


金属超塑性

JINSHU CHAOSUXING

曹富荣 著

 冶金工业出版社
Metallurgical Industry Press

金属超塑性

曹富荣 著

北京
冶金工业出版社
2014

内 容 简 介

本书是作者在多年超塑性研究工作的基础上,参考国内外近年来的研究成果编撰而成的,突出了超塑性机理与模型的论述,是一部有关超塑性研究的理论专著。

本书共7章,内容包括:超塑性概论,超塑性力学行为与组织演变,超塑性变形机理与模型,扩散蠕变与位错蠕变机理,本构模型与变形机理图,超塑性晶粒长大,超塑性空洞形核、长大与断裂。其中,超塑性流动和超塑性失稳是本书的重点内容。

本书适合从事金属超塑性研究和应用的研究人员阅读,也可供大专院校有关专业的师生和生产企业的工程技术人员参考。

图书在版编目(CIP)数据

金属超塑性/曹富荣著. —北京:冶金工业出版社,2014.7
ISBN 978-7-5024-6690-9

I. ①金… II. ①曹… III. ①金属—塑性变形—研究
IV. ①TG111.7

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2014)第 167638 号

出 版 人 谭学余

地 址 北京市东城区嵩祝院北巷 39 号 邮编 100009 电话 (010)64027926

网 址 www.cnmp. com. cn 电子信箱 yjcb@cnmp. com. cn

责任编辑 张登科 程志宏 美术编辑 彭子赫 版式设计 孙跃红

责任校对 卿文春 责任印制 牛晓波

ISBN 978-7-5024-6690-9

冶金工业出版社出版发行;各地新华书店经销;北京佳诚信缘彩印有限公司印刷

2014 年 7 月第 1 版,2014 年 7 月第 1 次印刷

169mm×239mm; 16.25 印张; 316 千字; 250 页

58.00 元

冶金工业出版社 投稿电话 (010)64027932 投稿信箱 tougao@cnmp. com. cn

冶金工业出版社营销中心 电话 (010)64044283 传真 (010)64027893

冶金书店 地址 北京市东四西大街 46 号(100010) 电话 (010)65289081(兼传真)

冶金工业出版社天猫旗舰店 yjgy. tmall. com

(本书如有印装质量问题,本社营销中心负责退换)

前 言

在材料科学领域，超塑性作为一个研究分支，其目的是使材料获得极大的塑性变形能力。超塑性研究经过 80 年的发展已经取得了很多成果，个别材料（钛、铝、镁等合金）的超塑性成型在航空航天等尖端领域获得应用。从 1982 年开始至今，超塑性国际会议（ICSMA）已经召开了十届，第十一届 ICSMA 会议将于 2015 年在日本东京召开，世界范围的超塑性研究在不断推进。

目前，国内出版的一些超塑性教材和专著，多论述超塑性材料和应用，缺少超塑性机理等方面的理论描述。作者尝试着把国外有关的变形机理学派思想引入我国超塑性理论研究，对超塑性机理与模型，蠕变机理与模型的精华，变形机理，超塑性晶粒长大与超塑性空洞形核、长大与断裂等，首次进行了系统阐述。

本书共分 7 章，第 1 章介绍了超塑性的定义和发展历史、力学特点和组织特点；第 2 章介绍了超塑性的力学行为与组织演变，该章为理解后面几章的理论模型提供背景基础。第 3~7 章为理论部分，将国外有关的变形机理学派创立的超塑性模型、蠕变模型和速控机理引入本书，其中，第 3 章介绍了超塑性机理与模型；第 4 章介绍了扩散蠕变与位错蠕变机理与模型，阐述了蠕变理论的精华内容，详细推导了固溶体合金 $3-5-3$ 蠕变机理转变模型；第 5 章介绍了本构方程与变形机理图，以及作者结合自身研究给出的考虑位错数量与位错密度的变形机理图和新型蠕变机理图；由于国内缺少专门论述超塑性晶粒长大问题的著作，第 6 章专门介绍了超塑性变形诱发晶粒长大模型，配合该模型，书中比较详细地介绍了静态晶粒长大模型，系统阐述了超塑性变形诱发晶粒长大这一重要的组织失稳现象；第 7 章系统介绍了

超塑性空洞形核、长大与断裂模型以及塑性失稳模型，并在前人工作的基础上，作者提出了位错塞积的空洞形核模型、空洞形核能量图和考虑聚合的统一的空洞长大模型和机理图。在第4~7章最后，分别介绍了速控机理、机理图、晶粒长大和空洞等领域的国外最新进展；书中第3、4、5章为超塑性流动，第6、7章为超塑性组织失稳与塑性失稳，二者构成了本书的重点内容。

本书是作者在多年超塑性研究工作的基础上，参考国内外近年来的研究成果并结合自己的科研最终完成的科学著作，突出了超塑性机理与模型的论述。

作者在超塑性研究过程中，曾得到过温景林教授、崔建忠教授和丁桦教授的支持与帮助；在本书写作过程中，参考了国内外有关学者的论文，同时，硕士生夏飞、尹斌、周碧晋和博士生李琢梁对书中插图做了很多工作，在此一并表示衷心的感谢。

由于时间仓促，书中难免有不妥之处，敬请读者批评指正。

作 者

2014年4月8日

目 录

1 超塑性概论	1
1.1 超塑性定义	1
1.2 超塑性历史与发展现状	1
1.3 超塑性分类	3
1.3.1 恒温超塑性或组织超塑性	3
1.3.2 相变超塑性	4
1.4 超塑性特点	4
1.4.1 宏观力学特性	4
1.4.2 微观组织特征	5
1.5 超塑性特征参数	6
1.5.1 m 值或 n 值	6
1.5.2 Q 值	6
1.5.3 p 值	8
1.6 超塑性材料与应用	10
参考文献	10
2 超塑性力学行为与组织演变	14
2.1 超塑性力学行为	14
2.1.1 应力-应变曲线	14
2.1.2 应力-应变速率曲线	16
2.1.3 对数应力或应变速率与温度倒数曲线	18
2.1.4 应变速率与晶粒尺寸倒数曲线	18
2.1.5 超塑性三区的划分	18
2.1.6 应变速率敏感性与伸长率的关系	20
2.1.7 Cao 相熔点差与伸长率关系模型	22
2.2 超塑性显微组织演变	24
2.2.1 超塑性变形前后的组织	24
2.2.2 轴比与相比例	28
2.2.3 晶界滑动与迁移	32

2.2.4 晶粒转动和晶粒重排	38
2.2.5 位错活动	42
2.3 力学与组织小结	47
2.3.1 力学小结	47
2.3.2 组织小结	47
参考文献	49
3 超塑性变形机理与模型	55
3.1 Ashby - Verrall 扩散调节的晶界滑移机理	55
3.1.1 晶粒暂时改变形状产生调节应变的扩散过程	56
3.1.2 界面反应	56
3.1.3 晶界滑移	57
3.1.4 边界面积的波动	57
3.2 Ball - Huchison 晶粒组滑移位错调节的晶界滑移机理	61
3.3 Mukherjee 晶内位错调节的晶界滑移机理	62
3.4 Gifkins “芯 - 表”晶界滑移机理	64
3.5 Langdon 晶内与晶界位错调节的晶界滑移机理	65
3.6 Gittus 双相合金晶界滑移机理	67
3.7 Arieli - Mukherjee 位错调节的晶界滑移机理	68
3.8 Cao 考虑变形诱发晶粒长大与加速晶界扩散的晶界滑移模型	69
3.8.1 模型	71
3.8.2 应用	72
3.9 Suery - Baudalet 模型	73
3.10 Spingarn - Nix 滑移带模型	74
3.11 Kaibyshev - Valiev - Emaletdinov 晶界硬化与恢复平衡模型	76
3.12 Paidar - Takeuchi 晶粒转动承载的晶界滑移机理	78
3.12.1 晶界位错过程	79
3.12.2 物质扩散传输	79
3.12.3 作用力与取向的关系	79
3.12.4 速控位错攀移	80
3.13 Han 复合材料高应变速率超塑性机理与模型	80
参考文献	83
4 扩散蠕变与位错蠕变机理	85
4.1 扩散蠕变机理	85

4.1.1	Nabarro - Herring 蠕变机理	86
4.1.2	Coble 蠕变机理	89
4.1.3	Harper - Dorn 蠕变机理	91
4.2	位错蠕变机理	95
4.2.1	位错攀移蠕变机理	95
4.2.2	溶质拖曳蠕变机理	100
4.2.3	Class I 或 Class A 固溶体合金蠕变机理的转变条件	101
4.2.4	溶质拖曳蠕变在准超塑性中的应用	107
4.3	速控机理研究新进展	109
	参考文献	111
5	本构模型与变形机理图	115
5.1	本构模型	115
5.1.1	机理型本构方程	115
5.1.2	唯象学本构方程	116
5.2	变形机理图	117
5.2.1	Ashby - Frost 机理图	118
5.2.2	Langdon - Mohamed 机理图	120
5.2.3	Mohamed - Langdon 机理图	123
5.2.4	Ruano - Wadsworth - Sherby 机理图	127
5.2.5	Cao 引入位错变量的 R - W - S 机理图	128
5.2.6	Cao 对包含 Ashby 型机理图的 Mg - 6Li - 3Zn 合金 位错蠕变的研究	134
5.2.7	Cao 对包含 Ashby 型机理图的 Mg - 11Li - 3Zn 合金 准超塑性的研究	142
5.2.8	变形机理图在钛、镍和铝合金中的应用	150
5.3	机理图研究新进展	155
	参考文献	157
6	超塑性晶粒长大	163
6.1	超塑性晶粒长大实验现象与一些规律性认识	163
6.1.1	超塑性晶粒长大实验现象	163
6.1.2	超塑性晶粒长大的一些规律性认识	168
6.2	静态晶粒长大模型	169
6.2.1	$q=2$ 模型	170

6.2.2	$q=3$ 模型	171
6.2.3	$q=4$ 模型	173
6.2.4	$q=5$ 模型	176
6.2.5	Cao 对 Mg-8.42Li 合金静态晶粒长大的计算	178
6.3	超塑性变形诱发晶粒长大机理与模型	179
6.3.1	Clark - Alden 变形诱发晶粒长大机理与模型	179
6.3.2	Wilkinson - Caceres 变形诱发晶粒长大机理与模型	181
6.3.3	Sato - Kuribayashi 变形诱发晶粒长大机理与模型	184
6.3.4	Hamilton - Sherwood 变形诱发晶粒长大模型	187
6.3.5	Cao 的变形诱发晶粒长大模型	188
6.4	颗粒或第二相尺寸在超塑性晶粒长大中的作用	190
6.5	晶粒长大研究新进展	192
6.5.1	传统合金的细晶晶粒长大研究	192
6.5.2	超细晶和纳米晶金属与合金中的晶粒长大研究	194
6.5.3	陶瓷晶粒长大研究	195
	参考文献	195
7	超塑性空洞形核、长大与断裂	201
7.1	宏观断裂形貌	201
7.2	空洞实验结果	201
7.3	空洞形核理论	206
7.3.1	空洞形核机理与模型	206
7.3.2	空洞形核地点	207
7.3.3	Cao 的超塑性空洞形核模型	211
7.4	空洞长大理论	214
7.4.1	空洞长大机理与模型	215
7.4.2	Cao 考虑空洞聚合的空洞长大模型	219
7.5	空洞的抑制方法	232
7.5.1	实验事实与结果	232
7.5.2	解释静压力减少空洞的原因	234
7.6	塑性失稳判据	234
7.7	断裂方式与机理	237
7.8	空洞研究新进展	242
	参考文献	245

1 超塑性概论

1.1 超塑性定义

从历史上看, 没有普遍接受的超塑性定义。过去有人把伸长率大于 100%, 应变速率敏感性指数大于 0.33 定义为超塑性。在 1991 年日本大阪先进材料超塑性国际会议上提出如下超塑性定义^[1]: 超塑性指多晶材料以各向同性方式表现出很高的拉断伸长率的能力。2009 年美国 Langdon 教授在大阪定义的基础上给出了新的超塑性定义^[2]: 超塑性指多晶材料以各向同性方式表现出很高的拉断伸长率的能力。测量的超塑性伸长率通常至少 400% 以上以及测量的应变速率敏感性接近 0.5。同时把伸长率 100% ~ 300% 和应变速率敏感性 0.33 的黏性滑移蠕变定义为准超塑性或类超塑性。不少英文文献报道, 超塑性是指材料在一定的组织条件下和一定的温度和应变速率条件下表现出无明显缩颈的异常高的塑性的能力。通常, 晶粒尺寸小于 10 μm 。变形温度 $T \geq 0.5T_m$, T_m 为熔点。应变速率为 $10^{-4} \sim 10^{-1} \text{s}^{-1}$ 。

1.2 超塑性历史与发展现状

超塑性的历史也许可以追溯到公元前 2200 年的青铜器时代。Geckinli 推算早在青铜器时期土耳其使用的含 As 10% (质量分数) 的青铜就是超塑态的。这是因为这些材料是双相合金, 在手工热锻的过程中产生了超塑性所需要的稳定的细晶组织, 从而得到各种复杂形状的锻件。

不仅如此, Wadsworth 和 Sherby^[3]等发现从公元前 300 年到 19 世纪一直使用的大马士革刀, 其成分与现代超高碳钢十分相似, 而后者最近才发现超塑性。

上述情况是人们对超塑性现象出现的推测。真正在文献中报道大延伸现象的是 1912 年美国物理实验室 (NPL) 科学家 Bengough^[4]发表的论文, 他认为“某种特殊的黄铜像玻璃一样拉到一个细点, 获得了极大的伸长率”。考察他的原始工作发现, 他描述了 $\alpha + \beta$ 黄铜在 700 $^{\circ}\text{C}$ 表现出了 163% 的最大伸长率。1934 年英国的 Pearson^[5]在挤压态 Bi - Sn 合金中获得了 1950% 的伸长率。Pearson 被西方学者认为是超塑性的创始人 (其肖像见 [6])。1945 年苏联的 Baocvar 和 Sviderskaya 在研究论文中把这种大延伸现象定义为“超塑性”, 论文发表后被 1945 年的美国化学文摘 (Chemical Abstracts) 收录, 从此, 超塑性这一名词沿用至

今。苏联的 Baocvar 是超塑性名词的提出者，他与 Sviderskaya 博士率先开展了 Zn - Al 合金超塑性研究（其肖像见 [7]）。

1962 年 Underwood^[8] 发表了一篇对苏联超塑性的评述，引起了西方学者的注意，从此超塑性研究一直进行，规模越来越大。

1964 ~ 1967 年美国麻省理工学院 Backofen（其肖像见 [9]）及其同事^[10] 研究了 Zn - Al 合金的超塑性能，提出了著名的应变速率敏感性指数的概念及其测量方法。Backofen 是 m 值概念和测量方法的创造者。

1967 年 Sherby 和 Burke^[11] 对高温蠕变做重要评述，提出了 Class I 和 Class II 两类蠕变的划分，在 Class I 固溶体合金中发现了较大的伸长率，近来一些研究者在 $n = 3$ 机理中发现的准超塑性现象（含大晶粒超塑性现象）就发生在这类合金中。1967 ~ 1968 年 Bell 等^[12] 和 Gifkins^[13] 等提出测量晶界滑移的方法。

1969 年 Ball 和 Hutchison^[14]，1970 年和 1994 年 Langdon^[15,16]，1971 年 Mukherjee^[17]，1973 年 Ashby^[18]，1976 年 Gifkins^[19]，1977 年 Gittus^[20] 等提出了各自的超塑性模型。从微观机理和定量角度解释了超塑性现象，并给出了应力与应变速率之间的机理型本构模型，1984 年 Sherby^[21] 等提出一个经典唯象学本构方程。上述工作奠定了超塑性机理的理论基础。

自 1972 年起，超塑性进入了较快的发展时期，到 1975 年短短几年的时间内发表的超塑性文献达 500 余篇，标志着超塑性已发展成为国际性的大课题。从文献上看，早期研究工作多针对共晶和共析合金（如 Pb - Sn、Bi - Sb、Zn - Al 等）进行。

1976 年以后美国 Rockwell 公司 Paton、Hamilton^[22] 等对当时难加工的工业铝合金发明了著名的 Rockwell 形变热处理方法；Watts 等对铝铜铝合金发明了著名的动态再结晶诱发超塑性的方法。

概括来说，20 世纪 60 ~ 80 年代主要开展了共析合金、共晶合金、纯金属、钛合金、镍合金、含第二相颗粒的铝合金超塑性研究。90 年代以后研究内容发生了很大的变化。

自 1991 年起，超塑性的研究内容更加广泛，超塑性的概念更加精确化。先进材料，如金属间化合物、陶瓷和复合材料超塑性研究成为热点。变形机制研究向原子层次进一步发展。1985 年第一篇超塑性陶瓷论文发表。1987 年第一篇金属间化合物论文发表。90 年代金属基复合材料（主要是铝基复合材料）超塑性研究报道开始涌现，到 2000 年日本 Higashi^[23] 对复合材料超塑性研究进行全面总结。与此同时，日本集中开展了镁合金及其复合材料的超塑性研究。

近 20 年来，剧烈塑性变形（SPD），如等通道转角挤压（ECAP 或 ECAE）、累积轧焊（ARB）、搅拌摩擦加工（FSP）和高压扭转（HPT）^[24] 及球磨新技术^[25] 的出现，使超塑性研究向超细晶和纳米晶进展。同时金属玻璃超塑性引起

人们的关注。

自1982年以来，国际先进材料超塑性会议（ICSAM）每三年举行一次，共召开了十届。该会议的前十届分别在美国圣地亚哥、法国格勒诺布尔、美国布莱茵、日本大阪、俄罗斯莫斯科、印度班加罗尔、美国奥兰多、英国牛津，中国成都和法国阿贝等地成功召开，促进了国际超塑性界的交流。第十一届 ICSAM 将于2015年在日本召开，人们对超塑性的兴趣以及研究范围有了很大的扩展。

材料超塑性现象至今已经有80年的历史，金属超塑性现象引起了各国学者浓厚的科学兴趣，其最大伸长率的吉尼斯世界纪录不断被刷新。1969年 Lee^[26] 在镁铝中获得2000%的超塑性，1977年 Ahmed 和 Langdon^[27] 在铅锡中取得4850%的超塑性，该纪录被收入吉尼斯世界纪录中。1984年 Nakatani 和 Higashi^[28] 在工业铝青铜中伸长率突破5500%，1994年 Ma 和 Langdon^[29] 在铅锡中获得了7550%的超塑性。与此同时，Sherby^[30] 在铝青铜中获得了8000%的超塑伸长率。这是目前研究各种材料超塑性获得的最大伸长率，如图1-1所示。2008年 Figueiredo 和 Langdon^[31] 在 ZK60 镁合金中获得3050%的超塑性。2012年 Avtokratova^[32] 在 Al-Mg-Sc-Zr 合金中获得4100%的超塑性。

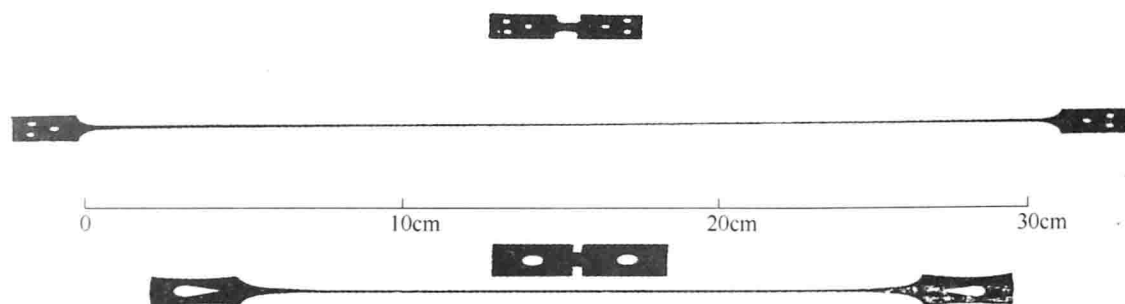


图1-1 超塑性研究目前获得最大伸长率的实物照片

1.3 超塑性分类

早期由于超塑性现象仅限于 Pb-62Sn, Bi-Sn、Mg-33Al 和 Al-33Cu 共晶合金、Zn-22Al 共析合金等少数低熔点的有色金属，也曾有人认为超塑性现象只是一种特殊现象。随着更多的金属及合金实现了超塑性，以及与金相组织及结构联系起来研究以后，发现超塑性金属有着本身的一些特殊规律，这些规律带有普遍的性质。而并不局限于少数金属中。因此按照实现超塑性的条件（组织、温度、应力状态等）一般分为以下几种。

1.3.1 恒温超塑性或组织超塑性

根据材料的组织形态特点，它也称为微细晶粒、超细晶和纳米晶超塑性。

一般所指超塑性多属这类超塑性，其特点是材料具有微细的等轴晶粒组织^[33]。在一定的温度区间 ($T_s \geq 0.5T_m$, T_s 和 T_m 分别为超塑变形和材料熔点温度的绝对温度) 和一定的变形速度条件下 (应变速率为 $10^{-4} \sim 10^{-1} \text{ s}^{-1}$) 呈现超塑性。这里指的晶粒尺寸，对细晶合金大都在微米级，一般为 $0.5 \sim 5 \mu\text{m}$ ，最近 20 年研究的超细晶材料，晶粒尺寸为 $1 \sim 0.1 \mu\text{m}$ ，纳米晶材料的晶粒尺寸在 100nm 以下。一般来说，晶粒越细越有利于塑性的发展，但有些材料 (例如 Ti 合金)，晶粒尺寸达几十微米时仍有很好的超塑性能。而个别纳米晶材料尽管有纳米晶粒存在，由于特殊原因，仍然得不到很高的伸长率。还应当指出，由于超塑性变形是在一定的温度区间进行的，因此即使初始组织具有微细晶粒、超细晶和纳米晶晶粒尺寸，如果热稳定性差，在变形过程中晶粒迅速长大的话，仍不能获得良好的超塑性。

1.3.2 相变超塑性

这类超塑性，并不要求材料有超细晶粒，而是在一定的温度和负荷条件下，经过多次的循环相变或同素异形转变获得大延伸^[33]。例如碳素钢和低合金钢，加以一定的负荷，同时于 A1.3 温度上下施以反复的一定范围的加热和冷却，每一次循环发生两次转变，可以得到二次跳跃式的均匀延伸。D. Oelschlägel 等用 AISI 1018、1045、1095、52100 等钢种试验表明，伸长率可达到 500% 以上。这样变形的特点是，初期时每一次循环的变形量 ($\Delta\varepsilon/N$) 比较小，而在一定次数之后，例如几十次之后，每一次循环可以得到逐步加大的变形，到断裂时，可以累积为大延伸。

有相变的金属材料，不但在扩散相变过程中具有很大的塑性，并且淬火过程中奥氏体向马氏体转变，即无扩散的脆性转变过程中，也具有相当程度的塑性。同样，在淬火后有大量残余奥氏体的组织状态下，回火过程、残余奥氏体向马氏体单向转变过程，也可以获得异常高的塑性。另外，如果在马氏体开始转变点 M_s 以上的一定温度区间加工变形，可以促使奥氏体向马氏体逐渐转变，在转变过程中也可以获得异常高的延伸，塑性大小与转变量的多少，变形温度及变形速度有关。这种过程称为“转变诱发塑性”。即所谓“TRIP”现象。Fe-Ni 合金、Fe-Mn-C 等合金都具有这种特性。

1.4 超塑性特点

1.4.1 宏观力学特性

超塑性的宏观力学特性主要包括：大变形、无缩颈、小应力、易成型。

1.4.1.1 大变形

超塑性材料在单向拉伸时伸长率为300% ~ 1000%^[34]，有的高达5000%^[28]。

1.4.1.2 无缩颈

超塑性材料初期形成缩颈，由于缩颈部位变形速率增加而发生局部强化，而其余部分继续变形，使缩颈传播出去，即所谓的“游动颈”变形。实际超塑性变形有缩颈，“无缩颈”是相对而言的。

1.4.1.3 小应力

超塑性流动应力是常规变形应力的几分之一到几十分之一。如超塑性钛合金板材，流动应力只有几十牛每平方米到10牛每平方米。这样，超塑性加工的设备吨位大大减小。

1.4.1.4 易成型

超塑态的合金流动性和填充性极好，有“金属馅”之称。使许多形状复杂、难成型的材料（如某些钛合金）成型成为可能。钛板可成型出弯曲半径 r 小到材料厚度 t 的零件。另外，其他材料的体积成型、气压成型、无模拉伸等也成为可能。可以说，超塑性成型为材料成型开辟了一条新途径。

1.4.2 微观组织特征

Kashyap 等^[34]介绍了经典超塑性的以下组织特征：

(1) 晶粒结构，假如变形开始时为非等轴晶，那么在最初的百分之几十的变形量以后将获得近等轴晶条件。

(2) 经过百分之几百或几千的变形，晶粒依然主要是等轴的。

(3) 初始的直界面（晶界或相界）发生弯曲，有时出现球形外观，此为“圆弧化”现象。

(4) 存在应变增强的晶粒长大，特别是在低的应变速率下。

(5) 界面处出现条纹带。

(6) 大范围的晶界迁移和晶界滑动。

(7) 单个晶粒或晶粒群存在相当大的相对转动。

(8) 超塑性流变过程发生相当大的位错活动。

(9) 某些系合金在超塑性变形过程中发生“原位”连续再结晶。

1.5 超塑性特征参数

针对超塑性文献对应力指数(n)、变形激活能(Q)和晶粒指数(p)多直接给出公式不便于读者了解来龙去脉的问题,本书作者对 n 、 Q 和 p 做详细推导如下。

1.5.1 m 值或 n 值

应力指数(n)是应变速率敏感性指数(m)的倒数,根据高温变形本构方程^[16]:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{AD_0Gb}{kT} \left(\frac{b}{d}\right)^p \left(\frac{\sigma}{G}\right)^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1-1)$$

式中, A 为无量纲常数; σ 为外加应力; p 为晶粒指数; n 为应力指数; D_0 为扩散预指数因子; Q 为激活能,取决于速控过程, Q_L (晶格扩散或体扩散激活能)或 Q_{gb} (晶界扩散激活能)。

在温度 T 、晶粒尺寸 d 、剪切模量 G 等参数一定的情况下,得 $\dot{\varepsilon} = B\left(\frac{\sigma}{G}\right)^n$

对上式取对数,得到:

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln B + n \ln \left(\frac{\sigma}{G}\right)$$

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln B - n \ln G + n \ln \sigma$$

令 $B' = \ln B - n \ln G$,则

$$\ln \dot{\varepsilon} = B' + n \ln \sigma$$

于是

$$n = \left. \frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln \sigma} \right|_T, m = \left. \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} \right|_T \quad (1-2)$$

根据式(1-2)可以计算材料超塑性的 n 值和 m 值。图1-2所示为Mg-7.83Li合金超塑性的 n 值曲线^[35]。可见 $n=2.3$ 和 $n=2.1$,接近经典超塑性 $n=2$ 。

1.5.2 Q 值

变形激活能(Q)是用来衡量材料热变形或原子发生重排的难易程度,变形激活能是位错密度的函数。材料位错密度高,则变形激活能数值大。其大小受材料本质、变形温度、变形速率以及变形程度等因素的影响。一定程度上反映了材料变形的难易程度,激活能大小和变化可以作为表征材料超塑性过程中的变形机制的特征参数之一。

超塑性变形激活能可以从式(1-1)高温变形本构方程^[16]获得。

对式(1-1)取对数变形:

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln \frac{AD_0b}{k} + p \ln b + \ln(\sigma^n G^{1-n} T^{-1} d^{-p}) - \frac{Q}{RT} \quad (1-3)$$

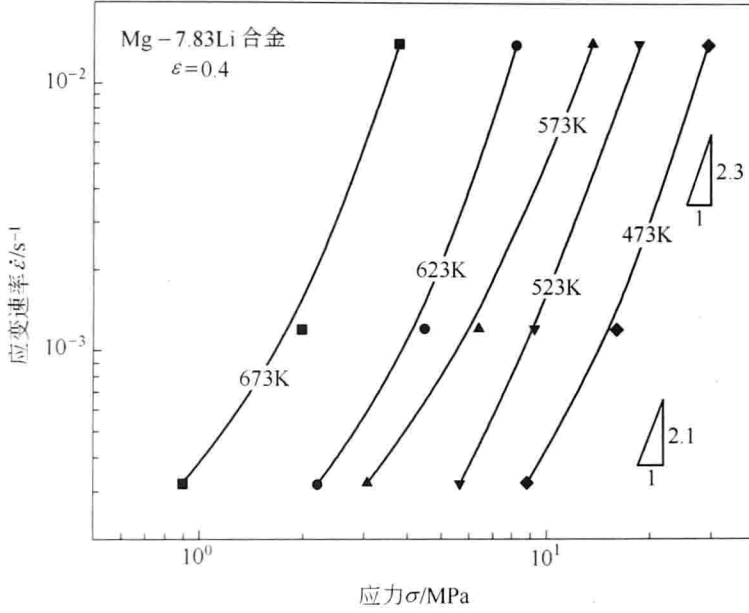


图 1-2 Mg-7.83Li 合金超塑性流动应力与应变速率关系曲线

假设应变速率恒定，微分式 (1-3)

$$\partial \ln(\sigma^n G^{1-n} T^{-1} d^{-p}) = \frac{Q}{R} \partial \left(\frac{1}{T} \right) \quad (1-4)$$

得到恒定应变速率下的真实激活能

$$Q_t = R \left. \frac{\partial \ln(\sigma^n G^{1-n} T^{-1} d^{-p})}{\partial \left(\frac{1}{T} \right)} \right|_{\dot{\epsilon} = \text{const}} \quad (1-5)$$

假设应力恒定，微分式 (1-3)，同理得到恒定应力下的真实激活能：

$$Q_t = R \left. \frac{\partial \ln(\dot{\epsilon} G^{1-n} T^{-1} d^{-p})}{\partial \left(\frac{1}{T} \right)} \right|_{\sigma = \text{const}} \quad (1-6)$$

式 (1-5) 和式 (1-6) 是在假设剪切模量 G 和晶粒尺寸随温度变化的条件下获得的，对超塑性 Q 确定具有普适性。

假设 d 一定， $\dot{\epsilon}$ 一定，对式 (1-1) 取对数：

$$\frac{Q}{RT} = n \ln \sigma + \ln \frac{AD_0 b}{kT} - \ln \dot{\epsilon} - n \ln G + p \ln \left(\frac{b}{d} \right) \quad (1-7)$$

微分式 (1-7)：

$$\partial \ln \sigma = \frac{Q}{R} \partial \left(\frac{1}{T} \right)$$

得到恒定应变速率下的表观激活能

$$Q_a = Rn \left. \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \left(\frac{1}{T} \right)} \right|_{\dot{\epsilon} = \text{const}} \quad (1-8)$$

假设 d 一定, σ 一定, 对式 (1-1) 取对数并微分, 同理得到恒定应力下的表观激活能:

$$Q_a = -R \left. \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \left(\frac{1}{T} \right)} \right|_{\sigma = \text{const}} \quad (1-9)$$

由于超塑性过程发生变形诱发晶粒长大, 应采用真实激活能而采用表观激活能并不合适。但是许多研究者喜欢采用表观激活能, 因为表观激活能计算简便。但是对晶粒长大明显的合金, 采用表观激活能可能误判超塑性扩散机理。

图 1-3 所示为采用式 (1-5) 确定的 Mg-7.83Li 合金超塑性真实激活能曲线 (变形温度 523~623K, 应变速率 $1.67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$)^[35]。该条件下合金的变形激活能为 107kJ/mol。

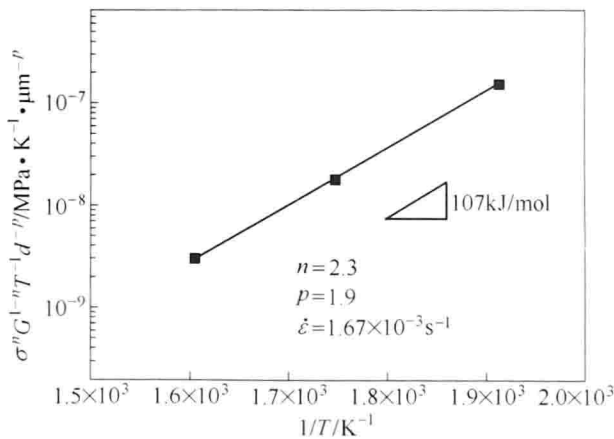


图 1-3 Mg-7.83Li 合金超塑性真实激活能曲线

图 1-4 所示为采用式 (1-8) 确定的 Mg-11Li-3Zn 合金表观激活能曲线 (变形温度 473~573K, 应变速率 $1.67 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$)^[36]。该条件下合金的变形激活能为 112.6kJ/mol。

采用变形激活能判定机理的方法: 将实验获得的变形激活能与理论激活能比较, 如果变形激活能与体扩散理论激活能接近, 则断定为体扩散控制的过程; 如果变形激活能与晶界扩散理论激活能接近, 则断定为晶界扩散控制的过程。

应当指出, 在材料科学文献中, 激活能多以 kJ/mol 为单位; 在物理文献中, 多以 eV (电子伏特) 为单位。

1.5.3 p 值

晶粒指数 (p) 是判定超塑性与蠕变机理的一个特征参数。超塑性的 p 值通常为 2 或 3。