

普通高等教育材料成形及控制工程专业规划教材

特种塑性成形

Special Metal Forming Technology

李云江 主编



机械工业出版社
CHINA MACHINE PRESS

TG301
269
12

普通高等教育材料成形及控制工程专业规划教材

特种塑性成形

主编 李云江

参编 程 钢 林晓娟 袁文生

主审 赵国群

图书在版编目(CIP)数据

特种塑性成形 / 李云江主编. —北京: 机械工业出版社, 2008.8

普通高等教育材料成形及控制工程专业规划教材

ISBN 978-7-111-34600-3

I. ①特… II. ①李… III. ①金属压力加工—塑性成形—高等学校—教材

IV. TG301

中国版本图书馆CIP数据核字(2008)第102038号

机械工业出版社(北京市百万庄大街22号 邮政编码100037)

策划编辑: 孙 颖 责任编辑: 孙 颖 封面设计: 曹永刚

北京印刷厂印刷 (北京) 北京印刷厂印刷 (北京) 北京印刷厂印刷 (北京)

2008年8月第1次印刷

184mm×260mm, 11.25印张, 325千字

定价: 30.00元



机械工业出版社 (010) 68259534

机械工业出版社 (010) 68259534

机械工业出版社 (010) 68259534

本书介绍的几种特种塑性成形是超塑性成形、粉末锻造、液态模锻、金属注射成形、摆动辗压、高能率成形、液压成形、多点成形与橡胶模成形,其中高能率成形包括爆炸成形、电液成形和电磁成形。全书共分8章,主要内容包括每种特种塑性成形的基本概念和基本原理,主要特点和适用范围,材料的选择,工艺规程的制订,模具设计的基本原则以及发展前景。

本书适合高等院校材料成形及控制工程专业、机械工程及自动化专业和模具专业的本科生作教材使用,也可供从事金属材料塑性加工、生产与科研工作的工程技术人员参考。

图书在版编目(CIP)数据

特种塑性成形/李云江主编. —北京:机械工业出版社, 2008. 8

普通高等教育材料成形及控制工程专业规划教材

ISBN 978-7-111-24660-2

I. 特… II. 李… III. 金属压力加工 - 塑性变形 - 高等学校 - 教材
IV. TG301

中国版本图书馆 CIP 数据核字 (2008) 第 105098 号

机械工业出版社 (北京市百万庄大街 22 号 邮政编码 100037)

策划编辑: 冯春生 责任编辑: 严远波 版式设计: 霍永明

责任校对: 张媛 封面设计: 张静 责任印制: 杨曦

北京机工印刷厂印刷 (北京樱花印刷厂装订)

2008 年 9 月第 1 版第 1 次印刷

184mm × 260mm · 11.25 印张 · 275 千字

标准书号: ISBN 978-7-111-24660-2

定价: 20.00 元

凡购本书,如有缺页、倒页、脱页,由本社发行部调换

销售服务热线电话: (010) 68326294

购书热线电话: (010) 88379639 88379641 88379643

编辑热线电话: (010) 88379711

封面无防伪标均为盗版

前 言

随着技术进步和创新速度的加快,材料加工技术越来越朝着高性能、低成本、短流程、近净成形的方向发展,塑性加工新工艺和新设备如雨后春笋般地涌现,如金属注射成形、多点成形、摆动辗压、粉末锻造和超塑性成形等。

目前,这些塑性成形工艺虽然只是在特定领域内应用,但其很有发展前途。它们既是常规工艺的发展,又是对常规工艺的有益补充。人们习惯把这些塑性成形称为特种塑性成形。所谓特种塑性成形,只是相对于常规的或传统的塑性成形而言。从时间上看,特种塑性成形多数是历史较短、发展迅速、应用领域有逐渐扩大趋势的成形方法。

随着时间的推移,有些塑性成形工艺可能由“特种”变为“常规”。例如,在20世纪90年代,旋压技术曾经被公认为特种塑性成形,而现在旋压技术已经是一种常规的成形技术了。

把握塑性加工技术的现状和发展前景有助于及时研究、推广和应用高新技术,推动塑性加工技术的持续发展。

本书作者长期从事特种塑性成形的教学,并编写了有关讲义。在认真学习和总结各种有关技术资料、手册、国家标准的基础上编写成《特种塑性成形》一书。其主要特点是以实用为主,同时兼顾前沿技术和最新的研究、应用成果。

参加本书编写工作的是山东建筑大学的李云江、程钢、林晓娟和袁文生。其中林晓娟编写第1章和第2章,李云江编写第3章、第6章和第8章,程钢编写第4章和第5章,袁文生编写第7章。本书由李云江担任主编,并负责全书的统稿及修改。本书由长江学者赵国群教授(山东大学)担任主审。

本书是山东建筑大学2006年度教材建设立项项目。在编写过程中,得到了山东建筑大学教务处的的大力支持,也得到了山东建筑大学机电工程学院一些教学专家的具体指导,在此一并表示衷心感谢。

由于本书涉及的知识面较广,需要收集的各种资料也比较多,恐有多处遗漏,加上水平有限,书中难免存在不当和错误之处,恳请读者批评指正。

作者
于济南

目 录

前言	37
第1章 超塑性成形	1
1.1 金属超塑性概况及成形特点	1
1.1.1 金属超塑性发展概况	2
1.1.2 超塑性成形的基本特点	3
1.2 超塑性的分类及影响超塑性的因素	4
1.2.1 超塑性现象与超塑性指标	4
1.2.2 超塑性的分类	6
1.2.3 影响微晶组织超塑性的主要因素	7
1.3 超塑性变形的微观组织机理	9
1.3.1 超塑性变形时组织的变化和对力学性能的影响	9
1.3.2 超塑性变形机理	11
1.4 超塑性成形工艺与设备	12
1.4.1 常用超塑性成形的工艺方法	12
1.4.2 超塑性成形的设备	17
1.4.3 超塑性成形的摩擦与润滑	18
1.5 超塑性成形展望	19
第2章 粉末锻造	22
2.1 粉末冶金成形	22
2.1.1 粉末冶金的特点	22
2.1.2 粉末冶金的应用	23
2.1.3 粉末冶金工艺	24
2.2 粉末锻造的特点及应用	27
2.2.1 粉末锻造的发展概况	27
2.2.2 粉末锻造的特点及应用	28
2.3 粉末锻造时金属粉末的选择	29
2.4 粉末锻造预成形坯的设计	30
2.4.1 粉锻件的分类与锻件图设计	30
2.4.2 预成形坯的设计	31
2.5 粉末预成形坯的锻造方法	35
2.5.1 预成形坯锻造成形方法	35
2.5.2 预成形坯锻造工艺参数的选择	36
2.5.3 预成形坯锻前加热	37
2.5.4 粉末锻造对模具和设备的要	
求	37
2.6 粉末热等静压和粉末喷射锻造	38
2.6.1 粉末热等静压	38
2.6.2 粉末准等静压法	38
2.6.3 粉末喷射锻造法	39
第3章 液态模锻	40
3.1 液态模锻概述	40
3.1.1 液态模锻兴起是铸锻工艺结合的产物	40
3.1.2 液态模锻发展回顾	41
3.1.3 液态模锻发展趋势	42
3.1.4 液态模锻工艺方法分类	42
3.1.5 液态模锻工艺特点及适用范围	44
3.2 液态模锻下的力学过程	45
3.2.1 塑性变形在液态模锻中的地位	46
3.2.2 液态模锻组合体的假设	47
3.2.3 液态模锻过程的力—位移曲线	48
3.2.4 力、位移与时间关系曲线	50
3.3 液锻模设计前准备	51
3.3.1 液锻件的结构工艺性	51
3.3.2 液锻方式的选择	53
3.3.3 液锻件图设计	53
3.4 液锻模结构设计	57
3.4.1 对液锻模的基本要求	57
3.4.2 液锻模设计的步骤	58
3.4.3 液锻模基本机构	59
3.5 液锻模的材料及技术要求	59
3.5.1 工作零件材料的选用	59
3.5.2 液锻模零件的公差及表面粗糙度	61
3.5.3 液锻模的技术要求	61
3.6 液态模锻用设备	62
3.6.1 熔化设备	62
3.6.2 普通液压机	65
3.6.3 压铸件改造的卧式液锻机	66
3.6.4 专用液锻机	66

3.6.5 辅助设备	66	5.6 摆辗模具设计	119
3.6.6 液态锻模实例	67	5.6.1 摆辗成形件图设计	119
第4章 金属注射成形	68	5.6.2 摆辗成形模具设计	122
4.1 金属注射成形概论	68	5.6.3 摆辗模具寿命	123
4.1.1 金属注射成形技术的发展和现状	70	第6章 高能率成形	127
4.1.2 MIM 工艺方法与其他加工方法之比较	73	6.1 高能率成形的特点及适用范围	127
4.1.3 几种代表性的 MIM 工艺	73	6.1.1 高能率成形概念及分类	127
4.1.4 金属注射成形技术的发展方向	74	6.1.2 高能率成形的特点	127
4.2 金属注射成形喂料的制备	75	6.1.3 高能率成形方法的应用	128
4.2.1 MIM 用粉末的性能	75	6.2 爆炸成形	128
4.2.2 MIM 粉末制备工艺	76	6.2.1 成形过程	129
4.2.3 粘结剂体系及性能	76	6.2.2 工艺参数选择	129
4.2.4 喂料的混炼	79	6.2.3 成形装置	131
4.3 注射成形过程	82	6.3 电液成形	133
4.3.1 熔体充模机理	82	6.3.1 成形原理	133
4.3.2 注射参数对成形的影响	83	6.3.2 放电室	134
4.3.3 注射成形设备	84	6.3.3 电爆成形	136
4.4 脱脂	86	6.4 电磁成形	136
4.4.1 脱脂方法	86	6.4.1 电磁成形原理	136
4.4.2 脱脂设备	89	6.4.2 工艺特点及应用范围	137
4.5 烧结	91	6.4.3 电磁成形工艺设计要点	142
4.5.1 注射成形坯烧结原理	92	6.4.4 电磁成形设备	144
4.5.2 烧结设备	93	第7章 液压成形	146
4.5.3 产品后续处理	95	7.1 薄板零件液压成形	146
4.6 金属粉末注射成形产品设计	95	7.1.1 原理及特点	147
第5章 摆动辗压	99	7.1.2 液压胀形	147
5.1 摆动辗压概况	99	7.1.3 反向液压成形	149
5.1.1 摆动辗压机的工作原理	100	7.1.4 橡胶薄膜液压成形	150
5.1.2 摆动辗压的特点	101	7.1.5 液压成形工艺及模具的主要参数	151
5.1.3 摆动辗压的应用	102	7.1.6 液压成形设备及方法的应用	153
5.1.4 摆辗机的发展趋势	103	7.1.7 充液拉深新工艺	155
5.2 摆动辗压的基本原理	104	7.2 管料的内高压成形	156
5.2.1 摆动辗压的运动原理	104	7.2.1 成形原理	157
5.2.2 摆辗变形机制与变形特征	106	7.2.2 成形装置	157
5.3 摆辗机的分类	107	7.2.3 成形优点	158
5.4 摆辗机的主要技术参数	110	7.2.4 适用领域	159
5.5 摆动辗压机的结构	112	7.3 无模液压胀球	159
5.5.1 通用摆辗机结构	112	7.3.1 技术原理	160
5.5.2 专用摆辗机	115	7.3.2 技术特点	160
5.5.3 典型摆辗加工零件	118	第8章 多点成形与橡胶模成形	161
		8.1 多点成形	161

8.1.1	基本原理	161	8.2.2	聚氨酯橡胶冲裁模具及工艺	164
8.1.2	技术特点	162	8.2.3	聚氨酯橡胶弯曲模具及工艺	165
8.1.3	分类	162	8.2.4	聚氨酯橡胶拉深模具及工艺	167
8.1.4	应用范围	163	8.2.5	聚氨酯橡胶模的典型结构	168
8.2	薄板零件橡胶模成形	164	参考文献	171	
8.2.1	聚氨酯橡胶的性能及其选用	164			
	1.1 聚氨酯橡胶的性能	164			
	1.2 聚氨酯橡胶的选用	164			
	1.3 聚氨酯橡胶的成型	164			
	1.4 聚氨酯橡胶的硫化	164			
	1.5 聚氨酯橡胶的回收	164			
	1.6 聚氨酯橡胶的降解	164			
	1.7 聚氨酯橡胶的改性	164			
	1.8 聚氨酯橡胶的复合	164			
	1.9 聚氨酯橡胶的合金	164			
	1.10 聚氨酯橡胶的纳米材料	164			
	1.11 聚氨酯橡胶的生物降解	164			
	1.12 聚氨酯橡胶的导电性	164			
	1.13 聚氨酯橡胶的导热性	164			
	1.14 聚氨酯橡胶的阻燃性	164			
	1.15 聚氨酯橡胶的耐老化性	164			
	1.16 聚氨酯橡胶的耐辐射性	164			
	1.17 聚氨酯橡胶的耐冲击性	164			
	1.18 聚氨酯橡胶的耐疲劳性	164			
	1.19 聚氨酯橡胶的耐蠕变性	164			
	1.20 聚氨酯橡胶的耐应力松弛性	164			
	1.21 聚氨酯橡胶的耐环境应力开裂性	164			
	1.22 聚氨酯橡胶的耐化学腐蚀性	164			
	1.23 聚氨酯橡胶的耐酸碱腐蚀性	164			
	1.24 聚氨酯橡胶的耐盐腐蚀性	164			
	1.25 聚氨酯橡胶的耐有机溶剂腐蚀性	164			
	1.26 聚氨酯橡胶的耐无机酸腐蚀性	164			
	1.27 聚氨酯橡胶的耐无机碱腐蚀性	164			
	1.28 聚氨酯橡胶的耐氧化剂腐蚀性	164			
	1.29 聚氨酯橡胶的耐还原剂腐蚀性	164			
	1.30 聚氨酯橡胶的耐酶腐蚀性	164			
	1.31 聚氨酯橡胶的耐微生物腐蚀性	164			
	1.32 聚氨酯橡胶的耐紫外线辐射性	164			
	1.33 聚氨酯橡胶的耐红外线辐射性	164			
	1.34 聚氨酯橡胶的耐微波辐射性	164			
	1.35 聚氨酯橡胶的耐电磁辐射性	164			
	1.36 聚氨酯橡胶的耐静电辐射性	164			
	1.37 聚氨酯橡胶的耐核辐射性	164			
	1.38 聚氨酯橡胶的耐宇宙射线辐射性	164			
	1.39 聚氨酯橡胶的耐高能粒子辐射性	164			
	1.40 聚氨酯橡胶的耐中子辐射性	164			
	1.41 聚氨酯橡胶的耐电子辐射性	164			
	1.42 聚氨酯橡胶的耐质子辐射性	164			
	1.43 聚氨酯橡胶的耐α粒子辐射性	164			
	1.44 聚氨酯橡胶的耐β粒子辐射性	164			
	1.45 聚氨酯橡胶的耐γ射线辐射性	164			
	1.46 聚氨酯橡胶的耐X射线辐射性	164			
	1.47 聚氨酯橡胶的耐紫外线辐射性	164			
	1.48 聚氨酯橡胶的耐红外线辐射性	164			
	1.49 聚氨酯橡胶的耐微波辐射性	164			
	1.50 聚氨酯橡胶的耐电磁辐射性	164			
	1.51 聚氨酯橡胶的耐静电辐射性	164			
	1.52 聚氨酯橡胶的耐核辐射性	164			
	1.53 聚氨酯橡胶的耐宇宙射线辐射性	164			
	1.54 聚氨酯橡胶的耐高能粒子辐射性	164			
	1.55 聚氨酯橡胶的耐中子辐射性	164			
	1.56 聚氨酯橡胶的耐电子辐射性	164			
	1.57 聚氨酯橡胶的耐质子辐射性	164			
	1.58 聚氨酯橡胶的耐α粒子辐射性	164			
	1.59 聚氨酯橡胶的耐β粒子辐射性	164			
	1.60 聚氨酯橡胶的耐γ射线辐射性	164			
	1.61 聚氨酯橡胶的耐X射线辐射性	164			
	1.62 聚氨酯橡胶的耐紫外线辐射性	164			
	1.63 聚氨酯橡胶的耐红外线辐射性	164			
	1.64 聚氨酯橡胶的耐微波辐射性	164			
	1.65 聚氨酯橡胶的耐电磁辐射性	164			
	1.66 聚氨酯橡胶的耐静电辐射性	164			
	1.67 聚氨酯橡胶的耐核辐射性	164			
	1.68 聚氨酯橡胶的耐宇宙射线辐射性	164			
	1.69 聚氨酯橡胶的耐高能粒子辐射性	164			
	1.70 聚氨酯橡胶的耐中子辐射性	164			
	1.71 聚氨酯橡胶的耐电子辐射性	164			
	1.72 聚氨酯橡胶的耐质子辐射性	164			
	1.73 聚氨酯橡胶的耐α粒子辐射性	164			
	1.74 聚氨酯橡胶的耐β粒子辐射性	164			
	1.75 聚氨酯橡胶的耐γ射线辐射性	164			
	1.76 聚氨酯橡胶的耐X射线辐射性	164			
	1.77 聚氨酯橡胶的耐紫外线辐射性	164			
	1.78 聚氨酯橡胶的耐红外线辐射性	164			
	1.79 聚氨酯橡胶的耐微波辐射性	164			
	1.80 聚氨酯橡胶的耐电磁辐射性	164			
	1.81 聚氨酯橡胶的耐静电辐射性	164			
	1.82 聚氨酯橡胶的耐核辐射性	164			
	1.83 聚氨酯橡胶的耐宇宙射线辐射性	164			
	1.84 聚氨酯橡胶的耐高能粒子辐射性	164			
	1.85 聚氨酯橡胶的耐中子辐射性	164			
	1.86 聚氨酯橡胶的耐电子辐射性	164			
	1.87 聚氨酯橡胶的耐质子辐射性	164			
	1.88 聚氨酯橡胶的耐α粒子辐射性	164			
	1.89 聚氨酯橡胶的耐β粒子辐射性	164			
	1.90 聚氨酯橡胶的耐γ射线辐射性	164			
	1.91 聚氨酯橡胶的耐X射线辐射性	164			
	1.92 聚氨酯橡胶的耐紫外线辐射性	164			
	1.93 聚氨酯橡胶的耐红外线辐射性	164			
	1.94 聚氨酯橡胶的耐微波辐射性	164			
	1.95 聚氨酯橡胶的耐电磁辐射性	164			
	1.96 聚氨酯橡胶的耐静电辐射性	164			
	1.97 聚氨酯橡胶的耐核辐射性	164			
	1.98 聚氨酯橡胶的耐宇宙射线辐射性	164			
	1.99 聚氨酯橡胶的耐高能粒子辐射性	164			
	1.100 聚氨酯橡胶的耐中子辐射性	164			

第 章

超塑性成形

1.1 金属超塑性概况及成形特点

塑性是金属的重要属性之一，它指的是金属在外力作用下，无损而永久地改变形状的能力。“超塑性”就是超出一般塑性指标的金属特性。在常规成形条件下，一些较难成形的金属材料，如钛合金、铝合金、镁合金、镍合金、合金钢等，成形温度范围比较狭窄，流动性比较差。例如作为衡量塑性优劣的一个重要指标——伸长率 δ ，一般情况下，黑色金属不大于40%，有色金属也不超过60%（软铝约为50%，而金、银一般也只有80%），即使在高温下，也难以达到100%。这样，在锻造具有薄的腹板或高肋的零件时，毛坯的热量迅速向模具散失，变形抗力很快增加，塑性急剧降低，不仅需要大幅度提高设备吨位，也容易造成锻件开裂等缺陷。因此，人们开始从材料的提纯、冶炼、锻造和热处理中设法改善金属的塑性，但都未能大幅度地提高。据统计，从1928年到1969年，经过40多年的努力，工业用金属材料平均伸长率的提高不超过10%，常规的冶金学对塑性的提高远没有对其他性能（比如强度和韧性等）起到的效果显著。

半个多世纪来，在金属变形的研究中，有人发现某些金属在一定条件下具有大大超过一般塑性的特异性能，这些具有超塑性的金属，其伸长率 δ 值可超过100%，甚至到百分之几千也不会产生缩颈现象，同时变形抗力很小。例如Bi-44Sn挤压材料在慢速拉伸下伸长率 δ 可达到1950%。随着研究的深入，人们普遍认为这种特殊的、巨大的延伸特性并不限于某几种合金。对大多数金属材料，包括钢铁等黑色金属以及一般认为难成形的钛合金等，在特定条件下都可使 δ 值提高几倍，甚至几十倍。例如Ti-6Al-4V板材在常温下的 δ 值约为10%，

加热到 700℃ 时, δ 值约为 65%, 850℃ 时约 90%, 即使加热到 900℃ 也只达到 110% 左右。然而处于超塑性条件下的 Ti-6Al-4V, δ 值可高达 500% 以上, 甚至 1000% 以上。金属具有这种特殊的、巨大的延伸的超塑性现象, 引起了人们广泛的兴趣和重视。许多国家的科技工作者从金属的超塑性机理、冶金学、力学特性和应用技术等方面, 开展了广泛的研究。人们认为开展超塑性的研究对金属学、冶金学、热加工工艺、生产应用等方面将会产生深远的影响。

1.1.1 金属超塑性发展概况

早在 1920 年, 德国 W. Rosenhain 等人将冷轧后的 Zn-Al-Cu ($w_{\text{Zn}} = 4\%$, $w_{\text{Cu}} = 7\%$) 三元共晶合金的铝板慢速弯曲时, 发现这种脆性材料被弯成 180° (与板面重合) 而未出现裂纹, 它和普通晶体材料 (如纯铝) 大不相同。他们推断这种对负荷速度 (形变速度) 有密切依赖关系的异常现象, 可能是由于加工产生了非晶质。1934 年英国 C. E. Pearson 初次对共晶合金 Sn-37Pb、Bi-44Sn 的异常延伸进行了详细研究。这种合金的挤压材料很脆, 容易破裂, 可是 C. E. Pearson 将其缓慢拉伸, 得到了伸长率 δ 约为 2000% 的试样 (见图 1-1)。很奇怪的是这种慢速大延伸的金属, 在落地实验中呈脆性断裂, 这是一个更大的发现。这种凭常识意想不到的现象, 在当时虽然引起了一部分人的强烈反响, 但在第二次世界大战时研究却被搁置了。

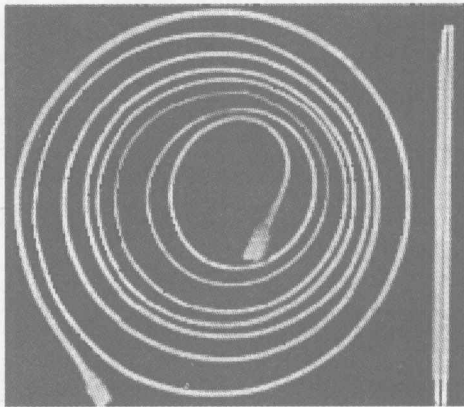


图 1-1 Sn-37Pb、Bi-44Sn 共晶合金拉伸后现象

第二次世界大战后, 前苏联的科学家对金属的异常延伸现象进行了系统研究, 用 Zn-Al 共析合金在高温拉伸试验中得到了异常的伸长率, 并应用了“超塑性”这个词汇。1962 年美国 E. E. Underwood 发表了一篇评论解说性文章, 从冶金学的角度分析了实现超塑性的可能性、条件及基本原理。人们评价这篇文章是超塑性研究的总结。从此超塑性研究引起了人们越来越大的重视。1964 年美国 W. A. Backofen 对超塑性力学特性进行了分析研究, 作出了很大的贡献。他引入了与变形应力有关的应变速率敏感性指数 m 值, 提出了著名的贝可芬方程, 并推导出了测定 m 值的方法。20 世纪 60 年代后, 人们主要对超塑性机理作了进一步研究, 并加紧了应用研究。美、俄、英、日、德、法、加等国在这方面都投入了相当的力量。超塑性材料最早用于生产实际是在 1968 年, 英国里兰德汽车公司生产了工业用的 Zn-22Al 共析合金供应市场, 并用这种合金超塑性成形制成了小轿车上盖和汽车车门内板, 轰动一时。特别引人注意的是, 近十几年来金属超塑性已在工业生产领域中获得了应用。一些超塑性的锌合金、铝合金、钛合金等正以其优异的变形性能和材质均匀等特点, 在工艺品制造、仪器仪表壳罩件、复杂形状的构件和航空航天部门的零构件生产中崭露头角。例如图 1-2 为吹塑成形的 5083 铝合金墙面装饰浮雕。

目前, 在我国的超塑性研究领域中, 已形成了开发、应用以铝合金、钛合金、铜合金为代表的结构合金超塑性材料的热潮, 主要进行了三方面的工作: ①研究结构合金获得超塑性

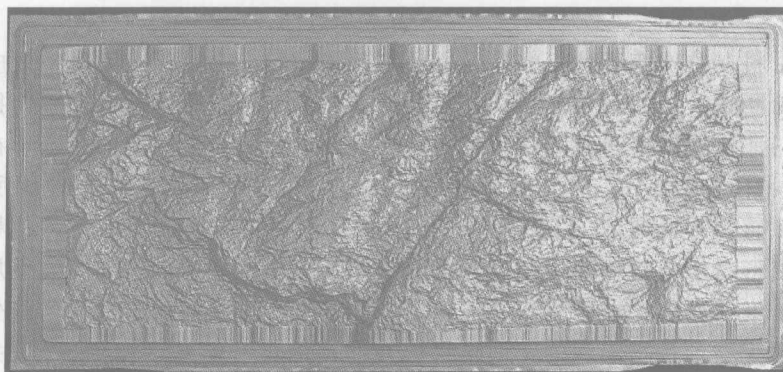


图 1-2 吹塑成形的 5083 铝合金墙面装饰浮雕

的途径；②探索结构合金超塑性成形工艺规范；③解决成形工艺关键，并进入工艺实用，其中很大部分曾在航空航天、仪表、电子、轻工、机械、铁路等各个领域内得到了有效的应用。

1.1.2 超塑性成形的基本特点

到目前为止，还不能给“超塑性”下一个确切的、科学的定义。人们从各种角度粗略地定义为：金属材料在受到拉伸应力时，显示出很大的伸长率而不产生缩颈与断裂现象的性能称为超塑性。通常，有色金属最大伸长率高于 200%，可锻造的黑色金属最大伸长率高于 100%，即可认为是实现了超塑性。实际上，有的超塑材料其超塑伸长率可达到 1000% 以上。也有人用应变速率敏感性指数 m 值（或抗缩颈的能力）的大小来定义超塑性，在 $m \geq 0.3$ 时，可认为呈现出超塑性。

根据超塑性的宏观变形特性，可用大变形、无缩颈、小应力、易成形来描述超塑性特点。

1. 大变形

超塑性材料在单向拉伸时 δ 值极高。很多超塑性材料在单向拉伸条件下伸长率可以达到 1000% 以上，Pb-Sn 共晶合金的伸长率最高可达 5500%，铝青铜的伸长率最高可达 8000% 以上，代表了金属材料的最高伸长率。超塑性材料在变形稳定性方面要比普通材料好得多，这样使材料成形性能大大改善，可以使许多形状复杂，一般难以成形的材料（如某些钛合金）的变形成为可能。对人造卫星上使用的钛合金球形燃料箱，其壁厚只有 0.71 ~ 1.5mm，如采用普通的方法几乎无法成形，而用超塑性吹塑成形，不但成形精度和性能好，还可以大大节约成本，见图 1-3。在民用工业方面，一般形状复杂的电子仪器的底座、盖板及其他复杂零件，各种汽车外壳、箱板等，以及形状复杂的工艺制品、家用电器制件等，如用超塑性成形均可一次制成，使生产成本显著降低。

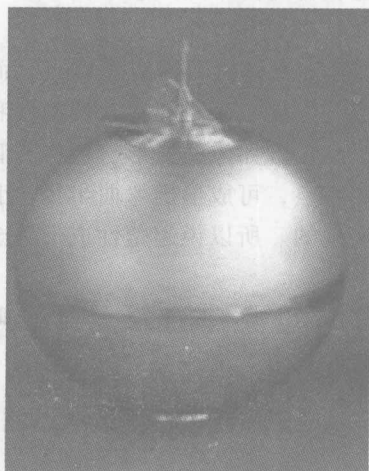


图 1-3 吹塑成形的 Ti-6Al-4V 球形卫星燃料箱

2. 无缩颈

一般金属材料在拉伸变形过程中,当出现早期缩颈后,则由于应力集中效应使缩颈继续发展,导致提前断裂。拉断后的样品具有明显的宏观缩颈。超塑性材料在单向拉伸条件下不像常规塑性材料那样表现出明显的缩颈行为,却类似于粘性物质的流动,变形在整个试样上均匀地产生,没有(或很小)应变硬化效应,这也是能够实现大延伸的原因所在。但变形时对变形速度敏感,有所谓“应变速率硬化效应”,即当变形速度增加时,材料会强化。因此,超塑性材料变形时虽有初期缩颈形成,但由于缩颈部位变形速度增加而发生局部强化,而其余未强化部分继续变形,这样使缩颈传播出去,结果获得巨大的宏观均匀的变形。因此可以说,超塑性的无缩颈是指宏观的变形结果,并非真的没有缩颈。产生超塑性变形的试样,断口部位的截面尺寸与均匀部位的相差很小,整个试样的变形梯度缓慢而均匀,对于典型超塑性合金 Zn-22Al 来说,断口部位可达到头发丝那样细的程度,此时断面收缩率 ψ 接近于 100%。因此超塑性材料的变形具有宏观“无缩颈”的特点。

超塑性材料的无缩颈(断面收缩率 $\psi = 100\%$)和脆性材料的无缩颈($\psi \approx 0$)截然不同。设拉伸试样断面积为 A_0 ,拉断后的最小截面积为 A ,拉伸后均匀变形部分的截面积为 A_g ,则

脆性材料 $A \approx A_g \approx A_0, \psi \approx 0$;

超塑性材料 $A \approx A_g \leq A_0, \psi \approx 100\%$ 。

由此可见,超塑性材料表现了很强的抗缩颈能力,无明显的局部缩颈。

3. 小应力

超塑性材料在变形过程中,变形抗力可以很小,因为它具有粘性或半粘性流动的特点。变形抗力可以低到 10MPa 的量级,便于实现甚至像吹塑这样的低压力成形,而且基本上没有加工硬化行为。超塑性成形中通常用流动应力来表示变形抗力的大小,在最佳变形条件下,流动应力要比常规变形小到几分之一乃至几十分之一。例如, Zn-22Al 的流动应力仅为 1.96MPa 或更低,即使超塑性钛合金板料,其流动应力也只有十到几十兆帕。这样,压力加工的设备吨位可大大减小。

4. 易成形

由于超塑性具有以上特点,而且变形过程基本上没有或只有很小的应变硬化现象,所以超塑合金易于压力加工,流动性和填充性极好,可用多种方式进行成形,而且产品质量可大大提高,例如体积成形、板料与管料的气压成形、无模拉拔等。钛板的超塑性成形正是利用这些特点,可成形出弯曲半径 r 小到材料厚度 t 的零件,如用冷成形或普通热成形方法是无法实现的。所以说超塑性成形为金属压力加工技术开辟了一条新的途径。

1.2 超塑性的分类及影响超塑性的因素

1.2.1 超塑性现象与超塑性指标

超塑性实际上是材料在特定条件下的一种特殊状态。材料呈现超塑性状态的特点是:材料具有低的流动应力,比常规变形高一个数量级以上的伸长率,良好的流动性与复制性,晶间滑移变形的比例大幅度提高。超塑性金属曾被称为“像熔融塑料那样的金属”。因此,在

比常规变形低得多的载荷下,可以成形出高质量、高精度的薄壁、薄腹板、高肋的和其他复杂的锻件,并且可以复制出模具上精细的纹路与线条。

超塑性变形与普通金属塑性变形在变形力学特征方面有着本质的差别。在超塑性变形时,由于没有加工硬化(或加工硬化可以忽略不计),其条件应力—应变曲线如图1-4所示;当条件应力 σ_0 达到最大值后,随着变形程度的增加而下降,而变形量则可达到很大的数值。如果换算成真实应力—应变曲线,则如图1-5所示;此时,真实应力几乎不随变形程度的增加而变化。在整个变形过程中,表现出低应力水平、无缩颈的大延伸现象。

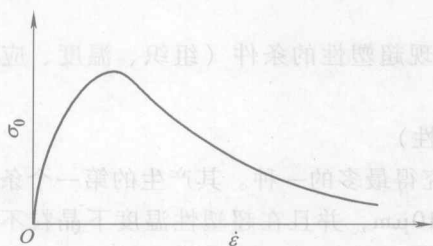


图1-4 超塑性材料的条件应力—应变曲线

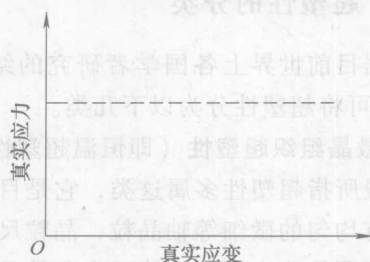


图1-5 超塑性材料的真实应力—应变曲线

超塑性变形的另一个重要力学特征,就是材料流动应力对应变速率的敏感性。描述这种特性最简单也最常用的是著名的贝可芬(Backofen)方程

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

式中 σ ——超塑性流动应力;

$\dot{\varepsilon}$ ——应变速率;

m ——应变速率敏感性指数,称为 m 值;

K ——材料常数。

实际上,此式常作为描述塑料粘流体一类非牛顿流体的方程。当 $m=1$ 时,式(1-1)即是牛顿粘性流动方程($K=\mu$ 为粘性系数)。

从物理意义上说, m 值大时,由式(1-1)可知,流动应力会随着应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 的增大而急剧增大,此时,如试样某处有局部缩小,则该处的应变速率加大,该处继续变形所需的应力也随之剧增,这就阻止了该处断面的继续减小,促使变形向别处发展而趋于均匀,最终获得了更大的伸长率。对于普通金属 $m=0.02\sim 0.2$,对于超塑性金属 $m=0.3\sim 1$ 。 m 值越大,伸长率越大。

由此可见, m 值反映了材料抗局部收缩或产生均匀拉伸变形的能力。图1-6为实验所得的Ti及Zr合金的伸长率与 m 值的关系曲线。

从理论上讲,大多数金属材料都可能实现超塑性状态,近来发现某些陶瓷也具有超塑性。衡量是否实现了超塑性的较常用的指标是伸长率与应变速率敏感性指数 m 值。当有色金属最大伸长率大于200%、可锻造的黑色金属最大伸长率大于100%,或 m 值大于等于0.3时,即可认为是实现了超塑性。对于脆性材料,有时采用压缩试

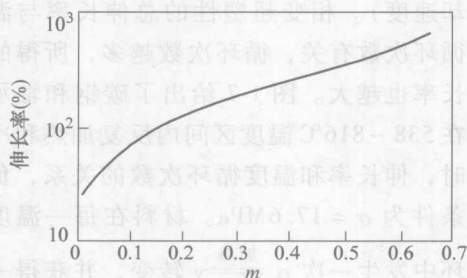


图1-6 Ti及Zr合金的伸长率与 m 值的关系曲线

验, 在其呈现出明显的塑性时, 即可认为是实现了超塑性。

但是也必须指出, 许多试验结果表明, 材料的伸长率并不总是由 m 值唯一地确定, 试样几何尺寸和晶粒大小对伸长率亦有影响。因此, 尽管 m 值可作为衡量超塑性的一个很重要指标, 但如果综合考虑 m 值、伸长率 δ 和断面收缩率 ψ 等诸项指标, 则会更全面合理些。 m 值的测量方法很多, 主要有拉伸速度突变法 (贝可芬法)、最大载荷法、斜率法及变截面试样拉伸法等。

1.2.2 超塑性的分类

根据目前世界上各国学者研究的结果, 按照实现超塑性的条件 (组织、温度、应力状态等), 可将超塑性分为以下几类。

1. 微晶组织超塑性 (即恒温超塑性或结构超塑性)

一般所指超塑性多属这类, 它是目前国内外研究得最多的一种。其产生的第一个条件是材料具有均匀的微细等轴晶粒, 晶粒尺寸通常小于 $10\mu\text{m}$, 并且在超塑性温度下晶粒不易长大, 即所谓热稳定性好; 第二个条件是变形温度 $T > 0.5T_m$ (T_m 为材料熔点温度, 以热力学温度表示), 并且在变形时保持恒定温度; 第三个条件是应变速率 $\dot{\epsilon}$ 比较低, 一般 $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \sim 10^{-1}/\text{s}$ 。目前已发现共晶型和共析型合金具有超塑性, 但也不限于此, 而在许多的二相合金中相当一部分呈现超塑性。一般说来, 晶粒越细越有利于超塑性变形, 但对有些材料来说, 例如钛合金, 其晶粒尺寸达几十微米时仍有良好的超塑性能。

微晶组织超塑性是目前研究和应用较多的一种, 其优点是恒温下易于操作, 故大量用于超塑性成形; 但也有其缺点, 因为晶粒的超细化、等轴化及稳定化要受到材料的限制, 并非所有合金都能达到。

2. 相变超塑性 (即变温超塑性或动态超塑性)

这类超塑性不要求金属具有超细晶粒组织, 但要求具有相变或同素异构转变。在一定的外力作用下, 使金属或合金在相变温度附近反复加热和冷却, 经过一定的循环次数后, 就可以获得很大的伸长率。相变超塑性的主要控制因素是温度幅度 ($\Delta t = t_{\text{上}} - t_{\text{下}}$) 和温度循环率 (即加热 $\rightleftharpoons$ 冷却速度)。相变超塑性的总伸长率与温度循环次数有关, 循环次数越多, 所得的伸长率也越大。图 1-7 给出了碳钢和轴承钢在 $538 \sim 816^\circ\text{C}$ 温度区间内反复加热和冷却时, 伸长率和温度循环次数的关系, 负荷条件为 $\sigma = 17.6\text{MPa}$ 。材料在每一温度循环中发生一次 $\alpha \xrightarrow{\text{加热}} \gamma$ 转变, 并获得一

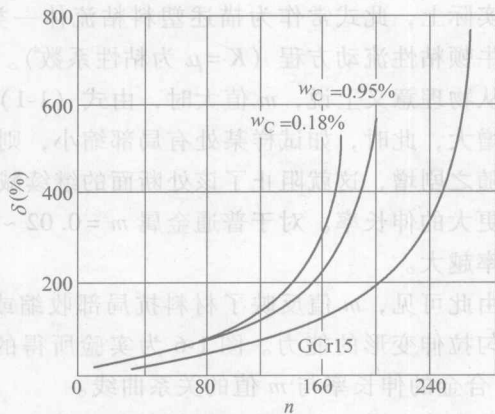


图 1-7 碳钢和轴承钢的伸长率 δ 与温度循环次数 n 之间的关系

(试验温度幅度: $538 \sim 816^\circ\text{C}$; 定负荷: $\sigma = 17.6\text{MPa}$)

次跳跃式的均匀延伸, 多次循环后, 即可累积很大的延伸变形量。

由于相变超塑性是在一个变动频繁的温度范围内, 依靠结构的反复变化而引起的, 材料

的组织不断地从一种状态转变为另一种状态,故又称为动态超塑性。

相变超塑性不同于微晶组织超塑性,它不要求材料进行晶粒的超细化、等轴化和稳定化的预先处理,这是其有利的一面;但是相变超塑性必须给予动态热循环作用,这就构成了操作上的大缺点,因此较难应用于超塑性成形加工。目前其工业应用主要是在焊接和热处理方面。例如,利用金属在反复加热和冷却的过程中原子发生剧烈运动,具有很强的扩散能力,将两块具有相变或同素异构转变的金属相互接触,施加一个很小的负荷,在经过一定的温度循环次数后,最终可使这两块金属完全粘合。钢与钢、铸铁与铸铁、钢与铸铁都可以利用这种方法进行焊接。至于成形方面目前只用于变形方式很简单的场合,如镦粗、弯曲等。有人曾用铸铁材料利用相变超塑性进行弯曲,经50次温度循环后可弯至 45° 而不断裂。

目前有关相变超塑性的研究不如微晶组织超塑性那样广泛和深入,对其规律性尚无统一的认识,因此,下面的有关论述都是针对微晶组织超塑性的。

3. 其他超塑性

近年来发现普通非超塑性材料在一定条件下快速变形时,也能显示出超塑性。例如标距25mm的热轧低碳钢棒快速加热到 $\alpha + \gamma$ 两相区,保温5~10s,快速拉伸,其伸长率可达到100%~300%。这种短时间内的超塑性可称为短暂超塑性。短暂超塑性是在再结晶及组织转变时的极不稳定的显微组织状态下生成等轴超细晶粒,并在此短暂时间内快速施加外力才能显示出超塑性。关于短暂超塑性目前研究还不多。

有些材料在消除应力退火过程中,在应力作用下可以得到超塑性。其他的超塑性还有如大块非晶材料的过冷液体超塑性、大晶粒材料中出现的位错超塑性等。此外,国外正在研究的还有升温超塑性等。

1.2.3 影响微晶组织超塑性的主要因素

微晶组织超塑性的实现有赖于晶粒细化、适当的温度和低应变速率三个基本条件。

1. 获得细晶粒的途径及晶粒度的影响

获得细晶粒的途径主要有以下三种:

(1) 冶金学方法 主要是添加一些能够促使早期形核,使组织弥散,并在变形过程中稳定晶粒的微量元素。此外,还有快速凝固等方法。

(2) 压力加工方法 采用冷、温、热三种不同温度下的轧制或锻造。

(3) 热处理方法 包括反复淬火、形变热处理、球化退火等方法。

处理后的组织要求具有晶粒微细、等轴、稳定的特点,晶粒大小应在 $10\mu\text{m}$ 以下。晶粒尺寸对流动应力、 m 值、伸长率均有很大影响。图1-8给出了Al-Cu共晶合金 520°C 拉伸时,晶粒尺寸对流动应力(σ)及 m 值的影响。由图可见,晶粒越小,则流动应力越低,这与以前所述的晶粒小变形抗力

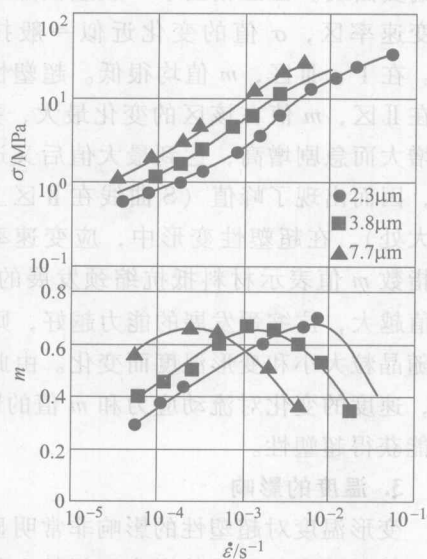


图1-8 Al-Cu共晶合金 520°C 拉伸时晶粒尺寸对流动应力及 m 值的影响

大恰好相反；再者，晶粒越小， m 的峰值增大，且移向高应变速率区。这对超塑性成形是有利的，因为它使提高成形加工速度成为可能。

在考虑晶粒大小的同时，晶粒的形态也很重要。例如，在 Pb-Sn 系共晶合金中曾发现，其铸态组织为层片状两相晶粒，而经轧制后形成等轴的两相晶粒，它们的平均晶粒尺寸几乎相同，都约为 $2\mu\text{m}$ ，但由于晶粒形态截然不同，在超塑性变形条件下，前者的伸长率只有 50% ($m < 0.15$)，而后者可达 1600% ($m = 0.59$)。可见，要实现超塑性，不但晶粒尺寸要小，而且要求晶粒呈等轴状。通过以上分析不难理解，为什么超塑性材料多为共晶或共析合金，这是因为这类合金有利于获得两相和稳定的超细晶粒组织。但近期的研究表明，在弥散合金和单相合金中也发现有超塑性，可见超塑性材料的范围有扩大的趋势。

2. 应变速率的影响

超塑性变形对应变速率很敏感，只是在一定的速度范围内才能表现出超塑性，并且超塑性流动应力随应变速率的增加而增加。

对式 (1-1) $\sigma = K\dot{\epsilon}^m$ 两边取对数并微分后可得

$$m = \frac{d \log \sigma}{d \log \dot{\epsilon}} \quad (1-2)$$

可根据试验和式 (1-2) 画出 Al-Mg 共晶合金应变速率 $\dot{\epsilon}$ 、流动应力 σ 与 m 值的关系曲线，如图 1-9 所示。 $\sigma-\dot{\epsilon}$ 的关系曲线是反映超塑性变形力学特征的典型曲线，在对数坐标上呈“S”形，S 曲线的斜率即为 m 值。

在图 1-9 中，可将 S 曲线分为三个区，即图中的 I、II、III 区。I 区相当于蠕变类型低应变速率区，它是在极慢速率下变形的。 σ 值随着 $\dot{\epsilon}$ 值的增加而缓慢上升，近似于蠕变曲线。III 区相当于一般塑性加工的高应变速率区， σ 值的变化近似一般拉伸曲线。在 I、III 区， m 值均很低。超塑性范围是在 II 区， m 值在该区的变化最大，并随 $\dot{\epsilon}$ 的增大而急剧增高，达到最大值后又迅速下降，因而出现了峰值（S 曲线在 II 区上斜率最大处）。在超塑性变形中，应变速率敏感性指数 m 值表示材料抵抗缩颈发展的能力， m 值越大，抗缩颈发展的能力越好，则伸长率越大。以上三个速度区间的界限不是很严格，会随晶粒大小和变形温度而变化。由此曲线可以看出，微晶组织超塑性具有高度的速度敏感性，速度的变化对流动应力和 m 值的影响很显著，只有控制在 $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \sim 10^{-1} \text{min}^{-1}$ 范围内，才能获得超塑性。

3. 温度的影响

变形温度对超塑性的影响非常明显，当低于或超过某一温度范围时，就不出现超塑性现象。材料呈现超塑性的温度区间的上限是低于临界温度的一定区域，如 $\alpha + \beta$ (TC) 类钛合金在低于 β 转变点的一个区域内呈现超塑性；下限是 $0.5T_m$ 。图 1-10 表示了温度变化对锌合金超塑性的影响，由图可见，存在着可获得最大 m 值与伸长率的温度。

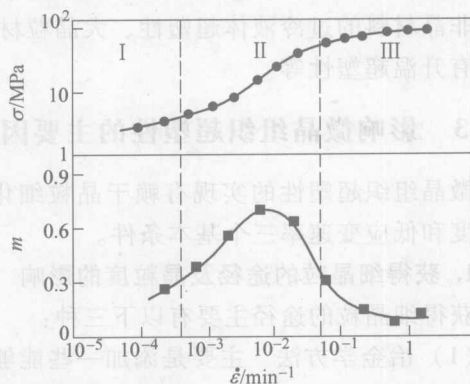


图 1-9 Mg-Al 共晶合金的 $\sigma-\dot{\epsilon}$ 曲线与 $m-\dot{\epsilon}$ 曲线
(变形温度: 350°C , 晶粒直径: $10.6\mu\text{m}$)

需要指出,只有当应变速率和变形温度的综合作用有利于获得最大 m 值时,合金才会表现出最佳的超塑性状态,这可从图 1-11 明显看出。

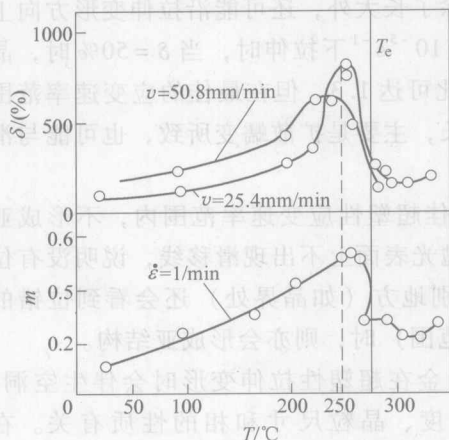


图 1-10 Zn-Al 合金 ($w_{Al} = 22\%$) 的
伸长率和 m 值与变形温度的关系
 T_e —临界温度 v —拉伸速度

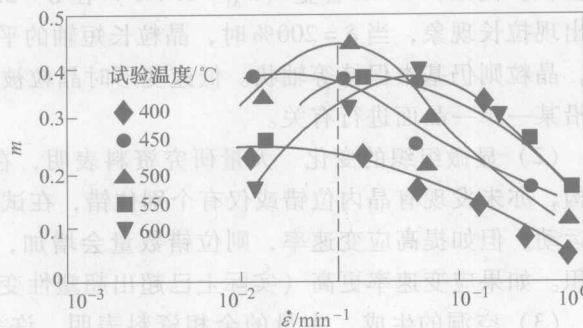


图 1-11 弥散铜 ($w_{Cu} = 95\%$ 、 $w_{Al} = 2.8\%$ 、
 $w_{Si} = 1.8\%$ 、 $w_{Co} = 0.4\%$) 应变速率
及试验温度对 m 值的影响 (平均晶粒尺寸 $1\mu m$)

1.3 超塑性变形的微观组织机理

1.3.1 超塑性变形时组织的变化和对力学性能的影响

任何塑性变形都会引起材料的组织和性能的变化,超塑性变形也不例外。了解这些问题,对于研究超塑性变形机理和指导超塑性加工生产均具有重要意义。

1. 组织的变化

(1) 晶粒度的变化 许多研究资料表明,超塑性变形时,晶粒会发生长大,但等轴度基本不变。晶粒的长大与变形程度、应变速率和变形温度有关。图 1-12 给出了 Zn-Al 合金 ($w_{Al} = 22\%$) 分别拉伸 100%、200% 和 600% 时,应变速率与晶粒大小的关系曲线 (变形温度为 $250^\circ C$ 、晶粒的原始直径为 $0.5\mu m$)。从图中可以看出,晶粒的大小随应变速率 $\dot{\epsilon}$ 的降低而增大,但在最佳超塑性应变速率范围内晶粒随速率的降低而增大并不明显;再者,变形程度越大,晶粒长大也越显著。

晶粒长大的真正原因目前还不太清楚,普

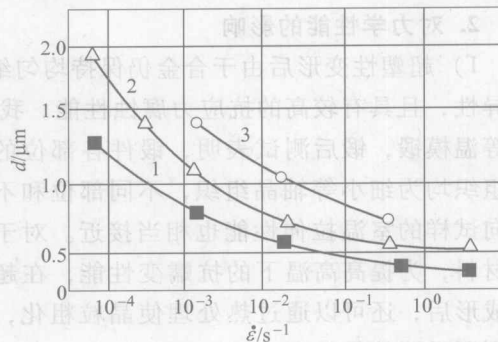


图 1-12 $250^\circ C$ 拉伸时应变速率 $\dot{\epsilon}$ 对 Zn-Al 淬火
合金 ($w_{Al} = 22\%$) 晶粒尺寸的影响
1— $\delta = 100\%$ 2— $\delta = 200\%$ 3— $\delta = 600\%$

遍认为,超塑性变形是在持续高温下发生的,且变形使晶格缺陷、空位和位错的浓度、密度增加,从而大大促进了合金中的扩散过程,结果使晶粒长大。但在某些试验中也发现有晶粒

细化的相反现象。例如, HPb59-1 黄铜在 620℃ 下进行压缩变形, 结果变形后的晶粒比变形前的细小, 而且随着压缩变形程度的增大, 晶粒细化越显著。

金属在超塑性变形时, 如果应变速率低, 则晶粒除了长大外, 还可能沿拉伸变形方向上被拉长。例如, Zn-Al 合金 ($w_{Al}=0.4\%$) 在 $\dot{\epsilon}=2.5\times 10^{-5}\text{s}^{-1}$ 下拉伸时, 当 $\delta=50\%$ 时, 晶粒出现拉长现象, 当 $\delta=200\%$ 时, 晶粒长短轴的平均比可达 1.3。但在最佳的应变速率范围内, 晶粒则仍基本保持等轴状。低速变形时晶粒被拉长, 主要是扩散蠕变所致, 也可能与滑移沿某一单一晶面进行有关。

(2) 显微组织的变化 大量研究资料表明, 在最佳超塑性应变速率范围内, 不形成亚结构, 亦未发现有晶内位错或仅有个别位错, 在试样抛光表面上不出现滑移线, 说明没有位错运动。但如提高应变速率, 则位错数量会增加, 个别地方 (如晶界处) 还会看到位错的塞积。如果应变速率更高 (实际上已超出超塑性变形范围) 时, 则亦会形成亚结构。

(3) 空洞的生成 大量的金相资料表明, 许多合金在超塑性拉伸变形时会伴生空洞。空洞不仅与变形程度和应变速率有关, 还与变形温度、晶粒尺寸和相的性质有关。在 HPb59-1 黄铜超塑性变形中, 发现在相同变形条件下, 细晶组织比粗晶组织更易于产生空洞。在研究 Zn-Al 共析合金空洞形成时, 发现空洞随应变速率的升高而增多, 并观察到空洞沿拉伸变形方向被拉长。至于变形温度的影响, 不同的合金, 表现不一。

另外, 并不是所有合金在超塑性变形时, 都会形成空洞; 而且, 对于超塑性拉伸变形时能产生空洞的合金, 在同样的变形程度和应变速率下做压缩试验时, 却不产生空洞。

关于空洞形成的原因, 有的认为是空位在变形期间向晶界处汇集的结果, 也有的认为是超塑性变形时晶界滑移未能充分相互协调所致。

综合上述可知, 超塑性变形对合金组织的影响, 与一般的热变形是不同的。尽管影响因素很复杂, 至今的认识也不完全一致, 有些试验结果甚至还互有矛盾, 但归纳起来其组织具有如下典型性的特征: 在超塑性变形时, 晶粒虽有不同程度的长大, 但基本上保持等轴状; 变形后的微观组织中几乎看不到位错, 也没有晶内滑移的痕迹, 不形成亚结构; 有显著的晶界滑移痕迹, 在许多情况下晶界或相界处形成空洞等。

2. 对力学性能的影响

1) 超塑性变形后由于合金仍保持均匀细小的等轴晶组织, 不存在织构, 所以不产生各向异性, 且具有较高的抗应力腐蚀性能。我国对钛合金 (Ti-6Al-4V) 整体涡轮盘进行超塑性等温模锻, 锻后测试表明, 锻件各部位的显微组织均为细小等轴晶组织, 不同部位和不同取向试样的室温拉伸性能也相当接近。对于耐热材料, 为提高高温下的抗蠕变性能, 在超塑性成形后, 还可以通过热处理使晶粒粗化, 以达到所需要的晶粒度。

2) 超塑性成形时, 由于变形温度稳定、变形速度缓慢, 所以零件内部不存在弹性畸变能, 变形后没有残余应力。

3) 对超塑性变形后的 Zn-Al 共析合金, 在图 1-13 中所示的条件下进行压缩试验, 发现其

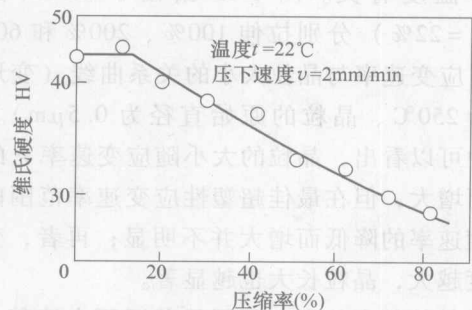


图 1-13 Zn-Al 共析合金 ($w_{Al}=22\%$) 压缩率与维氏硬度的关系