

1. 晶粒尺寸变小会引起I和II区的流动应力降低, 而且使 $\log \sigma / \log \dot{\epsilon}$ 曲线向右下方移动, 这种影响在III区不明显。图1-9表明, Al-Cu共晶合金的三种不同晶粒尺寸(2.3、3.8、7.7 μm)条件下的 $\log \sigma / \log \dot{\epsilon}$ 曲线。

2. 晶粒尺寸变小会使 m 值增大, 而且向高应变速率方向移动, 如图1-10所示。

组织超塑性的流动应力随晶粒尺寸的减小而降低, 或应变速率随晶粒尺寸变小而升

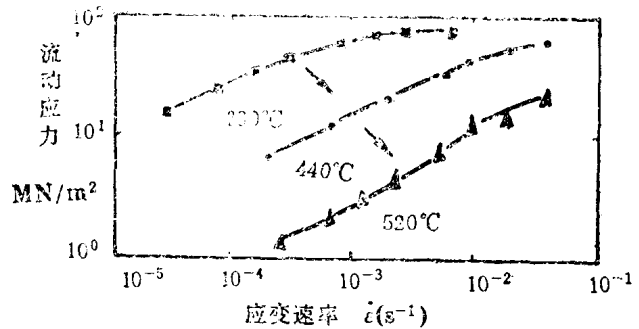


图1-7 Al-Cu共晶合金不同温度下的 $\log \sigma / \log \dot{\epsilon}$ 曲线[16]

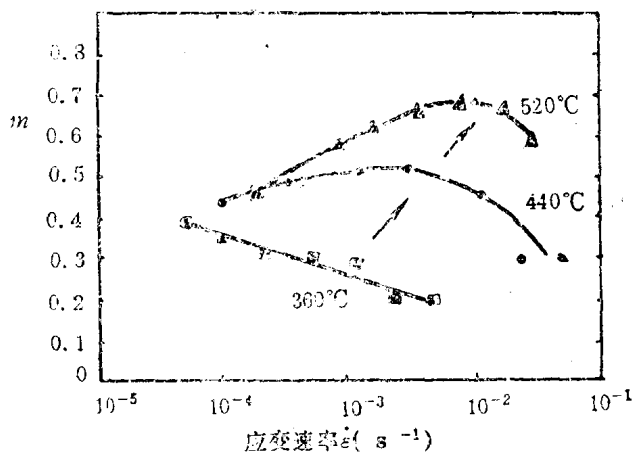


图1-8 Al-Cu共晶合金不同温度的 $m / \log \dot{\epsilon}$ 曲线[16]

高, 这种关系表示为

$$\sigma \propto d^b \quad (1-21)$$

$$\dot{\epsilon} \propto 1/d^a \quad (1-22)$$

式中 d ——晶粒尺寸;
 b ——应力的晶粒度指数
 (0.5~1.2); a ——应变速率的晶粒度指数(2~3)。

晶粒度指数(b 、 a)与材料的组织结构、结构缺陷(加工历史)有关。晶粒和相的不均匀性是普遍存在的, 所以不同材料有不同的晶粒度指数是自然的(表1-1)。图1-11为Pb-Sn共晶合金在室温下用应力松弛法得到的流动应力(σ)与应变速率的晶粒度指数(a)之间的关系曲线。同样也可得到与图中曲线相似形状的应变速率与应力的晶粒度指数(b)之间的关系曲线。曲线呈钟罩形。

由图1-11得知, 在最佳超塑性状态的中等应力对应着最高晶粒度指数 $a \approx 2.6$, 曲线向两侧伸展(I区和III区)时, a 值降低。这个结果表明, 流动应力对晶粒尺寸很敏感。同样, 速率对晶粒尺寸也很敏感。因为, 晶粒尺寸的大小代表晶界面积的多少, 而晶粒度

指数则代表对晶粒尺寸敏感程度, 也就是对晶界面积多少的敏感程度。因此, 当晶粒尺寸变小时, 晶界面积增多, 应变速率提高, 而应力降低; 反之, 当晶粒尺寸变大时, 应变速率降低, 而应力增高。所以, 在最佳超塑性状态时, 晶粒度指数最高, 即这时的应力(或应变速率)对晶粒尺寸的敏感程度最高。处于非最佳超塑性状态时, 晶粒度指数降低, 这表示应力(或应变速率)对晶粒尺寸(或晶界面积)的敏感性减弱。

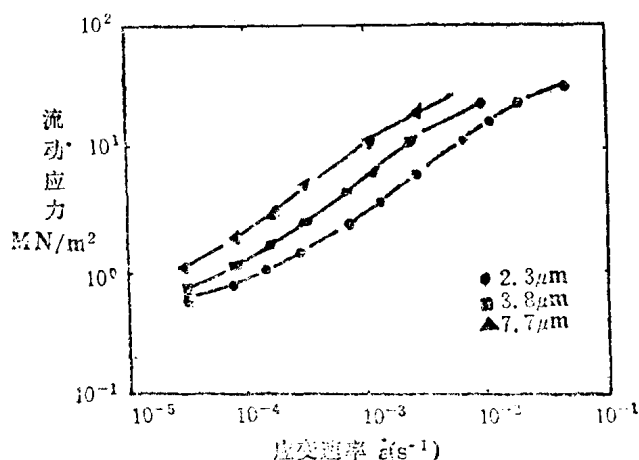


图 1-9 Al-Cu共晶合金在520℃时不同晶粒尺寸对 $\log \sigma / \log \dot{\epsilon}$ 向线位置的影响[16]

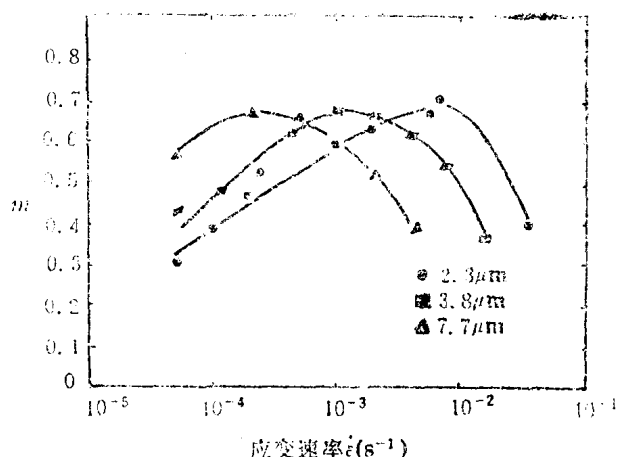


图 1-10 Al-Cu共晶合金在520℃时不同晶粒尺寸对 $m / \log \dot{\epsilon}$ 曲线位置的影响[16]