

金属超塑性成形 原理及应用

林兆荣 主编



航空工业出版社

1092252

金属超塑性成形原理及应用

林兆荣 主编

航空工业出版社

1990

内 容 简 介

金属超塑性是一门新兴学科,目前国内外在航空、航天、电子、仪表、轻工、机械、兵工等工业中已有效地使用该技术。

本书共十二章,主要介绍金属超塑性形成的基本理论、超塑性合金材料、各种成形工序的力学分析、超塑性成形工艺和超塑性成形与扩散连接组合工艺,这些内容基本上反映了该领域的最新发展。

本书为飞行器制造工程和压力加工工程两专业的本科生或研究生的教科书,也可供飞行器设计与制造、金属材料 and 热处理、金属物理与塑性力学等方面的科技人员阅读。

金属超塑性成形原理及应用

林兆荣 主 编

航空工业出版社出版发行
(北京市和平里小关东里 14 号)。

—邮政编码: 100029—

全国各地新华书店经售
南京航空学院印刷厂印刷

1990 年 11 月第 1 版

1990 年 11 月第 1 次印刷

开本: 787×1092 毫米 1/16

印张: 14.25

印数: 1—1500 册

字数: 355 千字

ISBN 7-80046-268-4/TG·008

定价: 2.90 元

前 言

某些金属在一定条件下具有高达百分之几百甚至更大的均匀延伸率而不断裂,这种现象称为超塑性。

金属超塑性成形是一门新兴的学科。超塑性成形技术和超塑性成形/扩散连接(SPF/DB)组合技术的应用对飞行器结构和制造技术产生了深远的影响。除航空、航天工业外,在电子、电器、仪表、轻工、兵工、机械等工业,超塑性成形也得到了有效的应用。因此,研究与推广超塑性成形技术无疑会对国民经济的发展起重大作用,并将带来巨大的效益。

为了适应新技术的发展,高等学校飞行器制造和压力加工等有关专业有必要设置“金属超塑性成形原理及其应用”的课程。为此,南京航空学院,沈阳航空工业学院和西北工业大学飞行器制造教研室在各自多年教学与科研的基础上协同编著本书,作为高年级学生和研究生基本教材用。学生在学习本课程之前,应修完“金属压力加工原理”、“金属材料与热处理”、“冲压工艺学”等课程。本课程课堂教学时数约42学时,而实验与现场参观的时数,可根据各校的具体条件而定。

本课程的基本要求是:

1. 对金属超塑性材料、变形条件和影响因素有比较明确的理解;对变形的各种微观机理有初步的认识。
2. 掌握金属超塑性力学特征及确定参数的实验方法。
3. 基本掌握成形工艺参数的计算方法,为成形过程优化控制奠定初步的理论基础。
4. 了解超塑性成形及超塑性成形/扩散连接技术在飞行器构件与其它工业产品制造中的应用。

全书共十二章,编著者试图全面介绍国内外有关这个领域内的最新发展。本书内容主要包含超塑性微观机理、超塑性力学特征、各种变形的力学分析、超塑性材料和超塑性成形技术。

本书由南京航空学院林兆荣教授主编。苏桂柱、张德荣参与全书大纲的修订和初审部分章节。各章执笔人为:第一、三、十章林兆荣,第二、五、六(4到7节)章张德荣,第四、六(1到3节)、七章苏桂柱,第八章翟平,第九章恽君璧,第十一章佟伟勋,第十二章张中元。

全书由北京科技大学王有铭教授主审。编著者对他的热忱帮助深表谢意。

书中如有错误和不妥之处,恳切希望读者批评指正。

编 著 者
1989年7月

目 录

第一章 总 论	(1)
§ 1-1 概述.....	(1)
§ 1-2 金属超塑性发展概况.....	(1)
§ 1-3 超塑性的特点.....	(2)
§ 1-4 超塑性的分类.....	(4)
§ 1-5 超塑性金属和合金.....	(5)
第二章 结构超塑性变形的微观论述	(8)
§ 2-1 超塑性材料变形时的组织结构变化.....	(8)
§ 2-2 影响超塑性变形的因素.....	(10)
§ 2-3 扩散蠕变理论.....	(13)
§ 2-4 晶界滑动理论.....	(15)
§ 2-5 动态再结晶理论.....	(21)
§ 2-6 复合机制的变形理论.....	(22)
§ 2-7 空洞与断裂.....	(24)
第三章 超塑性合金材料	(27)
§ 3-1 锌基合金.....	(27)
§ 3-2 铝基合金.....	(29)
§ 3-3 铜基合金.....	(34)
§ 3-4 钛基合金.....	(35)
§ 3-5 铁基合金.....	(37)
§ 3-6 粉末合金.....	(40)
第四章 金属结构超塑性拉伸的力学特征	(42)
§ 4-1 拉伸试验应力应变曲线.....	(42)
§ 4-2 流变应力曲线.....	(44)
§ 4-3 超塑拉伸的延伸率.....	(44)
§ 4-4 应变速率敏感性指数 m 值的测定.....	(46)
§ 4-5 超塑性拉伸的流动状态方程.....	(50)
§ 4-6 $\sigma = K \dot{\epsilon}^m$ 方程中 K 与 m 的讨论.....	(52)
§ 4-7 m 值与延伸率关系.....	(53)
§ 4-8 一般应力状态下应力与应变速率关系——本构方程.....	(55)

§ 4-9 超塑性拉伸断裂时间求解·····	(56)
第五章 超塑性拉伸稳定性理论·····	(61)
§ 5-1 基本概念·····	(61)
§ 5-2 拉伸稳定性准则·····	(62)
§ 5-3 稳定流变到似稳流变的转变点·····	(63)
§ 5-4 似稳流变·····	(66)
§ 5-5 超塑性拉伸时不均匀性发展的唯象理论·····	(68)
第六章 板料超塑性胀形的力学分析·····	(71)
§ 6-1 概述·····	(71)
§ 6-2 球壳自由超塑胀形过程力学分析·····	(72)
§ 6-3 厚度不均匀性及其解决办法·····	(77)
§ 6-4 圆柱面加强槽的胀形·····	(81)
§ 6-5 V型加强槽的胀形·····	(85)
§ 6-6 深梯形(帽截面)加强槽的胀形·····	(89)
§ 6-7 薄板胀形成形过程中的应变速率优化控制·····	(93)
第七章 金属超塑性差温拉深·····	(96)
§ 7-1 概述·····	(96)
§ 7-2 超塑性差温拉深的基本理论分析·····	(97)
§ 7-3 超塑性差温拉深中的摩擦·····	(104)
§ 7-4 超塑性差温拉深变形的极限条件·····	(105)
第八章 超塑性压缩成形力学分析·····	(108)
§ 8-1 超塑性材料在超塑性条件下的压缩特征·····	(108)
§ 8-2 圆板的超塑性锻压·····	(109)
§ 8-3 超塑性合金的稳态挤压·····	(114)
§ 8-4 圆柱坯通过锥形模的超塑性正挤压·····	(120)
§ 8-5 超塑性反挤压·····	(126)
第九章 相变超塑性·····	(131)
§ 9-1 概述·····	(131)
§ 9-2 一次温度循环的变形特点·····	(132)
§ 9-3 相变超塑性的变形特点·····	(134)
§ 9-4 几种材料的相变超塑性·····	(136)
§ 9-5 相变超塑性变形机理·····	(139)
§ 9-6 相变诱发塑性(TRIP 现象)·····	(140)

§ 9-7 相变超塑性的应用·····	(143)
§ 9-8 升温超塑性·····	(146)
第十章 超塑性成形的应用·····	(148)
§ 10-1 薄板超塑性成形·····	(148)
§ 10-2 超塑性拉深·····	(153)
§ 10-3 超塑性模锻和挤压·····	(155)
§ 10-4 无模拉拔·····	(160)
§ 10-5 超塑性成形(SPF)在航空航天工业上的应用·····	(161)
§ 10-6 超塑性成形用的模具·····	(166)
§ 10-7 加热装置的设计与计算·····	(170)
第十一章 钛合金超塑性成形与扩散连接组合技术的基本原理·····	(175)
§ 11-1 概述·····	(175)
§ 11-2 金属中的扩散·····	(176)
§ 11-3 扩散连接技术·····	(182)
§ 11-4 扩散连接方法及其冶金特征·····	(184)
第十二章 钛合金超塑成形/扩散连接技术在航空航天飞行器上的应用·····	(190)
§ 12-1 概述·····	(190)
§ 12-2 超塑成形/扩散连接的典型结构分析·····	(190)
§ 12-3 超塑成形/扩散连接的结构件的工艺方法·····	(196)
§ 12-4 超塑成形/扩散连接结构在飞行器上的应用·····	(204)
复习思考题·····	(210)
参考资料·····	(213)
附录一 单位换算表·····	(216)
附录二 中、美、苏航空用钛合金牌号·····	(217)

第一章 总 论

§ 1-1 概 述

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。作为衡量塑性优劣的一个重要指标——延伸率 δ 值，一般金属均不超过百分之几十，如黑色金属不大于 40%，有色金属也不超过 60%（软铝约为 50%，而金、银一般也只 80%），即使在高温下，也难以达到 100%。

为了提高金属的塑性，人们企图从材料的提纯、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塑性。据统计从 1928 年到 1969 年，四十年间工业用金属材料平均延伸率的提高不超过 10%，常规的冶金学对塑性的提高并未取得明显的变化。

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，其延伸率 δ 值可超过百分之百，甚至百分之几千也不会产生缩颈现象，同时变形抗力很小。图 1-1 为 Bi-44Sn 挤压材料在慢速拉伸下延伸率 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 10%，加温到 700℃ 时， δ 值约为 65%，850℃ 时约 90%，即使加温到 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。航空、航天等工业采用的钛合金的超塑性也很受重视，已投入相当大的力量进行研究。

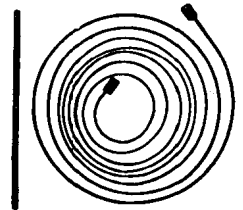


图 1-1 Bi-44Sn 挤压材料在慢速拉伸下出现异常大的延伸率现象 ($\delta = 1950\%$)，左为拉伸前的试样。

§ 1-2 金属超塑性发展概况

回顾半个多世纪以来，金属超塑性发展是从观察某些金属超塑性现象开始，进而研究其力学性能、变形机理，直到应用研究。其中经过了漫长岁月，现已取得可喜的成绩。

早在 1920 年，德国 W. Rosenhain 等人将冷轧后的 Zn-Al-Cu(4%Zn, 7%Cu) 三元共晶合金的铝板慢速弯曲时，这种脆性材料被弯成 180°（与板面重合）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 Pb-Zn(37%Pb). Bi-Sn(44%Sn) 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, 得到了延伸率 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, 这是一个重大的发现。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, 但由于第二次世界大战研究被搁置。

第二次世界大战后, 苏联 A. A. Бочвар 和 З. А. Свидерская 等人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延伸率, 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, 提出应力 σ 与应变速率 $\dot{\epsilon}$ 的关系式为

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

他把式中的 m 值与超塑性现象对应起来, 并提出了测定 m 值的方法。

六十年代后期至今, 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、苏、英、日、德、法、加等国在这方面都投入相当力量。超塑性材料用于生产实际是在 1968 年英国里兰德汽车公司生产了工业用的 Zn-22%Al 共析合金供应市场, 并用这种合金超塑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特性已在工业生产领域中获得了应用。一些超塑性的 Zn 合金、Al 合金、Ti 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、一些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。

在中国, 超塑性引起较多人的注意仅是十多年前的事, 并从那时开始了超塑性的试验研究工作, 至今在研究的深度、广度和实用性方面已取得可喜的进展。我国 1974 年研制成功了 Zn-Al 超塑合金, 随后成形出零件。从 1977 年起, 曾在常州、北京、沈阳召开了全国超塑性技术讨论会, 1986 年中、日双方共同举办超塑性学术讨论会。目前国内参加超塑性研究的单位有 100 多个。超塑性更加广泛深入地被应用到航空航天、机械工业等各个领域。最早被研究的锌铝合金由于机械性能较差而失去作为结构材料的前途。在中国的超塑性研究领域, 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。超塑技术的发展受到了国家很大重视, 列入了第六个与第七个五年计划的攻关项目。

§ 1-3 超塑性的特点

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, 显示出很大的延伸率而不产生缩颈与断裂现象, 凡延

伸率 $\delta > 100\%$ 的性能, 通称为超塑性。实际上, 有的超塑材料其超塑延伸率可大到 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 (大于 0.3) 来定义超塑性。

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 (按目前国外报道, 有的 δ 值可高达 5000%), 表明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) 变形成为可能。对人造卫星上使用的钛合金球形燃料箱, 其壁厚为 $0.71 \sim 1.5 \text{ mm}$, 如采用普通的方法几乎无法成形, 只有采用超塑性成形才有可能。在民用工业方面, 一般形状复杂的电子仪器的底座、盖板及其它复杂零件, 各种汽车外壳、箱板等, 以及形状复杂的工艺制品、家用电器制件等等, 如用超塑性成形均可一次制成, 使生产成本显著降低。

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。超塑性材料的变形却类似于粘性物质的流动, 没有 (或很小) 应变硬化效应, 但对变形速度敏感, 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 $\text{Zn-22\% Al}$ 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	$A \approx A_g \approx A_0, \psi \approx 0;$
一般塑性材料	$A \ll A_g < A_0, \psi < 60\%;$
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。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 σ 要比常规变形的小到几分之一乃至几十分之一。例如, $\text{Zn-22\% Al}$ 的流动应力仅 0.2 kgf/mm^2 或更低, 即使超塑性钛合金板料, 其流动应力也只有几公斤力/平方毫米至 1 kgf/mm^2 。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，可进行多种方式成形，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。

以上提到的是宏观变形特性，另一方面，在金属的组织结构上，超塑性变形与一般塑性变形的的外观特征、金相组织以及变形机制等都有很大区别。

从现象上观察，典型超塑合金如 Zn-22%Al 的超塑性变形表现为宏观均匀变形。变形后的样品表面平滑，没有起皱、凹陷、微裂及滑移痕迹等现象。

从金相组织方面观察，当原始材料为等轴晶粒组织时，在变形后几乎仍是等轴晶粒，看不到晶粒被拉长，但有一定程度的长大，带棱角的晶界变成弯曲或圆弧化。在 Zn-22%Al 合金中有些层状组织的富 Al 相由于变形而球化。一般地说，晶粒内部没有发生应变，带状组织可能被消除或减轻。

从变形机制上看，超塑性变形不同于一般金属的塑性变形。后者的变形主要发生在晶粒内部，如滑移、孪晶等，其原子的相对移动量不易超过两个原子的间距，因而延伸率不大。对于超塑变形来说，晶界行为起了主要作用，如晶粒转动、晶界滑动、晶粒换位等。有的超塑合金晶界滑动的应变量 ε_{gb} 与总应变之比可高达 50~70%。

§ 1-4 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 $10\mu\text{m}$ （微米），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，以绝对温度表示），并且在变形时保持恒定温度；第三个条件是应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 比较低，一般 $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} - 10^{-1}/\text{s}$ ，要比普通金属拉伸试验时应变速率至少低一个数量级。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。

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

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

可根据试验和式（1-2）画出 σ 、 m 与 $\dot{\varepsilon}$ 值的关系曲线，如图 1-2 所示。 σ - $\dot{\varepsilon}$ 的关系曲线在对

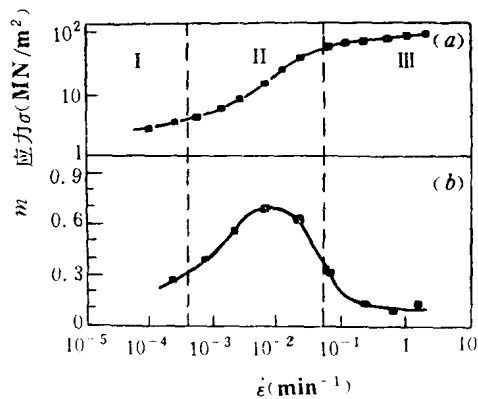


图 1-2 超塑性合金 σ 、 m 与 $\dot{\varepsilon}$ 的关系曲线

数坐标上呈“S”形， S 曲线的斜率即为 m 值。

在图 1-2 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，它是在极慢速度下变形的。 σ 值随着 ε 值的增加而缓慢上升，近似于蠕变曲线。III 区相当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 ε 的增大而急剧增高，达最大值后又迅速下降，因而出现了峰值（ S 曲线 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，则延伸率越大。

2. 相变超塑性（即变温超塑性或动态超塑性）

这类超塑性不要求材料有超细晶粒，而是在一定的温度和负荷条件下，经过反复的循环相变或同素异形转变而获得很大的延伸率。其必要条件是应具有固态相变的特性，并在外载荷作用下，在相变温度上下循环加热与冷却，这样就能诱发产生反复的组织结构变化，使金属原子发生剧烈运动而呈现超塑性。例如碳素钢和低合金钢，加一定的负荷，同时于 $A_{1,3}$ 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 $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ 的两次转变，可以得到二次跳跃式的均匀延伸，这样多次的循环即可得到累积的大延伸。

对相变超塑性的影响因素有：材质 M 、作用应力 σ 、应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 与应变 ε 、最高加热温度 $T_{\max}$ 、热循环幅度 ΔT ($\Delta T = T_{\max} - T_{\min}$)、热循环速度 $\Delta T/t$ （即加热-冷却的速度）以及温度循环次数 N 等。由于相变超塑性是在相变温度上下进行反复的升温与降温而产生的，因此， ΔT 、 $\Delta T/t$ 与 N 是影响相变超塑性的极重要因素。

相变超塑性不要求微细等轴晶粒，这是有利的，但是要求变形温度频繁变化，给生产上带来困难，故实用上受到限制。

有人对 Ti-6Al-4V 钛合金进行相变超塑性试验。在小于其相变温度 ($995 \pm 14^\circ\text{C}$) 的温度范围 ($700 \sim 960^\circ\text{C}$) 内反复冷热循环，进行拉伸试验，证明了该合金是存在相变超塑性的。

此外，相变超塑性在热处理、焊接、切削加工等方面还得到了应用。

3. 其它超塑性

近年来发现普通非超塑性材料在一定条件下快速变形时，也能显示超塑性。例如标距 25 mm 的热轧低碳钢棒快速加热到 $\alpha + \gamma$ 两相区，保温 5~10 秒钟，快速拉伸，其延伸率可达到 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。此外，国外正在研究的还有升温超塑性。

根据实用的要求，以后主要讨论微晶超塑性。

§ 1-5 超塑性金属和合金

从已公布的材料看，有很多金属和合金具有异常的延性。表 1-1 给出某些恒温超塑性材料及其超塑性温度范围、 m 值和延伸率 δ ，供参考。

表 1-1 若干种恒温超塑性材料的特征参数

材 料	最大 m 值	最大延伸率(%)	试验温度(°C)
Zn-Al共折合金	0.45—0.6	1000—2500	200—300
Zn-22%Al-4%Cu	0.5	1000	20—250
Zn-22%Al-0.2%Mn	0.5	~1000	20—250
Zn-Al共晶(Zn-5%Al)	0.5	300	200—360
Zn-40%Al	0.48	700	250
Zn-0.2%Al	0.81	465	23
Zn(商用)		400	20—70
Al-33%Cu-7%Mg	0.72	>600	420—480
Al-11.7%Si	0.28	480	450—550
Al-5.6%Zn-1.56%Mg-0.41%Zr	0.70	500	530
Al-10.72%Zn-0.93%Mg-0.42%Zr	0.90	1550	550
Al-6%Cu-0.5%Zr		>1000	390—500
Al-12%Cu-4%Si	0.4	100	500
Al-14.1%Cu-4.7%Ni	0.35	520	450—550
Al-25.2%Cu-5.2%Si	0.43	1310	500
7075Al		>200	405
7475Al		1200	516
Al(商用)	0.2	6000(扭转)	377—577
Cu-9.8Al	0.7	700	700
Cu-10%Al-3%Fe	0.6	720	800
Cu-38.5%Zn-3%Fe	0.53	330	500—800
Cu-40%Zn	0.64	515	600
Ti-8%Mn-0.14%O ₂	~1.0	150	900
Ti-5%Al-2.5%Sn	0.72	450	900—1100
Ti-6%Al-4%V	0.85	1000	800—1000
Mg-Al共晶(Mg-33%Al)	0.85	2100	350—400
Mg-6%Zn-0.5%Zr	0.6	225	450
Fe-0.1%C	0.55	120	860
Fe-0.8%C		210—250	708—713
Fe-1.0%C	0.35	190	700—715
Fe-0.3%C-1%Cr-1%Mn-1%Si		420	770
Fe-4%Ni	0.58	820	900
Fe-0.91%C-0.45%Mn	0.42	133	716
低合金钢	0.65	400	800—900
轴承钢Fe-1.0%C-1.5%Cr	0.42	543	700
超高碳钢Fe-1.37%C-1.04%Mn-0.12%V		817	650
IN744, Fe-6.5%Ni-26%Cr	0.5	600	925
Ni-26.2%Fe-34.9%Cr-0.58%Ti	0.5	>1000	795—855
Sn-5%Bi	0.72	~1000	20
Sn-2%Pb	0.5	600	20

续表 1-1

材 料	最大 m 值	最大延伸率(%)	试验温度(°C)
Sn-Bi共晶		1950	20—30
Pb-Cd共晶	0.35	800	100
Pb-39%Sn共晶	0.4—0.7	1500—2000	25—170
Cd-27%Zn	0.5	350	20—30

表中所有成分均以重量百分比计算。

通常纯金属延伸率均小，而合金延伸率均高，这是因为单相组织的晶粒易粗化。另外，共析和共晶合金一般来说延伸率比较高。Fe-C合金的延伸率都较低。在航空器上常用的所有钛合金中，Ti-6Al-4V的超塑性最佳。

现在已被发掘的超塑性材料为数不少。迄今为止，至少已在六个以上的有色金属系统的常用合金中发现了超塑性现象，以至在许多合金钢甚至碳钢中，都发现了超塑性。实际上，在黄铜、磷青铜、弥散铜、硬铝、超硬铝以及钛合金、镁合金中均有超塑性现象。不少材料已实现了工业应用。

总之，金属的超塑性是某些金属和合金在一定条件下所表现的一种巨大塑性行为。这种塑性行为超过了过去人们对塑性极限的认识深度，今后对于超塑性材料的不断开发、理论上的深入研究以及工业上的广泛应用，将会对金属学、冶金学、材料强度、加工工艺等各个方面产生深远的影响。

第二章 结构超塑性变形的微观论述

“金属为什么在一定条件下呈现超塑性？”是一个既有吸引力而又不容易给予准确回答的问题。对此，已作了大量的实验和理论研究，包括微观的物理机制和宏观的力学特征两个方面。在微观方面，大部分工作集中在结构超塑性变形的机理上。到目前为止，所提出的一些理论都还不够成熟。至于相变超塑性和其它类型超塑性变形微观机理的研究，提出的理论不如结构超塑性多。本章仅介绍结构超塑性变形微观机理方面的一些研究结果。为了更好地理解这些理论提出的金属物理背景，我们首先对超塑性（均指结构超塑性，下同）变形过程中材料内部的组织结构变化情况和影响超塑性的一些主要因素作扼要的介绍和分析。在此基础上，对几种有代表性的结构超塑性变形的微观理论和变化过程中出现的空洞和断裂问题进行简短的叙述和讨论。

§ 2-1 超塑性材料变形时的组织结构变化

超塑性材料变形时产生的组织结构变化，是外加应力与热激活共同作用的结果。研究超塑性材料变形时的组织结构变化一般有两个目的，一是为了获得超塑性变形微观机理的某些基本信息；二是为了预估超塑性变形后材料力学性能可能产生哪些方面的变化。

实验显示，在超塑性变形时，材料内部产生了下面几种主要变化。

一、晶粒形状与尺寸的变化

Pearson 早在 1934 年就发现超塑性变形时晶粒的等轴性几乎保持不变。T.H. Alden 在 Sn-5%Bi 合金上发现，延伸率达 1000% 时，晶粒仍保持等轴。这一结果也为其它一些实验所证实。另外，还有人发现，某些轧制、挤压或铸造的材料在变形前带有明显的纤维或片状组织，但经过超塑性变形后，便获得均匀的、等轴的组织——晶粒的等轴化。

所有的实验结构都显示，超塑性变形时，晶粒会随着变形程度的增加而不断长大。在晶粒长大的同时，晶界还出现圆弧化的趋势。有人发现，Zn-Al 共析合金在试样变形部位的晶粒比夹头部分的晶粒大 1.7 倍或更多，这表明晶粒长大不单纯是加热的结果，而是与变形有关，适当提高变形速度，可抑制晶粒长大的倾向。晶粒长大、晶粒等轴化以及晶界的圆弧化等现象，都说明在超塑性过程中，存在着动态再结晶或晶界迁移以及同相晶粒相聚与合并的过程。

另外，Backofen 等人在拉伸密集六方晶格的超塑性材料（例如镁合金 MA8）时，发现晶粒长大的同时，还顺拉伸方向拉长。应变速率愈低，此现象愈明显。这表明超塑性变形时晶粒等轴化倾向也有例外。密集六方晶体的晶粒被拉长这一现象还说明了一个更为重要的问题，即在这类晶体超塑性变形时，存在着晶内滑移现象。

二、晶粒相互位置的变化

为了观察这种变化,有人在试样上刻上很细的线,经过超塑性拉伸后,这些细线沿晶界断开,并且取向也发生了变化。这表明变形时晶粒不仅沿晶界产生了滑动,而且晶粒也产生了转动。许多人认为,沿晶界的滑动和晶粒的转动,是导致晶粒等轴化和晶界圆弧化的根本原因。同时,这种转动使得在拉伸时材料内部不易形成变形织构。

不久以前, H. Naziri 等人为了进一步观察超塑性变形时晶粒相互位置和其它方面的变化,用 Zn-Al 共析合金的薄膜在电镜下进行了动态观察。除了晶粒间的滑动和转动外,他们还发现在超塑性变形时晶粒的换位,其中包括挟开(两个原来相邻的晶粒被两旁另外两个晶粒挟开,参见图 2-10 和转出(从下层转出一个晶粒挤在原来几个相邻晶粒之间)。此外,他们还观察到超塑性变形中的位错运动和晶界滑动与扩散蠕变的耦合过程。

三、位错密度的变化

早期的一些研究著作中曾得到这样一个结论:在最佳的超塑性条件下变形时,晶粒内部几乎不存在位错,或其密度非常小。然而这一结论是在这样两种情况下得出的:(1)在结束超塑性变形时,没有用淬火的方法立即把超塑性材料的组织固定下来;(2)没有采用动态的观察方法。因此,他们所研究的只是经过较长时间之后的多晶体的位错结构,而不是超塑性变形正在进行时的位错结构。由于高温下超塑性材料中的恢复过程进行得非常迅速,在几十秒钟之内位错结构会发生巨大的变化,位错密度会急剧减少,因此他们观察到的位错结构不能代表超塑性变形正在进行时位错结构的真实情况。后来国内外的许多研究结果证明(他们采用淬火方法固定变形的组织结构或对超塑性变形进行动态观察),在超塑性变形时,金属晶体内部可动位错密度比未变形时高出许多。但在最佳应变速率下拉伸时,一般不产生由位错堆所构成的亚晶界。进一步的研究还表明,超塑性变形时位错密度与应力状态也有一定的关系。当加上相当大的流体静压力后,在晶粒内部会形成亚晶界,并且位错密度随着这种压力的增加而增加。在相当大的球张量压缩应力(即流体静压力)作用下,有时还能产生变形织构。正因为如此,所以在考虑超塑性变形的微观机理时,必须估计到位错的作用。

四、空位浓度的变化

空位是晶体中的一种点缺陷。在实际晶体中,由于热激活的作用,空位在不断地产生、不断地运动和不断地消亡。在温度一定时,如果时间足够长,它们将接近于一个动态平衡,达到分布比较均匀、数量相对稳定(在单位时间内空位的产生与消亡在数量上大致相等)的状态。在这种状态下的空位浓度,就是一种饱和浓度。对于一定的晶体,在一定的温度下,这种饱和浓度也是一定的。观测表明,超塑性变形时,材料内部空位急剧增多,空位浓度的过饱和程度非常高,与上述热平衡下的空位浓度(即饱和浓度)相比,可高1~2个量级。其主要原因是由于这种材料的晶粒很小,晶界(包括相界)总面积比较大,而晶界是空位的发源地,当晶界滑动和晶粒转动时,会在某些晶界产生大量的空位。另一方面,超塑性变形时,位错的运动和交互作用(例如,刃型位错的攀移、带刃型位错割阶的螺型位错的滑移、

异号刃型位错的互毁等)也可以导致过饱和空位的产生,且其浓度随着位错密度增加而增加。进一步研究还表明,空位浓度将随着拉应力、应变速率的增加而增加。当其它条件不变时,空位浓度还随着晶粒度的减小而增加。在我们研究超塑性变形的微观机理时,必须对空位的作用充分加以考虑。

五、晶界出现折皱带

有一些合金(例如 Zn-Al 合金、Al-Cu-Zr 合金)在超塑性变形后初始晶界变宽,并有一些不规则的线呈条纹状出现在新表面上。有人把这种现象称折皱带。在压缩变形时,这种带多发生在与应力轴平行的晶界上。在拉伸变形时,则多发生与应力轴垂直的晶界上。这种折皱带与晶粒之间有明显的沟槽,带内的条纹一般不与晶界垂直。折皱带的宽度随应变速率的减少和应变量的增加而增大。一般认为,这种折皱带与晶界的滑移过程有关,但其细节还有待进一步研究。

超塑性变形时另一个重要的组织结构变化是材料内部出现空洞或微裂纹。关于这个问题我们将在本章最后一节讨论。

总之,超塑性变形时材料内部所产生的这些变化,基本上可以看作是在外加应力和热激活共同作用下晶体的点缺陷(空位)、线缺陷(位错)和面缺陷(相界、晶界)的运动和相互作用的结果。

§ 2-2 影响超塑性变形的因素

研究超塑性变形的影响因素不仅有助于寻求超塑性条件的最佳组合、充分发掘材料变形的潜力,而且也能探讨超塑性变形的微观机理提供一些非常有用的线索和依据。由于金属超塑性变形是一个复杂的物理化学-力学过程,所以影响的因素很多,影响的方式也很复杂、多样。这里只能扼要地介绍其中几种主要因素。

一、变形温度的影响

超塑性变形与许多热激活过程有关,因此温度就自然成为它的一个很主要的影响因素。一般要求温度 $T \geq 0.5 T_m$ 。许多材料在 $0.4 \sim 0.85 T_m$ 范围内呈现超塑性,只是程度有所不同。实验表明,当其它条件不变时,在低于某一个临界温度 T_c 的一定温度范围内,提高变形温度一般会发生下面的一些影响:

1. 流变应力降低,这种效应在低应变速率区(I区)更明显(图 2-1(a),图 2-2);
2. 超塑性变形区(II区)变宽,且向应变速率增加的方向移动(图 2-1(a));
3. 应变速率敏感性指数 m 的峰值增加,且与此峰值对应的应变速率 $\dot{\epsilon}_0$ 也增加(图 2-1(b));
4. 延伸率提高(图 2-2)。

高于温度 T_c 时,再提高变形温度,就会起相反的效果(图 2-2)。这个问题可以从两方面进行分析。首先我们注意到,在高温下,晶内强度大于晶界强度(低温则与此相反),故高温下多晶体的强度由晶界强度所决定。如果温度超过 T_c ,晶界强度就会进一步降