

材料科学与工程专业系列教材

# 材料力学性能

金属材料力学性能 金属材料力学性能 金属材料力学性能

王吉会 郑俊萍 刘家臣 黄定海 编

 天津大学出版社  
TIANJIN UNIVERSITY PRESS

## 内 容 提 要

本书主要介绍材料在外加载荷或载荷和环境因素(温度、介质和加载速率等)联合作用下表现的变形与断裂的行为规律及其物理本质和评定方法,体现了加强基础、拓宽专业面、注重能力与素质培养的目标和原则。内容包括材料力学性能概论,材料的静载拉伸力学性能,其他载荷下的力学性能(扭转、弯曲、压缩、剪切、硬度、缺口效应、冲击、低温脆性),断裂韧性,变动载荷下的力学性能,环境条件下的力学性能,高温条件下的力学性能,摩擦与磨损性能,纳米材料的力学性能等。每章后附有复习思考题,以便课后的复习、巩固与提高。

本书可作为高等理工科院校材料科学与工程专业本科生学科基础课程的教材,同时也可供材料科学与工程专业的研究生及从事材料研究、生产和应用的专业技术人员参考。

### 图书在版编目(CIP)数据

材料力学性能 杨吉会等编 天津:天津大学出版社,

2007

Ⅰ.杨… Ⅱ.杨… Ⅲ.材料力学 Ⅳ.杨…

I 杨吉会 Ⅱ 杨吉会 Ⅲ 材料力学 Ⅳ 杨吉会

中国版本图书馆CIP数据核字(2007)第 000000 号

出版发行 天津大学出版社  
出 版 人 杨欢  
地 址 天津市卫津路 94 号天津大学内(邮编 300072)  
电 话 发行部 022-27403460 邮购部 022-27403460  
网 址 www.tjup.com.cn  
印 刷 河北省万隆印刷有限责任公司  
经 销 全国各地新华书店  
开 本 787mm×1092mm  
印 张 16  
字 数 350 千字  
版 次 2007 年 1 月第 1 版  
印 次 2007 年 1 月第 1 次  
印 数 1 万册  
定 价 35.00 元

# 前 言

材料的力学性能是关于材料在外加载荷(外力)作用下或载荷和环境因素(温度、介质和加载速率等)联合作用下表现的变形、损伤与断裂的行为规律及其物理本质和评定方法的学科。材料的力学性能与材料的物理性能、材料的化学性能一样,是材料科学与工程四大基本要素——材料性能的重要组成部分,是各类材料在实际应用中都必须涉及的共性问题。

从课程的历史看,材料力学性能原是金属材料专业继金属学、固态相变之后的专业课程,在无机非金属材料专业中,无机材料的力学性能仅是无机材料物理性能课程中一章的内容;在高分子材料专业中,聚合物的力学性能则分散在分子物理课程的有关章节中,内容相对较少。

随着高等教育改革与发展的深化、学科间的重组与优化,金属材料、无机非金属材料、高分子材料、复合材料等专业重组为材料科学与工程这一一级学科专业。材料力学性能课程,则成为材料科学与工程专业的学科基础课程。因此作为金属材料专业的材料力学性能课程,显然不能适应材料科学与工程专业的需要。于是,迫切需要编写出既能兼顾金属材料、无机非金属材料、高分子材料、复合材料等专业方向中力学性能的共性,又能适当反映各自材料力学性能的特殊性的《材料力学性能》教材,以适合材料科学与工程一级学科专业教学的需要。

本教材根据材料科学与工程一级学科专业的特点,本着加强基础、拓宽专业面、注重能力与素质培养的原则,试图在分析金属材料、无机非金属材料、高分子材料、复合材料、纳米材料等力学性能的基础上,总结归纳出材料力学性能的共性并兼顾各类材料的个性,以便真正实现各类材料在材料力学性能课程中的交叉与融合。因此,在教材编写过程中,我们调整了原有的教学体系,从材料力学性能概论出发,遵循材料力学性能的定义(材料在外加载荷与环境因素联合作用下的力学行为与机理),按照材料的承载方式和环境因素,将课程分为静载拉伸力学性能、其他载荷下的力学性能(扭转、弯曲、压缩、剪切、硬度、缺口效应、冲击、低温韧性)、断裂韧性、变动载荷下的力学性能、环境条件下的力学性能、高温条件下的力学性能、摩擦与磨损性能、纳米材料的力学性能等内容。与此同时,优化了教学的内容,不再将陶瓷、高分子、复合材料的力学性能单列成章,而是以材料的力学性能为主线,将三大材料有机地融合到每一章中,并将各类材料的共性与特性进行总结与归纳。另外,还打通与前期材料力学、材料科学基础等课程的联系,并注重建立与同期或后期学习课程间的联系及其在生产实际中的应用等,为学生今后在实际工作中全面、合理地选用、设计、改造和开

发新材料打下良好的基础。

本教材是天津大学材料科学与工程专业系列教材之一,初稿于 2005 年 12 月完成。经过在天津大学材料科学与工程专业材料力学性能课程教学的两次试用后,于 2006 年 1 月完成修改稿。全书内容共分 12 章,第 1 章远愿章由王吉会编写,第 2 章苑章由郑俊萍编写,第 3 章源缘章由刘家臣编写,第 4 章由黄定海、王吉会编写。全书由王吉会统稿定稿。教材的编写,得到了教育部世行贷款 21 世纪初高等教育教学改革项目“材料科学与工程类人才培养方案的综合改革与实践”、21 世纪初天津市高等院校教育与教学改革项目“材料科学与工程专业课程设置与教学模式的研究与实践”、天津大学“材料科学与工程示范专业”建设项目、天津大学“十五规划”第二批课程建设项目“材料力学性能优秀课程建设”、天津大学“十五规划”第二批本科教育教学改革项目“专业课中渗透素质教育和创新能力的途径探索”等项目的资助。特此向所有支持、帮助和关心本课程建设和教材编写工作的各级领导、专家和同仁表示衷心的感谢。

由于材料力学性能涉及的内容和应用领域十分广泛,而编者的专业范围和知识水平有限,书中难免存在错误和不当之处,敬请读者、教师和同学们批评指正,以便今后及时地进行修改和弥补。

编 者

2006 年 1 月

## 目 录

## 前 言

第 1 章 概论 .....	( 员 )
1.1 材料与材料的性能 .....	( 员 )
1.1.1 材料的概念与分类 .....	( 员 )
1.1.2 材料科学与工程的基本要素 .....	( 圆 )
1.1.3 材料的性能 .....	( 猿 )
1.2 材料性能的分析方法 .....	( 源 )
1.2.1 黑箱法 .....	( 源 )
1.2.2 相关法(灰箱法) .....	( 缘 )
1.2.3 过程法(白箱法) .....	( 缘 )
1.2.4 环境法 .....	( 缘 )
1.3 材料的力学性能 .....	( 远 )
1.3.1 材料力学性能的概念与分类 .....	( 远 )
1.3.2 材料力学性能的研究内容 .....	( 苑 )
1.3.3 材料力学性能的研究目的和意义 .....	( 愿 )
1.3.4 材料力学性能的应用举例 .....	( 愿 )
1.4 本书的特点、编写思路与教学安排 .....	( 员 )
1.4.1 材料力学性能课程的现状与发展趋势 .....	( 员 )
1.4.2 本书的编写思路 .....	( 员 )
1.4.3 材料力学性能课程的教学安排 .....	( 员 )
复习思考题 .....	( 圆 )
第 2 章 材料的静载拉伸力学性能 .....	( 猿 )
2.1 静载拉伸试验 .....	( 猿 )
2.1.1 应力—应变曲线 .....	( 猿 )
2.1.2 拉伸性能指标 .....	( 猿 )
2.1.3 塑性指标及其意义 .....	( 圆 )
2.2 弹性变形 .....	( 圆 )
2.2.1 弹性变形及其物理本质 .....	( 圆 )
2.2.2 弹性性能的工程意义 .....	( 圆 )
2.2.3 弹性不完整性 .....	( 猿 )
2.3 塑性变形 .....	( 猿 )
2.3.1 金属材料的塑性变形机制与特点 .....	( 猿 )
2.3.2 屈服现象及其本质 .....	( 猿 )
2.3.3 真实应力—应变曲线及形变强化规律 .....	( 猿 )

圆源 陶瓷材料的塑性变形 .....	(源)
圆源 材料的断裂 .....	(源)
圆源 金属材料的断裂 .....	(源)
圆源 陶瓷材料的断裂 .....	(源)
圆源 高分子材料的断裂 .....	(源)
复习思考题 .....	(源)
第 猿章 材料在其他载荷下的力学性能 .....	(猿)
猿 应力状态系数和力学状态图 .....	(猿)
猿 应力状态系数 .....	(猿)
猿 力学状态图 .....	(猿)
猿 材料的扭转、弯曲、压缩和剪切 .....	(猿)
猿 材料的扭转 .....	(猿)
猿 材料的弯曲 .....	(猿)
猿 材料的压缩 .....	(猿)
猿 材料的剪切 .....	(猿)
猿 几种静载试验方法的比较 .....	(猿)
猿 材料的硬度 .....	(猿)
猿 硬度的概念与分类 .....	(猿)
猿 布氏硬度 .....	(猿)
猿 洛氏硬度 .....	(猿)
猿 维氏硬度 .....	(猿)
猿 显微硬度 .....	(猿)
猿 肖氏硬度 .....	(猿)
猿 莫氏硬度 .....	(猿)
猿 常用材料的硬度 .....	(猿)
猿 硬度与其他力学性能指标的关系 .....	(猿)
猿 缺口试样的力学性能 .....	(猿)
猿 缺口效应 .....	(猿)
猿 缺口试样的力学性能 .....	(猿)
猿 材料在冲击载荷下的力学性能 .....	(猿)
猿 加载速率与应变速率 .....	(猿)
猿 冲击载荷的能量性质 .....	(猿)
猿 冲击载荷下材料变形与断裂的特点 .....	(猿)
猿 缺口试样的冲击试验和冲击韧性 .....	(猿)
猿 冲击试样断裂过程分析 .....	(猿)
猿 冲击试验的应用 .....	(猿)
猿 材料的低温脆性 .....	(猿)
猿 低温脆性现象 .....	(猿)
猿 低温脆性的本质 .....	(猿)
猿 低温脆性的评定 .....	(猿)

猿源 低温脆性的影响因素 .....	(猿源)
复习思考题 .....	(猿源)
第 源章 材料的断裂韧性 .....	(猿源)
源员 理论断裂强度 .....	(猿源)
源圆 断裂断裂理论 .....	(猿缘)
源猿 裂纹扩展的能量判据 .....	(猿苑)
源源 裂纹顶端的应力场 .....	(猿愿)
源缘 三种裂纹类型 .....	(猿愿)
源缘 Ⅱ型裂纹顶端的应力场 .....	(猿怨)
源缘 应力强度因子 $K_{Ic}$ .....	(猿怨)
源缘 断裂判据 .....	(猿园)
源缘 几种常见裂纹的应力强度因子 .....	(猿园)
源缘 应力强度因子的塑性区修正 .....	(猿源)
源缘 裂纹顶端的塑性区 .....	(猿源)
源缘 应力强度因子的塑性区修正 .....	(猿源)
源缘 断裂韧性 $K_{Ic}$ 的测试 .....	(猿源)
源缘 三点弯曲法 .....	(猿源)
源缘 紧凑拉伸法 .....	(猿怨)
源缘 穴型压痕法 .....	(猿怨)
源缘 材料强度的统计性质 .....	(猿园)
源缘 材料强度波动的分析 .....	(猿园)
源缘 强度的统计分析 .....	(猿园)
源缘 求应力函数的方法及韦伯模数分布 .....	(猿园)
源缘 韦伯模数中 $\sigma_{0.9}$ 的求法 .....	(猿园)
源缘 有效体积的计算 .....	(猿园)
源缘 韦伯统计的应用及实例 .....	(猿园)
源缘 影响断裂韧性 $K_{Ic}$ 的因素 .....	(猿园)
源缘 外因(板厚和实验条件) .....	(猿园)
源缘 内因(材料因素) .....	(猿园)
源缘 $K_{Ic}$ 与静载力学性能指标的关系 .....	(猿园)
源缘 提高陶瓷材料断裂韧性的常用方法 .....	(猿园)
源缘 砸曲线 .....	(猿园)
源缘 弹塑性条件下的断裂韧性概述 .....	(猿园)
源缘 允积分 .....	(猿园)
源缘 裂纹顶端张开位移(嘴宽) .....	(猿园)
复习思考题 .....	(猿园)
第 缘章 材料在变动载荷下的力学性能 .....	(猿园)
缘员 变动载荷(应力)和疲劳破坏的特征 .....	(猿园)
缘员 变动载荷(应力)及其描述参量 .....	(猿园)

缘源圆	疲劳破坏特征和断口形式 .....	(员苑)
缘圆	高周疲劳 .....	(员苑)
缘圆积	杂-晕曲线和疲劳极限 .....	(员愿)
缘圆圆	循环应力特性对杂-晕曲线的影响 .....	(员愿)
缘圆猿	表面几何因素对高周疲劳特性的影响 .....	(员猿)
缘圆源	应力变动和累积损伤 .....	(员肆)
缘猿	低周疲劳 .....	(员肆)
缘猿积	滞后回线 .....	(员伍)
缘猿圆	循环硬化和循环软化 .....	(员伍)
缘猿猿	循环应力—应变曲线 .....	(员伍)
缘猿源	应变—寿命曲线 .....	(员陆)
缘肆	热疲劳 .....	(员陆)
缘伍	疲劳裂纹扩展 .....	(员苑)
缘伍积	应力、裂纹长度与疲劳裂纹扩展的关系 .....	(员苑)
缘伍圆	疲劳裂纹扩展寿命的估算 .....	(员员)
缘陆	疲劳裂纹萌生和扩展机理 .....	(员猿)
缘陆积	疲劳裂纹的萌生 .....	(员猿)
缘陆圆	疲劳裂纹扩展的方式和机理 .....	(员缘)
缘苑	改善疲劳强度的方法 .....	(员远)
缘愿	聚合物的疲劳 .....	(员远)
缘愿积	聚合物的杂-晕曲线和疲劳极限 .....	(员远)
缘愿圆	聚合物的疲劳裂纹扩展 .....	(员苑)
缘怨	陶瓷材料的疲劳 .....	(员苑)
缘怨积	静疲劳 .....	(员苑)
缘怨圆	循环应力疲劳 .....	(员愿)
缘怨源	复习思考题 .....	(员愿)
第 远章	材料在环境条件下的力学性能 .....	(员远)
远源	应力腐蚀断裂 .....	(员员)
远源积	应力腐蚀断裂的特点 .....	(员员)
远源圆	典型材料的应力腐蚀 .....	(员圆)
远源猿	应力腐蚀断裂的测试方法与评价指标 .....	(员猿)
远源源	应力腐蚀断裂的影响因素 .....	(员怨)
远源缘	应力腐蚀断裂的机理 .....	(员圆)
远源陆	应力腐蚀断裂的防护措施 .....	(员圆)
远圆	氢致断裂 .....	(员猿)
远圆积	金属中的氢 .....	(员猿)
远圆圆	氢致断裂的类型和特点 .....	(员肆)
远圆猿	氢致滞后断裂的机理 .....	(员远)
远圆源	氢致断裂与应力腐蚀断裂的关系 .....	(员苑)
远圆缘	氢致断裂的测试与评价 .....	(员愿)

远源苑 氢致断裂的防护措施 .....	( 员缘怨 )
远猿 腐蚀疲劳断裂 .....	( 员园 )
远猿源 腐蚀疲劳断裂的特点 .....	( 员园 )
远猿缘 腐蚀疲劳断裂的机制 .....	( 员员 )
远猿猿 腐蚀疲劳裂纹的扩展速率 .....	( 员园 )
远猿源 腐蚀疲劳的影响因素 .....	( 员猿 )
远猿缘 腐蚀疲劳的防护措施 .....	( 员缘 )
远源 腐蚀磨损脆性 .....	( 员园 )
远源源 腐蚀磨损脆性的现象和特点 .....	( 员园 )
远源缘 腐蚀磨损脆性的机制 .....	( 员员 )
远源猿 典型材料的腐蚀磨损脆性 .....	( 员圆 )
远源源 腐蚀磨损脆性的测试方法与评价指标 .....	( 员猿 )
远源缘 腐蚀磨损脆性与应力腐蚀、氢脆、腐蚀疲劳的关系 .....	( 员缘 )
远源远 腐蚀磨损脆性的防护措施 .....	( 员远 )
远缘 辐照脆性 .....	( 员园 )
远缘源 辐照损伤 .....	( 员园 )
远缘缘 辐照效应 .....	( 员圆 )
远缘猿 辐照致脆机理 .....	( 员园 )
远缘源 辐照损伤的回复与控制 .....	( 员园 )
远远 液(固)态金属脆性 .....	( 员猿 )
远远源 金属脆性的现象和特点 .....	( 员猿 )
远远缘 典型材料的金属脆性 .....	( 员源 )
远远猿 金属脆性的机制 .....	( 员远 )
远苑 无机材料的环境脆性 .....	( 员怨 )
远苑源 无机材料环境脆性的现象和特点 .....	( 员怨 )
远苑缘 玻璃和陶瓷材料的环境脆性 .....	( 圆园 )
远苑猿 无机材料环境脆性的裂纹扩展速率 .....	( 圆园 )
远苑源 无机材料环境脆性的机制 .....	( 圆猿 )
远愿 高聚物的环境脆性 .....	( 圆源 )
远愿源 水性介质中聚合物的脆性 .....	( 圆缘 )
远愿缘 有机溶剂体系中聚合物的应力开裂 .....	( 圆远 )
复习思考题 .....	( 圆愿 )
第 苑章 材料在高温条件下的力学性能 .....	( 圆苑 )
苑源 材料的蠕变 .....	( 圆园 )
苑源源 蠕变曲线 .....	( 圆园 )
苑源缘 蠕变机制 .....	( 圆猿 )
苑源猿 蠕变的影响因素 .....	( 圆缘 )
苑缘 蠕变极限及持久强度 .....	( 圆圆 )
苑缘源 蠕变极限 .....	( 圆圆 )
苑缘缘 持久强度 .....	( 圆圆 )

苑园猿 蠕变极限和持久强度的影响因素 .....	( 园园)
苑园 应力松弛 .....	( 园园)
苑园源 金属材料的应力松弛 .....	( 园园)
苑园缘 高分子材料的应力松弛 .....	( 园园)
苑园 高温疲劳及疲劳与蠕变的交互作用 .....	( 园园)
苑园源 基本加载方式和 $\sigma-\epsilon$ 曲线 .....	( 园园)
苑园缘 高温疲劳的一般规律 .....	( 园园)
苑园猿 疲劳和蠕变的交互作用 .....	( 园园)
苑园 高温热暴露 .....	( 园园)
苑园源 热暴露评定指标 .....	( 园园)
苑园缘 热暴露的特点 .....	( 园园)
苑园猿 热暴露的影响因素 .....	( 园园)
苑园源 热暴露机理 .....	( 园园)
苑园 陶瓷材料的抗热震性 .....	( 园园)
苑园源 抗热震断裂 .....	( 园园)
苑园缘 抗热震损伤 .....	( 园园)
苑园猿 陶瓷涂层的热震寿命 .....	( 园园)
苑园 温度对聚合物力学性能的影响 .....	( 园园)
复习思考题 .....	( 园园)
第 愿章 材料的摩擦与磨损性能 .....	( 园园)
愿园 材料的表面形态与接触 .....	( 园园)
愿园源 表面形貌参数 .....	( 园园)
愿园缘 材料的表面结构和表面性质 .....	( 园园)
愿园猿 粗糙表面的接触 .....	( 园园)
愿园 材料的摩擦 .....	( 园园)
愿园源 摩擦的概念与分类 .....	( 园园)
愿园缘 经典摩擦理论 .....	( 园园)
愿园猿 分子—机械摩擦理论 .....	( 园园)
愿园源 黏着摩擦理论 .....	( 园园)
愿园 材料的磨损 .....	( 园园)
愿园源 磨损的概念与分类 .....	( 园园)
愿园缘 磨损过程 .....	( 园园)
愿园猿 黏着磨损 .....	( 园园)
愿园源 磨粒磨损 .....	( 园园)
愿园缘 疲劳磨损 .....	( 园园)
愿园猿 腐蚀磨损 .....	( 园园)
愿园源 冲蚀磨损与微动磨损 .....	( 园园)
愿园 摩擦磨损的测试方法 .....	( 园园)
愿园源 摩擦磨损测试仪器 .....	( 园园)
愿园缘 摩擦磨损的测量与评定 .....	( 园园)

第 8 章 摩擦磨损的控制 .....	( 80 )
8.1 润滑剂的使用 .....	( 80 )
8.2 摩擦副材料的选择 .....	( 80 )
8.3 材料的表面改性与强化 .....	( 80 )
复习思考题 .....	( 80 )
第 9 章 纳米材料的力学性能 .....	( 80 )
9.1 纳米材料与纳米科技 .....	( 80 )
9.1.1 纳米材料的定义 .....	( 80 )
9.1.2 纳米材料的分类 .....	( 80 )
9.2 纳米材料力学性能概述 .....	( 80 )
9.2.1 纳米金属材料的力学性能 .....	( 80 )
9.2.1.1 纳米金属的强度 .....	( 80 )
9.2.1.2 纳米金属的塑性 .....	( 80 )
9.2.2 纳米非金属材料的力学性能 .....	( 80 )
9.2.2.1 纳米陶瓷材料的力学性能 .....	( 80 )
9.2.2.2 再结晶陶瓷断裂表面的超塑性变形 .....	( 80 )
9.2.3 碳纳米材料的力学性能 .....	( 80 )
9.2.3.1 纳米碳管力学性能的理论研究 .....	( 80 )
9.2.3.2 纳米碳管的蠕变与超塑性 .....	( 80 )
9.2.3.3 纳米碳管断裂的理论分析 .....	( 80 )
9.2.3.4 纳米碳管力学性能的实验研究 .....	( 80 )
9.2.4 纳米复合材料的力学性能 .....	( 80 )
9.2.4.1 金属纳米复合材料 .....	( 80 )
9.2.4.2 陶瓷纳米复合材料 .....	( 80 )
9.2.4.3 碳纳米管复合材料 .....	( 80 )
9.2.4.4 聚合物纳米复合材料 .....	( 80 )
9.2.5 纳米材料的蠕变与超塑性 .....	( 80 )
9.2.5.1 纳米材料的蠕变 .....	( 80 )
9.2.5.2 纳米材料的超塑性 .....	( 80 )
复习思考题 .....	( 80 )
附录 .....	( 80 )
附录 A 材料力学性能中的常用单位换算表 .....	( 80 )
附录 B 常用材料的力学性能 .....	( 80 )
附录 C 部分材料的平面应变断裂韧性 $K_{IC}$ .....	( 80 )
附录 D 部分工程材料的疲劳门槛值 $\Delta\sigma_{lim}$ .....	( 80 )
参考文献 .....	( 80 )

# 第 1 章 概 论

在人类历史发展的进程中,“材料”一直占有十分重要的地位。历史学家曾用材料来划分时代,如石器时代、陶器时代、青铜器时代、铁器时代以及聚合物时代、半导体时代、复合材料时代等,可见材料对人类文明发展的重要作用。每一种重要的新材料的发现和应用,都使人类支配自然的能力提高到一个新的水平,给社会生产和人们生活带来巨大的变化,从而将人类物质文明推向前进。这充分说明材料是人类赖以生存和发展、征服自然和改造自然的物质基础与先导,是人类社会进步的里程碑。

在科学技术迅猛发展的今天,材料仍然是现代文明的一个重要标志。20世纪 50年代人们把信息、材料和能源誉为当代文明的三大支柱。20世纪 70年代以高技术群为代表的新技术革命,又把新材料、信息技术和生物技术并列为新技术革命的重要标志。这主要是因为材料尤其是新型材料或先进材料的研究、开发与应用反映了一个国家的科学技术与工业的水平,密切关系到与国民经济建设、国防建设和人民的生活。可以说,人类生活在材料的世界中,无论是经济活动、科学技术、国防建设,还是人们的衣食住行都离不开材料。如果没有半导体材料,就不会有今天的信息社会;没有高温、高比强(刚)度的材料,就不会有今天的航空航天技术等。

总之,材料对社会发展的作用和重要性,任何时候都不会下降;相反,随着科学技术的不断进步,材料的种类越来越丰富,材料的性能逐步得到提高,材料的应用越来越广泛,因此可以说人类进入了一个材料革命的新时代。

## 1.1 材料与材料的性能

### 1.1.1 材料的概念与分类

#### 1.1.1.1 材料的概念

虽然“材料”这个名词早已存在,但很难给它下一个确切的定义,或者说可以用多种不同的表达方式来说明材料。如:材料是用来制造器件的物质;材料是经过工业加工的劳动对象等等。但目前普遍接受的定义是由肖纪美先生提出的观点:材料是人类社会所能接受的、经济地制造有用器件的物质。

由材料的定义可见,材料是物质,但不是所有的物质都可以称为材料。如燃料和化学原料、工业化学品、食物和药物,一般都不算是材料。但是这个定义并不那么严格,如炸药、固体火箭推进剂,一般称为“含能材料”,因为它属于火炮或火箭的组成部分。材料这种物质与其他类物质的差异在于以下三方面。

①从材料与环境(资源、能源、环保)的关系看,材料是人类社会所能接受的物质,即材料

的生产和应用需要受到材料资源、能源和环境保护等方面的约束和限制,也即资源判据、能源判据和环保判据。

②在进行材料的生产和应用之前,必须先进行成本分析和经济核算,以提高社会的经济效益(经济判据)。

③从技术的角度来看,材料能用来制造有用的器件(质量判据),即材料应具有良好的工艺性能(制造)和具有能为人类服役的使用性能(有用)。

因此作为材料的物质,必须具备以下特点。

①一定的组成和配比。因为制品的使用性能,主要取决于组成的化学物质及各成分之间的配比。

②成型加工性。作为制品应具有一定的形状和结构特征,而形状和结构特征需要通过成型加工来获得。因此,作为材料必须在具备一定温度和一定压力下可对其进行成型加工,并塑制成某种形状的能力。不具备成型加工性,就不能成为有用的材料。

③形状保持性。任何制品都是以一定的形状出现,并在该形状下使用。因此,应有在使用条件下,保持既定形状并可供实际使用的能力。

④经济性。制得的制品应质优价廉,富有竞争性,必须在经济上易于为社会和人们接受。

⑤回收和再生性。这是作为绿色产品、符合人类可持续发展战略所必需的,并应满足已经确定的社会规范、法律等。随着资源的枯竭、环境的破坏,对材料制品的回收并再利用是必需的。这是材料的开发者在研究中必须首先加以注意并考虑的。严重污染环境、不能回收再生的制品,一开始就不能生产。

### 圆材料的分类

目前,世界上材料已有几十万种,而材料的新品种正以每年大约 缘的速率在增长。由于材料的多样性,其分类方法也没有一个统一的标准。如按材料的来源,可分为天然材料(石料、木料等)和人造材料(钢铁、合成纤维等)两类;如按用途来分,可分为电子材料、航空航天材料、核材料、建筑材料、能源材料、生物材料等。另外,材料还可分为传统材料与新型材料。传统材料是指那些已经成熟且在工业中已批量生产并大量应用的材料,如钢铁、水泥、塑料等;新型材料(先进材料)是指那些正在发展,且具有优异性能和应用前景的一类材料等。

通常,材料是按化学组成和结构特点进行分类的,故可分为金属材料、无机非金属材料、高分子材料和复合材料等四大类。每一类又可分为若干小类,如金属材料又可分为黑色金属材料、有色金属材料和特种金属材料等;无机非金属材料又可分为陶瓷、玻璃、水泥和耐火材料等;高分子材料又可分为塑料、橡胶、纤维等。

### 圆材料科学与工程的基本要素

随着各类材料的大规模应用与发展,对材料本身(如材料的制备、结构与性能)以及它们之间的相互关系的研究愈来愈深入,同时随着物理学、化学、冶金学、金属学、陶瓷学、高分子化学等基础学科理论体系的完善和交叉融合,也使得人们对材料的本质和共性有了更深层次的理解。于是在 圆世纪 源年代初,针对材料发展的需要和共性问题,提出了“材料科学”的概念,随后又提出了“材料科学与工程”。

材料科学与工程是关于材料成分、结构、制备工艺与材料性能和用途之间相互关系的知

识开发和应用的学科。换言之,材料科学与工程是研究材料组成、结构、生产过程、材料性能与使用性能以及它们之间的关系。因而常把组成、结构、合成、加工(或称制备)、性质及使用效能,称为材料科学与工程的四个基本要素。把四要素连接在一起,便形成一个四面体,如图 4-1 所示。

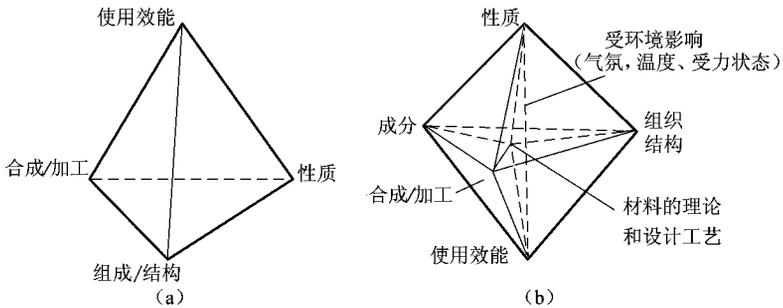


图 4-1 材料科学与工程的基本要素  
(a) 材料科学与工程四要素图 (b) 材料科学与工程五要素图

在四要素的基础上,又有人将材料的成分和组织结构分开,提出了五要素模型,即成分(或称制备)、合成、加工、组织结构、性质及使用效能。如果把它们连接起来,并考虑到材料的理论和设计工艺,则形成一个六面体(图 4-2)。

在材料科学与工程的基本要素中,材料的成分与结构是指材料的原子类型和排列方式;合成与加工是指实现特定原子排列的演变过程;材料的性质是指对材料功能特性和效用(如电、磁、光、热、力学等性质)的定量度量 and 描述;使用效能是指材料性质在使用条件(如受力状态、气氛、介质与温度等)下的表现。各要素之间的关系,材料的性质和使用效能取决于材料的成分和结构,而材料的成分和结构则受到材料合成与加工的控制。当然,材料的性质和使用效能反过来又能促进材料成分和结构的设计以及材料合成与加工工艺的选择。材料的理论和设计工艺就是通过理论模型进行材料设计或工艺设计,即通过优化材料配方,采用最佳工艺,制备出符合要求的材料或器件,以达到提高材料的性能及使用效能的目标。

### 4.1 材料的性能

人类之所以对材料感兴趣,首先是因为材料具有对人类有用的性能。因此,作为材料科学与工程的整体,必须十分重视对材料性能的研究,否则材料将会被淘汰。

#### 4.1.1 材料性能的概念

材料的性能是一种参量,用于表征材料在给定外界条件下的行为,即:作为材料最基本条件的性能必须量化,需要从行为的过程去深入理解性能,重视环境对性能的影响。

行为是从一个状态到另一状态的过程。材料的性能,有些只与状态有关,而与达到这个状态的过程无关,如力学中的势能和热学中的熵等;而另一些性能则与达到这个状态的过程有关,如力学中的功和热学中的热量等。它们分别称为状态性能(或性质)和过程性能(或性质)。通过对材料行为的研究,可以理解材料的性能、定义材料的性能指标。如通过对材料在外力作用下室温拉伸行为中的应力—应变曲线,采用屈服、颈缩和断裂等行为的判断,定义出材料的屈服强度、抗拉强度和断裂强度等力学性能。又如可通过对材料在外

磁场下磁化和退磁行为中的磁滞回线,定义材料的矫顽力、剩余磁感和导磁率等磁学性能。

(圆外界条件 在不同的外界条件(应力、温度、化学介质、磁场、电场、辐照等)下,同一材料也会有不同的性能。如对材料在断裂时的力学性能——断裂强度而言,在高温下的蠕变断裂强度、交变载荷下的疲劳断裂强度和化学介质中的应力腐蚀断裂强度是大不相同的。

(猿参量化 性能必须参量化,即材料的性能需要定量地加以表述。多数的性能都有单位,通过对单位的分析,可以加深对性能的理解。如材料强度的单位为  $\frac{N}{m^2}$  (表示单位面积上能承受的力);又如冲击韧性的单位为  $\frac{J}{m^2}$ ,表示缺口试样在冲击载荷下单位截面积(槽)上所消耗的功(允)。

### 圆材料性能的分类

由于材料种类、结构和制备工艺的不同,材料的性能也有很大的区别。通常,将材料的性能分为简单性能和复杂性能。简单性能又分为物理性能、力学性能和化学性能;复杂性能可分为复合性能、工艺性能和使用性能,如图 1-1 所示。

与材料性能的分类相呼应,还可按材料的性能区分材料,如以力学性能为主的材料称为结构材料,而以物理和化学性能为主的材料叫做功能材料。其中的物理性能包括声学、热学、光学、电学、磁学、辐照等性能。



图 1-1 材料性能的分类

## 1.1 材料性能的分析方法

由于材料的性能取决于材料的成分和结构,并受到外界条件的影响,因而对材料性能的分析,会有如下四种不同的方法。若不知材料的结构,材料是黑箱,则用黑箱法;若材料的结构部分已知或全部已知,则用相关法(灰箱法)和过程法(白箱法);如考虑外界环境条件的作用,则用环境法。

### 1.1.1 黑箱法

由于不知道或不需要知道材料内部的结构,认为它是一个“黑箱”,可从输入和输出信息

的实验关系来定义或理解性能。假设输入量为  $\sigma$  输出量为  $\epsilon$  再由实验规律  $\epsilon$  再越运 载来 确定材料的性能 运 熟悉的实例有弹性模量  $E$  电阻  $R$  和热膨胀系数  $\alpha$  等,如表 1-1 所示。

表 1-1 黑箱法分析材料性能的实例

现 象	输 入	输 出	关系式	运	性 能
弹性变形	$\sigma$	$\epsilon$	$\epsilon = \frac{\sigma}{E}$	$E$	$E$
电 阻	$U$	$I$	$I = \frac{U}{R}$	$R$	$R$
热 膨 胀	$\Delta T$	$\Delta L$	$\Delta L = \alpha L \Delta T$	$\alpha$	$\alpha$

应用黑箱法所确定的关系式,要注意它们的适用范围,因为这些关系式是用归纳法获得的。如表述应力—应变关系的胡克定律,只适用于弹性变形范围。

黑箱法只能表象地解释客观世界,它能提供输入与输出之间的定量关系,而不能改造世界。因为它不能提出传递系数及性能的物理意义及影响因素,更不能提出改变性能的措施。

### 1.1.2 相关法(灰箱法)

随着对材料结构的不断认识以及对材料实验数据的不断积累,可用统计的方法建立起性能与结构之间相关性的经验方程。例如,在 20 世纪 50 年代初期,建立了低碳钢的室温屈服强度( $\sigma_s$ )与晶粒平均直径( $d$ )之间的  $\sigma_s = \sigma_0 + k d^{-1/2}$  关系式:

$$\sigma_s = \sigma_0 + k d^{-1/2} \quad (1-1)$$

式中  $\sigma_0$  和  $k$  只是实验中的经验系数,并没有物理意义。

由式(1-1)可以看出,通过细化晶粒(减少晶粒的直径  $d$ )能提高材料的屈服强度。

### 1.1.3 过程法(白箱法)

由材料性能的定义可见,材料的性能可由材料的行为过程去理解。因而只有在深入了解材料内部结构的本质并掌握材料的行为过程机制的情况下,才能加深对相关经验规律的认识,真正理解和控制材料的性能。

如用黑箱法建立了应力与应变之间线性关系的胡克定律(表 1-1),当应力增大与胡克定律偏离时,可以定义屈服强度。用相关法建立了屈服强度与晶粒尺寸的  $\sigma_s = \sigma_0 + k d^{-1/2}$  关系式;而只有用过程法,在屈服过程的位错理论指导下,才能从材料的屈服过程出发求出式(1-1)中实验系数的表达式:

$$\sigma_s = \sigma_0 + k d^{-1/2} \quad (1-2)$$

$$k = \frac{2\tau^*}{\rho} \quad (1-3)$$

式中  $\rho$  是取向因子,  $\tau^*$  是基体对位错运动的摩擦阻力; $\tau^*$  是启动位错源所需的切应力,受位错钉扎效应的影响; $\rho$  是位错源与位错塞积处的距离。

利用过程法推导的结果,较深入而全面地解释和启示了各种强化措施的机制,包括晶体结构( $\rho$ )、固溶强化( $\tau_s$ )、细化晶粒( $d$ )、加工强化( $\rho$ )、弥散强化( $\rho$ )、沉淀强化( $\tau^*$ )。有了上面的关系式,就可以从结构参量去计算或预测材料的各种性能。

### 1.1.4 环境法

材料的性能除与材料的成分和结构有关外,还与外界的环境条件有关。环境对材料性

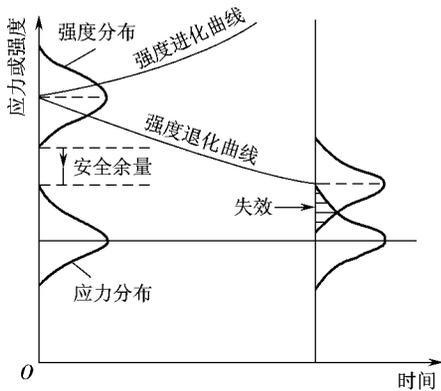


图 1 材料失效的应力—强度模型

能的影响,有两种类型,即弱化与强化,如图 1 所示。  
 (弱) 材料的性能(如强度)下降,使得原来安全的构件和材料发生失效(图中影线区)。如材料在高温、化学介质、辐照、交变载荷等环境条件下发生的高温蠕变、应力腐蚀、辐照脆化和疲劳破坏,都是环境因素使材料性能下降的结果。

(强) 材料从环境中消耗物质能量形成耗散结构,使强度升高,增加了构件的安全性,即强度曲线随着时间而愈来愈高于应力曲线。如高碳高锰钢由于在使用过程中形成马氏体及大量层错,因而具有很好的耐磨性;相变诱导塑性钢(TRIP 钢)由于环境提供机械能,在裂纹顶端形成马氏体,可以显著地提高钢的韧性;不锈钢在氧化性介质中,由于环境提供氧而在不锈钢表面形成钝化膜,从而保持不锈性等。

## 材料的力学性能

### 材料力学性能的概念与分类

材料的力学性能是关于材料强度的一门学科,即关于材料在外加载荷(外力)作用下或载荷和环境因素(温度、介质和加载速率)联合作用下表现的变形、损伤与断裂的行为规律及其物理本质和评定方法的学科。

材料的力学性能,常用材料的力学性能指标来表述。材料的力学性能指标是材料在载荷和环境因素作用下抵抗变形与断裂的量化因子,是评定材料质量的主要依据,是结构设计时选材的根据。

由于一般情况下材料或构件的承载条件用各种力学参量表示,于是人们常把力学参量的临界值或规定值称为力学性能指标。材料的主要力学性能指标如下。

① 弹性,是指材料在外力作用下保持固有形状和尺寸的能力,以及在外力去除后恢复固有形状的尺寸的能力。表征材料弹性的力学性能指标有弹性模量、切变模量、比例极限  $\sigma_{\text{弹}}$  和弹性极限  $\sigma_{\text{弹}}$  等。

② 强度,是指材料对塑性变形和断裂的抗力,如材料的屈服强度  $\sigma_{\text{弹}}$ 、抗拉强度  $\sigma_{\text{拉}}$ 、抗弯强度  $\sigma_{\text{弯}}$ 、抗压强度  $\sigma_{\text{压}}$ 、抗扭强度和抗剪强度  $\tau_{\text{剪}}$ 、疲劳强度  $\sigma_{\text{耐}}$ 、持久强度  $\sigma_{\text{耐}}$ 、断裂强度  $\sigma_{\text{断}}$  ( $\sigma_{\text{破}}$ ) 等。

③ 塑性,是指材料在外力作用下发生不可逆的永久变形的能力或容量,如延伸率  $\delta$ 、断面收缩率  $\psi$  等。

④ 韧性,是指材料在断裂前吸收塑性变形功和断裂功的能力,如静力韧性  $\alpha_{\text{静}}$ 、冲击韧性  $\alpha_{\text{冲}}$ 、断裂韧性  $K_{\text{IC}}$  等。

⑤ 硬度,是指材料的软硬程度,如材料的布氏硬度  $H_{\text{B}}$ 、洛氏硬度  $H_{\text{RC}}$ 、维氏硬度  $H_{\text{V}}$ 、努氏硬度  $H_{\text{N}}$ 、肖氏硬度  $H_{\text{S}}$ 、莫氏硬度、显微硬度等。

⑥耐磨性,是指材料抵抗磨损的能力,如线(质量、体积)磨损量、相对耐磨性等。

⑦缺口敏感性,是指材料对缺口(截面变化)的力学响应,如应力集中系数、静拉伸缺口敏感性、疲劳缺口系数、疲劳缺口敏感系数等。

⑧裂纹扩展速率,是表征裂纹试样在外力和环境作用下演化行为的参量,如应力腐蚀裂纹扩展速率、疲劳裂纹扩展速率等。

⑨寿命,是指材料或构件在外加应力和环境作用下能够安全、有效使用(运行)的期限,如疲劳裂纹扩展寿命和滞后断裂时间等。

除上述给出的力学性能指标之外,还有诸如材料的刚度、形变强化指数、脆性转化温度(静载、疲劳、蠕变等)、裂纹扩展的能量释放率、裂纹顶端的张开位移、应力强度因子的门槛值( $\Delta K_{th}$ 、 $K_{th}$ 等)、等强温度等性能指标。

## 1.1 材料力学性能的研究内容

由材料力学性能的概念和分类可见,材料的力学性能主要研究各种材料在外力和环境条件下发生变形和断裂的行为过程与微观机理,评定材料的力学性能指标及其物理和工程实用意义,以及力学性能指标的测试原理、方法和影响因素,改善力学性能的方法和途径等。

### 1.1.1 材料在各种服役条件下的力学性能

材料在各种服役条件下的力学性能,与材料或构件的种类、形状、外加载荷的形式和环境条件密切相关。

按材料的种类,材料的力学性能不仅应包括金属材料、陶瓷材料、高分子材料、复合材料、纳米材料等的共性力学行为,还应包括各类材料力学性能的特殊性。

就试样的形状而言,在材料力学行为的研究中主要有三种不同形式的试件,即光滑试件、缺口试件和裂纹试件。光滑试件主要用于材料基本力学性能的测定和失效机理与判据的研究,缺口试件主要用来模拟截面变化机械零件的力学行为,裂纹试件主要用于评价裂纹结构件的剩余强度和寿命。

根据外加载荷施加条件的不同,材料的力学性能可分为静载、冲击载荷和交变载荷下的力学性能。静载力学性能是指材料在缓慢加载(加载速率为  $10^{-3} \sim 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ )的力学行为,如单向拉伸、压缩、弯曲、扭转等。冲击载荷下的力学性能是指材料在高速加载(加载速率为  $10^3 \sim 10^5 \text{ s}^{-1}$ )下的力学行为,如冲击弯曲、低温脆性转变等。疲劳是材料在变动载荷下的破坏行为,如高周疲劳、低周疲劳、热疲劳、冲击疲劳等。

按环境条件的不同,材料的力学性能可区分为:不同温度下的力学行为,如高温下的蠕变和应力松弛、低温下的韧脆转变等;不同化学介质中的低应力脆性断裂行为,如应力腐蚀、氢致开裂、腐蚀疲劳、腐蚀磨损等。此外,还有中子、射线照射下的辐照脆性与低熔点材料接触时的液(固)态金属脆性等。

另外,当两种材料或构件相互接触,并有相互运动或运动趋势时,将发生材料的摩擦与磨损行为,其力学性能可用摩擦副的摩擦系数和磨损量进行表征。

### 1.1.2 材料力学性能的影响因素

由材料科学与工程的基本要素和材料性能的概念可见,材料的力学性能不仅与材料的成分与结构等内在因素有关,而且也与外加载荷和环境条件等外在因素的影响有关。

影响材料力学性能的内在因素,主要有材料的化学成分、组织结构、冶金质量、表面或内部缺陷、残余应力等。外在因素主要有温度、载荷性质(静载荷、冲击载荷、交变载荷)、载荷

谱、应力状态(拉伸、压缩、弯曲、扭转等)、试样尺寸和形状、环境介质等。

研究各种内在和外在因素对材料力学性能的影响,可使得定义的力学性能指标更贴近材料或构件的实际服役情况,更准确地反映力学性能的变化规律,以保证零部件能够在服役期限内安全、有效地运行。

#### 源材料力学性能的微观机制

由于材料的力学性能是材料学、物理学、力学、化学、冶金学、金属学、陶瓷学、高分子物理等知识的交叉与融合的学科,因此材料力学性能的微观机制必然会引用或借鉴相关学科的微观理论,如金属材料在变形和断裂过程中位错的运动、增殖和交互作用(位错之间的交互作用、位错与点缺陷的交互作用)、高分子链的运动、变形与断裂行为规律;腐蚀电化学理论在应力腐蚀、氢致开裂、腐蚀疲劳、腐蚀磨损中的作用;固态相变理论在控制材料组织结构、提高材料力学性能中的作用等。

另外,由材料性能分析方法中的过程法可见,只有深入了解材料的内部结构和变形过程的宏微观机制,才能真正地解释材料的宏观规律,明确提高材料力学性能的方向和途径。因而在进行材料力学性能研究时,既要重视对材料宏观规律的认识,更要仔细地探究材料变形与断裂的微观机理。

#### 源材料力学性能的测试技术

对材料力学性能的研究是建立在实验基础上的,而材料的各种力学性能指标也需要通过实验来测定。因此,在材料力学性能研究中,必须重视材料力学性能的测试原理和方法,熟悉并掌握所用的各种实验仪器和实验步骤。只有这样,才能加深对力学性能理论的认识,正确地评价材料的力学性能。如脆性材料断裂强度的裂纹理论,就是在对比材料的理论断裂强度和实际断裂强度差别的基础上而提出的。

根据外加载荷和环境条件的不同,常用的材料力学性能的测试技术包括静载拉伸、弹性模量、扭转、压缩、弯曲、硬度、低温冲击、平面断裂韧性、疲劳、应力腐蚀破裂、高温蠕变、黏弹性、摩擦磨损等实验技术。

### 员猿猿 材料力学性能的研究目的和意义

通过对材料力学性能的学习和研究,首先是可以正确地使用材料。在进行构件设计时,可根据构件的服役条件,并按力学性能理论确定满足使用要求的性能指标(如强度、塑性、韧性、硬度、脆性转化温度等),然后再挑选出合适的材料,这样就可基本保证构件在服役期内的安全运行。

其次,通过对材料力学性能的研究可以评价材料合成与加工工艺的有效性,并通过控制材料的加工工艺,提高材料的力学性能。如细晶强化、固溶处理等能有效地提高材料的强度;回火处理等能使材料的韧性得到改善;表面喷丸处理、挤压等可大大提升材料的疲劳强度和耐磨性等。

此外,通过对材料力学性能的研究,还可在材料力学性能理论的指导下,采用新的材料成分和结构,或新的加工和合成工艺,设计和开发出新材料,以满足对材料的更高需求。

### 员猿源 材料力学性能的应用举例

如前所述,材料是社会进步和人类文明的重要标志。材料的力学性能作为材料学科的一个分支,同样在国民经济建设和日常生活中都起到了重要的作用。现仅举材料力学性能

在中国古代历史文献中提及和在日常生活中经常遇到的几则实例,以引起大家对材料力学性能课程学习的兴趣,深化和巩固课堂讲授的理论知识,促进将材料力学性能知识应用于实际工作中的创新意识。

### 1.1 材料的弹性变形和线弹性定律

古代战争中的弓弩、能弹射弹丸的弹弓、弹簧秤及琴瑟、钟鼓等各种乐器中的簧片,都是利用材料弹性的例子。对弹性定律,一般认为它是由英国科学家胡克(1634—1703)于1678年首先提出来的,因此常称为胡克定律。但我国的东汉经学家郑玄(127—189)在《考弓记·弓人》中就论述了测试弓力时,“每加物一石,则张一尺”的线弹性变形规律,比胡克提出弹性定律早1651年。于是在有的教科书中,将此弹性定律称作“郑玄—胡克定律”。

### 1.2 材料的塑性变形和变形强化

古代战争中的各种兵器(如刀、矛、钺、钩等)、日常生活中的木工工具(如锥、凿、斧)以及装饰用的箔片(如金箔、银箔、铜箔等),都是利用材料的塑性变形原理经过锤锻而成的。对变形强化,我国北宋的科学家沈括在《梦溪笔谈·器用》中讲述用冷锻制造铠甲时指出:“青堂羌善锻甲,铁色青黑,莹彻可鉴毛发,以麝皮为緼旅之,柔薄而韧。镇戎军有一铁甲,棣藏之,相传以为宝器。韩魏公帅泾原,曾取试之。去之五十步,强弩射之不能入。尝存一矢贯札,乃是中其钻空,为钻空所刮,铁皆反卷,其坚如此。凡锻甲之法,其始甚厚,不用火,冷锻之,比元厚三分减二,乃成。其末留著头许不锻,隐然如瘕子,欲以验未锻时厚薄,如浚河留土笋也,谓之瘕子甲。今人多于甲札之背隐起,伪为瘕子,虽置瘕子,但元非精钢,或以火锻为之,皆无补于用,徒为外饰而已。”意思是说箭头射中甲片上的孔,竟被刮得卷了起来,瘕子甲为什么这样强硬?因为冷作硬化可以提高它的强度和硬度。现代试验表明,像制造甲片这样的钢铁,冷加工变形量小于 $20\% \sim 40\%$ 时,变形越大其强度性能越好。这与文中“三分减二”的变形量,大体上符合冷作硬化的规律。

### 1.3 材料的硬度与韧性

锡青铜(铜锡合金)是最原始的合金,也是人类历史上发明的第一种合金。《吕氏春秋·别类》中指出:“金柔锡柔,合两柔则为刚”,即铜和锡的强度和硬度都比较低,延伸率比较高。当把铜和锡合起来制成锡青铜后,可获得较高的强度和硬度,但延伸率则比较低。在中国商代,青铜器已经很盛行,并将青铜器的冶炼和铸造技术推向了世界的顶峰,且掌握了冶炼六种不同铜、锡比例的青铜技术。当锡含量为 $10\%$ 时,青铜的韧性较好,可做钟鼎;而含锡量为 $20\%$ 的青铜较硬,可做刀斧。

### 1.4 缺口和裂纹效应

在大多数情形下,缺口或裂纹的存在是有害的。如晋代刘昼在《刘子·慎隙》中作了这样的归纳:“墙之崩隤,必因其隙。剑之毁折,皆由于罅(缝隙)。尺蚓穿堤,能漂一邑。”意思是说,墙的倒塌是因为有缝隙,剑的折断是因为有裂纹,小小的蚯蚓洞穿大堤,可以崩溃、淹没城市。

但是人们没有忘记利用缺口或裂纹有利的一面,来为人类服务。如在工业生产中,中国的力学工作者发明了一种利用裂纹对材料强度的削弱这一原理制作的断料机,极大地提高了材料的加工效率。又如切割玻璃时,工人们总是先用玻璃刀在玻璃上刻下划痕,以使玻璃切割得既整齐又省力。再如售货员卖布时,也总是先在布的边缘剪开一个小口,沿着这个小口,可以很容易地将布撕开。另外,在人们常吃的方便面等食品的塑料包装袋边上,也常常会发现细心的厂家在出厂前开的小缺口,有了它,你就不再会为如何打开包装袋发愁了。所

有这些都是利用了缺口或裂纹使材料断裂强度降低的力学原理。

#### 缘疲劳和疲劳损伤

在日常生活中,为了将铁丝折断,人们常将铁丝来回地弯曲,可加速铁丝的断裂。另外,材料的疲劳也与人体的疲劳有共同之处,如过载损伤和次载锻炼现象等。

## 资源 本书的特点、编写思路与教学安排

### 资源 材料力学性能课程的现状与发展趋势

材料的力学性能是指材料受外力与环境联合作用下所表现的力学行为及其物理本质,是各类材料在实际应用中都必须涉及的共性问题。但从课程的发展历史看,材料力学性能原是金属材料专业继金属学、固态相变之后的专业课程;在无机非金属材料专业中,无机材料的力学性能仅是无机材料物理性能课程中一章的内容;在高分子材料专业中,聚合物的力学性能则分散在《高分子物理》教材的有关章节中,内容相对较少。

从教学内容看,传统的材料力学性能课程由于专业的不同而各成体系。金属材料、陶瓷材料和高分子材料专业都有各自力学性能方面的教学内容,研究对象单一、知识零碎割裂,缺少不同材料力学性能间的相互联系;对同一力学性能的机理或产生机制,不同专业有时出现不同甚至不相关的解释。此外,随现代科学技术的不断发展进步,新型材料和新概念、新知识、新理论的不断出现,传统力学性能课程难以对某些新技术进行直接解释,如按传统的材料塑性产生机制,从晶格滑移、位错运动或孪晶机理都很难说明陶瓷材料在常温下会产生塑性变形,然而具有塑性特征的新型陶瓷材料却不断涌现。

随着高等教育改革与发展的深化、学科间的重组与优化,金属材料、无机非金属材料、高分子材料、复合材料等专业重组为材料科学与工程这一一级学科专业。于是,材料力学性能与材料概论、材料科学基础、材料工程基础、材料物理性能和材料现代研究方法等课程一道成为材料科学与工程一级学科专业本科生的学科基础课程。因此过去那种研究对象单一、教学内容各成体系的材料力学性能课程,显然不能适应材料科学与工程专业的需要。新的材料力学性能课程,应既能兼顾金属材料、无机非金属材料、高分子材料、复合材料等专业方向中力学性能的共性,又能适当反映各自材料力学性能的特殊性。只有这样,才能满足材料科学与工程一级学科专业材料力学性能课程的教学需要。

### 资源 本书的编写思路

根据材料科学与工程一级学科专业的特点,本着加强基础、拓宽专业面的原则,本书在分析金属材料、无机非金属材料、高分子材料结构与性能的基础上,试图总结三大材料力学性能的共性与个性,以便真正实现各类材料在材料力学性能课程中的交叉与融合。

首先,调整了原有的教学体系。考虑到材料的力学性能是材料科学与材料工程的基本要素,在教材的第1章增加了“材料力学性能概论”的内容。在这一章里,主要介绍材料的概念、分类,材料科学与工程的基本要素,材料性能的概念、分类及其在材料科学与工程研究中的地位与作用,材料力学性能的概念、分类、研究内容、目的和意义及其实际应用等内容,使学生可以沿着“材料→材料科学与工程的基本要素→材料的性能→材料的力学性能”的脉络进入课程的学习,并对课程有一个整体的了解。另外,还指出材料力学性能与工程力学或材

料力学课程的区别与联系,沟通该课程与前期课程的联系,引起学生的学习兴趣,为课程的讲授打下良好的基础。从第 4 章开始,我们遵循材料力学性能的定义,按照材料的承载方式和环境因素,将教材分为静载拉伸下的力学性能、其他载荷下的力学性能(扭转、弯曲、压缩、剪切、硬度、缺口效应、冲击、低温脆性)、断裂韧性、交变载荷下的力学性能、环境条件下的力学性能、高温条件下的力学性能、摩擦与磨损性能等章节;最后一章则主要介绍纳米材料的力学性能。

其次,优化了教学的内容。不再将陶瓷、高分子、复合材料的力学性能单列成章,而是以材料的力学性能为主线,将三大材料有机地结合起来。如通过材料的应力—应变曲线,掌握以塑性特征为主的金属材料、以弹性和脆性特征为主的高分子和陶瓷材料间的联系与区别;通过材料的硬度与耐磨性依高分子材料、金属材料、陶瓷材料顺序递增的事实,理解材料的键合特征对材料性能的影响;通过材料的断裂韧性,认识陶瓷材料脆性断裂的本质,又辅以塑性功修正,使之适用于金属与高分子材料;通过高分子的流变性能,将金属的高温蠕变机制和高分子材料的玻璃化转变相联系;通过材料的环境敏感断裂,将金属材料、无机材料和高聚物的环境行为和机制有机地联系、协调起来,以实现各类材料在材料力学性能中的交叉融合。同时,又根据不同材料的特殊性,使学生认识到现代材料的发展趋势。如金属材料的金属键使其具有良好的塑性和加工成型性能,但其刚性差、易磨损;陶瓷材料具有硬度高、脆性大的特征,常适用于承受严重磨损的场合,但其应用的可靠性低、加工困难;高分子材料的熔点低,具有独特的注塑成型优势,但具有不耐高温的缺点。在三类材料基础上发展起来的现代材料,不管是采用不同材料的复合还是单一材料的改性,都试图发挥各类材料特有的优点而避免其缺点,由此而产生了各种各样的新技术和工艺。但归根到底,都离不开材料基本力学性能的调整和匹配。这样,不仅能强化学生对材料基本特性的认识,还可启发学生的创造性思维。

## 4.1 课程来源 材料力学性能课程的教学安排

作为本科生课程,材料力学性能是在学完高等数学、大学物理、无机化学、物理化学、材料力学或工程力学等公共基础课程后的学科基础课。学科基础课程起着由公共基础课程向专业课程过渡的桥梁作用,其重要性是不言而喻的。

因此,在课程的伊始,首先要弄清该课程与前期课程的区别与联系。如材料力学是研究结构构件和机械零件承载能力的基础学科,其基本任务是将工程结构和机械中的简单构件(杆、轴、梁等)简化为一维杆件(其纵向尺寸(长度)远大于横向(横截面)尺寸),计算杆中的应力、变形并研究杆的稳定性,以保证结构能承受预定的载荷,选择适当的材料、截面形状和尺寸,以便设计出既安全又经济的结构构件和机械零件。为保证各构件或机械零件能正常工作,构件和零件必须具有足够的强度(不发生断裂)、足够的刚度(构件所产生的弹性变形应不超出工程上允许的范围)和稳定性(在原有形状下保持稳定平衡)。

材料力学的基本假设是:①连续性假设,即认为材料是密实的,在其整个体积内毫无空隙;②均匀性假设,即认为从材料中取出的任何一个部分,不论体积如何,在力学性能上都是完全一样的;③小变形假设,即假定物体的变形很小;④线弹性假设,即在小变形和材料中应力不超过比例极限两个前提下,可认为物体上的力与位移(或应变)始终成正比;⑤各向同性假设,即认为材料在各个方向的力学性能都相同;⑥平截面假设,认为杆的横截面在杆件受拉伸、压缩或纯弯曲而变形以及圆杆横截面在受扭转而变形的过程中,保持为刚性平面,并

与变形后的杆件轴线垂直。因此材料力学所研究的内容仅限于均匀、连续、各向同性材料的弹性力学行为,不涉及或很少涉及材料的微观机理、塑性变形和断裂行为。

而材料力学性能是关于各类材料或构件(光滑试件、缺口试件和裂纹试件等)在外加载荷(外力)作用下或载荷和环境因素(温度、介质和加载速率)联合作用下表现的变形、损伤与断裂的行为规律及其物理本质和评定方法的学科。所研究的对象,可以是均匀连续各向同性的材料,也可以是不均匀、不连续、各向异性的材料,如复合材料和多相材料等;所研究的内容,既包括小范围的弹性变形,更主要的是关于材料塑性变形和断裂的行为过程与微观机理。因此,可以说材料力学是材料力学行为(或性能)学科分支和基础(另外,材料力学也是固体力学的一个分支),材料力学性能则是材料力学课程的继续与拓展。

与此同时,在该课程的讲授过程中,应注意建立与同期或后期学习课程如材料科学基础、材料物理性能、金属学、固态相变原理、高分子物理、高分子化学、无机材料物理性能、工程材料学、腐蚀电化学、表面科学与工程间的联系及其在生产实际中的应用等,为学生在今后工作中全面、合理地选用、设计、改造和开发新材料打下良好的基础。

从整体安排看,材料力学性能课程的教学,由课堂理论教学和课程实验教学两部分组成。课堂理论教学部分,如使用本教材,建议安排 18 学时左右进行讲授,而实验教学部分则由材料的静载拉伸、扭转、弯曲、硬度、冲击、断裂韧性、疲劳、蠕变、摩擦与磨损等 8 个基本(必修)实验,材料的弹性模量、压缩、应力腐蚀破裂、黏弹性等 5 个选修实验和 1 个课程综合实验——“碳化硅增强铝基复合材料的综合力学性能实验”组成,需 16 学时。课程实验大纲和实验指导书,将另册出版。

## 复习思考题

1. 什么是材料、材料的性能、材料的力学性能?

2. 从材料科学与工程的基本要素出发,论述材料性能研究的重要性。

3. 对材料性能的研究,有哪几种方法?试举例说明。

4. 材料的力学性能有哪些主要性能指标?试说明其各自的物理意义。

5. 阐述材料力学性能的主要研究内容和影响因素。

6. 研究材料力学性能的目的和意义是什么?

7. 举出在日常生活中利用材料力学性能原理的事例,并说明其原理。

8. 论述材料力学与材料力学性能课程的区别与联系。

# 第 8 章 材料的静载拉伸力学性能

## 8.1 静载拉伸试验

静载拉伸试验是最基本的、应用最广泛的力学性能试验。一方面,由静载拉伸试验测定的力学性能指标,可以作为工程设计、评定材料和优选工艺的依据,具有重要的工程实际意义;另一方面,静载拉伸试验可以揭示材料的基本力学行为规律,并且得到材料弹性、强度、塑性和韧性等许多重要力学性能指标。本节主要介绍由静载拉伸试验得到的应力—应变曲线和材料的基本力学性能指标。

### 8.1.1 应力—应变曲线

静载拉伸试验所用试样一般为光滑圆柱试样或板状试样。若采用光滑圆柱试样,试样工作长度(标长) $l_0$ 或 $l_e$ 为原始直径 $d_0$ 。静载拉伸试验通常是在室温和轴向缓慢加载条件下进行的。拉伸试验机通常带有自动记录或绘图装置,以记录或绘制试件所受的载荷 $F$ 和伸长量 $\Delta l$ 之间的关系曲线,这种曲线通常称为拉伸图。如果以试样的原始截面积 $A_0$ 和试样的原始长度 $l_0$ 分别去除载荷 $F$ 和伸长量 $\Delta l$ 即可得到工程应力 $\sigma$ 和工程应变 $\epsilon$ ,即

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad (8-1)$$

$$\epsilon = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (8-2)$$

式中: $F$ 为载荷; $\Delta l$ 为试样伸长量; $l_0$ 为试样原始标长; $l_e$ 为与 $F$ 相对应的标长部分的长度; $A_0$ 为原始截面积。

在拉伸过程中,试样长度增加,截面积减小,但在上述计算中,假设试样截面积和长度保持不变,因此 $\sigma$ 称为条件应力或工程应力, $\epsilon$ 为条件应变或工程应变。下面介绍工程材料常见的几种应力—应变曲线。

#### 8.1.1.1 脆性材料应力—应变曲线

脆性材料,如玻璃、多种陶瓷、岩石、低温下的金属材料、淬火状态的高碳钢和普通灰铸铁等,在拉伸断裂前,只发生弹性变形,不发生塑性变形,在最高载荷点处断裂(图 8-1),形成平断口,断口平面与拉力轴线垂直。应力—应变曲线与横轴夹角 $\alpha$ 的大小表示材料对弹性变形的抗力,用弹性模量 $E$ 表示,

$$E = \frac{\sigma}{\epsilon} \quad (8-3)$$

在弹性变形阶段,应力与应变成正比,即

$$\sigma = E\epsilon \quad (8-4)$$

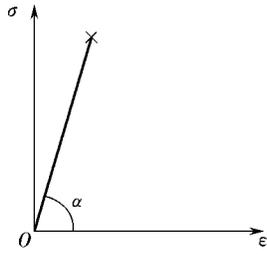


图 1-1 脆性材料的应力—应变曲线

公式(1-1)称为胡克(均匀)定律。

塑性材料应力—应变曲线

图 1-2 为工程塑性材料应力—应变曲线的几种形式。图 1-2(a)

为最常见的金属材料应力—应变曲线,其弹性变形阶段,其行为特点与图 1-1 相同。在屈服点偏离直线关系,进入弹—塑性阶段,开始发生塑性变形,过程沿 ab 进行。开始发生塑性变形的点称为屈服点。屈服以后的变形包括弹性变形和塑性变形,如在点 b 卸载,应力沿 bc 下降至零,点 b 所对应的应变量为总应变,在卸载后恢复的部分 cd 为弹性应变,残留部分 de 为塑性应变。如果重新加载,继续拉伸试验,应力—应变曲线沿 ef 上升,至 g 点后沿 gh 进行,gh 与 cd 平行,属于弹性变形阶段,塑性变形在 g 点开始,其相应的应力值高于首次加载时塑性变形开始的应力值,这表明材料经历一定的塑性变形后,其屈服应力升高了,这种现象称为应变强化或加工硬化。i 点为应力—应变曲线的最高点, i 点之前,曲线是上升的,与 ab 段曲线相对应的试样变形是整个工作长度内的均匀变形,即在试样各处截面均匀缩小。从 i 点开始,试样的变形便集中于某局部地方,即试样开始集中变形,出现“颈缩”。材料经均匀变形后出现集中变形的形象称为颈缩。试样的颈缩在 i 点开始,颈缩开始后,试样的变形只发生在颈部的有限长度上,试样的承载能力迅速降低,按式(1-2)计算的工程应力值也降低,应力—应变曲线沿 ik 下降。最后在 k 点断裂,形成杯状断口。工程上很多金属材料,如调质钢和一些轻合金都具有此类应力—应变行为。

力—应变曲线沿 ef 上升,至 g 点后沿 gh 进行,gh 与 cd 平行,属于弹性变形阶段,塑性变形在 g 点开始,其相应的应力值高于首次加载时塑性变形开始的应力值,这表明材料经历一定的塑性变形后,其屈服应力升高了,这种现象称为应变强化或加工硬化。i 点为应力—应变曲线的最高点, i 点之前,曲线是上升的,与 ab 段曲线相对应的试样变形是整个工作长度内的均匀变形,即在试样各处截面均匀缩小。从 i 点开始,试样的变形便集中于某局部地方,即试样开始集中变形,出现“颈缩”。材料经均匀变形后出现集中变形的形象称为颈缩。试样的颈缩在 i 点开始,颈缩开始后,试样的变形只发生在颈部的有限长度上,试样的承载能力迅速降低,按式(1-2)计算的工程应力值也降低,应力—应变曲线沿 ik 下降。最后在 k 点断裂,形成杯状断口。工程上很多金属材料,如调质钢和一些轻合金都具有此类应力—应变行为。

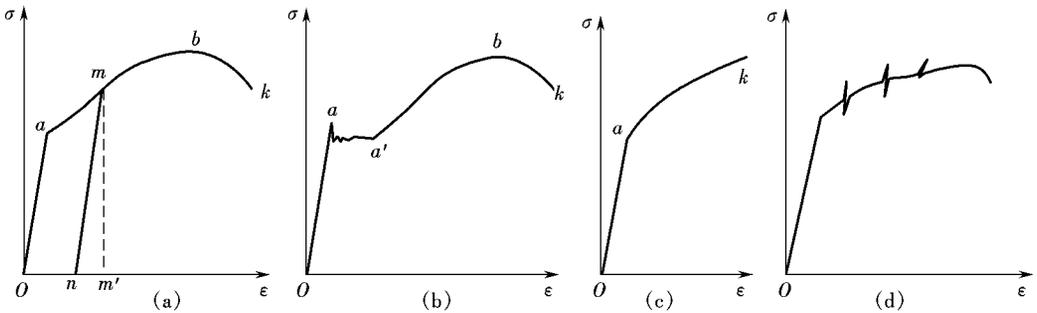


图 1-2 塑性材料应力—应变曲线

(a) 调质钢 (b) 退火低碳钢 (c) 高锰钢 (d) 含杂质的铁合金

图 1-2(a) 为具有明显屈服点材料的应力—应变曲线,与图 1-2(b) 相比,不同之处在于出现了明显屈服点。这种屈服点在应力—应变曲线上有时呈屈服平台,有时呈齿状,相应的应变在 1%~5% 范围。退火低碳钢和某些有色金属具有此类应力—应变行为。

图 1-2(c) 为拉伸时不出现颈缩的应力—应变曲线,只有弹性变形的阶段和均匀塑性变形的阶段。某些塑性较低的金属如铝青铜,就是在未出现颈缩前均匀变形过程中断裂的,具有此类应力—应变曲线。还有些变形强化能力特别强的金属,如在 600℃ 左右奥氏体高锰钢也具有此类应力—应变行为,不但塑性大,而且变形强化潜力大。

图 1-2(d) 为拉伸不稳定型材料的应力—应变曲线,其变形特点是在变形强化过程中出现多次局部失稳,原因是孪生变形机制的参与。当孪生应变速率超过试验机夹头运动速率

时,导致局部应力松弛,相应地,在应力—应变曲线上出现齿形特征。某些低溶质固溶体铝合金及含杂质的铁合金具有此类应力—应变行为。

### 8.2.1 玻璃态高聚物的拉伸

#### 1) 玻璃态高聚物的拉伸

典型的玻璃态高聚物单轴拉伸时的应力—应变曲线如图 8-10 所示。

当温度很低,即  $T < T_g$  (玻璃化转化温度)时,应力随应变成正比地增加,最后应变不到  $\epsilon_{0.2}$  就发生断裂(如曲线①所示)。当温度稍稍升高些,但仍在  $T_g$  以下,应力—应变曲线上出现了一个转折点,称为屈服点,应力在  $B$  点达到一个极大值,称为屈服应力。过了  $B$  点,应力反而降低,试样应变增大。但由于温度仍然较低,继续拉伸,试样便发生断裂,总的应变也没有超过  $\epsilon_{0.2}$ (如曲线②所示)。

如果温度再升高到了  $T_g$  以下几十度的范围内时,拉伸的应力—应变曲线如曲线③所示。屈服点之后,试样在不增加外力或者外力增加不大的情况下能发生很大的应变(甚至可能有百分之几百)。在后一阶段,曲线又出现较明显地上升,直到最后断裂。断裂点的应力称为断裂应力,对应的应变称为断裂伸长率。温度升至  $T_g$  以上,试样进入高弹态,在不大的应力下,便可以发展高弹变形,曲线不再出现屈服点,而呈现一段较长的平台,即在不明显增加应力时,应变有很大的发展,直到试样断裂前,曲线才又出现急剧地上升,如曲线④所示。

由图 8-10 可以看到,玻璃态高聚物拉伸时,曲线的起始阶段是一段直线,应力与应变成正比,试样表现出胡克弹性体的行为。在这段范围内,停止拉伸,移去外力,试样将立刻完全恢复原状。从这段直线的斜率可以计算出试样的弹性模量。这段线性区对应的应变一般只有百分之几,从微观的角度看,这种高模量、小变形的弹性行为是由高分子的键长与键角变化引起的。在材料出现屈服之前发生的断裂称为脆性断裂(如曲线①)。这种情况下,材料断裂前只发生很小的变形。而在材料屈服之后的断裂,则称为韧性断裂(如曲线②、③)。材料在屈服后出现了较大的应变,如果在试样断裂前停止拉伸,除去外力,试样的大变形已无法完全回复,但是如果让试样的温度升到  $T_g$  附近,则可发现,变形又回复了。显然,这在本质上是一种高弹变形,而不是黏流变形。因此,屈服点以后材料的大变形的分子机理主要是高分子的链段运动,即在大外力的帮助下,玻璃态高聚物本来被冻结的链段开始运动,高分子链的伸展提供了材料的大变形。这时,由于高聚物处在玻璃态,即使外力除去后,也不能自发回复。而当温度升高到  $T_g$  以上时,链段运动解冻,分子链蜷曲起来,因而变形回复。如果在分子链伸展后继续拉伸,则由于分子链取向排列,使材料强度进一步提高,因而需要更大的力,所以应力又出现逐渐的上升,直到发生断裂。

#### 2) 结晶高聚物的拉伸

典型的结晶高聚物在单向拉伸时,应力—应变曲线如图 8-11 所示。它比玻璃态高聚物的拉伸曲线具有更明显的转折,整个曲线可分为三段。第一段应力随应变线性地增加,试样被均匀地拉长,伸长率可达百分之几到十几,到  $\sigma_{0.2}$  点后,试样的截面突然变得不均匀,出现一个或几个“细颈”,由此开始进入第二阶段。在第二阶段,细颈与非细颈部分的截面积分别

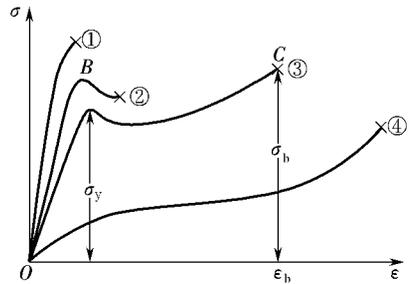


图 8-10 玻璃态高聚物在不同温度下的应力—应变曲线

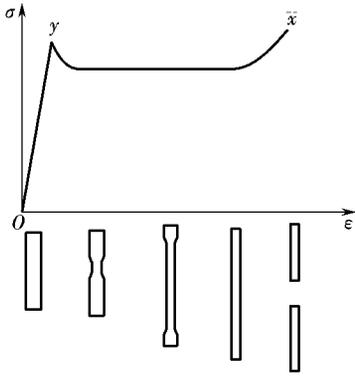


图 10-2 结晶高聚物拉伸过程应力—应变曲线及试样外变形示意图

维持不变,而细颈部分不断扩展,非细颈部分逐渐缩短,直至整个试样完全变细为止。第二阶段的应力—应变曲线表现为应力几乎不变,而应变不断增加。第二阶段总的应变随高聚物而不同,支链的聚乙烯、聚酯、聚酰胺之类可达 200%,而线形聚乙烯甚至可达 500%。接着,第三阶段是成颈后的试样重新被均匀拉伸,应力又随应变的增加而增大,直到断裂点。结晶高聚物拉伸曲线上的转折点是与细颈的突然出现以及最后发展到整个试样而突然终止相关的。

从以上讨论可以看出,结晶高聚物的拉伸与玻璃态高聚物的拉伸情况有许多相似之处。现象上,两种拉伸过程都经历弹性变形、屈服(“成颈”)、发展大变形以及“应变硬化”等阶段,拉伸的后阶段材料都呈现强烈的各向异性,断裂前的大变形在室温时都不能自发回复,而加热后却都能回复原状。因而本质上讲,两种拉伸过程造成的大变形都是高弹变形,通常把它们统称为“冷拉”。另一方面,两种拉伸过程又是有差别的。它们可被冷拉的温度范围不同,玻璃态高聚物的冷拉温度区间是  $T_g$ (脆性温度)至  $T_g$ ,而结晶高聚物却在  $T_g$ 至  $T_m$ (熔点)间被冷拉。更主要的和本质的差别在于晶态高聚物的拉伸过程伴随着比玻璃态高聚物拉伸过程复杂得多的分子聚集态结构的变化。后者只发生分子链的取向,不发生相变,而前者还包含有结晶的破坏、取向和再结晶等过程。

高分子材料的应力—应变曲线特征

高分子材料具有明显的非线性黏弹特性,应力—应变曲线有很大的畸变。

高分子材料的品种繁多,它们的应力—应变曲线呈现出多种多样的变异。若按在拉伸过程中屈服点的变化、伸长率大小及断裂状况,大致可分为五种类型,应力—应变曲线类型如图 10-3 所示。

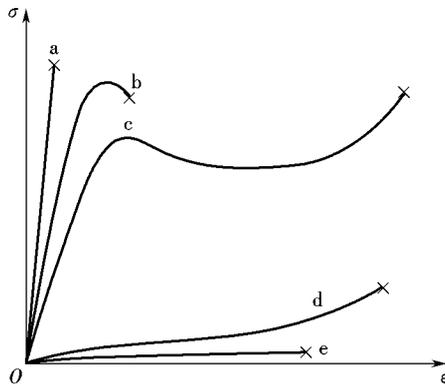
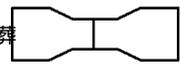
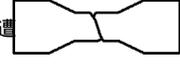
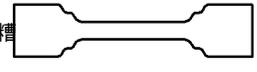


图 10-3 高分子材料应力—应变曲线类型

葬—硬而脆 遭—硬而强 糟—硬而韧 凿—软而韧 藻—软而弱

高分子材料应力—应变曲线的不同特征见表 10-1

表 4-1 高分子材料应力—应变曲线的不同特征

试样变形	类型	模量	屈服应力	极限强度	断裂伸长
	硬而脆	高	没有	高	低
	硬而强	高	高	高	适中
	硬而韧	高	高	高	高
	软而韧	低	低	适中	高
	软而弱	低	没有	低	适中

由于高分子材料具有松弛性，依赖于温度和变形速率，对破坏过程的影响体现在脆性破坏和延性破坏的转变上。当温度在玻璃化温度以下时，材料呈脆性破坏；当温度在玻璃化温度附近或以上时，则呈延性破坏，而且随温度升高塑性变形分量增加。在一定的温度下，低变形速率时，材料呈延性破坏特征；在高变形速率时，则呈脆性破坏特征。即使同一种高分子材料，在不同温度下应力—应变行为也不相同。若以玻璃化温度  $T_g$  和弹性模量  $E$  为参数，据文献报道有下列共同特征：当  $T_g \ll T, E \gg E_0$  时，呈脆性破坏行为（即硬而脆类型）；在  $T_g \approx T, E \gg E_0$  时，呈半延性破坏行为（即硬而强类型）；在  $T_g \approx T, E \approx E_0$  时，材料呈延性破坏行为（即硬而韧类型）；在  $T_g \gg T$  时，材料呈现橡胶大变形行为（即软而韧类型）。

（硬而脆类型 属于这一类的有聚苯乙烯（PS）、聚甲基丙烯酸甲酯（PMMA）和高交联程度的热固性树脂等。常温下它们具有高的弹性模量和相当大的拉伸强度，断裂伸长率很小（约 5%）而没有屈服点。

PMMA 在不同试验温度时的应力—应变行为，如图 4-1 所示。PMMA 的  $T_g$  为 105℃ 左右，室温下其应力—应变曲线呈脆性破坏行为，随温度升高应力—应变曲线发生了从硬而脆类型到硬而强类型的转化。

（硬而强类型 这一类高分子材料具有高的弹性模量和拉伸强度，断裂伸长率一般约为 5%，应力—应变曲线出现屈服点，具有某些轻金属的特征，称为半脆性破坏。例如，一些不同配方的硬聚氯乙烯或聚苯乙烯的共混物属于此类。

（硬而韧类型 像尼龙、聚碳酸酯（PC）等属于此类型。它们弹性模量高，屈服点高，断裂伸长率也较大。这类高分子材料在拉伸过程中出现屈服点后，随应变增加，应力显著下降，称为应变软化现象；当应变继续增加时，应力值几乎不变，称为细颈或冷拉现象；最后随应变的增加，应力再次上升称为应变硬化现象，直至断裂破坏。细颈是纤维和薄膜拉伸工艺的依据。

（软而韧类型 橡胶和增塑聚氯乙烯等材料在  $T_g$  时进入橡胶态，其应力—应变曲线平滑过渡，弹性模量低，没有明显的屈服点，拉伸强度较高，断裂伸长率很大（约为 500%），具有大形变特征。

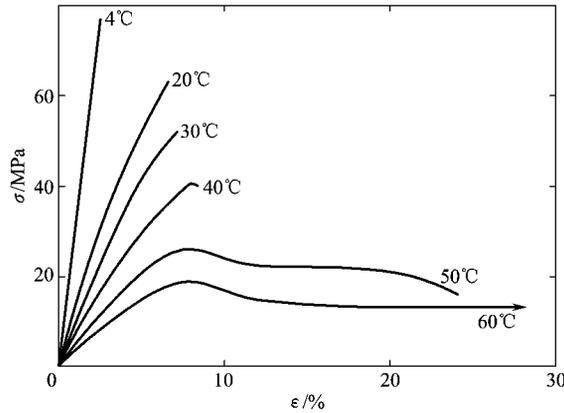


图 10-1 天然橡胶在不同试验温度时的应力—应变行为

橡胶材料,特别是填充炭黑的橡胶,对初始变形较敏感,出现应力软化现象(称应变软化效应),试样应该经受圆整次预循环变形后,方可达到准平衡状态。由于软化的程度是变形量的函数,如果要获取设计数据,预循环的变形量应该与期望的实际变形是同数量级的。

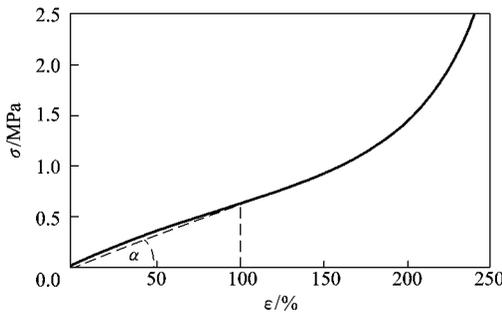


图 10-2 填充 10% 炭黑的天然橡胶的应力—应变曲线

填充 10% 炭黑的天然橡胶的应力—应变曲线,如图 10-2 所示。从图 10-2 可以看出,橡胶材料的应力—应变曲线中没有明显的比例极限点,计算弹性模量时,可以认为应力与应变的简单比值是曲线起始阶段(比如 0~100% 的应变)连线的斜率,该比值也称为切线模量或弦模量。切线模量容易计算,这种近似对实际应用是足够准确的。

(缘软而弱类型 高分子凝胶物质属于此类型,不能作为工程材料使用。

影响高分子材料应力—应变行为的因素颇多,诸如分子链的刚(柔)性、结晶与取向、交联度以及温度、试验速率和试样的应力状态等。

由以上高分子材料的应力—应变曲线特征分析说明,高分子材料的应力—应变行为随各种内在和外在因素的变化而变化,必须综合考虑各种因素引起的应力—应变变化情况,才能合理设计材料和应用材料,单一温度和单一速率测得的应力—应变曲线不能作为设计和应用材料的依据。

可见,根据拉伸试验可以判断材料呈宏观脆性还是塑性,塑性的大小对弹性变形和塑性变形的抗力以及变形强化能力的大小等。此外,拉伸试验还可以反映断裂过程的某些特点。在工程上,拉伸试验被广泛用来测定材料的常规力学性能指标,为合理评定、鉴别和选用材料提供依据。

### 10.1 拉伸性能指标

材料拉伸性能指标,又称力学性能指标,用应力—应变曲线上反映变形过程性质发生变

化的临界值表示。力学性能指标可分为两类:反映材料对塑性变形和断裂的抗力的指标,称为材料的强度指标;反映材料塑性变形能力的指标,称为材料的塑性指标。

### 屈服强度指标

原则上,材料的屈服强度应理解为开始塑性变形时的应力值。但实际上,对于连续屈服的材料,屈服强度很难作为判定材料屈服的准则。因为工程中的多晶体材料,其各晶粒的位向不同,不可能同时开始塑性变形,当只有少数晶粒发生塑性变形时,在应力—应变曲线上难以“察觉”出来。只有当较多晶粒发生塑性变形时,才能造成宏观塑性变形的效果。因此,显示开始塑性变形时应力水平的高低,与测试仪器的灵敏度有关。工程上采用规定一定的残留变形量的方法,确定屈服强度,主要有以下三种。

#### 比例极限

应力—应变曲线上符合线性关系的最高应力值为比例极限,用  $\sigma_{\text{责}}$  表示,超过  $\sigma_{\text{责}}$  时,即认为材料开始屈服。

#### 弹性极限

试样加载后再卸载,以不出现残留的永久变形为标准,材料能够完全弹性恢复的最高应力值为弹性极限,用  $\sigma_{\text{弹}}$  表示,超过  $\sigma_{\text{弹}}$  时,即认为材料开始屈服。

上述二定义并非完全等同,有的材料,如高强度晶须,可以超出应力—应变的线性范围,发生较大弹性变形。橡胶材料可以超过比例极限发生较大的变形后仍能完全恢复,而没有任何永久变形。一般材料中弹性极限稍高于比例极限。工程上之所以要区分它们,是因为有些设计,如火炮筒材料,要求有高的比例极限,而另一些情况,如弹簧材料,要求有高的弹性极限。

#### 屈服强度

以规定发生一定的残留变形为标准,如通常以  $\delta_{\text{屈}}$  残留变形的应力作为屈服强度,用  $\sigma_{\text{屈}}$  或  $\sigma_{\text{屈}}$  表示。

上述定义都是以残留变形为依据的,彼此区别在于规定的残留变形量不同。现行国家标准将屈服强度规范为三种情况。

① 规定非比例伸长应力( $\sigma_{\text{责}}$ ) 即试样在加载过程中,标距长度内的非比例伸长量达到规定值(以  $\delta_{\text{非}}$  表示)的应力,如  $\sigma_{\text{责}0.01}$ 、 $\sigma_{\text{责}0.02}$  等。

② 规定残余伸长应力( $\sigma_{\text{则}}$ ) 即试样卸载后,其标距部分的残余伸长达到规定比例时的应力,常用的为  $\sigma_{\text{则}0.01}$ ,即规定残余伸长率为  $\delta_{\text{则}}$  时的应力值。

③ 规定总伸长应力( $\sigma_{\text{总}}$ ) 即试样标距部分的总伸长(弹性伸长与塑性伸长之和)达到规定比例时的应力。应用较多的规定总伸长率为  $\delta_{\text{总}0.01}$ 、 $\delta_{\text{总}0.02}$ 、 $\delta_{\text{总}0.05}$ ,相应地,规定总伸长应力分别记为  $\sigma_{\text{总}0.01}$ 、 $\sigma_{\text{总}0.02}$  和  $\sigma_{\text{总}0.05}$ 。

在上述屈服强度的测定中, $\sigma_{\text{责}}$  是  $\sigma_{\text{总}}$  在试样加载时直接从应力—应变(载荷—位移)曲线上测量的,而  $\sigma_{\text{则}}$  则要求卸载测量。由于卸载法测定残余伸长应力  $\sigma_{\text{则}}$  比较困难,而且效率低,所以,在材料屈服抗力评定中,更趋于采用  $\sigma_{\text{责}}$  和  $\sigma_{\text{总}}$ 。 $\sigma_{\text{总}}$  测试上又比  $\sigma_{\text{责}}$  方便,而且不失  $\sigma_{\text{责}}$  表征材料屈服特征的能力,所以可以用  $\sigma_{\text{总}}$  代替  $\sigma_{\text{责}}$ ,尤其在大规模工业生产中采用  $\sigma_{\text{总}}$  的测定方法,可以提高工作效率。

对于不连续屈服即具有明显屈服点的材料,其应力—应变曲线上的屈服平台就是材料屈服变形的标志。因此,屈服平台对应的应力值就是这类材料的屈服强度,记作  $\sigma_{\text{屈}}$ ,按下式

计算：

$$\sigma_{\text{越孕粤}} \quad (\text{圆缘})$$

式中： $\sigma_{\text{孕}}$ 为物理屈服时的载荷或下屈服点对应的载荷。

屈服强度是工程技术上最为重要的力学性能指标之一。因为在实际生产中,大部分工程构件在服役过程中不允许发生过量的塑性变形。为防止因塑性变形而导致机件失效,在设计选材时以屈服强度作为衡量的指标。一方面,提高材料对起始塑性变形的抗力,有利于提高设计应力。但另一方面,提高材料的屈服强度,使屈服强度与抗拉强度之比增大,又不利于某些应力集中部位应力重新分布,极易引起脆性断裂,使金属材料的塑性与韧性下降。因此,对于具体的机件选材时,屈服强度要求多大的数值为佳,原则上应根据机件的形状及其所受的应力状态、应变速率等决定。若机件截面形状变化较大,应力状态较硬,应变速率较高,则应取较低屈服强度值的材料。

**圆抗拉强度**

材料的极限承载能力用抗拉强度表示。拉伸试验时,与最高载荷  $\sigma_{\text{孕}}$  对应的应力值  $\sigma_{\text{孕}}$  即为抗拉强度,

$$\sigma_{\text{孕}} \quad (\text{圆})$$

对于脆性材料和不形成颈缩的塑性材料,其拉伸最高载荷就是断裂载荷,因此,其抗拉强度也代表断裂抗力。对于形成颈缩的塑性材料,其抗拉强度代表产生最大均匀变形的抗力,也表示材料在静拉伸条件下的极限承载能力。对于钢丝绳等零(构)件来说,抗拉强度是一个比较有意义的性能指标。抗拉强度易于测定,重现性好,与其他力学性能指标(如疲劳极限和硬度等)存在一定关系,因此,适用于作为产品规格说明或质量控制标志,几乎所有的资料、手册、规范中都少不了它,这也正是  $\sigma_{\text{孕}}$  的工程意义所在。

**圆实际断裂强度**

拉伸断裂时的载荷除以断口处的真实截面面积所得的应力值称为实际断裂强度  $\sigma_{\text{孕}}$ 。实际断裂强度按下式计算：

$$\sigma_{\text{孕}} \quad (\text{圆})$$

注意,在这里采用的是试样断裂时的真实截面面积,  $\sigma_{\text{孕}}$  也是真实应力,其意义是表征材料对断裂的抗力,因此,有时也称为断裂真应力。

**圆圆 塑性指标及其意义**

材料的塑性变形能力,即塑性用延伸率和断面收缩率来表示。

**圆延伸率**

拉伸试样前测定试件的标距为  $l_0$ ,拉伸断裂后测得的标距为  $l_1$ ,然后按下式计算出延伸率：

$$\epsilon_{\text{孕}} = \frac{l_1 - l_0}{l_0} \quad (\text{圆})$$

对于形成颈缩的材料,其伸长量  $\Delta l_1$  包括颈缩前的均匀伸长  $\Delta l_1$  和颈缩后的集中伸长  $\Delta l_2$ ,即  $\Delta l_1 = \Delta l_1 + \Delta l_2$ 。因此,延伸率也相应地由均匀延伸率  $\epsilon_{\text{孕}}$  和集中延伸率  $\epsilon_{\text{孕}}$  组成,即

$$\epsilon_{\text{孕}} = \epsilon_{\text{孕}} + \epsilon_{\text{孕}}$$

研究表明,均匀延伸率取决于材料的冶金因素,而集中延伸率与试样几何尺寸有关,即

$$\epsilon_{\text{集}} \propto \sqrt{L_0}$$

可以看出,试样长度越大,集中变形对总延伸率的贡献越小。为了使同一材料的试验结果具有可比性,必须对试样尺寸进行规范化,这只要使  $\sqrt{L_0}$  为一常数即可。工程上规定了两种标准拉伸试样,即  $L_0 = 5d_0$  或  $L_0 = 10d_0$ 。对于圆形截面拉伸试样,相应于  $L_0 = 5d_0$  和  $L_0 = 10d_0$ ,分别称为 5 倍和 10 倍试样。相应地,延伸率分别用  $\epsilon_{5d}$  和  $\epsilon_{10d}$  表示。可见,  $\epsilon_{5d}$  比  $\epsilon_{10d}$

### 圆断面收缩率

拉伸时试样的截面面积减小。试样拉断后,断口处横截面面积的最大缩减量与原始横截面面积的百分比,为断面收缩率,计算公式如下:

$$\psi = \frac{A_0 - A_n}{A_0} \times 100\% \quad (4-10)$$

式中:  $A_n$  为试样断口处的最小截面面积。与延伸率一样,断面收缩率  $\psi$  也由两部分组成:均匀变形阶段的断面收缩率和集中变形阶段的断面收缩率。与延伸率不同的是,断面收缩率与试样尺寸无关,只决定于材料性质。

### 塑性指标间的关系

这要对颈缩前后分别讨论。对于颈缩前,根据变形前后体积不变的条件

$$\begin{aligned} L_0 A_0 &= L_n A_n \\ \Delta L_0 \Delta A_0 &= \Delta L_n \Delta A_n \quad \left( \frac{\Delta L_n}{L_n} = \frac{\Delta L_0}{L_0} \right) \\ \epsilon &= \frac{\Delta L_n}{L_n} = \frac{\Delta L_0}{L_0} \quad \left( \frac{\Delta A_n}{A_n} = \frac{\Delta A_0}{A_0} \right) \end{aligned}$$

于是得条件塑性指标间的关系

$$\epsilon = \frac{\psi}{1 - \psi}$$

或

$$\epsilon = \frac{\psi}{1 - \psi} \quad (4-11)$$

上式表明,在均匀变形阶段  $\epsilon$  恒大于  $\psi$ 。

在以上讨论中,塑性指标都采用条件应变。在拉伸过程中每一时刻的真应变

$$\epsilon = \ln \frac{L}{L_0}$$

试样从  $L_0$  拉伸至  $L$  时,完成的真应变

$$\epsilon = \ln \frac{L}{L_0} = \ln \frac{L_n}{L_0} = \ln \frac{L_n}{L_0} \quad (4-12)$$

于是真应变与条件应变的关系为

$$\epsilon = \ln \frac{L_n}{L_0} = \ln \left( \frac{L_n}{L_0} \right) \quad (4-13)$$

在颈缩开始以后,颈部的变形是非常复杂的,此时,条件塑性指标之间已不存在上述关系,但真实塑性应变与条件断面收缩率之间尚有如下关系:

$$\epsilon = \ln \frac{L_n}{L_0} = \ln \frac{A_0}{A_n} = \ln \left( \frac{A_0}{A_n} \right) \quad (4-14)$$

因此,试样断裂后,可通过测量断面收缩率  $\psi_{\text{断}}$  求得真实极限塑性

$$\epsilon_{\text{表观}} = \left( \frac{\sigma_{\text{真}}}{\sigma_{\text{原}} \psi_{\text{断}}} \right)$$

(圆圆)

### 源塑性指标的意义

延伸率和断面收缩率是工程材料的重要性能指标。设计零件时,不但要依据材料提出强度要求,以进行强度计算,同时还要提出对材料塑性的要求。如汽车齿轮箱的传动轴,选用中碳钢调质处理,要求  $\sigma_{\text{屈服}}$  为 圆圆 缘圆,同时还要要求  $\epsilon$  不小于 远豫。这里对塑性的要求是出于安全考虑。零件工作过程中,难免偶然过载,或者应力集中部位的应力水平超过材料屈服强度,这时,材料如果具有一定的塑性,则可用局部塑性变形松弛或缓冲集中应力,避免断裂,保证安全。另外,金属塑性变形能力是压力加工和冷成形工艺的基础。冷成形过程中,如冷弯、冲压等,为保证金属的流动性,必须具有足够的塑性,尤其材料均匀塑性变形能力的大小十分重要。

## 圆圆 弹性变形

材料受外力作用发生尺寸和形状的变化,称为变形。外力去除后,随之消失的变形为弹性变形,剩余的(即永久性的)变形为塑性变形。本节讨论弹性变形及其本质。

弹性变形的重要特征是其可逆性,即受力作用后产生变形,卸除载荷后,变形消失。这反映了弹性变形决定于原子间结合力这一本质属性。

### 圆圆 弹性变形及其物理本质

弹性变形是原子系统在外力作用下离开其平衡位置达到新的平衡状态的过程,因此,对弹性变形的讨论,必须从原子结合力模型开始。

#### 圆圆 弹性变形过程

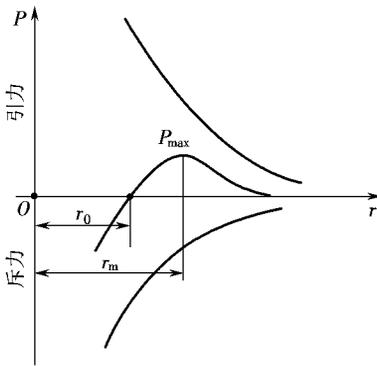


图 圆圆 原子间作用力双原子模型

在平衡状态下,晶体中的原子处于其平衡位置,在平衡位置上的原子之间的作用力——吸引力和排斥力是平衡的,各原子之间保持着一定的距离。对于以金属键结合为主的晶体而言,可以认为吸引力是金属正离子与公有电子间库仑力的作用结果,显然这是一个长程力,其作用范围比原子尺寸大得多。而排斥力来源于金属离子之间以及同性电子之间的排斥作用,属于短程力,在原子间距离扩大时,其作用很小,但当原子彼此靠近时,即显示出其主导作用。原子间作用力的双原子模型如图 圆圆所示。

当吸引力与排斥力相平衡时,原子即处于平衡位置。受外力作用,原子间距拉大时,原子间作用力的合力表现为引力,而当原子间距减小时,表现为斥力。作为原子间作用力的吸引力或排斥力的作用是恢复原子的平衡位置。外力引起的原子间距的变化,即位移,在宏观上就是所谓弹性变形。外力去除后,原子复位,位移消失,弹性变形消失,从而表现了弹性变形的可逆性。

原子间作用力 孕随原子间距 则的变化而变化,其关系为

### 4.1 原子间作用力

(4-1)

式中： $A$ 和 $B$ 分别为与原子本性和晶格类型有关的常数。式中第一项为引力，第二项为斥力。该式表明原子间作用力与原子间距并不成线性关系，而是抛物线关系。这在本质上反映了胡克定律的近似性。在外力不很大时，原子偏离平衡位置不远，原子间作用力曲线的起始段，可近似视为直线。因此，胡克定律表达的外力与位移的关系近似为直线关系。

弹性模量 本质上为原子间结合力曲线的斜率，因此，弹性模量随变形量的变化也不是一个常数。但通常金属晶体弹性变形量很小，弹性模量只是原子间作用力在平衡位置处的斜率，可以认为是一个常数。

可见，弹性性能与特征是原子间结合力的宏观体现，本质上决定于晶体的电子结构，而不依赖于显微组织。因此，弹性模量是对组织不敏感的性能指标。

由图 4-1 可以看出，当  $r < r_0$  时，原子间作用力合力表现为斥力，而且出现极大值  $F_{max}$ 。如果外力达到  $F_{max}$ ，就可以克服原子间的引力而将它们拉开。这就是晶体在弹性状态下的断裂强度，即理论正断强度。相应的弹性变形量也是理论值。实际上，由于晶体中含有缺陷如位错，在弹性变形量尚小时的应力足以激活位错运动，而代之以塑性变形，所以实际上可实现的弹性变形量不会很大。对于脆性材料，由于对应力集中敏感，应力稍大时，缺陷处的集中应力即可导致裂纹的产生与扩展，使晶体在弹性状态下断裂。

### 4.2 胡克定律

物体在弹性状态下应力与应变之间的关系用胡克定律描述，其常见形式为

$$\sigma = E \epsilon$$

(4-2)

式(4-2)所表达的是各向同性体在单轴加载方向上的应力  $\sigma$  与弹性应变  $\epsilon$  间的关系。而在加载方向上的变形，例如伸长，必然导致与加载方向垂直的方向上的收缩。对于复杂应力状态以及各向异性体上的弹性变形，情况更要复杂，这需要用广义胡克定律描述。

受力体中任一点的应力状态可用其单元体上的 6 个应力分量表示，如图 4-2 所示。切应力角标第一个字母表示应力所在平面的法线方向，第二个字母表示应力的方向，并且规定正面的正方向为正，负面的负方向也为正。其中 3 个切应力分量  $\tau_{xy}$ 、 $\tau_{yz}$ 、 $\tau_{zx}$  中，根据切应力互等原理，有  $\tau_{xy} = \tau_{yx}$ 、 $\tau_{yz} = \tau_{zy}$ 、 $\tau_{zx} = \tau_{xz}$ ，故 6 个应力分量中，只有 3 个独立应力分量。相应的正应变和切应变也只有 3 个独立应变分量，即  $\epsilon_x$ 、 $\epsilon_y$ 、 $\epsilon_z$ 、 $\gamma_{xy}$ 、 $\gamma_{yz}$ 、 $\gamma_{zx}$ 。应变分量角标含义与应力分量相同。每一应力分量都可表示成 3 个应变分量的线性函数，即

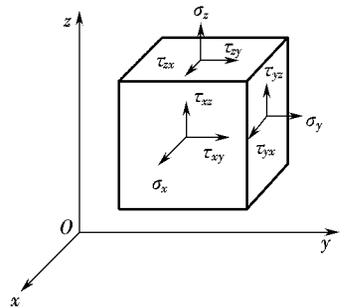


图 4-2 受力体中一点的应力表示法

$$\left. \begin{aligned} \sigma_x &= \frac{E}{1+\nu} \left[ \epsilon_x + \frac{\nu}{1-2\nu} (\epsilon_x + \epsilon_y + \epsilon_z) \right] \\ \sigma_y &= \frac{E}{1+\nu} \left[ \epsilon_y + \frac{\nu}{1-2\nu} (\epsilon_x + \epsilon_y + \epsilon_z) \right] \\ \sigma_z &= \frac{E}{1+\nu} \left[ \epsilon_z + \frac{\nu}{1-2\nu} (\epsilon_x + \epsilon_y + \epsilon_z) \right] \\ \tau_{xy} &= \frac{E}{2(1+\nu)} \gamma_{xy} \\ \tau_{yz} &= \frac{E}{2(1+\nu)} \gamma_{yz} \\ \tau_{zx} &= \frac{E}{2(1+\nu)} \gamma_{zx} \end{aligned} \right\} \quad (4-3)$$

此即广义胡克定律。式中  $\sigma_{ij}$  (蚤躁越员圆.....远) 是应力分量与应变分量间的比例系数,称为刚度常数。也可将任一应变分量写成应力分量的关系式,比例系数用  $\epsilon_{ij}$  表示,  $\epsilon_{ij}$  称为柔度常数。刚度常数和柔度常数皆称为弹性常数。可见,广义胡克定律中刚度常数和柔度常数各为猿个。可以证明,即使各向异性程度最大的晶体,如三斜晶系,也存在  $\sigma_{ij} = \sigma_{ji}$  的对称关系,所以,猿个弹性常数中只有 圆个是独立的。随着晶体对称性的提高,圆个常数中有些彼此相等或为零,独立的弹性常数更少,直至在对称性最高的各向同性体中,就只有 圆个独立的弹性常数了,即

$$\left( \begin{array}{cccccc} \epsilon_{11} & \epsilon_{12} & \epsilon_{13} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & \epsilon_{22} & \epsilon_{23} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \epsilon_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \epsilon_{44} & \epsilon_{45} & \epsilon_{46} \\ 0 & 0 & 0 & \epsilon_{55} & \epsilon_{56} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \epsilon_{66} \end{array} \right) \quad (10.10)$$

各晶系的独立弹性常数个数如表 10.1 所列。

表 10.1 晶体结构与独立弹性常数个数

晶体结构	独立弹性常数个数
三斜晶系	9
单斜晶系	5
斜方晶系	6
四方晶系	3
六方晶系	3
立方晶系	2
各向同性体	2

工程中应用的金属材料或非金属材料(陶瓷、高聚物等)在很多情况下都可看成是各向同性体,因此,只有 2 个独立的弹性常数。其定义如下:

$$\left. \begin{array}{l} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{44} \\ \sigma_{55} \\ \sigma_{66} \end{array} \right\} \quad (10.11)$$

由式(10.10)和式(10.11)可导出各向同性体广义胡克定律形式:

$$\left. \begin{aligned} \epsilon_{\text{纵}} &= \frac{\sigma_{\text{纵}}}{E} \\ \epsilon_{\text{横}} &= -\nu \frac{\sigma_{\text{纵}}}{E} \\ \gamma_{\text{剪}} &= \frac{\tau}{G} \end{aligned} \right\} \quad (8-10)$$

在单向拉伸条件下,上式可简化为

$$\left. \begin{aligned} \epsilon_{\text{纵}} &= \frac{\sigma}{E} \\ \epsilon_{\text{横}} &= -\nu \frac{\sigma}{E} \end{aligned} \right\} \quad (8-11)$$

可见,即使在单向加载条件下,材料不仅在受拉方向有伸长变形,而且在垂直于拉伸方向上有收缩变形。

### 常用弹性常数及其意义

各种材料的弹性行为的不同,表现在弹性常数的差异上。工程材料弹性常数除式(8-10)给出的  $E$ 、 $\nu$  外,还有一个体积弹性模量  $K$ 。下面分别说明这些弹性常数的物理意义。

①弹性模量  $E$  在单向受力状态下,由式(8-11)的第 1 式有

$$E = \frac{\sigma}{\epsilon_{\text{纵}}} \quad (8-12)$$

可见  $E$  表征材料抵抗正应变的能力。

②切变弹性模量  $G$  在纯剪切应力状态下由式(8-11)第 3 式有

$$G = \frac{\tau}{\gamma_{\text{剪}}} \quad (8-13)$$

可见  $G$  表征材料抵抗剪切变形的能力。

③泊松比  $\nu$ 。在单向受力状态下,由式(8-11)有

$$\nu = -\frac{\epsilon_{\text{横}}}{\epsilon_{\text{纵}}} \quad (8-14)$$

可见  $\nu$  表示材料受力后横向正应变与受力方向上正应变之比。 $\nu$  为材料常数,在 0~0.5 之间变化。大多数材料的  $\nu$  值在 0.25~0.35 之间,如果材料在拉伸时体积不变,则  $\nu=0.5$  属于不可压缩材料。处于玻璃态的高分子材料,  $\nu$  为 0.3~0.4。

④体积弹性模量  $K$  它表示物体在三向压缩(流体静压力)下,压强  $p$  与体积变化率  $\Delta V/V_0$  之间的线性比例关系,由式(8-11)前三式中任一式有

$$\epsilon_{\text{纵}} = \frac{1}{E} \sigma_{\text{纵}}, \quad \epsilon_{\text{横}} = -\nu \frac{\sigma_{\text{纵}}}{E}$$

而在  $p$  作用下的体积相对变化为

$$\Delta V/V_0 = \epsilon_{\text{纵}} + 2\epsilon_{\text{横}} = \frac{1-2\nu}{E} \sigma_{\text{纵}}$$

所以

$$K = \frac{E}{3(1-2\nu)} \quad (8-15)$$

由于各向同性体只有 3 个独立的弹性常数,所以上述 3 个弹性常数中必然有 2 个关系式把它们联系起来,即

$$\nu = \frac{E}{2G} - 1 \quad (10-10)$$

或

$$E = 2G(1 + \nu) \quad (10-11)$$

橡胶材料的泊松比  $\nu$  为 0.49,由上式可知  $\nu$  接近 0.5,即橡胶的弹性模量是剪切模量的 2 倍,变形时不产生纯体积变形,具有不可压缩性。常用弹性常数  $E, G, \nu$  通常是用静拉伸或扭转试验测定的。不过,当要求精确测定或要给出单晶在特定方向上的弹性模量时,则宜采用动态试验法,一般是利用某种形式的共振试验测出共振频率,然后通过相应的关系式计算相应的弹性模量或切变弹性模量。

### 10.3 弹性性能的工程意义

任何一部机器(或构造物)的零(构)件在服役过程中都是处于弹性变形状态的。结构中的部分零(构)件要求将弹性变形量控制在一定范围之内,以避免因过量弹性变形而失效。而另一部分零(构)件,如弹簧,则要求其在弹性变形量符合规定的条件下,有足够的承受载荷的能力,即不仅要求起缓冲和减震的作用,而且要有足够的吸收和释放弹性功的能力,以避免弹力不足而失效。前者反映的是刚度问题,后者则为弹性比功问题。

#### 10.3.1 刚度

在弹性变形范围内,构件抵抗变形的能力称为刚度。构件刚度不足,会造成过量弹性变形而失效。例如镗床的镗杆、机床主轴、刀架等,如果发生了过量的弹性变形就会造成失效。以镗杆为例,若在镗孔过程中,发生了过量的弹性变形,则镗出的内孔直径偏小。刚度的定义如下:

$$K = \frac{F}{\Delta l} = \frac{E \cdot A}{L} \quad (10-12)$$

可见刚度  $K$  与材料弹性模量  $E$  和构件截面面积  $A$  有关。对于一定材料的构件,刚度只与其截面积成正比。可见要增加零(构)件的刚度,要么选用弹性模量  $E$  高的材料,要么增大零(构)件的截面面积  $A$ 。

对于结构质量不受严格限制的地面装置,在多数情况下是可以采用增大截面面积的方法提高刚度的。但对于空间受严格限制的场合,如航空、航天装置中的一些零(构)件,往往既要求刚度高,又要求质量轻。因此加大截面面积是不可取的,只有选用高弹性模量的材料才可以提高其刚度。不仅如此,为了追求质量轻,还提出比弹性模量,用来衡量的材料的弹性性能。比弹性模量  $E/\rho$  弹性模量  $E$  与密度  $\rho$  之比。几种常用材料的比弹性模量列于表 10-3 可见金属中铍的比弹性模量最大,为 286.6 GPa/cm<sup>3</sup>,因此在导航设备中得到广泛应用。另外氧化铝、碳化硅等也显示出了明显的优势。

表 10-3 几种常用材料的比弹性模量

材料	铜	铝	铁	钛	钨	铍	氧化铝	碳化硅
比弹性模量 $E/\rho$ (GPa/cm <sup>3</sup> )	118	70	190	105	210	286.6	310	310

弹性模量  $E$  是一个只决定于原子间结合力的力学性能指标,合金成分、组织以及环境条件的改变,对它都不会产生明显影响。因此,如果需要高弹性模量的材料,则要从选择合

金属基体的原子类型考虑。

与金属材料相比,陶瓷材料的弹性模量有如下特点。

① 由于陶瓷材料的结合键主要是很强的共价键和离子键,因此,陶瓷材料的弹性模量一般比金属高。

② 陶瓷中气孔的含量对它的弹性模量有重大影响,孔隙率越高,弹性模量越低。孔隙率对弹性模量的影响可用下式表示:

$$E = E_0(1 - \nu)^2 \quad (4-10)$$

式中:  $E_0$  为无孔隙时陶瓷材料的弹性模量;  $\nu$  为孔隙率。

气孔率对弹性模量的影响如图 4-10 所示,图中曲线按式(4-10)画出。

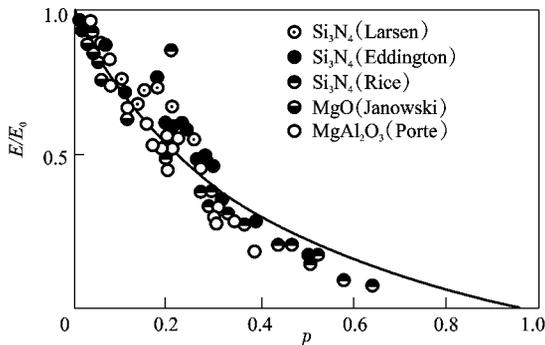


图 4-10 孔隙率对陶瓷材料弹性模量的影响

③ 陶瓷材料的压缩弹性模量一般大于拉伸弹性模量。众所周知,金属不论是在拉伸还是压缩状态下,其弹性模量都是相等的,即拉伸与压缩两部分曲线为一条直线,如图 4-11(a)所示。而陶瓷材料压缩时的弹性模量一般大于拉伸时的弹性模量,压缩时应力—应变曲线斜率比拉伸时的大,如图 4-11(b)所示。这与陶瓷材料显微结构的复杂性和不均匀性有关。

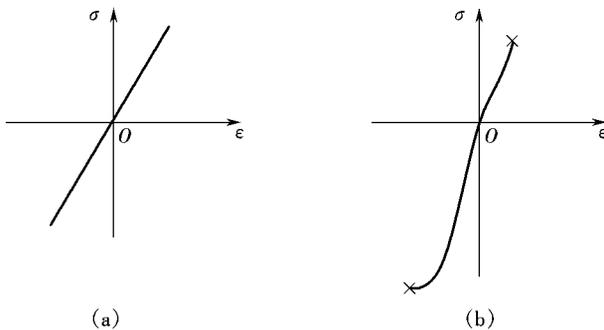


图 4-11 金属与陶瓷材料应力—应变曲线的弹性部分

(a)金属材料 (b)陶瓷材料

总之,从原子间结合键的本质看,具有强化学键结合的材料弹性模量高,而分子间仅由弱范德华力结合的材料弹性模量很低,所以弹性模量与熔点一样,都取决于其中粒子的键合强度。二者有相同的变化趋势。表 4-1 列出一些工程材料的弹性模量和熔点。各种材料弹性模量的数值范围如图 4-12 所示。

表 10-1 一些工程材料的弹性模量、熔点和键型

材料	弹性模量	熔点	键型
钢	200-210	1500	金属键
铜	110-130	1083	金属键
铝	70-80	933	金属键
钨	350-400	3410	金属键
金刚石	1000	3550	共价键
陶瓷	100-400	2000-3000	共价键和离子键
非晶态聚苯乙烯	2-3	240	范氏力
低密度聚乙烯	0.2-0.3	130	范氏力

注： $T_g$ 为玻璃化温度。

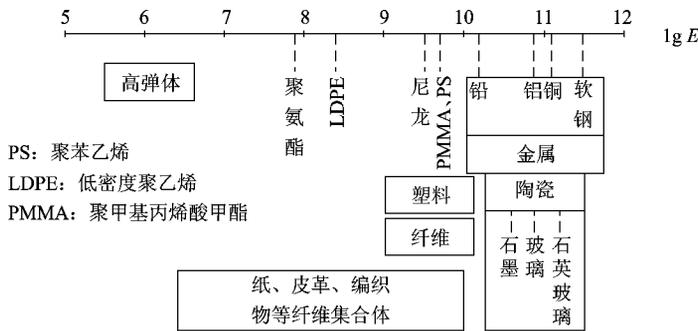


图 10-1 各种材料弹性模量的数值范围

除上述对弹性模量的传统认识外,利用高弹性模量组元制成复合材料,从而获得高弹性模量的材料,这是一个新的研究领域。如利用高弹性模量的氮化硅须与金属(铜或铝)复合,制成的氮化硅须增强钛或铝金属基复合材料,不仅具有较高的弹性模量,而且质量轻,有望成为较有竞争力的导航仪表材料。

10.2 弹性比功

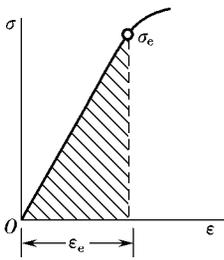


图 10-2 弹性比功

所谓弹性比功是指材料吸收变形功而不发生永久变形的能力。它标志着单位体积材料所吸收的最大弹性变形功,是一个韧度指标。图 10-2 中影线所示面积即代表这一变形功的大小。

$$\text{弹性比功} \propto \frac{1}{2} \sigma_e \epsilon_e \quad (10-2)$$

从上式可以看出,欲提高材料的弹性比功,途径有二,即提高  $\sigma_e$  或者降低  $\epsilon_e$ 。由于  $\sigma_e$  是二次方,所以提高  $\sigma_e$  对提高弹性比功的作用更显著。表 10-2 列出了一些材料的弹性比功数据。

表 10-2 几种材料的弹性比功

材料	弹性模量	$\sigma_e$	弹性比功
中碳钢	200	350	0.012
高碳弹簧钢	200	780	0.025
杜拉铝	70	450	0.015
铜	110	250	0.015
橡皮	1	10	0.05

将式(4-1)改写,有

$$\left. \begin{aligned} \frac{1}{2} \sigma_{\text{弹}} \varepsilon_{\text{弹}} > \frac{1}{2} \sigma_{\text{弹}} \Delta \varepsilon_{\text{弹}} \\ \frac{1}{2} \sigma_{\text{弹}} \Delta \varepsilon_{\text{弹}} > \frac{1}{2} \sigma_{\text{弹}} \varepsilon_{\text{弹}} \end{aligned} \right\} \quad (4-2)$$

式中:  $\frac{1}{2} \sigma_{\text{弹}} \Delta \varepsilon_{\text{弹}}$  为弹性功;  $\frac{1}{2} \sigma_{\text{弹}} \varepsilon_{\text{弹}}$  为体积。这表明欲提高一个具体零件的弹性功,除采取提高  $\sigma_{\text{弹}}$  或降低  $\varepsilon_{\text{弹}}$  的措施外,还可以改变零件的体积。体积越大,弹性功越大,亦即储存在零件中的弹性能越大。

弹簧主要是作为减振元件使用的,它既要吸收大量变形功,又不允许发生塑性变形。因此,弹簧材料应具有尽可能大的弹性比功。从这个意义上说,理想的弹性材料应该是具有高弹性极限和低弹性模量的材料。

这里应强调指出的是弹性极限与弹性模量的区别。前者是材料的强度指标,它敏感地决定于材料的成分、组织及其他结构因素,而后者是刚度指标,只决定于原子间的结合力,属结构不敏感的性质,如前所述。因此,在弹簧或弹簧钢的生产中,普遍采用的合金化、热处理以及冷加工等措施。其目的都是为了最大限度地提高弹性极限,从而提高材料的弹性比功。制造某些仪表时,生产上常采用磷青铜或铍青铜,除因为它们具有顺磁性的,适于制造仪表弹簧外,更重要的是因为它们既具有较高的弹性极限  $\sigma_{\text{弹}}$ ,又具有较小的弹性模量  $E$ 。这样,能保证在较大的变形量下仍处于弹性变形状态,即从  $E$  的角度来获取较大弹性比功,这样的弹簧材料称为软弹簧材料。

### 橡胶高弹性

同一般的固体物质相比,橡胶类物质弹性的最大特征如下。

弹性模量很小,而形变量很大

橡胶类物质的弹性模量很小,而形变量很大,因此把它的弹性变形叫做高弹变形。一般铜、钢等的变形量只有  $1\%$ ,而橡胶的高弹变形则可达  $100\%$ 。橡胶的弹性模量不及其他固体物质的万分之一。

为什么橡胶的变形是一种“高弹变形”呢?我们知道,橡胶是由线形的长链分子组成的,由于热运动,这种长链分子在不断地改变着自己的形状,因此在常温下橡胶的长链分子处于蜷曲状态。根据计算,蜷曲分子的均方末端距仅为完全伸直的分子的均方末端距的  $1/100$ ,因此把蜷曲分子拉直就会显示出变形量很大的特点。

当外力使蜷曲的分子拉直时,由于分子链中各个环节的热运动,力图恢复到原来比较自然的蜷曲状态,形成了对抗外力的回缩力,正是这种力促使橡胶变形的自发回复,造成变形的可逆性。但是这种回缩力毕竟是不大的,所以橡胶在外力不大时就可以发生较大的变形,因而弹性模量很小。

温度升高时,分子链内各部分的热运动比较激烈,回缩力就要增大,所以橡胶类物质的弹性模量随温度的上升而增加。

### 圆变形需要时间

橡胶受到外力压缩或拉伸时,变形总是随时间而发展的,最后达到最大形变,这种现象称为蠕变,拉紧的橡皮带会逐渐变松,这种应力随时间而下降或消失的现象称为应力松弛。蠕变和应力松弛对橡胶的使用性能是很重要的。

猿变形时有热效应

如果把橡胶的薄片拉长,把它贴在嘴唇或面颊上,就会感觉到橡皮在伸长时会发热,回缩时会吸热,而且伸长时的热效应随伸长率而增加,通常称为热弹效应。

橡胶伸长变形时,分子链或链段由混乱排列变成比较有规则的排列,此时熵值减少;同时由于分子间的内摩擦而产生热量;另外,由于分子规则排列而发生结晶,在结晶过程中也会放出热量。由于上述三种原因,使橡胶被拉伸时放出热量。

猿猿猿 弹性不完整性

完整的弹性应该是加载时立即变形,卸载时立即恢复原状,应力—应变曲线上加载线与卸载线完全重合,即应力与应变同步,变形值大小与时间无关,即变形的性质的确是完全弹性的。但是实际上,弹性变形时加载线与卸载线并不重合,应变落后于应力,存在着弹性后效、弹性滞后、弹性蠕变等现象,这些现象属于弹性变形中的非弹性问题,称为弹性的不完整性。

猿猿猿 弹性后效

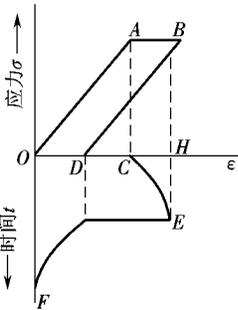


图 猿猿猿 弹性后效示意图

如图 猿猿猿 所示,把一定大小的应力骤然加到多晶体试样上,试样立即产生的弹性应变仅是该应力所应该引起的总应变(猿猿)中的一部分(猿猿),其余部分的应变(猿猿)是在保持该应力大小不变的条件下逐渐产生,此现象称为正弹性后效,或称弹性蠕变或冷蠕变。当外力骤然去除后,弹性应变消失,但也不是全部应变同时消失,而只先消失一部分(猿猿),其余部分(猿猿)是逐渐消失的,此现象称为反弹性后效。工程上通常所说的弹性后效就是指的这种反弹性后效。总之,这种在应力作用下应变不断随时间而发展的行为,以及应力去除后应变逐渐恢复的现象可统称为弹性后效。

弹性后效现象在仪表精密机械制造业中极为重要。如长期承受载荷的测力弹簧材料、薄膜材料等,就应考虑正弹性后效问题;如油压表(或气压表)的测力弹簧,就不允许有弹性后效现象,否则测量失真甚至无法使用。通常经过矫直的工件,放置一段时间后又会变弯,便是由于反弹性后效引起的结果,也可能是由于工件中存在的第 I 类残余内应力引起的正弹性后效的结果。前者可以在矫直后通过合理选择回火温度(钢为 猿猿- 猿猿,铜合金为 猿猿- 猿猿),在回火过程中设法使反弹性后效最充分地进行,从而避免工件在以后使用中再发生变形。

实际工程多晶体材料的弹性后效与起始塑性变形的非同时性有关,所以它随材料组织不均匀性的增大而加剧。金属镁有强烈的弹性后效,可能和它的六方晶格结构有关。因为和立方晶格金属相比,六方晶格的对称性较低,故具有较大的“结晶学上的不均匀性”。

除材料本身外,外在服役条件也影响弹性后效的大小及其进行速率。温度升高,弹性后效速率加快,如锌,温度提高 猿猿,弹性后效的速率增加 猿猿。反之,若温度下降,则弹性后效变形量急剧下降,以致有时在低温(猿猿)时无法确定弹性后效现象是否存在。

应力状态也强烈影响弹性后效。应力状态柔度越大,亦即切应力成分越大时,弹性后效现象越显著。所以扭转时的弹性后效现象比弯曲或拉伸时为大。

### 弹性滞后环

从弹性后效现象的讨论中可知,在弹性变形范围内,骤然加载和卸载的开始阶段,应变总要落后于应力,不同步。因此,其结果必然会使得加载线和卸载线不重合,而形成一个闭合的滞后回线,如图 4-10 中的 (a) 所示。这个回线称为弹性滞后环。这个环说明加载时消耗在变形上的功大于卸载时金属恢复变形所做的功。这就是说,有一部分变形功被金属吸收了。这个环面积的大小正好相当于被金属吸收的那部分变形功的大小。如果所加载荷不是单向的循环载荷,而是交变的循环载荷,并且加载速率比较缓慢,弹性后效现象来得及表现时,则可得到两个对称的弹性滞后环,如图 4-10 中的 (b) 所示。如果加载速率比较快,弹性后效来不及表现时,则得到如图 4-10 中的 (c) 所示的弹性滞后环。这个环的面积相当于交变载荷下不可逆能量的消耗(即内耗),也称为循环韧性。它的大小代表着金属在单向循环应力或交变循环应力作用下,以不可逆方式吸收能量而不破坏的能力,即金属靠自身来消除机械振动的能力(即消振性的好坏),所以在生产上有很重要的意义,是一个重要的力学性能指标。例如飞机的螺旋桨和汽轮机叶片等零件由于受结构条件限制,很难采取结构因素(外界能量吸收器)来达到消振的目的,此时材料本身的消振能力就显得特别重要。45 号钢之所以常用作制造汽轮机叶片材料,除其耐热强度高外,还有个重要的原因就是它的循环韧性大,即消振性好。灰铸铁循环韧性大,是很好的消振材料,所以常用作机床和动力机器的底座、支架,以达到机器稳定运转的目的。相反,在另外一些场合下,追求音响效果的元件音叉、簧片、钟等,希望声音持久不衰,即振动的延续时间长久,则必须使循环韧性尽可能小。

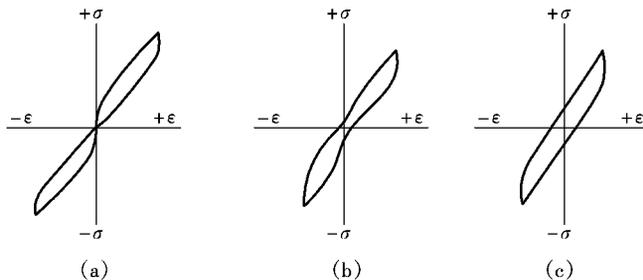


图 4-10 弹性滞后环  
(a) 缓慢加载 (b) 缓慢循环加载 (c) 快速循环加载

弹性后效和弹性滞后环的起因,即产生滞弹性的原因是很多的,可能是因位错的运动引起,也可能是由于其他效应引起。例如,在应力作用下,造成溶质原子有序分布,从而产生沿某一晶向的附加应变,并因此而出现滞弹性现象。或由于在宏观或微观范围内变形的不均匀性,在应变不同地区出现温度梯度,形成热流。若热流从压缩区流向拉伸区,则压缩区将因冷却而收缩,拉伸区将因受热而膨胀,从而产生附加应变。既然这种应变是由于热流引起的,那么它就不容易和应力同步变化,因此出现滞弹性现象。此外,也可能是由于晶界的黏滞性流变或由于磁致伸缩效应产生附加应变,而这些应变又往往是滞后于应力的。关于这些效应的详细讨论可参看有关金属物理方面的书籍。

### 高分子材料的滞后和内耗

#### 滞后

高聚物作为结构材料,在实际应用时,往往受到交变力(应力大小呈周期性变化)的作用。例如轮胎、传送皮带、齿轮、消振器等,它们都是在交变力作用的场合使用的。

以橡胶轮胎为例,在车辆行驶时,它上面某一部位一会儿着地,一会儿离地,受到的是一定频率的外力。它的变形也是一会儿大,一会儿小,交替地变化着的。例如汽车如果每小时行驶 100 公里,相当于在轮胎某处受到每分钟 1000 次的周期性外力的作用。把轮胎的应力和形变随时间的变化记录下来,可以得到如下的关系式:

$$\sigma = \sigma_m \sin(\omega t - \delta) \tag{1}$$

$$\epsilon = \epsilon_m \sin(\omega t - \delta - \phi) \tag{2}$$

式中:  $\sigma$  是轮胎某处受到的应力随时间的变化;  $\sigma_m$  是该处受到的最大应力;  $\omega$  是外力变化的角频率,  $\omega = 2\pi\nu$  ( $\nu$  是频率);  $t$  是时间;  $\epsilon$  是轮胎某处的形变随时间的变化;  $\epsilon_m$  是形变的最大值;  $\phi$  是形变发展落后于应力的相位差。高聚物在交变应力作用下,变形落后于应力变化的现象就称为滞后现象。

滞后现象的发生是由于链段在运动时要受到内摩擦力的作用。当外力变化时,链段的运动还跟不上外力的变化,所以变形落后于应力,有一个相位差。当然  $\phi$  愈大说明链段运动愈困难,愈是跟不上外力的变化。

内耗

当应力的变化和形变的变化相一致时,没有滞后现象,每次变形所做的功等于恢复原状时取得的功,没有功的消耗。如果形变的变化落后于应力的变化,发生滞后现象,则每一循环变化中就要消耗功,称为力学损耗,有时也称为内耗。

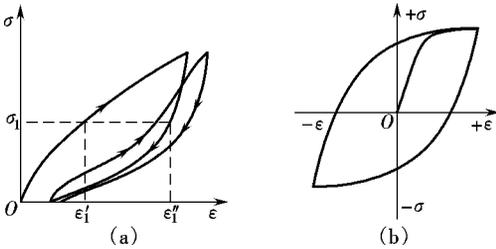


图 1 橡胶的应力—应变曲线  
(a) 拉伸—回缩循环 (b) 拉伸—压缩循环

为什么在交变应力的作用下,高聚物会产生内耗呢?这可以从应力—应变曲线上拉伸回缩的循环和试样内部的分子运动情况来了解损耗的原因。图 1 表示橡胶拉伸—回缩过程中应力—应变的变化情况。如果应变完全跟得上应力的变化,拉伸与回缩曲线重合在一起。当发生滞后现象时,拉伸曲线上的应变达不到与其应力相对应的平衡应变值,而回缩时,情况正相反,回缩曲线上的应变大于与其应力相对应的平衡应变值,在图上对应于应力  $\sigma_m$ ,有  $\epsilon_1 > \epsilon_2$ 。在这种情况下,拉伸时外力对高聚物体系做的功,一方面用来改变分子链段的构象,另一方面用来提供链段运动时克服链段间内摩擦所需要的能量。回缩时,伸展的分子链重新蜷曲起来,高聚物体系对外做功,但是分子链回缩时的链段运动仍需克服链段间的摩擦阻力。这样,一个拉伸—回缩循环中,有一部分功被损耗掉,转化为热。内摩擦阻力愈大,滞后现象便愈严重,消耗的功也越大,即内耗越大。

拉伸和回缩时,外力对橡胶所做的功和橡胶对外所做的回缩功分别相当于拉伸曲线和回缩曲线所包围的面积,于是一个拉伸—回缩循环中所损耗的能量与这两块面积之差相当。橡胶的拉伸—压缩循环的应力—应变曲线如图 1 所示,所构成的闭合曲线常称为“滞后圈”。滞后圈的大小恰为单位体积的橡胶在每一个拉伸—压缩循环中所损耗的功,数学上有

$$\Delta W = \oint \sigma d\epsilon = \int_{\epsilon_1}^{\epsilon_2} \sigma d\epsilon - \int_{\epsilon_2}^{\epsilon_1} \sigma d\epsilon \tag{3}$$

将式(1)和式(2)代入式(3),可得

$$\Delta \sigma_{\text{耗}} = \int_0^{2\pi} \sigma_{\text{max}} \epsilon_{\text{max}} \omega \sin(\omega t - \delta) \sin \delta dt$$

上式展开、积分便得

$$\Delta \sigma_{\text{耗}} = \tau \sigma_{\text{max}} \epsilon_{\text{max}} \sin \delta \quad (4-10)$$

这就是说,每一循环中,单位体积试样损耗的能量正比于最大应力  $\sigma_{\text{max}}$ 、最大应变  $\epsilon_{\text{max}}$  以及应力和应变之间的相角差  $\delta$  的正弦。因为这个缘故,  $\delta$  又称为力学损耗角,常用力学损耗角正切  $\tan \delta$  来表示内耗的大小。

内耗的大小与高聚物本身的结构有关。常见的橡胶品种的内耗和回弹性能的优劣,可以从其分子结构上找到定性的解释。顺丁橡胶内耗较小,因为它的分子链上没有取代基团,链段运动的内摩擦阻力较小;丁苯橡胶和丁腈橡胶的内耗比较大,因为丁苯胶有庞大的侧苯基;丁腈胶有极性较强的侧氰基,因而它们的链段运动时内摩擦阻力较大;丁基橡胶的侧甲基虽没有苯基大,也没有氰基极性,但是它的侧基数目比丁苯、丁腈的大得多,所以内耗比丁苯、丁腈还要大。内耗较大的橡胶,吸收冲击能量较大,回弹性就较差。

高聚物的内耗与温度的关系如图 4-10 所示。在  $T_g$  以下,高聚物受外力作用变形很小,这种变形主要是由键长和键角的改变引起,速率很快,几乎完全跟得上应力的变化,  $\delta$  很小,所以内耗很小。温度升高,在向高弹态过渡时,由于链段开始运动,而体系的黏度还很大,链段运动时受到摩擦阻力比较大,因此高弹变形显著落后于应力的变化,  $\delta$  较大,内耗也大。当温度进一步升高时,虽然变形大,但链段运动比较自由,  $\delta$  变小,内耗也小了。因此,在玻璃化转变区域将出现一个内耗的极大值,称为内耗峰。向黏流态过渡时,由于分子间互相滑移,因而内耗急剧增加。

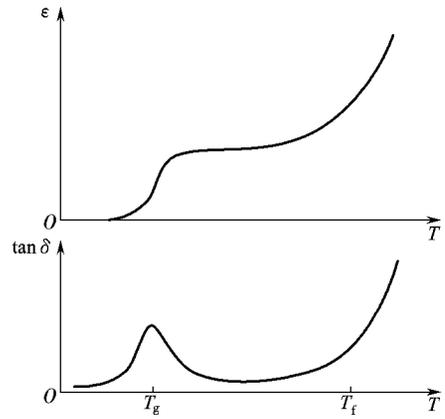


图 4-10 高聚物的变形和内耗与温度的关系

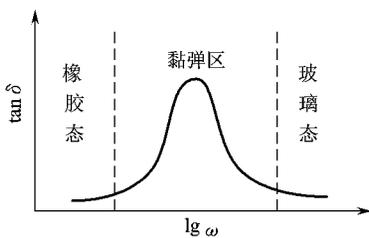


图 4-11 高聚物的内耗与频率的关系

频率与内耗的关系如图 4-11 所示。频率很低时,高分子的链段运动完全跟得上外力的变化,内耗很小,高聚物表现出橡胶的高弹性;在频率很高时,链段运动完全跟不上外力的变化,内耗也很小,高聚物显得刚性,表现出玻璃态的力学性质;只有中间区域,链段运动跟不上外力的变化,内耗在一定的频率范围将出现一个极大值,这个区域中材料的黏弹性表现得很明显。

### 应变率与应变率效应

图 4-12 为 45 号钢淬火后回火试样经不同顺序加载后,其比例极限  $\sigma_{\text{pro}}$  和弹性极限(条件屈服强度)  $\sigma_{0.2}$  的变化情况。曲线 1 为该试样的拉伸曲线,此时  $\sigma_{\text{pro}}$  约为 450 MPa;曲线 2 为同样的另一根试样,但是事先经过轻微预压缩变形后再拉伸的情况。此时发现,  $\sigma_{\text{pro}}$  明显降低了,只有约 350 MPa;曲线 3 和 4 与此类似,只是改为压缩加载或事先经过拉伸应变后再压缩加载)。这种经过预先加载变形,然后再反向加载变形时的弹性极限(屈服强度)降低的现象称为“包辛格效应”。此效应中值得注意的是反向加载时  $\sigma_{\text{pro}}$  几乎下降到零的变化,这

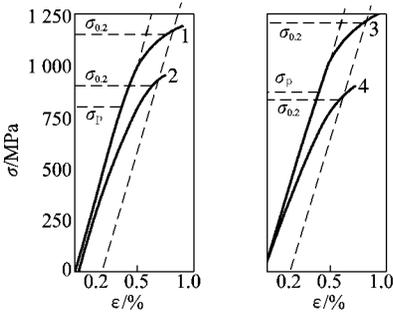


图 猿圆 淬火猿猿益回火猿猿钢的月猿猿猿猿猿效应

说明反向变形时原来的正比弹性性质改变了,立即出现了塑性变形。实验指出,不论单晶或多晶都存在这种现象,说明此效应是一种晶内现象。

这种现象在退火状态或高温回火状态的金属与合金中表现明显。通常在 猿猿~猿猿猿预塑性变形后即可发现。图 猿圆为某低合金高强度钢不同预拉伸应变后再压缩加载时的 月猿猿猿猿猿效应。其中图 猿圆(猿表明反向加载时的载荷变形曲线均无弹性直线段;图 猿圆猿表明  $\sigma_{0.2}$  随着预应变增加而下降,在 猿猿左右预应变下降非常剧烈,猿猿以上预应变时已下降至原  $\sigma_{0.2}$  值的一半。可见在一定条件下此效应

的影响是很大的。度量 月猿猿猿猿猿效应大小的参量有:比较正、反向流变应力大小或差异的应力参量;在给定应力下比较反向应变大小的应变参量;还有能量参量等。

月猿猿猿猿猿效应对于研究金属疲劳问题很重要,因为疲劳就是在反复交变加载的情况下出现的。生产上某些情况下此现象也有直接的实际意义,如经过轻微冷作变形的材料,当其使用于与原来加工过程加载方向相反的载荷时,就应考虑其弹性极限(屈服强度)将会降低的问题。

消除 月猿猿猿猿猿效应的办法,或是予以较大残余塑性变形,或是在引起金属回复或再结晶的温度下退火。

关于 月猿猿猿猿猿效应的成因,一种看法是认为由于位错塞积引起的长程内应力(常称反向应力),在反向加载时有助于位错运动从而降低比例极限所致;另一种看法认为是由于预应变使位错运动阻力出现方向性所致。因为经过正向变形后,晶内位错最后总是停留在障碍密度较高处,一旦有反向变形,则位错很容易克服曾经扫过的障碍密度较低处,而达到相邻的另一障碍密度较高处。月猿猿猿猿猿效应发现较晚,其详细讨论请参考有关文献。

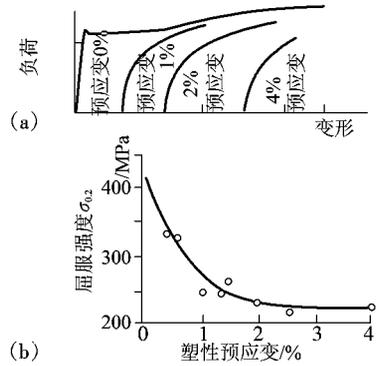


图 猿圆 某低合金高强度钢的月猿猿猿猿猿效应 (猿反向加载时的载荷-变形曲线 (猿屈服强度与塑性预应变关系

### 猿猿 塑性变形

塑性变形是指外力移去后不能恢复的变形,塑性是指材料经受此种变形而不破坏的能力。塑性变形和形变强化是金属材料区别于其他工业材料的重要特征,也是金属材料在人类文明史上能够发挥无与伦比的作用的重要原因。由于金属材料可承受塑性变形而可被加工成型;由于具有形变强化特性而可以采用塑性变形工艺提高其强度;由于形变强化而使承载零件在超载变形情况下免于破坏。陶瓷材料常温时塑性变形能力很差。在外载荷作用下,除少数几种具有简单晶体结构的陶瓷材料在室温下具有一定的塑性变形能力外,一般陶瓷在室温下几乎没有塑性变形能力(或塑性变形很小)。所以很多陶瓷材料在室温下,其屈

屈服强度和抗拉强度在数值上几乎是相同的。但在高温下,某些陶瓷材料表现出一定程度的塑性变形能力。

## 4.1 金属材料的塑性变形机制与特点

### 4.1.1 金属晶体塑性变形的机制

金属晶体塑性变形的机制为滑移和孪生。滑移是晶体在切应力作用下沿一定的晶面和晶向进行切变的过程。发生滑移的晶面和晶向分别称为滑移面和滑移方向。滑移面和滑移方向常是晶体中的原子密排面和密排方向,如面心立方点阵中(111)面、 $[\bar{1}10]$ 方向;体心立方点阵中(110)、(100)和(010)面、 $[\bar{1}10]$ 方向;密排六方点阵中(110)面、 $[\bar{1}10]$ 方向。每一滑移面和该滑移面上的滑移方向组成一个滑移系统,表示在滑移时,可能采取的空间取向。通常,晶体中的滑移系统越多,在各个方向上变形的机会就越多,晶体塑性也就越大。

孪生是发生在金属晶体内局部区域的一个切变过程,切变区域宽度较小,切变后形成的变形区的晶体取向与未变形区成镜面对称关系,点阵类型相同。密排六方点阵的金属,因其滑移系统较少,在滑移不足以适应变形要求的情况下,经常以孪生方式变形,作为滑移的补充。体心立方和面心立方的金属在低温和高速变形条件下,有时也发生孪生变形。

孪生可以提供的变形量是有限的,如铜孪生变形只提供约 0.1% 的变形量,而滑移变形量可达 100%。但是,孪生可以改变晶体取向,以便启动新的滑移系统,或者使难于滑移的取向变为易于滑移的取向。

### 4.1.2 多晶体材料塑性变形特点

工程中的金属材料大多是多晶体材料,其中的各晶粒的空间取向是不同的,各晶粒通过晶界联结起来。这种结构决定了多晶体材料塑性变形的下列特点。

#### 4.1.2.1 各晶粒塑性变形的不同时性和不均匀性

多晶体试样受到外力作用后,大部分区域尚处在弹性变形范围内,在个别取向有利的晶粒内,与试样的宏观切应力方向一致的滑移系统上首先达到所要求的临界条件,塑性变形首先从这些晶粒开始,以后,随着应力的加大,进入塑性变形的晶粒越来越多。因此,多晶体材料的塑性变形不可能在不同晶粒中同时开始,这也是连续屈服材料的应力—应变曲线上弹性变形与塑性变形之间没有严格界限的原因。

此外,一个晶粒的塑性变形必然受到相邻不同位向晶粒限制。由于各晶粒的位向差异,这种限制在变形晶粒的不同区域上是不同的,因此,在同一晶粒内的不同区域的变形量也是不同的。这种变形的不均匀性,不仅反映在同一晶粒内部,而且还体现在各晶粒之间和试样的不同区域之间。对于多相合金,则变形首先在软相上开始,各相性质差异越大,组织越不均匀,变形的不同时性越明显,变形的不均匀性越严重。

#### 4.1.2.2 各晶粒塑性变形的相互制约与协调

由于各晶粒塑性变形的不同时性和不均匀性,为维持试样的整体性和变形的连续性,各晶粒间必须相互协调。为了保证变形的协调进行,滑移必须在更多的滑移系统上配合地进行。物体内任一点的应变状态可用三个正应变分量和三个切应变分量表示。由于可以认为塑性变形中材料体积保持不变,即  $\epsilon_1 + \epsilon_2 + \epsilon_3 = 0$ ,因此,在三个应变分量中只有两个是独立的。由此可见,多晶体内任一晶粒可以实现任意变形的条件是同时开动两个滑移系统。曾经在多晶铝中观察到在同一晶粒内同时有两个滑移系统发生滑移的事实。实际上,晶体塑性变形的过程是比较复杂的。当初期的滑移系统受阻或晶体转动后,原来未启动的滑移系

统上的切应力升高,达到其临界切应力时,便进入滑移状态。这样,一个晶粒内便有几个滑移系统开动,于是形成了多系统滑移的局面。多系滑移的发展必然导致滑移系的交叉和相互切割,这便是拉伸试样表面出现的滑移带交叉的情况。在塑性变形中,还可能启动孪生机制,所以,实际的塑性变形是比较复杂的。只要滑移系统足够多,就可以保证变形中的协调性,适应宏观变形的要求。因此,滑移系统越多,变形协调越方便,越容易适应任意变形的要求,材料塑性越好。反之亦然。

### 屈服现象及其本质

#### 物理屈服现象

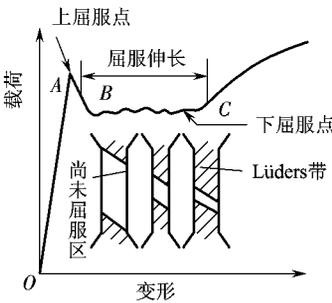


图 低碳钢的物理屈服点及屈服传播

受力试样中,应力达到某一特定值后,开始大规模塑性变形的现象称为屈服。它标志着材料的力学响应由弹性变形阶段进入塑性变形阶段。这一变化属于质的变化,有特定的物理含义,因此称为物理屈服现象。退火低碳钢的屈服过程(图),属于物理屈服的典型情况。塑性变形在试样中的迅速传播开始于粤点,伴随着明显的载荷降落,由粤陡降到月,与屈服传播相对应的应力—应变曲线为月悦,成一平台,或成锯齿状,至悦点屈服过程结束,并由此进入形变强化阶段。与最高屈服应力相对应的粤点称为上屈服点,屈服平台月悦上的最低点称为下屈服点,月悦段长度对应的应变量为屈服应变。

光滑试样拉伸试验时,屈服变形开始于试样微观不均匀处,或存在应力集中的部位,一般在距试样夹持部分较近的地方。局部屈服开始后,逐渐传播到整个试样。与此过程相对应地,可以观察到试样表面出现与拉伸轴线成45°方向的滑移带(亦称吕德斯带)逐渐传播到整个试样表面。有时能观察到试样表面有两个或几个滑移源启动的情况。至滑移带遍布全部试样表面时,应力—应变曲线到达悦点。屈服应变量为悦是靠屈服变形提供的。

物理屈服现象实际上反映了材料的不均匀变形过程对屈服现象的控制,它对于冷冲压工艺有实际意义。在薄钢板冷冲压成型时,往往因局部变形不均匀,形成表面折皱。为避免折皱出现,可先对钢板做预变形,变形量稍大于屈服应变,然后再冲压,这样就不出现物理屈服,避免折皱。

#### 屈服现象的本质

物理屈服现象首先在低碳钢中发现,而后在含有微量间隙溶质原子的体心立方金属(如云藻配燥量遭裁等)以及密排六方金属(如愧和在)中也发现有屈服现象。对屈服现象的解释,早期比较公认的是溶质原子形成悦气团对位错钉扎的理论。以后在共价键晶体(如硅和锗)以及无位错晶体(如铜晶须)中也观察到物理屈服现象。这些事实说明,晶体材料的屈服是带有一定普遍性的现象,对屈服的理解也比当初复杂一些。

实际上,拉伸曲线表明的物理屈服点是材料特性和试验机系统共同作用的结果。试样的变形是受试验机夹头运动控制的,夹头恒速运动时,试样以恒定的速率变形。在弹性变形阶段,试样伸长完全受夹头运动控制,载荷和伸长都均匀增加。但开始塑性变形后,弹性变形速率降低,应力增加速率减慢,应力—应变偏离直线关系。如果塑性变形量增加较快,等于夹头运动速率,则弹性变形量不再增加,应力不再升高,这在应力—应变曲线上就表现为

屈服平台。如果塑性变形速率超过了机器夹头运动速率,则在应力—应变曲线上表现为应力的降落,即屈服降落。

从材料方面考虑,材料的塑性应变速率  $\dot{\epsilon}$  与材料中的可动位错密度  $\rho$ 、位错运动速率  $v$  和位错柏氏矢量  $b$  的关系为  $\dot{\epsilon} = \rho b v$ 。

在有明显屈服点的材料中,由于溶质原子对位错的钉扎作用,可动位错密度  $\rho$  较小,在塑性变形开始时,可动位错必须以较高速率运动,才能适应试验机夹头运动的要求。但位错运动速率决定于其所受外力的大小,即  $v \propto \left(\frac{\tau}{\tau_0}\right)^m$ ,其中  $\tau$  为作用于滑移面上的切应力; $\tau_0$  为位错以单位速率运动时所需的切应力; $m$  为位错运动速率的应力敏感性指数,表明位错速率对应力的依赖程度。因此,欲提高位错运动速率,就需要较高的应力。塑性变形一旦开始,位错便大量增殖,使  $\rho$  迅速增加,从而使  $v$  相应降低和所需应力下降。这就是屈服开始时观察到的上屈服点及屈服降落。

在上述过程中,位错速率的应力敏感性也是一个重要因素, $m$  值越小,为使位错运动速率变化所需的应力变化越大,屈服现象就越明显;反之亦然。如体心立方金属  $m \approx 0.5$ ,而面心立方金属  $m \approx 1.5$ 。因此,前者屈服现象明显。

### 4.2.2 真实应力—应变曲线及形变强化规律

#### 4.2.2.1 真实应力—应变曲线

拉伸试验中,试样完成屈服应变后,进入形变强化阶段。材料在形变强化阶段的变形规律用真实应力—应变曲线描述。拉伸过程中的真实应力  $S$  按每一瞬时试样的真实截面积  $A$  计算,即

$$S = \frac{F}{A}$$

式中: $F$  为截面面积为  $A$  时的载荷。真实应变  $\epsilon$  按式(4.2.1)计算。真实应力—应变( $S-\epsilon$ )曲线与条件应力—应变曲线的比较,如图 4.2.2 所示。可以看出:载荷相同时真实应变小于条件应变,而真实应力大于条件应力;在真实应力—应变曲线上,弹性变形部分几乎与纵坐标重合,表示颈缩开始的点位于条件应力—应变曲线相应点的左上方;随着塑性变形的发展,材料一直在形变强化,条件应力—应变曲线上颈缩后的应力降低是一种假象;颈缩后的集中应变并不比均匀变形阶段的应变量小。可以说,真实应力—应变曲线避免了条件应力—应变曲线造成的假象,真实地反映了应力与应变之间的关系。

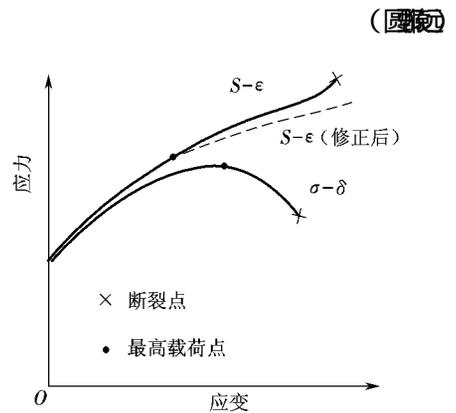


图 4.2.2 真实应力—应变曲线与条件应力—应变曲线的比较

#### 4.2.2.2 变形金属的真实应力—应变关系

从屈服点到颈缩之间的形变强化规律,可以用均匀变形公式描述,即

$$S = K \epsilon^n$$

式中: $\epsilon$  为真实塑性应变; $K$  为强度系数; $n$  为应变强化指数。可见材料的形变强化特征主要反映在  $n$  值的大小上。当  $n$  越小时,为理想塑性材料的典型情况;当  $n$  越大时,应力与应变成线性关系,为理想弹性材料的典型情况。大多数金属材料的  $n$  值在 0.1~0.5 之间。

应变强化指数  $n$  的大小,表示材料的应变强化能力或对进一步塑性变形的抗力,是一个很有意义的性能指标。 $n$  与应变硬化速率  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$  并不完全等同。按定义

$$n = \frac{\frac{d\sigma}{d\varepsilon}}{\sigma} \cdot \varepsilon$$

即

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{n}{\varepsilon} \sigma \quad (9.1.1)$$

可见在  $\sigma$  相同的条件下, $n$  值大时  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$  也大,应力—应变曲线越陡。但对于  $n$  值较小的材料,当  $\sigma$  较大时,也可以有较高的形变强化速率  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ 。

### 形变强化的实际意义

形变强化是金属材料最重要的性质之一,在工程实际中已获得了广泛应用。首先,形变强化可使金属零件具有抵抗偶然过载的能力,保证安全。机件工作过程中,难免遇到偶然过载或局部应力超过材料屈服强度的情况。此时,如果材料不具备形变强化能力,超载将引起塑性变形并因变形继续发展而断裂。但由于材料本身具有的形变强化性能,可以阻止塑性变形的继续发展。因此,认为形变强化是材料具有的一种安全因素,而形变强化指数是衡量这种安全性的定量指标。其次,形变强化是工程上强化材料的重要手段,尤其对于不能进行热处理强化的材料,如变形铝合金和奥氏体不锈钢等,形变强化成为提高其强度的非常重要的手段。如奥氏体不锈钢,变形前  $\sigma_{0.2}$  为 205 MPa,经冷轧后,  $\sigma_{0.2}$  为 315 MPa,屈服强度提高 54%。喷丸和表面滚压也属于表面形变强化工艺,可以有效地提高零件表面强度和疲劳抗力。第三,形变强化性能可以保证某些冷成型工艺,如冷拔线材和深冲成型等顺利进行。

### 颈缩条件分析

应力—应变曲线上的应力达到最大值时开始颈缩。颈缩前,试样的变形在整个试样长度上是均匀分布的,颈缩开始后,变形便集中于颈部地区。在应力—应变曲线的最高点处有

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \sigma \quad (9.1.2)$$

上式表明,在拉伸过程中,一方面试样截面积不断减小,使  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$  表示试样承载能力的下降;另一方面,材料在形变强化,使  $\sigma$  表示试样承载能力的升高。在开始颈缩的时刻,这两个相互矛盾的方面达到平衡。在颈缩前的均匀变形阶段,  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} > \sigma$ ,这时的变形特征为,因形变强化导致的承载能力提高大于承载能力的下降,即材料的形变强化对变形过程起主导作用。于是,有较大的塑性变形的地方,形变强化足以补偿变形引起的承载能力的下降,将进一步的塑性变形转移到其他地方,实现整个试样的均匀变形。但颈缩开始以后,随着应变量的增加,材料的形变强化趋势逐渐减小,出现了  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} < \sigma$  的情况。这时变形的特征为,塑性变形导致的承载能力下降超过了形变强化引起的承载能力提高,即削弱承载能力的方面上升为控制变形过程的因素。此时,尽管材料仍在形变强化,但这种强化趋势已不足以转移进一步的塑性变形,于是,塑性变形量较大的局部地区,应力水平增高,进一步的变形继续在该地区发展,即形成颈缩。由  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \sigma$  可得

$$\frac{d\sigma}{\sigma} = d\varepsilon$$

所以

$$\ln \frac{\sigma}{\sigma_0} = \varepsilon \quad (9.1.3)$$

此即所谓颈缩判据。此式说明颈缩开始于应变强化速率  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$  与真实应力相等的时刻,如图 8-10 所示。

由应变强化指数  $n$  的定义得出

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = n \sigma^{\frac{1}{n}}$$

将颈缩条件  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \sigma$  代入上式,得

$$n = \sigma \varepsilon \quad (8-10)$$

式(8-10)说明在颈缩开始时的真实应变在数值上与应变强化指数  $n$  相等。利用这一关系,可以大致估计材料的均匀变形能力。对于冷成型用材料来说,总是希望获得尽量大的均匀塑性变形量  $\varepsilon_u$ ,避免冷变形过程中发生塑性失稳乃至断裂。但事实上材料的均匀塑性变形能力不可能很大,在数值上大致与应变强化指数相等。

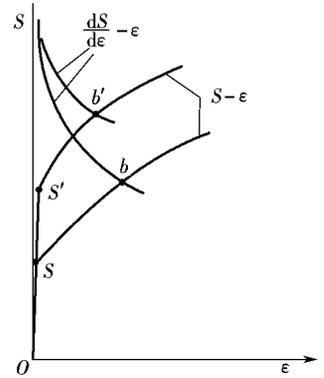


图 8-10 颈缩判据的图示

颈缩前的变形是在单向应力条件下进行的,颈缩开始以后,颈部的应力状态由单向应力变为三向应力,除轴向应力  $\sigma_x$  外,还有径向应力  $\sigma_r$  和切向应力  $\sigma_\theta$ 。这种应力状态的特点,将在第 9 章分析。这里要说明的是,颈部形状这种几何特点导致的三向应力状态,使变形来得困难,按真应力计算式计算得到的真应力比实际的真应力来得高,随着颈缩过程的发展,三向应力状态加剧,计算真应力的误差越来越大。这就是图 8-10 中真实应力—应变曲线尾部上翘的原因。为了扣除这种几何因素造成的影响,对颈缩后的真应力应引入颈缩修正。

### 韧性的概念及静力韧度分析

另一个重要的性能参数是材料的韧性。韧性是指材料在断裂前吸收塑性变形功和断裂功的能力。而韧度则是度量材料韧性的力学性能指标。对拉伸断裂来说,韧度可以理解为应力—应变曲线下的面积,即

$$W = \int_0^{\varepsilon_b} \sigma d\varepsilon \quad (8-11)$$

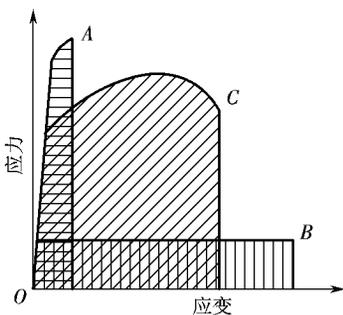


图 8-11 强度与塑性的配合  
a—高强度,低塑性,低韧性  
b—高塑性,低强度,低韧性  
c—中等强度,中等塑性,高韧性

因此,只有在强度和塑性有较好的配合时,才能获得较好的韧性,如图 8-11 所示。在工程上常用综合力学性能说明这种状态。简言之,在过分强调强度而忽视塑性的情况下或在片面追求塑性而不兼顾强度的情况下,均不会得到高韧性,即没有强度和塑性的较佳配合,不会有良好的综合力学性能。这是选材时应注意的基本原则。

为了进一步说明强度、塑性和韧性之间的关系,用简化的真实应力—应变曲线(图 8-12)来表征材料韧度。

将应力—应变曲线的弹性变形部分省略,形变强化从  $\sigma_0$  开始,至  $\sigma_b$  断裂,对应的真应变为  $\varepsilon_b$ ,应力—应变曲线的斜率为形变强化模量  $\alpha$ ,材料的韧度可用下式计算:

$$W = \int_{\sigma_0}^{\sigma_b} \sigma d\varepsilon \quad (8-12)$$

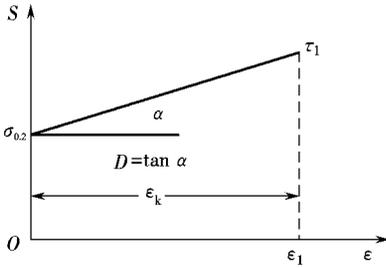


图 圆缘 简化的真应力—应变曲线

其中

$$\epsilon_{\text{噪}} \text{越} \frac{\text{杂原}}{\text{阅}} \quad (圆缘)$$

将式(圆缘)代入式(圆缘)得

$$\text{宰} \text{越} \frac{\text{杂原}}{\text{阅}} \quad (圆缘)$$

上式说明,在不改变材料断裂应力的情况下,提高材料屈服强度将导致材料韧性降低,或者说这种情况下材料强度的提高是以牺牲韧性为代价的。

### 圆猿 陶瓷材料的塑性变形

圆猿 陶瓷材料的塑性变形能力分析

滑移是晶体塑性变形的机制,常温下大多数陶瓷不能产生塑性变形而呈现脆性的主要原因在于陶瓷的滑移系统非常少。下面从陶瓷的化学键性质以及晶体结构两个方面来研究陶瓷滑移系少的原因。

圆 晶体中的滑移系和滑移条件

晶体滑移是在切应力作用下在一定的滑移系统上进行的,需要具备以下条件。

(圆)滑移的几何条件 晶体中的滑移通常在主要晶面和主要晶向上发生。在这样的晶面和晶向上,原子密度大(即原子间的距离 遭较小),只需滑移较小距离就能使晶体结构复原。一个这样的滑移面和滑移方向组成晶体的一个滑移系统。

(圆)滑移的静电作用条件 在滑移过程中,离子间的静电作用不应阻碍滑移。

图 圆缘 是 圆 的晶体滑移示意图。从图中可以看出,若从几何因素考虑,在(圆)面沿(圆)方向滑移时,同号离子间距离 遭较小(遭约遭),因而只要滑动较小距离就能使晶体结构复原;而从静电作用因素考虑,在上述滑移过程中,不会遇到同号离子的巨大斥力,因此,在(圆)面上,沿(圆)方向滑移比较容易进行。圆 的晶体的滑移系统通常是{圆}面族和 圆 晶向。

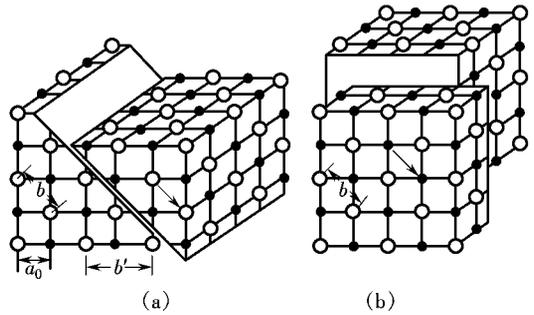


图 圆缘 圆 的晶体滑移示意图  
(葬在{圆}面族上 (遭在{圆}面族上)

(猿)滑移的应力条件 滑移是在切应力作用下在一定滑移系上进行的。根据滑移的临界切应力定律,当外力在某滑移系上的分切应力值达到了临界分切应力  $\tau$  时,滑移便沿该滑移系发生。对于图 圆缘 所示的截面为 粤 的圆柱形单晶受拉力 云 作用的情况,根据滑移的临界切应力定律,滑移的起始条件可表示为

$$\tau \text{越} \frac{\text{云} \sin \varphi \cos \lambda}{\text{粤}} \geq \tau_{\text{噪}} \text{ (临界分切应力)} \quad (圆缘)$$

式中:  $\varphi$  为外力轴与滑移面法线之夹角;  $\lambda$  为外力轴与滑移方向之夹角。

如果晶体的滑移系统很少,则产生滑移的机会就很小。若滑移系统很多,则满足滑移条

件产生滑移的机会就较多。金属易于滑移而产生塑性变形 , 就是因为金属滑移系统很多。而陶瓷材料的滑移系统非常少 , 其原因是陶瓷材料的结合键为离子键或共价键 , 共价键具有明显的方向性 , 离子键则当同号离子相遇时 , 斥力极大 , 因此 , 只有个别滑移系统能满足上述的几何条件和静电作用条件。晶体结构越复杂 , 就越难满足这些条件。只有少数具有简单晶体结构的陶瓷材料 ( 如氧化铝等 ) , 在室温下具有塑性 , 而一般陶瓷材料由于晶体结构复杂 , 在室温下塑性变形能力很差。此外陶瓷材料一般呈多晶状态 , 多晶体比单晶体更不容易滑移。因为在多晶体中 , 晶粒在空间随机分布 , 不同取向的晶粒 , 其滑移面上的切应力差别很大。即使个别晶粒的某个滑移系统由于处于有利的位置而产生了滑移 , 但由于受到周围晶粒和晶界的限制 , 滑移也难以继续进行。

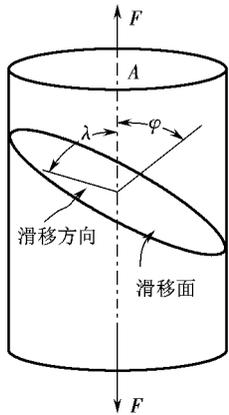


图 9-6 陶瓷滑移面滑移方向上的分切应力

圆滑移的固有阻力

宏观上的塑性变形是微观上大量位错运动的结果。因此要进一步说明陶瓷材料塑性变形困难的原因 , 还需对位错滑移的难易程度进行分析。

位错在晶体中滑移时会遇到多种阻力 , 其中最基本的阻力是来自晶体点阵的固有阻力。由于克服点阵阻力 , 使位错开始滑移所需的最小切应力为  $\tau_{滑移} = k\sqrt{\rho}$  [ 式 9-1 ] 。由于陶瓷材料的弹性模量  $E$  和点阵常数  $a$  一般较大 , 因此位错运动的阻力一般比金属高得多 , 使位错滑移所需的切应力也比金属大得多。所以室温下陶瓷材料中位错运动十分困难。

对于多晶陶瓷 , 由于相邻晶粒取向不同以及晶界结构和晶内相差较大 , 致使位错不易向周围晶粒传播。但位错较易在晶界处塞积而引起应力集中 , 有可能产生裂纹而导致脆性断裂。

由于上述原因 , 常温下陶瓷材料的塑性变形能力很差。

陶瓷材料的塑性变形

因陶瓷是晶体 , 其塑性变形也是位错运动的结果 , 但陶瓷的晶体结构非常复杂 , 还不能像金属和合金那样利用位错理论清楚地描述其塑性变形行为 , 这方面的研究工作也比较少。下面简要地介绍陶瓷塑性变形的一些实验结果。

离子型结构陶瓷晶体的塑性变形

离子型晶体结构如图 9-7 所示。这种结构叫岩盐 ( NaCl ) 型结构 , 晶格占据由氧离子构成的面心立方晶格的八面体间隙中。在离子晶体中产生一个位错时 , 必须维持阳—阴离子的位置比例 , 因此 , 在 (111) 面形成 [111] 刃型位错 , 需要移去一个分子面 ( 两个原子面 ) , 其柏氏矢量  $b$  大于基本正负离子间距。如图 9-8 所示 , 为使晶体回到正常结构 , 必须移去原子对。

在 NaCl 型结构的离子型晶体中 , 低温时滑移最容易在 (111) 面上的 [111] 方向上发生。在离子型晶体中 , 几何条件及静电作用都使滑移受到限制。在 NaCl 型晶体中 [111] 是晶体结构最短的平移矢量方向。而且在滑移过程中 [111] 方向平移不需要最近邻的同性离子变成并列位置 , 没有大的静电斥力形成。所以 NaCl 和 CaF<sub>2</sub> 这类强离子型晶体择优沿 [111] 面滑移。在高温下 , 可观察到这些强离子型晶体的 (111) [111] 滑移系。

陶瓷材料中位错运动也受晶格中杂质 ( 溶质 ) 原子影响。具有相同化合价不同原子半径的置换式溶质原子 , 由于其周围伴生的应变场而提高屈服强度 , 即固溶强化。由辐照引起的

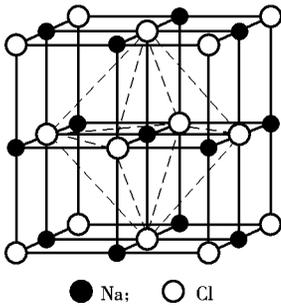


图 1-1 氯化钠型晶体结构

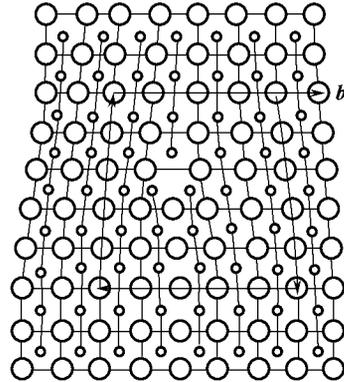


图 1-2 氯化钠中的刃型位错

晶格缺陷(空位与间隙原子)同样增加屈服强度。

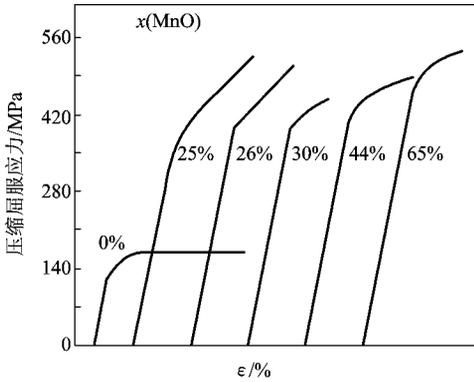


图 1-3 氯化钠掺杂对氯化钠单晶的强化效果

除固溶强化外,还有第二相析出沉淀强化。溶质可以形成第二相颗粒,在基体上析出,阻碍位错运动。沉淀强化通常比固溶强化效果显著。图 1-4 表示出氯化钠的加入对氯化钠单晶的强化效果。

### 氧化铝晶体的塑性变形

氧化铝是一种广泛使用的陶瓷材料,所以其塑性变形特性有特别重要的意义。

氧化铝的晶体为刚玉结构,属三方晶系,单胞很大,结构很复杂,用原子层的排列结构和各层堆积次序来描述较容易理解。如图 1-5 所示,第一层按最紧密排列,第二层圆形的空

隙被氧离子占据,其余位置是空的。

氧化铝单晶在 1000℃ 以上由于在 {111} (111) 滑移系上产生滑移,而在更高温度时,滑移可在棱柱面 {100} 上沿 (100) 或 (100) 方向,以及在角锥面 {111} 上沿 (111) 和 {111} 上沿 (111) 发生。这些非基面滑移也能在较低温度及很高的应力下发生。即使是在 1000℃ 产生非基面滑移的应力是产生基面滑移的 10 倍。

氧化铝单晶的屈服应力强烈地依赖于温度和应变速率,而且随温度的增加近似以指数规律下降,如图 1-6 所示。图中记号 × 表示屈服前断裂。

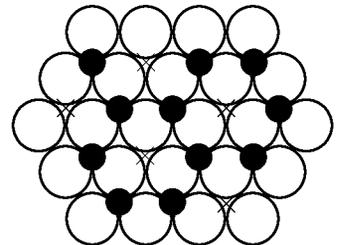


图 1-5 氧化铝的晶体结构

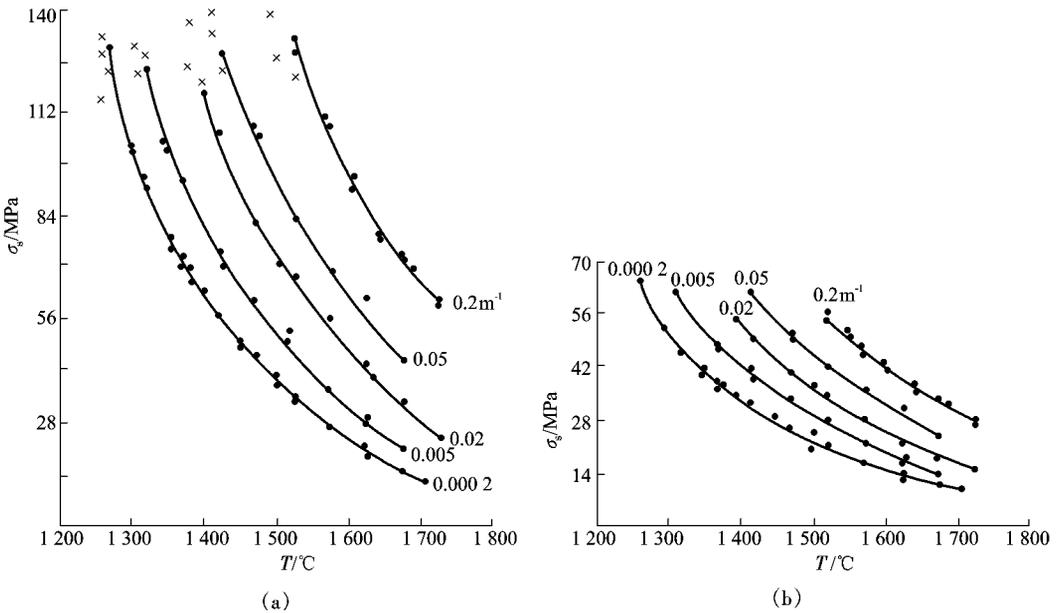


图 4-10 单晶的屈服应力与温度和应变速率的依赖性  
( $\sigma_s^+$  上屈服应力 ( $\sigma_s^-$  下屈服应力)

## 4.3 材料的断裂

断裂是工程材料的主要失效形式之一。工程结构或机件的断裂会造成重大的经济损失,甚至人员伤亡。因此,如何提高材料的断裂抗力,防止断裂事故发生,一直是人们普遍关注的课题。由 4.1 节的讨论可知,在材料塑性变形过程中,也在产生微孔损伤。微孔的产生与发展,即损伤的累积,导致材料中微裂纹的形成与加大,即连续性的不断丧失。这种损伤达到临界状态时,裂纹失稳扩展,实现最终的断裂。可以说,任何断裂过程都是由裂纹形成和扩展两个过程组成的,而裂纹形成则是塑性变形的结果。对断裂的研究,主要关注的是断裂过程的机理及其影响因素,其目的在于根据对断裂过程的认识制定合理的措施,实现有效的断裂控制。

工程上,按断裂前有无宏观塑性变形,将断裂分为韧性断裂和脆性断裂两大类。断裂前表现有宏观塑性变形者称为韧性断裂。断裂前发生的宏观塑性变形,必然导致结构或零件的形状、尺寸及相对位置改变,工作出现异常,即表现有断裂的预兆,可能被及时发现,一般不会造成严重的后果。而脆性断裂前,没有宏观塑性变形,所以脆性断裂往往造成严重后果,这也是脆性断裂特别受到人们关注的原因。

按断裂前不发生宏观塑性变形来定义脆性断裂,意味着断裂应力低于材料屈服强度。这是对脆性断裂的广义理解,包括低应力脆断、环境脆断和疲劳断裂等。显然这种分类方法稍嫌粗放有余、理性不足。习惯上将环境介质作用下的断裂和循环载荷作用下的疲劳断裂按其断裂过程特点单独讨论;一般所谓脆性断裂仅指低应力脆断,即在弹性应力范围内一次加载引起的脆断。主要包括与材料冶金质量有关的低温脆性、回火脆性和蓝脆等,与结构特点有关的如缺口敏感性等,以及与加载速率有关的动载脆性等。

比较合理的分类方法是按照断裂机理对断裂进行分类,可分为切离、微孔聚集型断裂、解理断裂、准解理断裂和沿晶断裂。这种分类法有助于揭示断裂过程的本质,理解断裂过程的影响因素和寻找提高断裂抗力的方法。

### 金属材料断裂

#### 静拉伸的断口

材料在静拉伸时的断口可呈现三种情况,如图 2-10 所示。

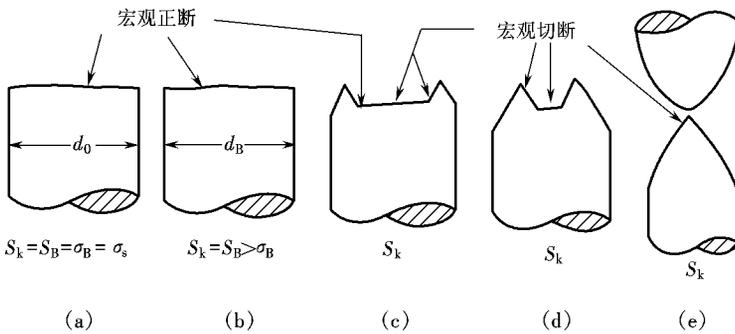


图 2-10 静拉伸的断口

(a) 平断口 (b) 杯锥状断口 (c) 尖刃断口

当材料塑性很低或者只有少量的均匀变形,个别情况下材料可有很大的均匀变形,但其断口齐平,垂直于最大拉应力方向,铸铁、淬火低温回火的高碳钢,个别材料如高锰钢,其断裂均属此种类型,如图 2-10(a)所示;当材料塑性很好,试样断面可减细到近于一尖刃,然后沿最大切应力方向断开,对于很纯的金属(像金、铅等),可以表现为这种类型,如图 2-10(c)所示;多数金属材料在静拉伸时都会出现颈缩,只是颈缩的程度各有不同,试样先在中心开裂,然后向外延伸,接近试样表面时,沿最大切应力方向的斜面断开,断口形如杯口状,又叫杯锥状断口,如图 2-10(b)所示。

力学上将断裂分成正断和切断。断面垂直于最大正应力的叫正断,而沿着最大切应力方向断开的叫切断。图 2-10(a)所示的断口即为正断,图 2-10(c)所示的断口即为切断,而图 2-10(b)所示的断口,中心部分大致为正断,两侧部分为切断,故为混合型断口。工程上常按断裂前有无明显的塑性变形,将断裂分成脆断和韧断。这是就宏观而言的。注意这两种分类是从不同角度来讨论断裂的,其间并没有什么必然的联系。正断不一定是脆断,正断也可以有明显的塑性变形。但切断是韧断,反过来韧断就不一定是切断了,所以切断和韧断也并非是同义语。

对拉伸试样的宏观断口观察,可看出多数情况下有三个区域,如图 2-10(a)所示。第一个区域在试样的中心位置,叫做纤维区,裂纹首先在该区形成。该区颜色灰暗,表面有较大的起伏,如山脊状,这表明裂纹在该区扩展时伴有较大的塑性变形,裂纹扩展也较慢。第二个区域为放射区,表面较光亮平坦,有较细的放射状条纹,裂纹在该区扩展较快。接近试样边缘时,应力状态改变了(平面应力状态),最后沿着与拉力轴向成 45° 角剪切断裂,表面粗糙发深灰色,这称为第三个区域即剪切唇。试样塑性的好坏,由这三个区域的比例而定。如放射区较大,则材料的塑性低,因为这个区域是裂纹快速扩展部分,伴随的塑性变形也小。反之对塑性好的材料,必然表现为纤维区和剪切唇占很大比例,甚至中间的放射区可以消失。

影响这三个区域比例的主要因素是材料强度和试验温度。例如,对高强度材料,如 45 号钢经淬火并低温回火处理成高硬度马氏体组织,在室温下观察其拉伸断口,几乎整个断口都由放射区构成,纤维状区消失了,试样边缘只有很少的剪切唇。但如试验温度增高至 80℃ 以上,纤维区急剧增加,这时材料表现出明显的韧断特征,见图 4-10。

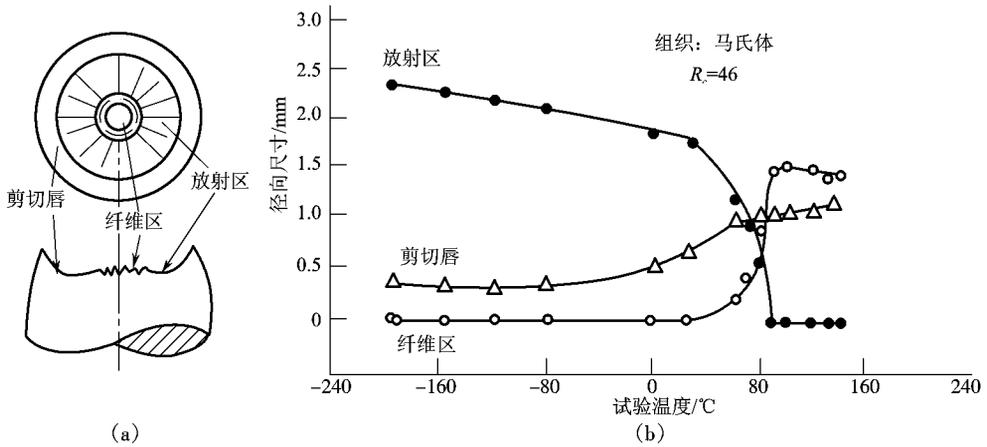


图 4-10 拉伸断口及其与试验温度的关系  
(a) 拉伸断口呈现三个区域 (b) 拉伸断口三个区域随温度变化

如果材料的硬度和强度很高,又处于低温环境,拉伸断口对圆形试样,就变成图 4-11 所示的形貌,断面上有许多放射状条纹,这些条纹汇聚于一个中心,这个中心区域就是裂纹源。断口表面越光滑,放射条纹越细,这是典型的脆断形貌。如为板状试样,断裂呈“人”字形花样,“人”字的尖端指向裂纹源,见图 4-12。这对于分析压力容器或构件的失效是有帮助的。

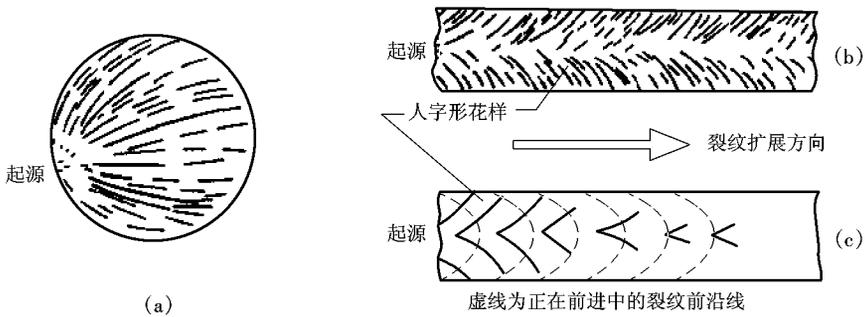


图 4-11 脆性断裂宏观断口  
(a) 放射状花样 (b) 人字形花样 (c) 裂纹源位置

### 4.1.2 韧断机制——微孔聚合

前面谈到,工程上常将断裂按照断裂时有无宏观的塑性变形,分为脆断和韧断两种类型。这种宏观上的区分,作为对断裂的初步了解,是有用的和必要的,但并不十分准确,也不能提供更多的断裂细节。随着扫描电镜的使用和深入观察,形成了电子断口金相学。在断裂的微观机制上分成了:①微孔聚合型;②解理和准解理型;③晶间断裂;④疲劳断裂。其中断裂类型①、②和④都属于穿晶断裂。

而准解理型尽管多数书中将其并入解理断裂类型,但它实际上并不是一个独立的断裂机制,它是解理和微孔聚合两种机制的混合。在有腐蚀的环境下,可有沿晶的疲劳断裂。微观上的微孔聚合断裂机制,在多数情况下与宏观上的韧断相对应。上面已经谈到,试样拉伸开始出现颈缩后,就产生了三向拉应力,最大轴向拉应力位于试样中心,在此拉应力作用下,试样开始产生微孔,继而长大和聚合,形成一中心裂纹(图 10-10-20)。这中心裂纹沿着垂直于拉力轴的方向伸展,到试样边缘以大约和轴向成  $45^\circ$  的平面剪切断开。如更仔细地观察中心裂纹,它是以锯齿状向前扩展的。由于裂纹顶端的应力集中,使得塑性变形集中在裂纹顶端前的滑移带上,滑移带和拉伸轴成  $45^\circ$ 。在这个很薄的剪切带内变形十分强烈,致使在带内形成许多微孔,微孔聚合后引起裂纹扩展,并把剪切带撕裂成两半。当剪切带被裂纹贯穿之后,裂纹顶端前方又要形成新的剪切带,为了保持中心最大轴向应力的影响,新剪切带又重新折回原横断面上,于是中心裂纹扩展成锯齿形。

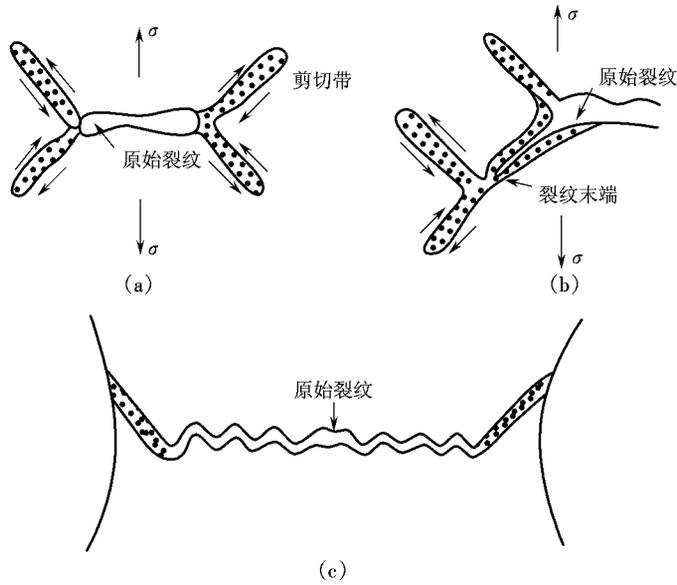


图 10-10-20 颈缩试样锯齿状拉伸断口形成过程示意图  
(a) 微孔形式 (b) 微孔的长大 (c) 形成中心裂纹

在扫描电镜下,微孔聚合型断裂的形貌特征是一个个韧窝(即凹坑),韧窝是微孔长大的结果,韧窝内大多包含着一个夹杂物或第二相,这证明微孔多萌生于夹杂物或第二相与基体的界面上。微孔的萌生可以在颈缩之前,也可以发生在颈缩之后,这取决于第二相与基体的结合强度。例如,对云母型的双相钢,云母呈岛状分布于铁素体基体上,扫描电镜观察拉伸变形时,在云母界面上较早产生微孔并形成于颈缩之前,而调质钢的碳化物因细小均匀,与基体结合的强度高,大量的微孔萌生是在颈缩之后;如果是马氏体时效钢,因析出的金属间化合物比钢中碳化物的尺寸小一个数量级,微孔更难萌生,微孔萌生成为控制其断裂过程的主要环节。我们说微孔多萌生于夹杂物和第二相处,这并不意味着在没有夹杂物和第二相时,便不能形成微孔,对纯金属或单相合金变形后期也可产生许多微孔,微孔可产生于晶界,或孪晶带等处,只是相对地说微孔萌生较迟些。正因为如此,就不难理解当第二相数量(也要考虑形状)逐渐增多时,材料的断裂塑性相应地减小了。微孔的萌生有时并不单纯取决于拉应力,要看具体的组织而定。例如,在研究珠光体断裂时,是拉应力和切应力的联合作用产

生了微孔。如图 8-27 所示,首先是平行于拉应力方向的碳化物开裂,继而是与拉应力轴成约 45° 的剪切区使相邻的碳化物片开裂,微孔长大和聚合,最后引起断裂。碳化物成片状时,与成球状相比更易开裂,因为铁素体基体中的位错不易交滑移,造成了位错塞积后的应力集中。同时,片状碳化物和基体的接触面积大,产生的拉应力就也大些,因此,片状碳化物较球状碳化物的断裂塑性也小些。

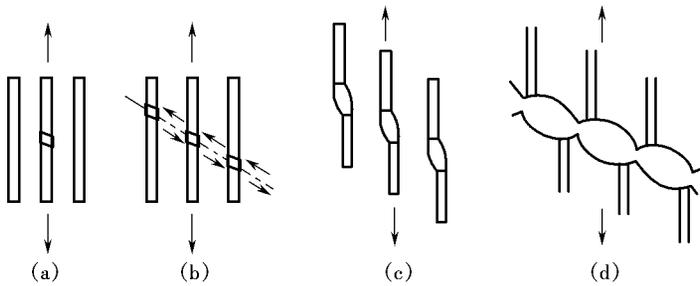


图 8-27 珠光体钢韧性断裂的机制  
(a) 微孔形成 (b) 碳化物开裂 (c) 微孔长大、聚合 (d) 断裂

由于应力状态或加载方式的不同,微孔聚合型断裂所形成的韧窝可有三种类型:①拉伸型的等轴状韧窝;②剪切型的伸长韧窝;③拉伸撕裂的伸长韧窝。

韧窝的形状取决于应力状态,而韧窝的大小和深浅取决于第二相的数量分布以及基体的塑性变形能力。如第二相较少、均匀分布以及基体的塑性变形能力强,则韧窝大而深;如基体的加工硬化能力很强,则得到大而浅的韧窝。

### 穿晶断裂——解理和准解理

#### 解理断裂

穿晶的解理断裂常见于体心立方和密排六方金属中。当处于低温,或者应变速率较高,或者是有三向拉应力状态,都能促使解理断裂,在宏观上表现为脆性断裂。

解理断裂是沿着一定的结晶学平面发生的,这个平面叫解理面,例如体心立方金属的解理面为(100)。解理断裂的断口形貌表现为河流状花样,河流的流向(一些支流的汇合方向)即为裂纹扩展方向,裂纹多萌生于晶界或亚晶界。图 8-28 中所显示的裂纹萌生于扭转亚晶界。这些河流状花样实际上是许多解理台阶,它表明裂纹的扩展不是在单一的晶面上,而是在若干个平行的晶面上发展。解理台阶、河流花样,还有舌状花样是解理断裂的基本微观特征。

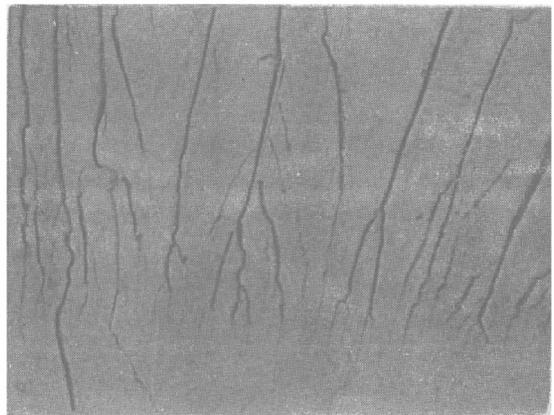


图 8-28 解理断口上的河流花样

解理台阶是沿两个高度不同的平行解理面上扩展的解理裂纹相交时形成的。其形成过程有两种方式:通过解理裂纹与螺型位错相交形成;通过二次解理或撕裂形成。

设晶体内有一螺型位错,并设想解理裂纹为一刃型位错。当解理裂纹与螺型位错相遇

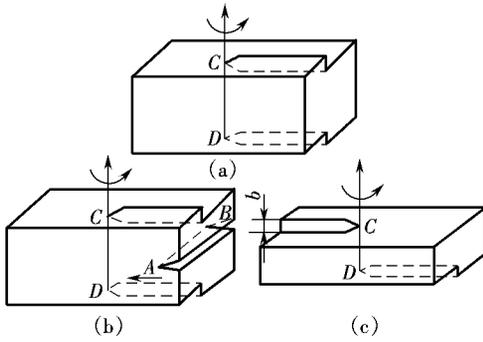


图 9.13 解理裂纹与螺型位错相交形成解理台阶  
 (a) 为解理裂纹, 沿箭头方向扩展 (b) 为螺型位错  
 (c) 为解理裂纹 与螺型位错 相遇后形成台阶

时,便形成一个高度为  $\lambda$  的台阶(图 9.13)。裂纹继续向前扩展,与很多螺型位错相交截便形成数众多的台阶。它们沿裂纹前端滑动而相互汇合。同号台阶相互汇合长大;异号台阶汇合互相抵消。当汇合台阶高度足够大时,便成为在电镜下可以观察到的河流花样(图 9.14和图 9.15)。河流花样是判断是否为解理断裂的重要微观依据。“河流”的流向与裂纹扩展方向一致,所以可以根据“河流”流向确定在微观范围内解理裂纹的扩展方向,而按“河流”反方向去寻找断裂源。

通过二次解理或撕裂方式形成解理台

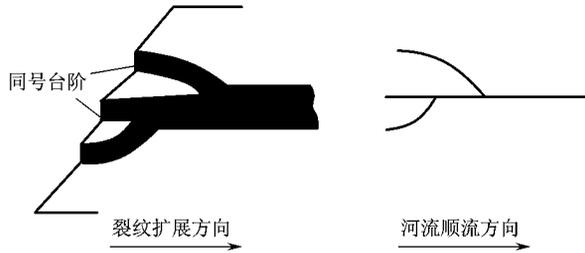


图 9.14 河流花样形成示意图

阶,如图 9.14所示。二次解理是在解理裂纹扩展的两个相互平行解理面间距较小时产生的,但若解理裂纹扩展的上下两个解理面的间距远大于一个原子间距时,两解理裂纹之间的金属会产生较大塑性变形,结果借塑性撕裂而形成台阶。如此形成的台阶称为撕裂棱晶界,它使解理断口呈现更复杂的形态。当解理裂纹通过小角度倾斜晶界时,因小角度晶界是由刃型位错垂直排列而成,其两侧晶体仅相互倾斜一较小角度,且有公共交截线。当解理裂纹与倾斜晶界相交截时,裂纹能越过晶界,“河流”也延续到相邻晶粒内(图 9.15)。

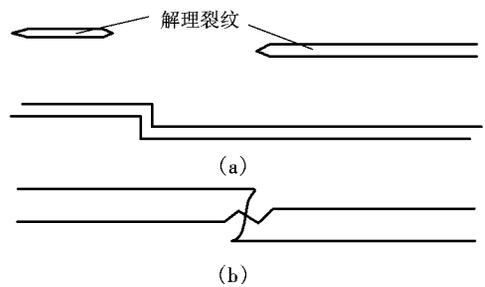


图 9.15 二次裂纹和撕裂形成台阶  
 (a) 沿二次裂纹解理面解理形成台阶  
 (b) 通过撕裂形成台阶(撕裂棱)

当解理裂纹通过扭转晶界时,因晶界两侧晶体以边界为公共面转动一小角度,使两侧解理面存在位向差,故裂纹不能直接越过晶界而必须重新形核。裂纹将沿若干组新的相互平行的解理面扩展而使台阶激增,形成为数众多的“河流”(图 9.16)。裂纹穿过大角度晶界也形成大量“河流”。

解理断裂的另一微观特征是存在舌状花样(图 9.17),因其在电子显微镜下类似于人舌而得名。它是由于解理裂纹沿孪晶界扩展留下的舌头状凹坑或凸台,故在匹配断口上“舌

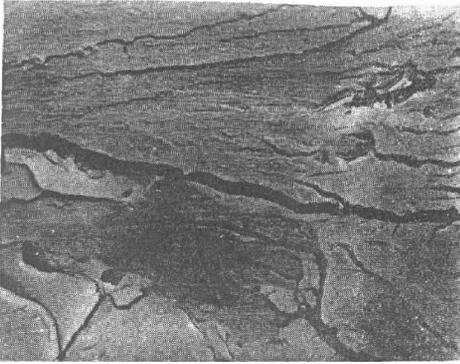


图 8-84 “河流”通过倾斜晶界

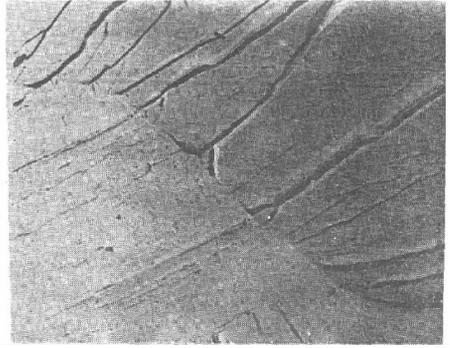


图 8-85 “河流”通过扭转晶界

头”为黑白对应的。在 体心立方金属中,解理面是(100),孪晶面是(111),孪生方向是(110)。如在某种条件下(如低温或高速变形),同时存在解理裂纹和形变孪晶(孪晶可能是裂纹高速扩展前沿诱发而形成的),则当解理裂纹在基体中沿(100)面扩展而遇到孪晶面时就沿孪晶面扩展,越过孪晶后再沿(100)面继续扩展。在此期间,沿基体与孪晶界面产生局部断裂而形成解理舌(图 8-86)。

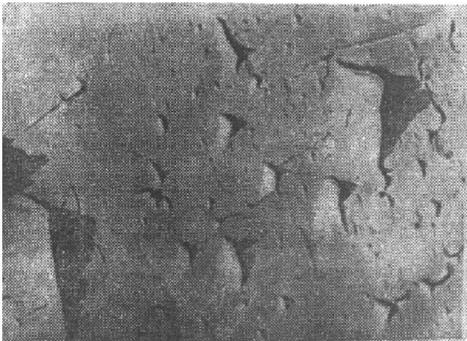


图 8-86 舌状花样

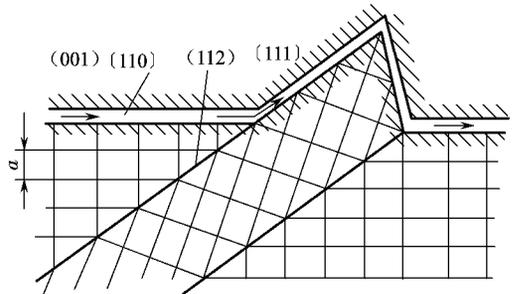


图 8-87 解理舌形成示意图

### 准解理

在许多淬火回火钢中,其回火产物中有弥散细小的碳化物质点,它们影响裂纹形成与扩展。当裂纹在晶粒内扩展时,难于严格地沿一定晶体学平面扩展。断裂路径不再与晶粒位向有关,而主要与细小碳化物质点有关。其微观形态特征,似解理河流但又非真正解理,故称准解理(图 8-88)。准解理与解理的共同点是:都是穿晶断裂;有小解理刻面;有台阶或撕裂棱及河流花样。不同点是:准解理小刻面不是晶体学解理面;真正解理裂纹常源于晶界,而准解理裂纹则常源于晶内硬质点,形成从晶内某点发源的放射状河流花样。准解理不是一种独立的断裂机制,而是解理断裂的变种。

### 沿晶断裂

沿晶断裂是指裂纹在晶界上形成并沿晶界扩展的断裂形式。在多晶体变形中,晶界起协调相邻晶粒变形的作用。但当晶界受到损伤,其变形能力被削弱,不足以协调相邻晶粒的变形时,便形成晶界开裂。裂纹扩展总是沿阻力最小的路径发展,遂表现为沿晶断裂。工业金属材料晶界损伤有下列几种情况:晶界有脆性相析出,基本呈连续分布,这种脆性相形成

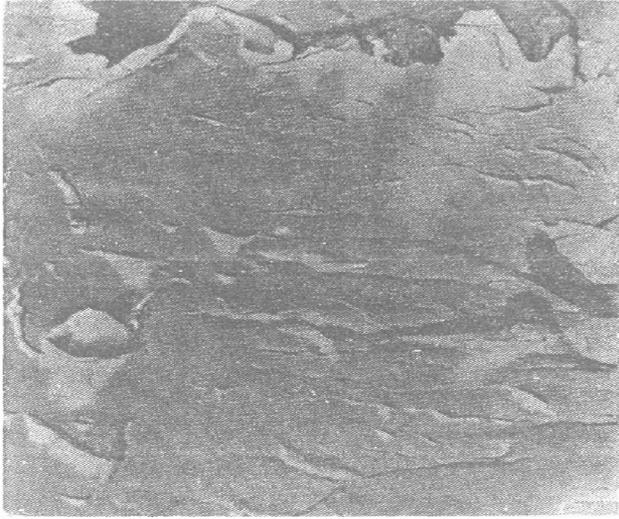


图 9-18 准解理断口

空间骨架,严重损伤了晶界变形能力,如过共析钢二次渗碳体析出即属此类;另一种情况是材料在热加工过程中,因加热温度过高,造成晶界熔化即过烧,严重减弱了晶界结合力和晶界处的强度,在受载时,产生早期的低应力沿晶断裂;第三种情况是某些有害元素沿晶界富集,降低了晶界处表面能,使脆性转变温度向高温推移,如合金钢的回火脆性,就是由于  $\text{P}$ 、 $\text{Sn}$ 、 $\text{Sb}$  和  $\text{As}$  等元素在晶界富集,明显提高了材料对温度和加载速率的敏感性,在低温或动载条件下发生沿晶脆断;第四种情况是晶界上有弥散相析出,如奥氏体高锰钢固溶处理后,再加热时沿晶界析出非常细小的碳化物,从而改变了晶界层材料的性质,这也属于晶界受损伤的情况,虽尚有一定的塑性变形能力,但经一定变形后,沿晶界形成微孔型开裂。除上述冶金因素引起的晶界脆化以外,材料在腐蚀性环境中,也可因与介质互相作用导致晶界脆化。沿晶断裂的断口形貌如图 9-19 所示。

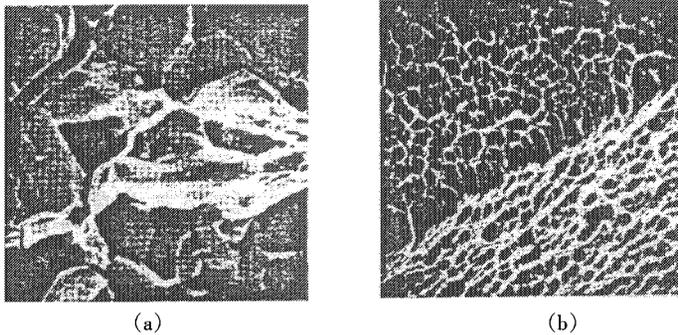


图 9-19 沿晶断裂断口形貌  
(a) 脆性沿晶断裂(冰糖状断口) (b) 微孔型沿晶断裂(石状断口)

沿晶断裂过程包括裂纹的形成与扩展。晶界受损的材料受力变形时,晶内的运动位错受阻于晶界,在晶界处造成应力集中,当集中应力达到晶界强度时,便将晶界挤裂。这个集中应力与位错塞积群中的位错数目和滑移带长度有关,因此沿晶断裂强度  $\sigma_{\text{晶}}$  与晶粒尺寸符

合与屈服强度关系。

沿晶断裂的性质决定于  $\sigma_{\text{早}}$  与屈服强度  $\sigma_{\text{泽}}$  的相对大小。当  $\sigma_{\text{早}} \approx \sigma_{\text{泽}}$  时,晶界开裂发生于宏观屈服之前,断裂呈宏观脆性,在晶界上有脆性相连续分布时的断裂即属此类。当  $\sigma_{\text{早}} \gg \sigma_{\text{泽}}$  时,先发生宏观屈服变形及变形强化,在完成一定的变形量后发生微孔型沿晶断裂。当晶界上有弥散相析出时的断裂即属此类。由于弥散相析出,改变了晶界区的材料成分,虽然开始时晶界强度比晶内高,晶界具有协调变形的能力,但因晶界区变形强化能力受到损伤而很快耗尽,在晶界强度低于晶内时便丧失了协调变形的能力,遂在晶界弯折及三晶交叉处等有应力集中的地方按微孔聚集型断裂机制形成微孔并沿晶界扩展,形成韧窝形断口,但韧窝很细小而且沿晶界分布(图 4-10)称为石状断口。这种沿晶断裂属于延性断裂范畴,材料的塑性、韧性水平决定于晶界受损的程度。

### 4.1.4 陶瓷材料的断裂

陶瓷材料的断裂过程都是以其内部或表面存在的缺陷为起点而发生的。晶粒和气孔尺寸在决定陶瓷材料强度与裂纹尺寸方面有等效作用。缺陷的存在是概率性的。当内部缺陷成为断裂原因时,随试样体积增加,缺陷存在的概率增加,材料强度下降;表面缺陷成为断裂源时,随表面积增加,缺陷存在概率也增加,材料强度也下降。陶瓷材料断裂概率可以最薄弱环节理论为基础,按韦伯分布函数考虑。用韦伯分布函数表示材料断裂概率的一般公式为

$$F(\sigma) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\sigma - \sigma_{\text{min}}}{\sigma_0}\right)^m V\right] \quad (4-10)$$

式中:  $F(\sigma)$  为断裂概率,是体积  $V$  的函数;  $m$  为韦伯模数;  $V$  为体积;  $\sigma_0$  为特征应力,在该应力下断裂概率为 0.632;  $\sigma_{\text{min}}$  为最小断裂强度,当施加应力小于该值时,断裂概率为 0。

对陶瓷材料,常令  $\sigma_{\text{min}} = 0$ ,于是,式(4-10)变为

$$F(\sigma) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^m V\right] \quad (4-11)$$

$\sigma_0$  及  $\sigma$  是试样内各部位的应力及它们的最大值。

可以认为,同一组陶瓷材料试样,其韦伯模数  $m$  是固定值。陶瓷材料在考虑其平均强度同时,用韦伯模数  $m$  度量其强度均匀性。若两种陶瓷材料平均强度相同,则在一定的断裂应力下,  $m$  值大的材料比  $m$  值小的材料发生断裂的可能性要小。

解理是陶瓷材料的主要断裂机理,而且很容易从穿晶解理转变成沿晶断裂。陶瓷材料的断裂是以各种缺陷为裂纹源,在一定拉伸应力作用下,其最薄弱环节处的微小裂纹扩展,当裂纹尺寸达到临界值时陶瓷瞬时脆断。

### 4.1.5 高分子材料的断裂

#### 4.1.5.1 断面形貌的基本模式及分析测试方法

在材料断裂试验研究中,断裂表面的外观形状与试样的应力状态、断裂过程中的屈服和塑性变形等因素有关。简单拉伸试样的应力状态和断裂表面的几种典型外观形状示意图 4-11 所示。

由于材料内部是不均质的,裂纹的扩展碰到任何障碍都会使其改变扩展方向,向另外的薄弱处继续扩展,至材料最后断裂。实验证明,在一般情况下,可将断面分为起裂区、裂纹扩展区及瞬时断裂区三个区域。与金属材料类比,它们构成了高分子材料的断面三要素。断

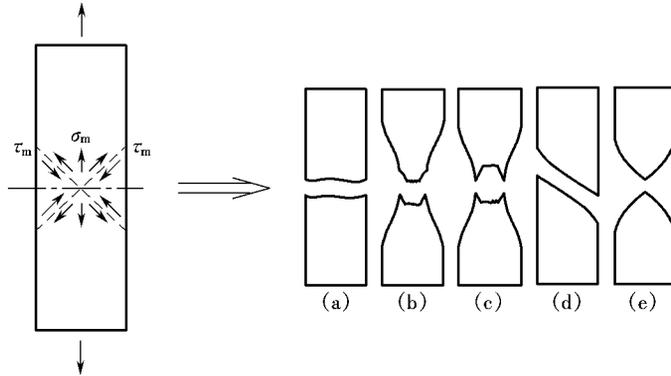


图 圆愿 简单拉伸试样的应力状态和断裂表面的几种典型外观形状示意  
(圆愿性断裂的断面形状 (遭杯—锥形 (槽双杯形 (凿倾斜滑移形 (藻双刃滑移形

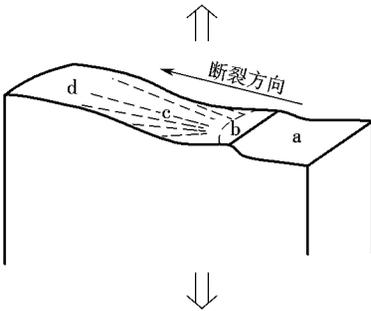


图 圆愿 断面三要素示意  
葬—试样预加的切口 遭—起裂区  
槽—裂纹扩展区 凿—瞬时断裂区

面三要素示意如图 圆愿所示。

起裂区(断裂源)是裂纹萌生的区域,提供了材料断裂起因的信息。断裂源一般位于断面的边缘,但材料内部缺陷会使断裂源位于断面的内部位。

裂纹扩展区是裂纹不断扩展增大的区域,提供了材料内部的断裂扩展方向和路径以及扩展过程中的塑性变形特征等信息。这些信息与材料的结构及力学性能相关。瞬时断裂区是材料的最后破断区,提供了材料边界部位对断裂影响的信息。

断裂表面的解析一般是利用扫描电镜对断面进行低倍观察和高倍观察,将其结果与工作条件和状态相结合加以分析比较。低倍观察(放大几十倍)反映了断面的总体形貌特征,高倍观察反映出断面局部的细观形貌特征。低倍观察与高倍观察相辅相成,互相补充。断面形貌多采用直观的语言描述。

利用扫描电子显微镜(藻)观察断面形貌,要求观察前对试样断面予以小心保护,免遭污染或损伤,若有污染需利用超声波等无损技术进行去污处理。然后对试样断面喷金,置于藻下观测和拍照。

可采用工具显微镜和计算机图像分析仪对断面特征参量(如断面粗糙度参数等)进行定量、定性测试。文献报道了利用断面形貌特征参量,即断面轮廓线粗糙度  $R_{ms}$ 和断面粗糙度  $R_{ms}$ ,描述材料的延—脆转变行为。参数  $R_{ms}$ 定义为沿某方向的断面剖面轮廓线真实长度与其在特定方向上投影长度的比值。参数  $R_{ms}$ 定义为在某一参考平面,断面真实面积与其投影面积之比, $R_{ms}$ 值越大,断面表面越粗糙。 $R_{ms}$ 与  $R_{ms}$ 有以下函数关系:

$$R_{ms} \propto \frac{源}{\pi} (R_{ms} 原) 垣 员 \tag{圆愿}$$

影响断面形貌特征的外在因素主要是试验速率和温度,在进行分析比较时应该注释试验条件。

圆愿性断裂的断面形貌特征

高分子材料脆性断裂几乎没有塑性变形发生,裂纹产生后急速扩展至破坏。

1. 低倍观察的断面形貌

材料发生脆性破坏时,其断面的起裂区往往呈平滑的近似半圆的镜面谱形,边缘的亮点是断裂源。在裂纹扩展区呈现放射状,脆性断裂断面形貌示意如图 8-10 所示。

放射元的断续、长短、曲直、交汇与交叉,表征着不同断裂速率和环境温度时材料的力学性质。常见的放射元有两种:一种是所谓山形,沿着裂纹的扩展方向其“山顶”对着断裂源呈放射状分布;另一种是所谓条状,也称菊花状,其放射条痕与起裂区的半圆镜面呈垂直分布。聚酯塑料的脆性断面形貌如图 8-11 所示,这是具有代表性的脆性断裂的断面形貌,在瞬间断裂区往往是极端的凹凸粗糙区,看不出明显的形貌特征。

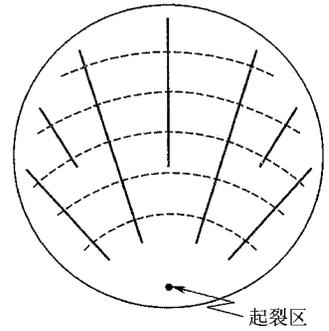
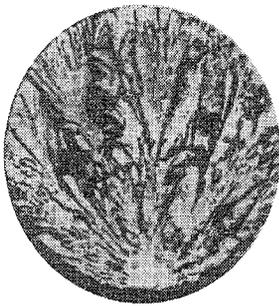
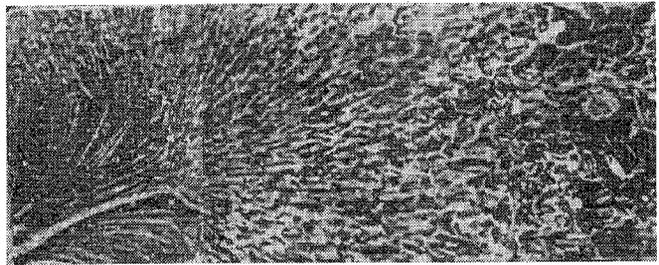


图 8-10 脆性断裂断面形貌示意 (实线表示放射元)



(a)

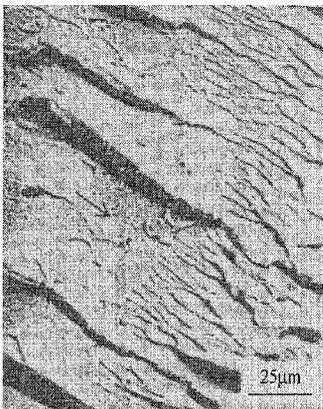


(b)

图 8-11 聚酯塑料的脆性断面形貌 (伊 8-11)  
(山形放射元 (条状放射元)

2. 高倍观察的断面形貌

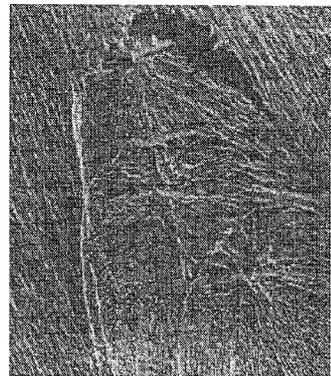
高倍观察的脆性断面形貌,在裂纹扩展区常见的有河流形、抛物线形、碎石块形、肋形和波浪形等。图 8-12 展示了几种高倍观察的脆性断面形貌。从图中可以看出,河流形是由几



(a)



(b)



(c)

图 8-12 几种高倍观察的脆性断面形貌  
(河流形 (肋形(伊 8-12)) (槽抛物线形(伊 8-12))

个不相接的裂纹合体而成的,肋形是在较平滑的断面上出现的与裂纹扩展方向趋于平行的谱形,抛物线形一般认为在裂纹扩展方向存在着强度上的弱点,并以该点为基准向周围产生放射状破坏,其交汇点形成抛物线。

延性断裂的断面形貌特征

高分子材料延性断裂之前有屈服和塑性变形,试样断面形貌具有黏弹性破坏特征。

低倍观察的断面形貌

塑料材料根据其韧性程度的不同,断面主要是杯—锥形形貌和滑移形貌。聚甲醛的杯—锥形断面如图 图 所示,聚碳酸酯的滑移形断面如图 图 所示。

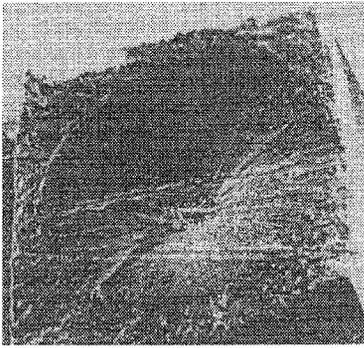


图 聚甲醛的杯—锥形断面(伊)

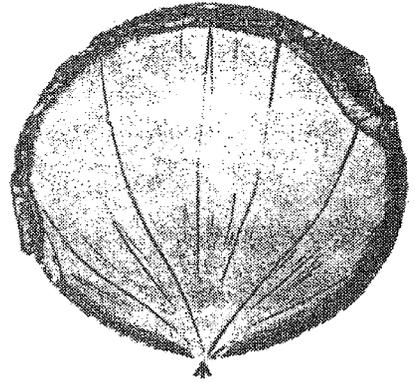


图 聚碳酸酯的滑移形断面

天然橡胶(羧)拉伸破坏的断面形貌示意如图 图 所示,起裂区呈平滑的镜面形貌,在扩展区呈肋状或抛物线状形貌,在瞬时断裂区呈粗糙形貌。

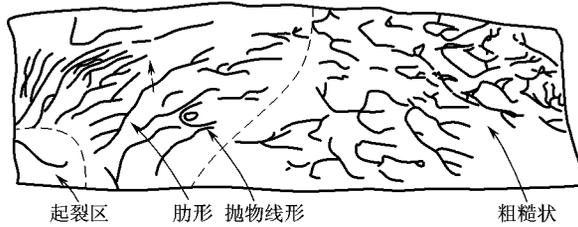


图 天然橡胶拉伸破坏的断面形貌示意

高倍观察的断面形貌

对高倍观察的延性断面形貌,在裂纹扩展区常见的有针孔形、纤维形、肋形、杉叶形以及粗糙状等。几种高倍观察的延性断面形貌,如图 图 所示。

针孔形貌是由于塑性变形中材料内的异物(包括多种填料等)而形成众多的微小空隙,这些空隙进一步连接、合并而成的。肋形和纤维形均是由不连接的裂纹在扩展中合并而形成的。

图 和图 分别是聚丙烯(羧)与乙丙橡胶(羧)共混物拉伸断裂的裂纹扩展区断面形貌和瞬时断裂区的断面形貌。

在裂纹扩展区,纯 羧 试样出现与裂纹扩展一致的肋状形貌,显示了这种聚丙烯存在有限的韧性。当共混比为 羧 时,由于弹塑性变形,扩展区内密布着长度超过几十微米的纤

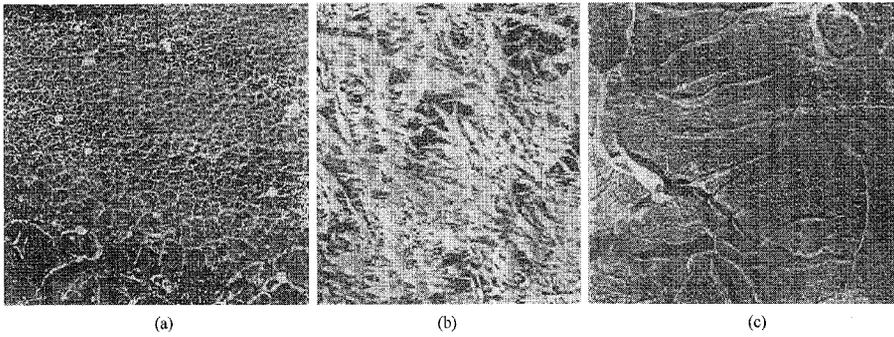
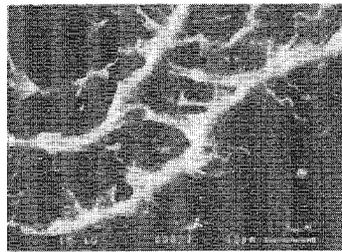
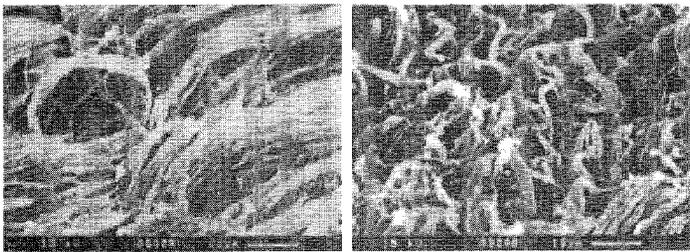


图 8-27 几种高倍观察的延性断面形貌  
(a) 针孔形 (b) 纤维形 (c) 肋形

纤维束;当共混比增加到一定程度时,则呈现大幅度的弹性变形形成的更加粗糙的纤维束形貌。  
在瞬时断裂区,纯聚丙烯试样断裂面较平整,呈铸铁状形貌,随着共混比的变化,断面形貌愈加粗糙,当共混比为 50% 时,呈现浪涛形貌,塑性变形痕迹十分明显。



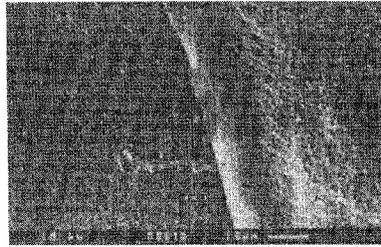
(a)



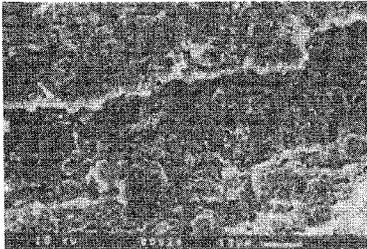
(b)

(c)

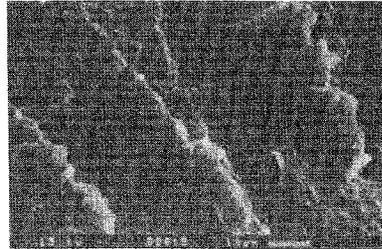
图 8-28 聚丙烯与乙丙橡胶共混物拉伸断裂的裂纹扩展区断面形貌  
(a) 纯聚丙烯 (b) 50% 聚丙烯/50% 乙丙橡胶 (c) 70% 聚丙烯/30% 乙丙橡胶



(a)



(b)



(c)

图 圆 缘 聚丙烯与乙丙橡胶共混物拉伸断裂的瞬时断裂区的断面形貌  
(葬纯孕孕(遭孕孕孕孕孕孕孕孕孕孕(糟孕孕孕孕孕孕孕孕孕孕)

## 复习思考题

缘 工程金属材料的应力—应变曲线有几种典型形式？其主要特征如何？各为什么材料所特有？

圆 高分子材料的应力—应变曲线分为几种类型？每种类型的主要特征是什么？

猿 比较比例极限、弹性极限和屈服强度之异同。说明这几个强度指标的实际意义。

源 说明强度指标和塑性指标在机械设计中的作用。

缘 为什么材料的塑性要以延伸率和断面收缩率这两个指标来度量？它们在工程上各有什么实际意义？

远 说明弹性变形的主要特征。

苑 金属的弹性模量主要取决于什么？为什么说它是一个对结构不敏感的力学性能指标？陶瓷和聚合物的弹性模量决定于哪些因素？与金属相比较，为什么说陶瓷和聚合物的弹性模量是一个结构敏感的力学性能指标？

愿 减轻汽车重量对降低燃油消耗有很重要的作用。汽车车身或底盘约占汽车总重量的 远 缘 像。底盘的主要尺寸是按比刚度 耘 缘 来确定的，铝合金的比刚度比钢（低合金高强度钢）大，为什么汽车车身一般用钢而不用铝合金，除了生产成本之外，还有什么必须考虑的重要因素？

怨 某汽车弹簧，在未装满载时，已变形到最大位置，卸载后可完全恢复到原来状态；另一汽车弹簧，使用一段时间后，发现弹簧弓形越来越小，即产生了塑性变形，而且塑性变形量越来越大。试分析这两种故障的本质及改进措施。

员 园 描述常见的几种弹性不完整现象的特征及产生的条件。

问弹性后效、弹性滞后和 孪生 效应各有何实用意义？哪些金属与合金在什么情况下最易出现这些现象？如何防止和消除之？

问为何室温下陶瓷材料塑性变形的能力较差？

问比较条件应力—应变和真实应力—应变的异同。

问何谓变形强化现象？其规律如何表征？其工程意义如何？

问比较下列概念、过程和本质的区别：(1)韧性断裂；(2)微孔聚集型断裂；(3)低应力脆断；(4)解理断裂；(5)穿晶断裂；(6)沿晶断裂。

问延性断口由哪几个区域组成？各区的形貌有何特点？

问宏观脆性断口的主要特征是什么？如何寻找断裂源？

## 第 8 章 材料在其他载荷下的力学性能

在第 7 章中,讨论了不同材料的光滑试样在常温(室温)、轴向加载、静拉伸(加载速率为 $10^{-3}$ ~ $10^{-1}$  s $^{-1}$ )试验条件下的力学响应,及其材料在弹性变形、塑性变形和断裂过程的基本规律和力学性能指标。这些基本规律和力学性能指标,对揭示材料在外加载荷下的变形机理、评价材料的力学性能及工业生产中结构件的静强度设计都具有重要的理论和应用价值。

而在生产实际中,机械和工程结构中的材料或零件常承受压缩、弯曲、扭转或剪切的作用,或其上有螺纹、孔洞、台阶、缺口等引起应力集中的部位。它们与光滑试样静拉伸引起的应力状态不同,因此需要测定材料在压缩、弯曲、扭转、剪切等不同加载方式及带有螺纹、油孔、键槽等缺口情况下的力学性能,以作为这些零件设计、材料选用的依据。因为不同的加载方式在试样中将产生不同的应力状态,而材料在不同应力状态下所表现出的弹性变形、塑性变形和断裂行为也不完全相同。因此,若不考虑零件服役时的力学状态,采用不恰当的力学性能来评价材料,就很有可能造成材料选用得不合理,以致发生零件的早期失效。为了说明这个问题,本章首先介绍应力状态系数的概念,然后介绍扭转、弯曲、压缩、剪切和缺口试样等试验方法的特点、应用范围及其所测定的力学性能指标,以期揭示那些光滑试样在静拉伸条件下不能反映的力学性能。

硬度是衡量材料软硬程度的一种性能指标。材料的硬度试验方法在工业生产及材料研究中的应用极为广泛,但硬度并不是一个确定的力学性能指标,其物理意义随硬度试验方法的不同而不同。由于最常用的布氏硬度、洛氏硬度和维氏硬度等试验方法属于静载压入试验,因此本章将硬度试验也作为一种静载试验方法,一并加以介绍。

另外,生产中很多机件、工具和模具经常受到冲击载荷的作用,如火箭的发射、飞机的起飞和降落、行驶的汽车通过道路上的凹坑以及材料的压力加工(锻造、冲裁、模锻)等。为了评定材料在高速加载或承受冲击载荷下的能力,就需要进行材料在高速加载或冲击载荷下的力学性能试验。当然,工程上还有许多机件和构件都是在变动或循环载荷下工作的,如曲轴、连杆、齿轮、弹簧、辊子、叶片及桥梁等,其失效形式主要是疲劳断裂,这些内容将在第 9 章中进行详细的讲授,本章不予涉及。

此外,随着能源开发、海洋工程、交通运输等近代工业的发展,人类的生产活动扩大到寒冷地带,大量的野外作业机械和工程结构由于冬季低温而发生早期的低温脆性断裂事故,造成了重大的经济损失和人员伤亡。而断裂时的工作应力往往只有材料屈服强度的 $1/2$ ~ $1/3$ ,于是就需要评价材料在低温条件下的力学行为,并进行材料的抗低温脆断设计。

### 8.1 应力状态系数和力学状态图

对材料单向静拉伸试验的分析研究表明,材料的塑性变形和断裂方式(韧性或脆性断

裂)除与材料本身的性质有关外,主要与应力状态有关。切应力主要引起材料的塑性变形和韧性断裂,而正应力容易导致材料的脆性断裂。

对某种材料而言,在一定承载条件下产生何种失效形式,主要与承载条件下所产生的应力状态有关。不同的应力状态,其最大正应力  $\sigma_{\max}$  与最大切应力  $\tau_{\max}$  的相对大小是不一样的。因此,对材料的变形和断裂性质将产生不同的影响。为此,需要知道在不同的静加载方式下试样中  $\sigma_{\max}$  和  $\tau_{\max}$  的计算方法及其相对大小的表示方法。

### 7.1 应力状态系数

材料力学表明,任何复杂应力状态都可用三个主应力  $\sigma_1$ 、 $\sigma_2$  和  $\sigma_3$  ( $\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3$ ) 来表示。由三个主应力,可按“最大切应力理论(第三强度理论)”计算材料承受的最大切应力,即

$$\tau_{\max} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} \quad (7-1)$$

另外,可按“最大正应力理论(第二强度理论)”计算材料承受的最大正应力,即

$$\sigma_{\max} = \sigma_1 \quad (7-2)$$

式中,  $\nu$  为泊松比。利用  $\tau_{\max}$  与  $\sigma_{\max}$  的比值来表示它们的相对大小,称为应力状态系数,记为  $\alpha$ , 于是有

$$\alpha = \frac{\tau_{\max}}{\sigma_{\max}} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2\sigma_1} \quad (7-3)$$

对于金属材料,如  $\nu$  取 0.3, 则

$$\alpha = \frac{\tau_{\max}}{\sigma_{\max}} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2\sigma_1} \quad (7-4)$$

在单向拉伸条件下,三个主应力中只有  $\sigma_1$  不为零,而  $\sigma_2 = \sigma_3 = 0$  代入上式后可得  $\alpha = 0.35$ , 即单向拉伸条件下的应力状态系数为 0.35。几种典型加载方式的应力状态系数  $\alpha$ , 如表 7-1 所示。

表 7-1 不同加载方式的应力状态系数  $\alpha$  ( $\nu = 0.3$ )

加载方式	主应力			应力状态系数 $\alpha$
	$\sigma_1$	$\sigma_2$	$\sigma_3$	
三向等拉伸	$\sigma$	$\sigma$	$\sigma$	0
三向不等拉伸	$\sigma$	$(\frac{1}{2}\sigma)$	$(-\frac{1}{2}\sigma)$	0.35
单向拉伸	$\sigma$	0	0	0.35
扭转	$\sigma$	0	$-\sigma$	0.5
二向等压缩	0	$-\sigma$	$-\sigma$	0.5
单向压缩	0	0	$-\sigma$	0.35
三向不等压缩	$-\sigma$	$-(\frac{1}{2}\sigma)$	$(-\frac{1}{2}\sigma)$	0.35
	$-\sigma$	0	0	0.35

注:表中三向不等拉伸和三向不等压缩中的  $\sigma_2$ 、 $\sigma_3$  值是假定的。

$\alpha$  值越大的试验方法,试样中最大切应力分量越大,表示应力状态越“软”,材料越易于产生塑性变形和韧性断裂。反之, $\alpha$  值越小的试验方法,试样中最大正应力分量越大,应力状态越“硬”,材料越不易产生塑性变形而易于产生脆性断裂。

由表(7-1)可见,三向等拉伸时应力状态最硬,因其切应力分量为零;在这种应力状态

下,材料最容易发生脆性断裂。因此对于塑性较好的金属材料,往往采用应力状态硬的三向不等拉伸的加载方法,以考察其脆性倾向。单向静拉伸的应力状态较硬,正应力分量较大,切应力分量较小,一般适用于那些塑性变形抗力与切断抗力较低的、所谓塑性材料的试验。扭转和压缩时应力状态较软,材料易产生塑性变形,一般适用于那些在单向拉伸时容易发生脆断而不能反映其塑性性能的所谓脆性材料(如淬火高碳钢、灰铸铁及陶瓷材料),以充分揭示它们客观存在的塑性性能。材料的硬度试验是在工件表面施加压力,其应力状态相当于三向不等压缩应力,应力状态非常软,因此硬度试验可在各种材料上进行。

**图 10-10 力学状态图**

影响变形与断裂的内因因素是材料自身的性能,如材料的屈服强度和断裂强度。影响断裂的外在因素是应力状态、温度和加载速率等。力学状态图则把这几个影响因素综合起来表达于图中,从而由力学状态图来定性地判断材料将发生何种形式的断裂,这对预测工程材料的破坏方式有着重要的意义。

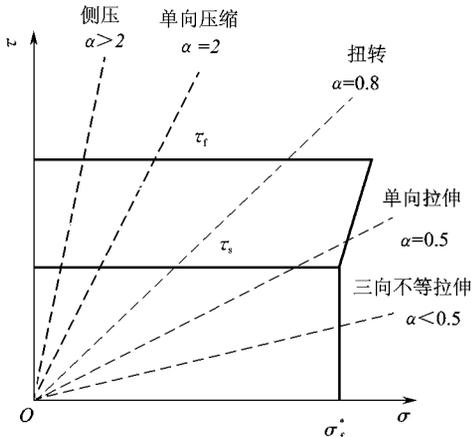


图 10-10 以联合强度理论建立的力学状态图

力学状态图以联合强度理论为基础,即以第二强度理论和第三强度理论两者的联合为基础,图中的纵坐标是按第三强度理论计算的最大切应力,横坐标是按第二强度理论计算的最大正应力。在力学状态图中,应力状态系数  $\alpha$  用过原点的射线表示,不同斜率的射线表示不同的应力状态,如图 10-10 所示。而材料的性能在力学状态图上用三个指标来表示,即剪切屈服强度  $\tau_{泽}$ 、切断强度  $\tau_{寒}$  和抗断强度  $\sigma_{寒}^*$  (为避免与断裂真应力  $\sigma_{寒}$  混淆,此处以  $\sigma_{寒}^*$  表示)。材料的剪切屈服强度  $\tau_{泽}$  和切断强度  $\tau_{寒}$  可用静扭转试验求得。而材料的抗断强度  $\sigma_{寒}^*$  要求材料不发生塑性变形,故这一指

标只能用缺口试样在低温下用弯曲试验求得。

对于给定的材料,其  $\tau_{泽}$ 、 $\tau_{寒}$  和  $\sigma_{寒}^*$  均为定值,分别以图中的水平线和垂直线表示,则该材料在压缩和扭转载荷下最终以切断破坏。在三向不等拉伸(如试样上开缺口)  $\alpha$  约等于 1 的情况下,试样未经屈服(直线未与  $\tau_{泽}$  水平线相交)就先达到了材料的断裂强度  $\sigma_{寒}^*$ ,因此表现为脆断,或者说是完全由正应力引起的脆断。在单向拉伸  $\alpha$  越等于 0.5 的情况下,该材料先经剪切屈服(直线  $\alpha$  越等于 0.5 先与  $\tau_{泽}$  相交),随后被拉断,但其最终的拉断抗力并不是  $\sigma_{寒}^*$ ,而是拉伸曲线上的断裂真应力,即断裂载荷除以最终的横截面面积。断裂真应力随变形量而增加,在图中以一斜线连接于  $\sigma_{寒}^*$  和  $\tau_{寒}$ 。凡是先达到  $\tau_{泽}$  最后达到断裂真应力线的应力状态,其断裂形式均为正断加切断的混合型断裂。因此,对给定的这种材料,由于应力状态不同,可显示切断、正断和混合断三个区域。

图 10-10 是几种不同材料在不同应力状态下的表现。射线 1 表示三向不等压缩(如硬度试验的应力状态),射线 2 表示单向压缩,射线 3 表示扭转,射线 4 表示单向拉伸。材料 1 的抗剪能力强而抗拉能力弱(如陶瓷材料),材料 2 的抗剪能力弱而抗拉能力强(如金属材料),

材料介于两者之间。通常把易于拉断的材料叫做硬性材料,易于引起拉断的应力状态叫做硬性应力状态;把易于剪断的材料叫做软性材料,易于引起剪断的应力状态叫做软性应力状态。因此,材料从脆到塑是由硬到软,应力状态从脆到塑是从软到硬。对材料 A 进行压入试验可引起剪断;而进行单向压缩试验时,已不能引起 A 材料的屈服而直接脆断了。对材料 B 进行单向压缩可引起剪断;而进行扭转试验时,就表现为由正应力引起的脆断。

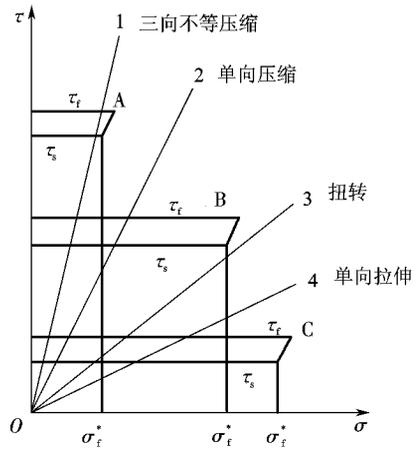


图 4-10 几种不同材料在不同应力状态下的表现

温度和载荷速率的影响,主要表现在对剪切屈服强度和抗断强度相对位置的影响上。一般随着温度的降低和加载速率的升高,τ<sub>s</sub>升高较快而 σ<sub>b</sub>\* 变化不大,因而增加了材料(如体心立方和密排六方金属)的脆断倾向。在力学状态图中,

各种加载方式所引起的应力状态是固定不变的。但事实上,材料在经过屈服变形之后应力状态会发生变化。例如材料在单向拉伸产生颈缩后,会造成三向拉应力;而在颈缩试样中心形成裂纹之后,当发展到试样边缘时又接近单向拉伸状态,产生剪断。

由上可见,材料的脆性或塑性只是一个相对的概念,它是材料性质与应力状态相互作用的结果。引入 β<sub>脆</sub> 越 越 越 和 β<sub>塑</sub> 越 越 越,表征材料发生塑性变形和塑性断裂的难易程度。当 α 约 β<sub>脆</sub> 时,材料呈脆性;当 α 跃 β<sub>塑</sub> 时,材料呈塑性。

力学状态图不仅可以定性判断材料的相对脆性或塑性,还可以为一定材料的性能评定选择合适的试验方法,以获得尽可能多的信息。此外,对一定的服役条件,还可根据应力状态的软硬程度,选择合适的材料。

## 4.1 材料的扭转、弯曲、压缩和剪切

### 4.1.1 材料的扭转

#### 应力—应变分析

当一等直径的圆柱试样受到扭矩 T 作用时,试样表面的应力状态如图 4-11 所示。材料的应力状态为纯剪切,切应力分布在纵向与横向两个垂直的截面上。在横截面上无正应力,最大与最小的正应力分布在与试样轴线呈 45° 的两个斜截面上,σ<sub>拉</sub> 为拉应力(σ<sub>拉</sub> 越 越),σ<sub>压</sub> 为等值的压应力(σ<sub>压</sub> 越 越),σ<sub>圆</sub> 越 越。在与试样轴线平行和垂直的截面上,作用着最大的切应力 τ。最大切应力的数值与最大正应力相等,即

$$\tau_{\text{圆}} = \frac{\sigma_{\text{拉}}}{2} = \frac{\sigma_{\text{压}}}{2} \quad (4-1)$$

于是,在扭转加载情况下的应力状态系数

$$\alpha = \frac{\sigma_{\text{拉}}}{\sigma_{\text{圆}}} = \frac{\sigma_{\text{压}}}{\sigma_{\text{圆}}} = \frac{\sigma_{\text{圆}}}{\sigma_{\text{圆}}} = 1 \quad (4-2)$$

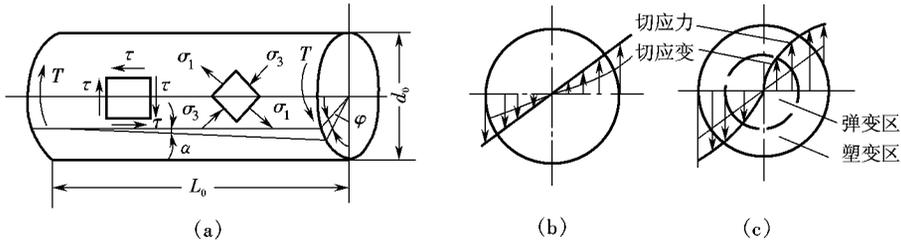


图 10-1 扭转试样中的应力与应变

(a) 试样表面应力状态 (b) 弹性变形阶段横截面上的切应力与切应变分布  
(c) 弹塑性变形阶段横截面上切应力与切应变的分布

在弹性变形阶段,试样横截面上的切应力和切应变沿半径方向呈线性分布,中心处切应力为零,表面处最大,如图 10-1(b)所示。表层产生塑性变形后,切应力的分布仍保持线性关系,但切应力因塑性变形而有所降低,不再呈线性分布,如图 10-1(c)所示。

随着扭转试验的进行,试样最终会发生断裂。如扭转沿横截面断裂,则为切应力下的切断;如扭转断口与轴线成 \$45^\circ\$ 角,则为最大正应力下的脆断。

#### 扭转试验的特点与应用

扭转试验是重要的力学性能试验方法,通过上述的应力、应变分析可以看出,扭转试验具有如下的特点。

① 扭转的应力状态系数  $\alpha$  比拉伸的应力状态系数 ( $\alpha$ ) 大,故可用来测定那些在拉伸时呈现脆性或低塑性材料(如淬火低碳钢、工具钢、灰铸铁和球墨铸铁等)的强度和塑性。

② 在进行扭转试验时,试样截面的应力分布不均匀,表面最大,越往心部越小。因此,扭转试验能较敏感地反映出材料表面缺陷及表面硬化层的性能。利用这一特性,可对表面强化工艺进行研究和对机件热处理表面质量进行检验。

③ 圆柱形试样扭转时,整个试样长度上的塑性变形是均匀的,试样的标距长度和截面积基本保持不变,不会出现静拉伸时试件上发生的颈缩现象。所以,可用扭转试验精确评定那些拉伸时出现颈缩的、高塑性的变形能力和变形抗力,而这在单向拉伸或压缩试验时是难以做到的。

④ 扭转时试样中的最大正应力与最大切应力在数值上大体相等,而生产实际上所使用的大部分金属材料正断强度大于切断强度。所以,扭转试验是测定这些材料切断强度的最可靠方法。

⑤ 根据扭转试样的宏观断口特征,可明确区分材料的最终断裂方式是正断还是切断。由扭转试验的应力状态分析可知,塑性材料的断裂面与试样轴线垂直,断口平整,有回旋状塑性变形的痕迹(图 10-2(a)),这是由切应力造成的切断;脆性材料的断裂面与试样轴线成 \$45^\circ\$ 角,呈螺旋状(图 10-2(b)),这是在正应力作用下产生的正断。图 10-2(c)为木纹状断口,断裂面顺着试样轴线形成纵向剥层或裂纹,这是因为金属材料中存在较多的非金属夹杂物或偏析,并在轧制过程中使其沿轴向分布,降低了试样轴向切断强度造成的。因此,可以根据断口宏观特征来判断承受扭矩而断裂的机件的性能。

扭转试验虽然能够用于测定塑性材料和脆性材料的剪切变形和断裂的力学性能,但扭转试验的优点在某些情况下也会变为缺点。如由于扭转试件中表面的切应力最大,越往心

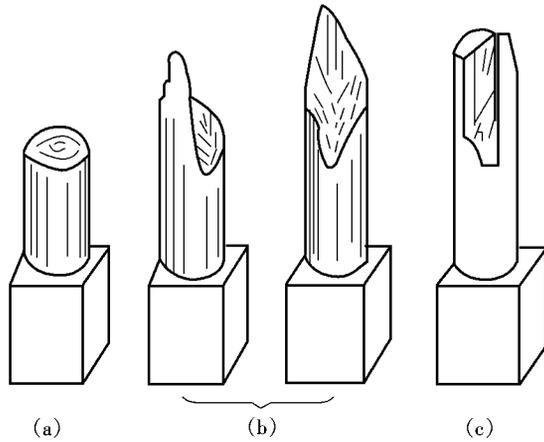


图 4-1 扭转试样断口的宏观特征  
(a) 剪切断口 (b) 正断断口 (c) 粗木纹状断口

部切应力越小,当材料表层发生塑性变形时,心部仍处于弹性状态(图 4-1c)。这样,很难精确地测定试样表层何时开始塑性变形,因而用扭转试验难以精确地测定材料的微小塑性变形抗力。

4.1 扭转试验方法及其力学性能指标

扭转试验主要采用直径  $\phi$  为 10mm 的圆柱形(实心或空心)试样(图 4-2),在扭转试验机上进行。关于扭转试验方法的技术规定,可参阅国家标准 GB/T 228.1-2003。

试验时,对试样施加扭矩  $T$ ,随着扭矩的增加,试样标距  $L_0$  间的两个横截面不断

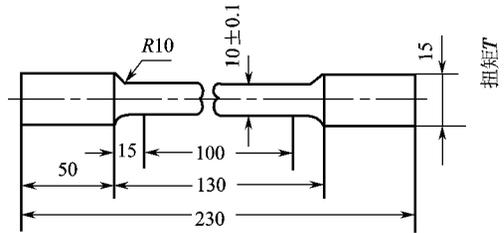


图 4-2 扭转试样的尺寸

产生相对转动,其相对扭角以  $\varphi$  (单位为度)表示。利用试验机的绘图或记录装置可得出扭矩—扭角(栽— $\varphi$ )曲线(图 4-3),称为扭转图。扭转曲线与拉伸试验测定的真应力—应变曲线相似,这是因为在扭转时试样的形状不变,其变形始终是均匀的,即使进入塑性变形阶段,扭矩随变形的增大而增加,直至试样断裂。

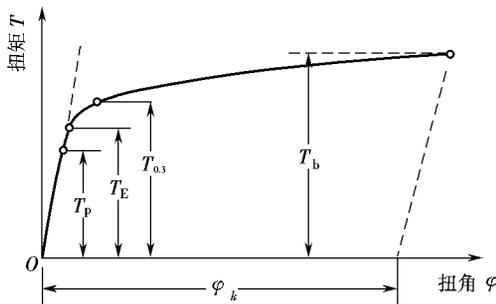


图 4-3 扭转曲线示意图

在弹性变形范围内,由材料力学理论可知试样表面的切应力

$$\tau = \frac{T \cdot r}{J}$$

式中:栽为扭矩;宰为试样的截面系数。对于实心圆杆,宰越  $\frac{\pi \phi^3}{32}$ ;对于空心圆杆,宰越  $\frac{\pi (\phi_1^4 - \phi_2^4)}{32}$  (员源越越)越。其中  $\phi_1$  为外径, $\phi_2$  为内径。

因切应力作用而在圆杆表面产生的切应变

$$\gamma = \alpha \frac{\rho}{L} \quad (10)$$

式中： $\alpha$ 为圆杆表面任一平行于轴线的直线因切应力 $\tau$ 的作用而转动的角度(图10)； $\rho$ 为扭转角； $L$ 为杆的长度。

通过扭转试验测定的扭转图以及式(9)和式(10)，可得到材料的下列主要力学性能指标。

### 剪切变模量 $G$

在弹性范围内，切应力与切应变之比称为切变模量。对实心圆杆试样有

$$G = \frac{\tau}{\gamma} = \frac{T}{\phi L} \quad (11)$$

### 圆扭转比例极限 $\tau_p$ 和扭转屈服强度 $\tau_{0.2}$

具有明显物理屈服现象的材料(如低碳钢)，在扭转试验时也同样呈现屈服现象。与拉伸试验中的 $\sigma_p$ 、 $\sigma_{0.2}$ 类似，在扭转曲线或试验机扭矩度盘上读出相应的扭矩 $T$ ，计算出扭转比例极限 $\tau_p$ 和扭转屈服强度 $\tau_{0.2}$ ，即

$$\begin{cases} \tau_p = \frac{T_p}{W_p} \\ \tau_{0.2} = \frac{T_{0.2}}{W_p} \end{cases} \quad (12)$$

式中： $T_p$ 为扭转曲线开始偏离直线时的扭矩； $T_{0.2}$ 为材料发生屈服时的扭矩。确定 $T_{0.2}$ 的方法是，用曲线上某点的切线与纵坐标轴夹角的正切值较直线与纵坐标夹角的正切值大1%，则该点所对应的扭矩即为 $T_{0.2}$ 。倘若扭转图上不存在明显的扭转屈服，可通过规定残余切应变(如图11)或非比例切应变的方法定义屈服扭矩 $T_{0.002}$ ，进而计算出扭转屈服强度 $\tau_{0.002}$ 。 $T_{0.002}$ 。确定扭转屈服强度时的残余切应变取1%，是为了与确定拉伸屈服强度时取残余切应变为0.2%相当。倘若扭转屈服时扭转有波动现象，则需要测定上屈服点和下屈服点。

### 抗扭强度

根据试样在扭断前承受的最大扭矩( $T_b$ )，利用弹性扭转公式计算抗扭强度，即

$$\tau_b = \frac{T_b}{W_p} \quad (13)$$

式中： $T_b$ 为试件断裂前的最大扭矩。必须指出， $\tau_b$ 是按弹性变形状态下的公式计算的，由图12可知，它比真实的抗扭强度大，故称为条件抗扭强度。只有陶瓷等很脆的材料，在扭转时没有明显塑性变形时，上述计算的 $\tau_b$ 值才比较真实。为了求得塑性材料的真实扭转强度极限，可运用塑性力学理论，按圆柱形试样在大塑性变形下的扭转真应力计算。其计算方法详见有关的参考文献。

## 10.3 材料的弯曲

### 弯曲试验方法及其力学性能指标

弯曲试验常采用圆柱形或矩形试样，圆柱形试样的直径 $d$ 为 $2b$ ，矩形试样的 $b$  (高度)伊宽度 $a$ 为 $2b$ 伊 $a$  (或 $2b$ 伊 $a$ )至 $2b$ 伊 $a$  (或 $2b$ 伊 $a$ )。试样的跨距 $L$ 为直径 $d$ 或高度 $b$ 的 $4$ 倍。要求试样有一定的加工精度，但对铸铁弯曲试

样表面可不加工。金属、工程陶瓷和塑料的弯曲试验,可按 GB 232-1999《金属材料弯曲力学性能试验方法》、GB 232-1999《工程陶瓷抗弯强度试验方法》和 GB 232-1999《塑料弯曲性能试验方法》进行。

弯曲试验时,将圆柱形或矩形试样放置在一定跨距  $L$  的支座上,进行三点弯曲(图 4-1(a))或四点弯曲(图 4-1(b))加载。采用四点弯曲时,在两加载点之间试样受到等弯矩的作用。因此,试样通常在该长度内具有组织缺陷处发生断裂,故能较好地反映材料的缺陷性质,而且试验结果也较精确。但四点弯曲试验时必须注意加载的均衡。三点弯曲试验时,试样总是在最大弯矩附近处断裂。三点弯曲试验方法较简单,故常采用。

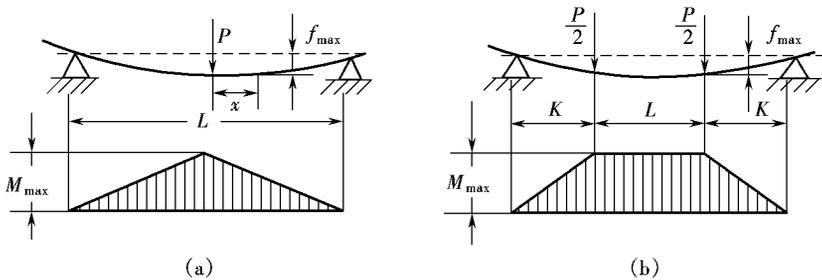


图 4-1 弯曲试验加载方式  
(a) 三点弯曲加载 (b) 四点弯曲加载

通常用弯曲试样的最大载荷对应的挠度  $f_{max}$  表征材料的变形性能。试验时,在试样跨距的中心测定挠度,通过记录弯曲力  $P$  和试样挠度  $f$  之间的关系曲线绘成  $P-f$  关系曲线,称为弯曲图(图 4-2),用以确定材料在弯曲力作用下的力学性能。

对高塑性材料,弯曲试验不能使试样发生断裂,其曲线的最后部分可延伸很长,见图 4-2(a)。因此,弯曲试验难以测得塑性材料的强度,而且试验结果的分析也很复杂,故塑性材料的力学性能由拉伸试验测定,而不采用弯曲试验测定。

对脆性材料,根据弯曲图 4-2(b)、(c),试样在弹性范围内弯曲时,受拉侧表面的最大弯曲应力  $\sigma$  按下式计算:

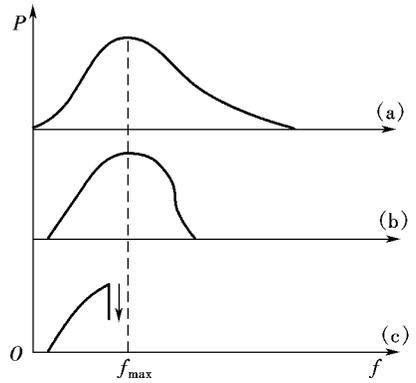


图 4-2 典型材料的弯曲图  
(a) 塑性材料 (b) 中等塑性材料 (c) 脆性材料

$$\sigma = \frac{M_{max}}{W} \quad (4-1)$$

式中:  $M_{max}$  为最大弯矩,对三点弯曲加载,  $M_{max} = \frac{PL}{4}$ ;对四点弯曲加载,  $M_{max} = \frac{PL}{4}$ ;  $W$  为试样抗弯截面系数,对于直径为  $d$  的圆柱试样,  $W = \frac{\pi d^3}{32}$ ;对宽度为  $b$ 、高度为  $h$  的矩形试样,  $W = \frac{bh^2}{6}$ 。

通过弯曲试验,可测定脆性或低塑性材料的主要力学性能指标有以下几种。

1. 规定非比例弯曲应力  $\sigma_{0.2}$

试样弯曲时,外侧表面上的非比例弯曲应变( $\epsilon_{0.2}$ )达到规定值时,按弹性弯曲应力公式

计算的最大弯曲应力 称为规定非比例弯曲应力。例如,规定非比例弯曲应变  $\epsilon_{0.2}$  为图 10-10 中或图 10-10 中的弯曲应力,分别记为  $\sigma_{0.2}$  或  $\sigma_{0.2}$ 。

在图 10-10 所示的弯曲力—挠度曲线上,过 A 点截取相应于规定非比例弯曲应变的线段 AC,其长度按以下公式计算:

对三点弯曲加载

$$AC = \frac{1}{2} \frac{f_{0.2}}{R} \epsilon_{0.2}$$

对四点弯曲加载

$$AC = \frac{1}{4} \frac{f_{0.2}}{R} \epsilon_{0.2}$$

式中:  $f$  为挠度放大倍数;  $R$  为圆形试样的半径(或矩形试样的半高);  $\epsilon_{0.2}$  为规定非比例弯曲应变。

过 A 点作弹性直线段的平行线,交曲线于 B 点, B 点所对应的力值为所测的规定非比例弯曲力  $P_{0.2}$ ,然后计算出最大弯矩  $M_{0.2}$ ,再按式(10-1)计算出规定非比例弯曲应力。

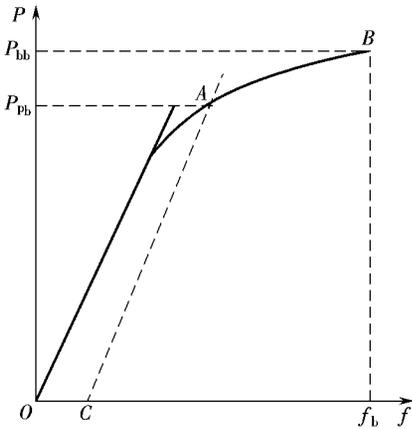


图 10-10 弯曲力—挠度曲线及  $P_{0.2}$  和  $f_{0.2}$  的确定方法

### 圆抗弯强度 $\sigma_{0.2}$

按弹性弯曲公式计算的试样弯曲至断裂前达到的最大弯曲应力,称为抗弯强度。从图 10-10 所示的曲线上 B 点读取相应的最大弯曲力  $P_b$ ,或从试验机测力度盘上直接读出  $P_b$ ,然后计算出断裂前的最大弯矩,进而计算出抗弯强度。

### 圆弯曲模量 $E_{0.2}$

对矩形试样,弯曲模量

$$E_{0.2} = \frac{M_{0.2}}{I} \quad (10-2)$$

式中:  $E_{0.2}$  为弯曲图上 AC 直线的斜率;  $I$  为试样的跨距。

### 圆弯曲试验的特点

杆状试样承受弯矩作用后,其内部应力主要为正应力,与单向拉伸时产生的应力类似。但由于杆件截面上的应力分布不均匀,表面最大,中心为零,且应力方向发生变化,因此,材料在弯曲加载下所表现的力学行为与单纯拉应力作用下的力学行为不完全相同。于是,对于承受弯曲载荷的机件如轴、板状弹簧等,常用弯曲试验测定其力学性能,以作为设计或选材的依据。

弯曲试验作为一种试验方法与拉伸、扭转试验相比,还有以下两个方面的特点。

① 弯曲试验的试样形状简单、操作方便,不存在拉伸试验时的试样偏斜(力的作用线不能准确通过拉伸试样的轴线而产生附加弯曲应力)对试验结果的影响,并可用试样弯曲的挠度显示材料的塑性。因此,弯曲试验方法常用于测定铸铁、铸造合金、工具钢、硬质合金及陶瓷材料等脆性与低塑性材料的强度和显示塑性的差别。

② 与扭转试验类似,弯曲试样的表面应力最大,故可较灵敏地反映材料的表面缺陷。因此,常用来比较和鉴别渗碳层和表面淬火层等表面热处理机件的质量和性能。

4.1.1 弯曲试验的应用

弯曲试验应用于以下三方面。

1. 测定灰铸铁的抗弯强度

灰铸铁的弯曲试件一般采用铸态毛坯圆柱试件。试验时加载速率不大于 0.05 MPa/s。若试件的断裂位置不在跨距的中点,而在距中点  $a$  处(见图 4-10),则抗弯强度可按式(4-1)计算:

$$\sigma_b = \frac{3FL}{2bh^2} \left( \frac{L}{2} - a \right) \quad (4-1)$$

2. 测定硬质合金的抗弯强度

硬质合金由于硬度高,难以加工成拉伸试件,故常用弯曲试验以评价其性能和质量。但由于硬质合金价格昂贵,故常采用方形或矩形截面的小尺寸试件,常用的规格是 3mm×3mm×10mm,跨距为 5mm。

3. 测定陶瓷材料的抗弯强度

由于陶瓷材料脆性大,测定抗拉强度很困难,难以得到精确的结果,故目前主要是以测定其抗弯强度作为评价陶瓷材料性能的指标。陶瓷材料的弯曲试样常采用方形或矩形截面的试件。应当指出,试样的表面粗糙度对陶瓷材料的抗弯强度有很大的影响,表面越粗糙,抗弯强度越低。另外,若磨削方向与试件表面的拉应力垂直,也会较大幅度地降低陶瓷材料的抗弯强度。

4.2 材料的压缩

4.2.1 压缩试验的特点

材料的压缩试验具有以下特点。

① 单向压缩试验的应力状态系数  $\alpha$  比拉伸、扭转、弯曲的应力状态都软。因此,压缩试验主要用于拉伸载荷下呈现脆性断裂的材料(例如灰铸铁、轴承合金、水泥和砖块等)的力学性能测定,以显示这类材料在塑性状态的力学行为,如图 4-11 所示。若对脆性材料施加多向不等压缩载荷,由于应力状态系数  $\alpha$  更负,更易产生塑性变形。

② 拉伸时塑性很好的材料在压缩时只发生压缩而不会断裂,因此塑性材料很少进行压缩试验。脆性材料在拉伸时常产生垂直于载荷轴线的正断,塑性变形量几乎为零;而在压缩试验时,则能产生一定的塑性变形,并能沿与轴线呈 45° 方向产生切断。灰铸铁和一些高强度低塑性材料压缩断裂时,就具有这种类型的断口。另外,陶瓷材料在轴向压缩时,还会出现断口表面与压力轴线垂直的现象。

③ 压缩可以看作是反向拉伸,只不过压缩时试样不是伸长而是缩短,横截面不是缩小而是胀大。

④ 脆性材料的压缩强度一般高于其抗拉强度,尤其是陶瓷材料的压缩强度约高于其抗拉强度一个数量级。如烧结致密的氧化铝多晶体的拉伸强度为 100 MPa,而其压缩强度高达 1000 MPa。这是由于陶瓷中总是存在裂纹,拉伸时裂纹达到临界尺寸就失稳扩展发生断

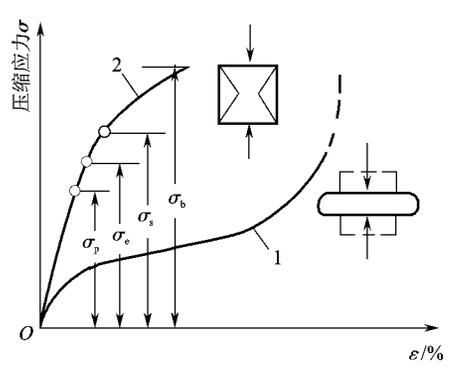


图 4-11 材料的压缩载荷—变形曲线  
 1—高塑性材料 2—低塑性材料

裂,而在压缩时,裂纹会闭合或呈稳态缓慢扩展,使压缩强度提高。

圆筒压缩试验方法及其力学性能指标

在压缩试验中,试样的横截面常为圆形、正方形或棱柱体,试样长度或高度一般为直径或边长的 2~3 倍。圆筒或棱柱对试验结果有很大的影响,圆筒或棱柱越大,抗压强度越低。为使抗压强度的试验结果能互相比,一般规定圆筒为定值。在有侧向约束装置以防试样屈服的条件下,也可采用板状试样。金属、陶瓷、塑料、橡胶的压缩试验,可按 GB/T 17323《金属压缩试验方法》、GB/T 17324《工程陶瓷压缩强度试验方法》、GB/T 17325《塑料压缩试验方法》和 GB/T 17326《橡胶静压缩试验方法》进行。

压缩试验时,在上下压头与试样端面之间存在很大的摩擦力,这不仅影响试验结果,而且还会改变断裂的形式。为减小摩擦阻力的影响,试样的两端面必须光滑平整,相互平行,并涂润滑油或石墨粉进行润滑。

试样压缩试验时的载荷—变形曲线,如图 10-10 所示。通过压缩试验可测定下列主要的压缩性能指标。

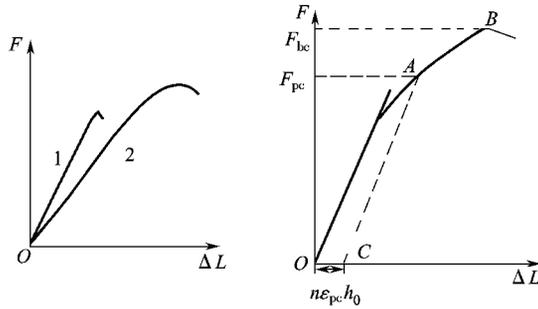


图 10-10 脆性金属材料在拉伸和压缩载荷下的力学行为  
1—拉伸力—伸长曲线 2—压缩曲线

规定非比例压缩应力  $\sigma_{cp}$

试样的非比例压缩变形达到规定的原始标距百分比时的应力,称为规定非比例压缩应力。例如  $\sigma_{cp0.2}$ 、 $\sigma_{cp0.5}$  分别表示规定非比例压缩应变  $\epsilon_{cp0.2}$ 、 $\epsilon_{cp0.5}$  时的压缩应力。

在图 10-10 所示的压缩力—变形曲线上,自  $\sigma_{cp}$  点起截取一段相当于规定非比例压缩变形的距离  $\Delta L_{cp}$ ,使  $\Delta L_{cp} = \epsilon_{cp} \cdot L_0$  ( $L_0$  为试样原始标距,  $\epsilon_{cp}$  为变形放大倍数)过  $\sigma_{cp}$  点作平行于弹性直线段的直线,该直线与曲线交于  $\sigma_{cp}$  点,其对应的力值  $F_{pc}$  为所测规定非比例压缩力。规定非比例压缩应力按下式计算:

$$\sigma_{cp} = \frac{F_{pc}}{A_0}$$

式中:  $A_0$  为试样原始横截面面积。

圆筒抗压强度  $\sigma_{bc}$

试样压至破坏过程中的最大应力称为抗压强度。这可从图 10-10 的压缩力—变形曲线上确定最大压缩力  $F_b$  (或直接从试验机的测力度盘上读出) 然后按下式计算抗压强度:

$$\sigma_{bc} = \frac{F_b}{A_0} \quad (10-10)$$

相对压缩率  $\epsilon_{bc}$  和相对断面扩张率  $\psi_{bc}$

与拉伸试验中的延伸率和断面收缩率类似,在压缩试验中可定义相对压缩率  $\epsilon_{bc}$  和相对

断面膨胀率  $\psi_{\text{断}}$  其计算式如下：

$$\epsilon_{\text{断}} = \frac{V_{\text{断}} - V_0}{V_0} \quad (4-10)$$

$$\psi_{\text{断}} = \frac{A_0 - A_{\text{断}}}{A_0} \quad (4-11)$$

通过压缩试验,也可测定材料的压缩弹性模量  $E_c$ 。对在压缩时产生明显屈服现象的材料,还可测定压缩屈服点  $\sigma_{\text{压}}$ 。在压缩试验过程中,还可通过最大变形量比较材料的塑性性能。

材料的多向不等压缩,可根据机件的形状自行设计的装置进行试验。

### 4.3 材料的剪切

制造承受剪切机件的材料,通常要进行剪切试验,以模拟实际服役条件,并提供材料的抗剪强度数据作为设计的依据。这对诸如铆钉、销子之类的零件尤为重要。常用的剪切试验方法有单剪试验、双剪试验和冲孔式剪切试验。

#### 4.3.1 单剪试验

单剪试验主要用于板材和线材的抗剪强度测量,故剪切试件常取自板材或线材。试验时将试件固定在底座上,然后对上压模加压,直至试件沿剪切面剪断(图 4-10)。根据试件被剪断时的最大载荷  $P_{\text{断}}$  和试件的原始截面面积  $A_0$ ,计算剪切面上的最大切应力,即材料的抗剪强度

$$\tau_{\text{断}} = \frac{P_{\text{断}}}{A_0} \quad (4-12)$$

#### 4.3.2 双剪试验

双剪试验是最常用的剪切试验。试验时,将试样装在压式或拉式剪切器(如图 4-11 的压式剪切器)内,然后加载。这时,试件在两个对称截面上同时受到剪力的作用(图 4-11)。根据试件断裂时的载荷  $P_{\text{断}}$ ,可计算材料的抗剪强度

$$\tau_{\text{断}} = \frac{P_{\text{断}}}{2A_0} \quad (4-13)$$

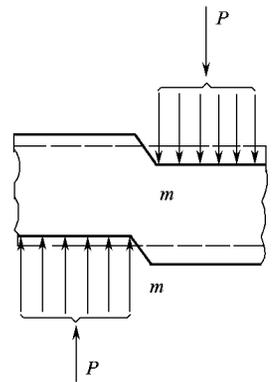


图 4-10 试件在单剪试验时受力和变形示意图

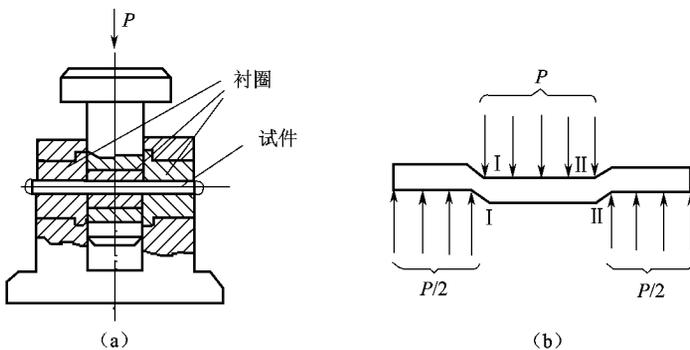


图 4-11 双剪试验装置  
(a) 压式剪切器 (b) 试件受剪情况

双剪试验用的试件为圆柱体,其被剪部分长度不能太长。因为在剪切过程中,除了两个剪切面受到剪切外,试样还受到弯曲作用。为了减小弯曲的影响,被剪部分的长度与试件直径之比值不要超过 1.5。

剪切试验加载速率一般规定为 员皂/皂,最快不得超过 员皂/皂。剪断后,如试件发生明显的弯曲变形,则试验无效。

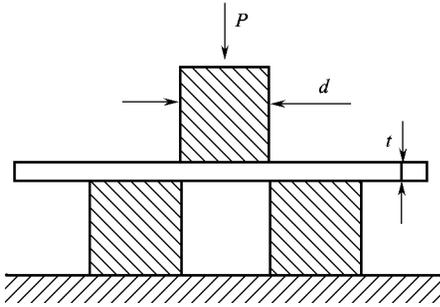


图 苑源 冲孔式剪切试验装置

### 冲孔式剪切试验

薄板的抗剪强度,也可用冲孔式剪切试验法测定,试验装置如图 苑源所示。试件断裂时的载荷为  $P_{\text{破}}$ ,断裂面为一圆柱面,故材料的抗剪强度

$$\tau_{\text{破}} = \frac{P_{\text{破}}}{\pi d t} \quad (7-10)$$

式中:  $d$  为冲孔直径;  $t$  为板料厚度。

### 图 苑缘 几种静载试验方法的比较

不同静载力学性能测试方法的应力分布、应力状态系数、技术指标和脆性材料的载荷—变形图,如表 苑圆所示。由表 苑圆可见每种试验方法的特点、适用材料和主要的力学性能指标。

表 苑圆 几种静载试验方法的比较(对脆性材料)

试验方法	拉伸	压缩	弯曲	扭转	
横截面上的应力分布					
应力状态系数	园缘	圆		园愿	
主要的技术指标	模量	弹性模量 $E$		切变模量 $G$	
	强度	比例极限 $\sigma_p$ 屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 抗拉强度 $\sigma_b$	$\sigma_{\text{破}}$ 抗压强度	$\sigma_{\text{破}}$ 抗弯强度	扭转比例极限 $\tau_p$ 扭转屈服极限 $\tau_{0.2}$ 抗扭强度 $\tau_b$
	塑性	延伸率 $\epsilon$ 断面收缩率 $\psi$	$\epsilon_{\text{破}}$ 相对压缩率 $\psi_{\text{破}}$ 断面膨胀率	$\delta_{\text{破}}$ 最大挠度	扭转相对残余应变 $\gamma$
淬火钢的载荷—变形曲线					

## 4.1 材料的硬度

### 4.1.1 硬度的概念与分类

#### 4.1.1.1 硬度的概念

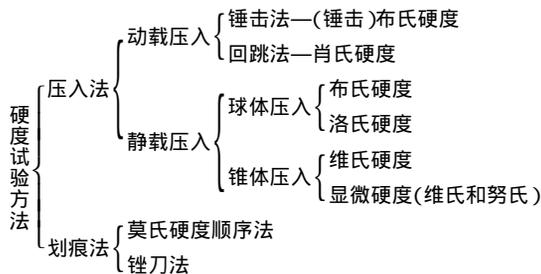
硬度是衡量材料软硬程度的一种力学性能指标,其定义为在给定的载荷条件下,材料对形成表面压痕(刻痕)的抵抗能力。材料的硬度试验方法与静拉伸试验一样,在工业生产及材料研究中的应用极为广泛。但硬度只是一种技术指标,并不是一个确定的力学性能指标,其物理意义随硬度试验方法的不同而不同。例如,压入法的硬度值是材料表面抵抗另一物体局部压入时所引起的塑性变形能力;划痕法的硬度值表征材料表面对局部切断破坏的抗力。因此一般可以认为,硬度是指材料表面上较小体积内抵抗变形或破裂的能力。

压力法硬度试验的应力状态最“软”(α 跃圆),最大切应力远大于最大正应力。所以,在此应力状态下几乎所有材料都会产生塑性变形。

硬度试验所用设备简单,操作方便快捷,硬度试验仅在材料表面局部区域内造成很小的压痕,基本上属于“无损”或微损检测,可对大多数机件成品直接进行检验,无须专门加工试样。而且材料的硬度与强度间存在一定的经验关系,因而硬度试验作为材料、半成品和零件的质量检验方法,在生产实际和材料工艺研究中得到广泛的应用。

#### 4.1.1.2 硬度的分类

硬度试验方法有十几种,按加载方式基本上可分为压入法和划痕法两大类。在压入法中,根据加载速率的不同可分为动载压入法和静载压入法。肖氏硬度和锤击式布氏硬度等属于动载试验法;布氏硬度、洛氏硬度、维氏硬度和显微硬度等属于静载压入法。划痕法包括莫氏硬度顺序法和锉刀法等,如下表所示。



生产中应用最多的是压入法型硬度,如布氏硬度、洛氏硬度、维氏硬度和显微硬度等。在本节中将重点介绍布氏硬度、洛氏硬度、维氏硬度测定的原理和方法,同时还介绍显微硬度、肖氏硬度、莫氏硬度的测定方法及常见材料的硬度,以便能根据材料的种类和生产实际的需要,采用合适的方法测定材料的硬度。

### 4.1.2 布氏硬度(布氏硬度试验)

#### 4.1.2.1 布氏硬度试验的基本原理

布氏硬度试验是 1900 年由瑞典工程师 约翰·布氏提出的,是应用最久、最广泛的压入法硬度试验之一。布氏硬度的测定原理是:用一定大小的载荷  $F$  将直径为  $D$  的淬火钢球或硬质合金球压入试样表面(图 4-1),保持规定的时间后卸除载荷,于是在试样

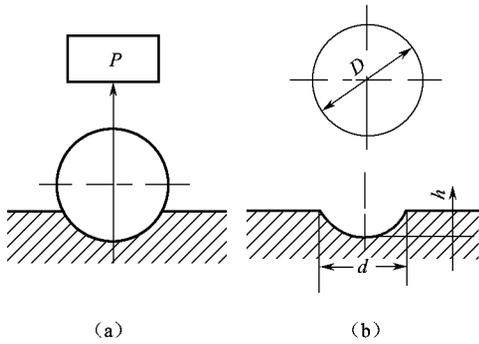


图 布氏硬度试验的原理图  
(a) 压头压入试样表面 (b) 卸载后测定压痕直径

表面留下压痕(图)。测量试样表面残留压痕的直径,计算出压痕的表面积,将单位压痕面积承受的平均压力定义为布氏硬度,用符号表示。的计算式如下:

$$H_B = \frac{P}{\pi D \sqrt{D-d}} \quad (1)$$

式中:为压痕凹陷的深度;为压痕的表面积。布氏硬度的单位为,但一般不标注单位。如载荷的单位用牛顿(晕),则布氏硬度的单位变为,的右端应乘以

由公式(1)可知

当压力和压头直径一定时,压痕直径越大,则布氏硬度越低,即材料的变形抗力越小;反之,布氏硬度值越高,材料的变形抗力越高。

压头材料不同,表示布氏硬度值的符号也不同。当压头为硬质合金球时,用符号表示,适用于测量布氏硬度值为的材料;当压头为淬火钢球时,用符号表示,适用于测量布氏硬度值低于的材料。

布氏硬度值的表示方法,一般记为“数字+硬度符号(或)+数字+数字”的形式,符号前面的数字为硬度值,符号后面的数字依次表示钢球直径、载荷大小及载荷保持时间等试验条件。例如,当用淬火钢球,在载荷作用下保持时测得的硬度值为,则记为。当保持时间为时可不标注。又如用硬质合金球,在载荷作用下,保持测得的布氏硬度为。

布氏硬度试验规程

布氏硬度试验的基本条件是载荷和压头直径必须事先确定,只有这样,所得的数据才能进行相互比较。但由于材料有硬有软,所测试样有厚有薄,如果只采用一个标准的载荷(如)和压头直径(如)时,则对于硬的合金(如钢)虽然适合,但对于软的合金(如铅、锡)就不适合了,此时整个钢球都会陷入材料中。同样,这个载荷和压头直径对厚的工件虽然适合,但对于薄的工件(如厚度小于)就不适合了,这时工件就有可能被压透。

此外,压痕直径和压头直径的比值也不能太大或太小,否则所测得的值就会失真。只有二者的比值在一定范围(约)内时,才能得到可靠的数据。因此,在进行布氏硬度试验时,就要求采用不同的载荷和压头直径的搭配。可问题是:如果采用不同的和的搭配进行试验时,对和应该采取什么样的规定条件才能保证同一材料得到同样的布氏硬度值。为了解决这个问题,需要运用压痕形状的相似原理。

图表示用两个不同直径的压头和在不同载荷和的作用下,压入试样表面的情况。由图可知,要得到相等的布氏硬度值,就必须使二者的压入角相等,这就是确定和的规定条件的依据。从图中可看出,和的关系是,代入式(1)

图 4-10 后得

$$\frac{H}{P} = \frac{1}{\pi} \left( \frac{1}{R} + \frac{1}{r} \right) \sin^2 \varphi \quad (4-10)$$

由式(4-10)可知,要保证所得压入角  $\varphi$  相等,必须使  $\frac{H}{P}$  为一常数,只有这样,才能保证对同一材料得到相同的  $H$  值。这就是对  $H$  和  $R$  必须规定的条件。生产上常用的  $H$  值规定有 5 种,边缘圆角半径和 7 种,根据材料种类不同和布氏硬度的范围而分别采用,如表 4-1 和表 4-2 所示。

布氏硬度试验前,应根据试件的厚度选定压头直径。试件的厚度应大于压痕深度的 10 倍。在试件厚度足够时,应尽可能选用较大直径的压头。然后再根据材料及其硬度范围,参照表 4-1 选择  $H$  值,从而计算出试验需用压力  $P$ 。应当指出,压痕直径  $d$  应在(4-11)~(4-13)范围内,所测硬度方为有效,若  $d$  超出上述范围,则应另选  $H$  值,再次试验。

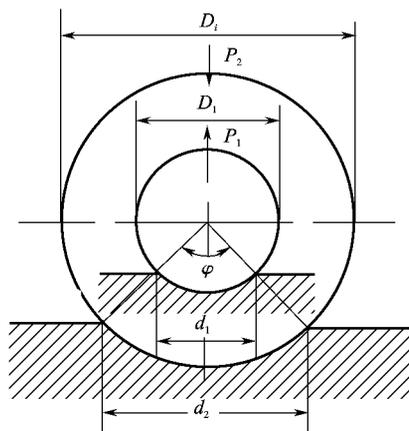


图 4-11 压痕几何相似示意图

表 4-1 布氏硬度( $H$ )试验时的  $H$  值选择表

材料	布氏硬度范围	$H$	材料	布氏硬度范围	$H$
钢及铸铁	约 500	5	轻金属及合金	约 50	5 或 10
	$\geq 500$	10		10-150	5 或 10
铜及铜合金	约 50	5		150-250	10 或 15
	10-150	10	铅、锡		10 或 15
	150-250	15			

表 4-2  $H$  及试样厚度选用表

材料类型	布氏硬度值 $H$	试样厚度 $t$	载荷 $P$ 与压头直径 $R$ 的相互关系	压头直径 $R$	载荷 $P$	载荷保持时间 $t$
黑色金属	5-10	远-10 源-5	$P \geq 30R^2$	5 缘	10 5	5
	约 50	远-10 约-5	$P \geq 10R^2$	5 缘	10 5	5
有色金属	约 50	远-10 源-5	$P \geq 30R^2$	5 缘	10 5	5
	10-150	远-10 约-5	$P \geq 10R^2$	5 缘	10 5	5
	150-250	远-10 约-5	$P \geq 10R^2$	5 缘	10 5	5

在布氏硬度测试过程中,在压力作用下的保持时间也有规定,对黑色金属应为 苑泽有 色金属为 猿园泽对 匀月约猿的材料为 远泽这是因为测定较软材料的硬度时,会产生较大的 塑性变形,因而需要较长的保持时间。但也不能保持得太长,如铅、锡等在室温下即有显著 冷蠕变现象,变形会随着时间的延长而一直增大。所以要得到可资比较的数据,必须对载荷 的保持时间作出恰当规定。布氏硬度试验方法和技术条件在国标 员月圆园造一苑源中有明确 的规定。

猿源布氏硬度试验的优缺点和适用范围

由于测定布氏硬度时采用较大直径的压头和压力,因而压痕面积大,能反映出较大体积 范围内材料各组成相的综合平均性能,而不受个别相和微区不均匀性的影响。故布氏硬度 特别适宜于测定灰铸铁、轴承合金等具有粗大晶粒或粗大组成相的材料硬度。其试验数据 稳定,分散性小,重复性好。

另外,试验证明,在一定的条件下,布氏硬度与抗拉强度  $\sigma_{\text{遥}}$  存在如下的经验关系:

$$\sigma_{\text{遥}} \approx k_{\text{遥}} \text{HB} \quad (\text{猿源})$$

式中: $k_{\text{遥}}$ 为经验常数,随材料不同而异。表 猿源列出了常见金属材料的抗拉强度  $\sigma_{\text{遥}}$  (配葬)与 匀月(噪越)的比例常数。因此,只要测定了布氏硬度,便可估算出材料的抗拉强度。

表 猿源 金属材料不同状态下 匀月与  $\sigma_{\text{遥}}$  的关系表

材料	匀月范围	$\sigma_{\text{遥}}$ 噪月	材料	匀月范围	$\sigma_{\text{遥}}$ 噪月
退火、正火碳钢	猿缘- 猿缘	猿源	退火黄铜及黄铜	—	缘缘
	跃缘	猿源	加工青铜及黄铜	—	源园
淬火碳钢	约缘	猿源	冷加工青铜	—	猿源
淬火合金钢	圆缘- 圆缘	猿猿	软铝	—	源员
常用镍铬钢	—	猿缘	硬铝	—	猿苑
锻轧钢材	—	猿源	其他铝合金	—	猿猿
锌合金	—	园缘			

由于测定布氏硬度时压痕较大,故不宜在零件表面上测定布氏硬度,也不能测定薄壁件 或表面硬化层的布氏硬度。其次,布氏硬度因需测量压痕直径的 凿值,操作和测量都需较 长时间,故在要求迅速检定大量成品时需要耗费大量的人力。当前正在研究布氏硬度测定 的自动化,以提高测量精度和效率。此外,在试验前需要根据材料的厚度和软硬程度,反复 试验更换压头的直径和所需的载荷。

当使用淬火钢球作压头时,只能用于测定 匀月约源的材料硬度;使用硬质合金球作 压头时,测定的硬度可达 远缘匀月,但当 匀月跃源时,以测定材料的洛氏硬度为宜。因为测 定硬材料的布氏硬度时,可能会因所加载荷过大而损坏压头。

与布氏硬度的试验原理一样,如将压痕的表面积改用压痕的投影面积,则可得到 配葬测 硬度值  $\text{H}_{\text{遥}}$ ,即  $\text{H}_{\text{遥}} = \frac{\text{源}}{\pi \text{凿}^2}$

对于不会发生加工硬化的延性材料,可以证明  $\text{H}_{\text{遥}}$  约等于 猿,其中  $\sigma_{\text{泽}}$  为单轴屈服强 度, $\text{H}_{\text{遥}}$  和  $\sigma_{\text{泽}}$  的单位均用 配葬。材料的硬度值大于其屈服强度,是因为在压痕形成之前压头 下方的所有材料都必须发生屈服。

### 洛氏硬度 (Rockwell Hardness)

鉴于布氏硬度存在以上缺点,1900年美国的洛氏提出了直接用压痕深度大小作为标志硬度值高低的洛氏硬度试验。洛氏硬度也是目前最常用的硬度试验方法之一。

#### 洛氏硬度的试验原理和方法

洛氏硬度是以一定的压力将压头压入试样表面,以残留于表面的压痕深度来表示材料的硬度。测定洛氏硬度的原理和过程,如图 4-1 所示。

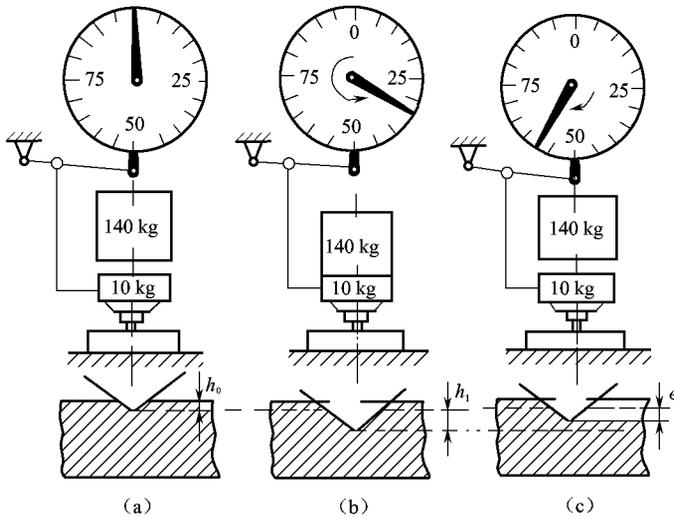


图 4-1 洛氏硬度试验的原理与测试过程示意图  
(a) 预加载荷 (b) 加载荷 (c) 卸主载荷

洛氏硬度的压头有两种,一种是顶角为  $120^\circ$  的金刚石圆锥体制成,适于测定淬火钢材等较硬的材料;另一种是直径为  $1/16$  in (1.588 mm) ~  $1/8$  in (3.175 mm) 的钢球,适于测定退火钢、有色金属等较软材料的硬度。测洛氏硬度时,先加  $10$  kg 的预压力,然后再施加主压力,所加总压力的大小,视被测材料的软硬程度而定。采用不同的压头并施加不同的压力,可组成  $15$  种不同的洛氏硬度标尺,如表 4-1 所示。生产上常用的有  $H_R$  和  $H_{RC}$  两种标尺,其中又以  $H_{RC}$  标尺用得最普遍。用这三种标尺的硬度,分别记为  $H_{RC}$ 、 $H_{RA}$  和  $H_{RB}$ 。

测定  $H_{RC}$  时,采用金刚石压头,先加  $10$  kg 预载,压入材料表面的深度为  $h_0$ ,此时表盘上的指针指向零点(图 4-1a)。然后再加上  $150$  kg 的主载荷,压头压入表面的深度为  $h_1$ ,表盘上的指针逆时针方向转到相应的刻度(图 4-1b)。在主载荷的作用下,材料表面的变形包括弹性变形和塑性变形两部分,卸除主载荷后,表面变形中的弹性部分将回复,压头将回升一段距离,即(图 4-1c)表盘上的指针将相应地回转(图 4-1c)。最后,在试件表面留下的残余压痕深度为  $e$ 。人为地规定,当  $e$  为  $0.002$  mm 时, $H_{RC}$  为  $100$ 。压痕深度每增加  $0.002$  mm, $H_{RC}$  降低  $1$  个单位。于是有

$$H_{RC} = 100 - \frac{e}{0.002} \quad (4-1)$$

这样的定义与人们的思维习惯相符合,即材料越硬,压痕的深度越小;反之,压痕深度大。按公式(4-1),可以方便地表示  $H_{RC}$  与压痕深度  $e$  之间的线性关系,并制成洛氏硬度

读数表 装在洛氏硬度试验机上 ,在主载荷卸除后 ,即可由读数表直接读出 匀砸兑值。

测定 匀砸时 ,采用 员圆孕的钢球作压头 ,主载荷为 怨孕,测定方法与测定 匀砸兑相同 ,但 匀砸的定义方法略有不同 ,即

$$\text{匀砸越} \left( \frac{\text{运} - \text{运原}}{\text{运原}} \right) \text{砸} \quad \text{(猿圆孕)} \quad \text{(猿圆孕)}$$

总之 ,洛氏硬度可统一用下式来定义 :

$$\text{匀砸越} \left( \frac{\text{运} - \text{运原}}{\text{运原}} \right) \text{砸} \quad \text{(猿圆孕)} \quad \text{(猿圆孕)}$$

式中 :运为常数 ,采用金刚石圆锥体压头时为 员圆孕,采用钢球压头时为 员圆孕,见表 猿圆孕。

表 猿圆孕 洛氏硬度的试验规范及应用

标尺	压头类型	初始试验力 轱	主试验力 轱	总试验力 轱	常数 运	硬度范围	应用举例
粤	金刚石圆锥体	员圆孕	缘孕	运孕	员圆孕	运- 愿孕	高硬度薄件及硬质合金等
月	φ 员圆孕 钢球		怨孕	员圆孕	员圆孕	圆孕- 员圆孕	有色金属、可锻铸铁等材料
悦	金刚石圆锥体		员圆孕	员圆孕	员圆孕	圆孕- 运孕	热处理结构钢、工具钢
阅	金刚石圆锥体		怨孕	员圆孕	员圆孕	源孕- 苑孕	表面淬火钢
耘	φ 猿圆孕 钢球		怨孕	员圆孕	员圆孕	苑孕- 员圆孕	塑料
云	φ 员圆孕 钢球		缘孕	运孕	员圆孕	源孕- 员圆孕	有色金属
郧	φ 员圆孕 钢球		员圆孕	员圆孕	员圆孕	猿孕- 怨孕	珠光体钢、铜、镍、锌合金
匀	φ 猿圆孕 钢球		缘孕	运孕	员圆孕	—	退火铜合金
运	φ 猿圆孕 钢球		员圆孕	员圆孕	员圆孕	源孕- 员圆孕	有色金属、塑料
蕴	φ 运孕 钢球		缘孕	运孕	员圆孕	—	
颢	φ 运孕 钢球		怨孕	员圆孕	员圆孕	—	
孕	φ 运孕 钢球		员圆孕	员圆孕	员圆孕	—	
砸	φ 员圆孕 钢球		缘孕	运孕	员圆孕	—	软金属、非金属软材料
杂	φ 员圆孕 钢球		怨孕	员圆孕	员圆孕	—	
灾	φ 员圆孕 钢球	员圆孕	员圆孕	员圆孕	—		

由此不难理解 ,为什么 匀砸兑测定硬度值的有效范围为 圆孕- 苑孕相当于 匀砸越圆孕- 苑孕 ,匀砸的有效范围为 圆孕- 运孕相当于 匀砸越源孕- 圆孕,因为在上述有效范围以外 ,不是压头压入过浅 ,就是压头压入过深 ,都将使测得的硬度值不准确。

洛氏硬度测试时 ,试件表面应为平面。当在圆柱面或球面上测定洛氏硬度时 ,测得的硬度值比材料的真实硬度要低 ,故应加以修正。修正量 Δ匀砸兑可按式计算 :

$$\Delta \text{匀砸兑越} \left( \frac{\text{运} - \text{运原}}{\text{运原}} \right) \text{砸} \quad \text{(对圆柱面)} \quad \text{(猿圆孕)}$$

$$\Delta \text{匀砸兑越} \left( \frac{\text{运} - \text{运原}}{\text{运原}} \right) \text{砸} \quad \text{(对球面)} \quad \text{(猿圆孕)}$$

式中 :匀砸兑为在圆柱面或球面上测得的硬度 ;阅为圆柱体或球体的直径。对于其他标尺的洛氏硬度 ,其修正量可在有关的文献中查到。洛氏硬度试验的技术规定可参阅 员圆孕《金属洛氏硬度试验方法》。

### 圆 洛氏硬度试验的优缺点

洛氏硬度试验避免了布氏硬度试验所存在的缺点。它的优点是 :

- ① 因有硬质、软质两种压头 ,故适于各种不同硬质材料的检验 ,不存在压头变形问题 ;

- ② 因为硬度值可从硬度机的表盘上直接读出,故测定洛氏硬度更为简便迅速,工效高;
- ③ 对试件表面造成的损伤较小,可用于成品零件的质量检验;
- ④ 因加有预载荷,可以消除表面轻微的不平度对试验结果的影响。

洛氏硬度的缺点是:

① 洛氏硬度存在人为的定义,使得不同标尺的洛氏硬度值无法相互比较,不像布氏硬度可以从小到大统一起来;

② 由于压痕小,所以洛氏硬度对材料组织的不均匀性很敏感,测试结果比较分散,重复性差,因而不适用具有粗大组成相(如灰铸铁中的石墨片)或不均匀组织材料的硬度测定。

但各种洛氏硬度之间、洛氏硬度与布氏硬度间存在一定的换算关系。对于钢铁材料,大致有下列的关系式:

$$\begin{aligned} H_{RC} &= 0.00745 H_{HB} - 0.045 \\ H_{RC} &= 0.00745 H_{HB} - 0.045 \quad (H_{HB} \text{ 在 } 200 \sim 650 \text{ 范围内}) \\ H_{RC} &= 0.00745 H_{HB} \end{aligned}$$

### 表面洛氏硬度

上述标尺的洛氏硬度,因施加的压力大,不宜用于测定极薄的工件和表面硬化层,如氮化层及金属镀层等的硬度。为满足这些试件硬度测定的需要,发展了表面洛氏硬度试验。它与普通洛氏硬度的不同之处是:① 预载荷为 9.807 N,总载荷比较小,分别为 147.1 N、196.1 N 和 294.1 N;② 当压头刚接触试件时的洛氏硬度为零,深度每增大 0.002 mm,表面洛氏硬度降低 1 个单位。表面洛氏硬度的表示方法,是在 H 后面加注标尺符号,硬度值在 H 之前。如 HRC15 表示用金刚石圆锥体压头,载荷为 49.03 N,测得的硬度为 15。表面洛氏硬度的标尺、试验规范及用途,见表 7-1。

表 7-1 表面洛氏硬度的试验规范及应用

标尺	压头类型	初始试验力 $F_0$	主试验力 $F_1$	总试验力 $F$	硬度范围	应用举例
HRA	金刚石圆锥体	9.807 N	588.4 N	588.4 N	60~85	渗碳钢、渗氮钢、刀具、薄钢板等
HRC			147.1 N	147.1 N	20~70	
HR15N			147.1 N	196.1 N	15~65	
HR30N	$\phi 1.5875$ 硬质合金球	9.807 N	588.4 N	588.4 N	20~85	低碳钢、铜合金、铝合金等薄板
HR45N			147.1 N	196.1 N	15~70	

### 洛氏硬度试验方法的选择

① 与布氏硬度试验一样,洛氏硬度试验方法也可测定软硬不同及厚薄不一试样的硬度,但其所测硬度范围应在该方法所允许的范围内。如用洛氏硬度 C 标尺所测硬度范围应在 HRC20~70 之间,若材料硬度小于 HRC20,则应选用 B 标尺;若大于 HRC70 则应选用 A 标尺。对于较小较薄的试样,应选用表面洛氏硬度法试验。

② 从材料角度看,淬火后经不同温度回火的钢材、各种工模具钢及渗层厚度大于 0.5 mm 的渗碳层等较硬的材料,常采用洛氏硬度 C 标尺法;对于硬质合金之类的很硬材料,常采用洛氏硬度 A 标尺法;当零件或工模具的渗层较浅时(如氮化层、渗硼层),可选用表面洛

氏硬度法。

### 维氏硬度 (Vickers Hardness)

维氏硬度试验法是1902年由英国人 史密斯和 罗伯逊提出的。第一台按照此方法制作的硬度计是由英国的 史密斯公司研制成功的,于是称之为维氏硬度试验法。

#### 维氏硬度的测定原理和方法

维氏硬度的测定原理和布氏硬度相同,也是根据单位压痕单位面积上承受的载荷来计算硬度值。所不同的是维氏硬度采用锥面夹角为  $136^\circ$  的四方金刚石角锥体压头。

采用四方角锥压头,是针对布氏硬度的载荷和压头直径之间必须遵循  $H \propto D^2$  为定值的这一制约关系的缺点而提出来的。采用了四方角锥压头,当载荷改变时压入角不变,因此载荷可以任意选择,这是维氏硬度试验最主要的特点,也是最大的优点。

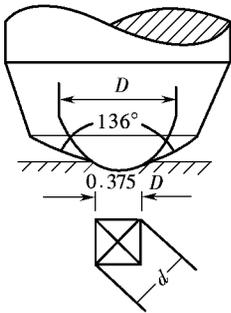


图 维氏硬度四方金刚石角锥压头锥面夹角的确定

四方角锥体之所以选取  $136^\circ$  是为了所测数据与  $H$  值能得到最好的配合。因为一般布氏硬度试验时,压痕直径  $d$  多半在  $0.25D$  到  $0.5D$  之间,当  $d$  越接近  $0.5D$  时,通过此压痕直径作压头的切线,切线的夹角正好等于  $136^\circ$  如图 所示。所以通过维氏硬度试验所得到的硬度值和通过布氏硬度试验所得到的硬度值能完全相等,这是维氏硬度试验的第二个特点。

此外,采用四方角锥后,压痕为一具有清晰轮廓的正方形。在测量压痕对角线长度  $d$  时误差小(参看图 9),这比用布氏硬度测量圆形的压痕直径  $d$  要方便得多。另外采用金刚石压头可适用于试验任何硬质材料的硬度测量。

测定维氏硬度时,也是以一定的压力将压头压入试样表面,保持一定的时间后卸除压力,于是在试样表面上留下压痕,如图 所示。测量压痕两对角线的长度后取平均值  $d$ ,由于压痕面积  $A$  与  $d^2$  成正比(见式 1),所以维氏硬度值可用下式计算:

$$HV = \frac{P}{A} \quad (1)$$

维氏硬度的单位为  $MPa$ ,但一般不标注单位。

维氏硬度试验时,所加的载荷是  $P$  毫牛顿、 $10$  毫牛顿、 $50$  毫牛顿、 $100$  毫牛顿等。当载荷一定时,即可根据  $d$  值,列出维氏硬度表。试验时,只要测量压痕两对角线长度的平均值,即可查表求得维氏硬度值。维氏硬度的表示方法与布氏硬度的相同,例如,  $10HV0.5/15$  前面的数字为硬度值,后面的数字依次为所加载荷(毫牛顿)和保持时间。

维氏硬度特别适用于表面硬化层和薄片材料的硬度测定,选择载荷时,应使硬化层或试样的厚度大于  $0.1d$ 。若不知待测试样硬化层的厚

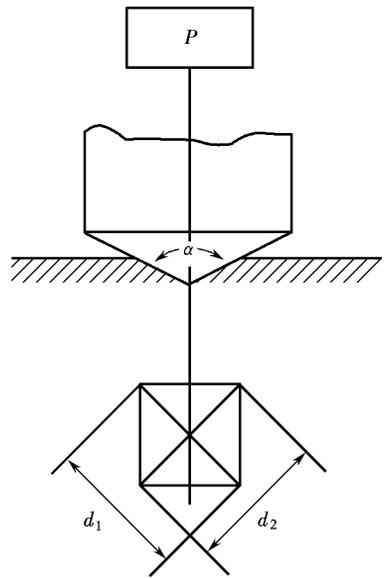


图 维氏硬度试验原理图

度,则可在不同的载荷下按从小到大的顺序进行试验,若载荷增加,硬度明显降低,则必须采用较小的载荷,直至两相邻载荷得出相同结果时为止。当待测试样厚度较大时,应尽可能选用较大的载荷,以减小对角线测量的相对误差和试样表面层的影响,提高维氏硬度测定的精度。但对于均匀致密的材料,试验时不宜采用 500g 以上的载荷,以免损坏金刚石压头。有关维氏硬度试验的一些规定,可参看 GB/T 4340.1—2000《金属维氏硬度试验》。

### 维氏硬度的特点和应用

与布氏、洛氏硬度试验比较起来,维氏硬度试验具有许多优点:①由于维氏硬度测试采用了四方金刚石角锥体压头,在各种载荷作用下所得的压痕几何相似,因此载荷大小可以任意选择,所得硬度值均相同,不受布氏硬度法那种载荷和压头直径规定条件的约束,也不存在压头变形问题;②维氏硬度法测量范围较宽,软硬材料都可测试,而又不存在洛氏硬度法那种不同标尺的硬度无法统一的问题,并且比洛氏硬度法能更好地测定薄件或薄层的硬度,因而常用来测定表面硬化层以及仪表零件等的硬度;③由于维氏硬度的压痕为一轮廓清晰的正方形,其对角线长度易于精确测量,故精度较布氏硬度法高;④维氏硬度试验的另一特点是,当材料的硬度小于 200HV 时,维氏硬度值与布氏硬度值大致相同。

维氏硬度试验的缺点是需通过测量对角线后才能计算(或查表)出来,因此生产效率没有洛氏硬度高。但随着自动维氏硬度机的发展,这一缺点将不复存在。

### 显微硬度

前面介绍的布氏、洛氏及维氏三种硬度试验法由于施加的载荷较大,只能测得材料组织的平均硬度值。但是如果测定极小范围内物质,如某个晶粒、某个组成相或夹杂物的硬度,或者研究扩散层组织、偏析相、硬化层深度以及极薄板等等的硬度,这三种硬度法就难以适用了。此外,上述三种硬度也不能测定像陶瓷等脆性材料的硬度,因为陶瓷材料在如此大的载荷作用下容易发生破裂。所谓显微硬度试验一般是指测试载荷小于 10N 的硬度试验。常用的显微硬度,有显微维氏硬度和显微努氏硬度两种。

#### 显微维氏硬度

显微维氏硬度试验,实质上就是小载荷下的维氏硬度试验,其测试原理和维氏硬度试验相同,故硬度值仍可用式(4-1)计算。但由于测试载荷小,载荷与压痕之间的关系就不一定像维氏硬度试验那样符合几何相似原理。因此测试结果必须注明载荷大小,以便能进行有效地比较。如  $H_{V0.05}$  表示用 0.05N 载荷测得的维氏显微硬度为  $H_{V0.05}$  而  $H_{V0.1/0.025}$  则表示用 0.1N 载荷测得的硬度为  $H_{V0.1}$ 。

#### 显微努氏硬度

努氏(N)硬度试验是维氏硬度试验方法的发展,属于低载荷压入硬度试验的范畴。其试验原理与维氏硬度相同,所不同的是四角棱锥金刚石压头的两个对面角不相等(图 4-10),在纵向上锥体的顶角为  $130^\circ$  横向上锥体的顶角为  $90^\circ$ 。在试样上得到长对角线长度为短对角线长度  $\sqrt{3}$  倍的菱形压痕。测量压痕长对角线的长度,按单位压痕投影面积上承受的载荷计算材料的努氏硬度值,即

$$H_N = \frac{F}{A} \quad (4-9)$$

式中:  $A$  是压痕的投影面积,而不是压痕表面积。测试所用的载荷,通常为 0.01~10N。

努氏硬度试验由于压痕细长,而且只测量长对角线的长度,因而精确度较高,特别适合

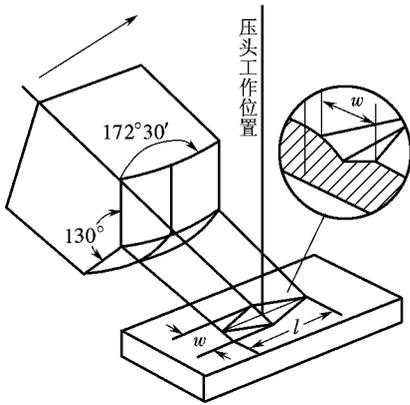


图 16-10 努氏硬度试验压头与压痕图

极薄层(表面淬火或化学热处理渗层、镀层)、极薄零件、丝、带等细长零件以及硬而脆的材料(如玻璃、玛瑙、陶瓷等)的硬度测量。有关金属努氏硬度试验的一些规定,可参看 GB/T 4340.1—2000《金属努氏硬度试验方法》。

#### 显微硬度试验的特点及应用

显微硬度试验的最大特点是载荷小,因而产生的压痕极小,几乎不损坏试件,便于测定微小区域内的硬度值。显微硬度试验的另一特点是:灵敏度高,故显微硬度试验特别适合于评定细线材料的加工硬化程度;研究由于摩擦、磨损或辐照、磁场和环境介质而引起的材料表面层性质的变化;检查材料化学和组织结构上的不均匀性等。

### 肖氏硬度

与上述各种压入法硬度试验不同,肖氏硬度试验是一种动载荷试验法。其测定原理是将一定重量的具有金刚石圆头或钢球的标准冲头(重锤)从一定高度自由下落到试样表面,然后由于试样的弹性变形使其回跳到某一高度,用这两个高度的比值来计算肖氏硬度值,因此肖氏硬度又叫回跳硬度。计算公式为

$$H_S = K \frac{H_1}{H_2} \quad (16-1)$$

式中:  $H_S$  为肖氏硬度值;  $K$  为肖氏硬度系数,对于 C 型肖氏硬度计,  $K=10$ ; 对于 N 型肖氏硬度计,  $K=100$ 。

由式(16-1)可见,冲头回跳高度越大,则试样的硬度越高。当冲头从一定高度落下,以一定的能量冲击试样表面,使其产生弹性和塑性变形。冲头的冲击能一部分消耗于试样的塑性变形上,另一部分则转变为弹性变形功储存在试样中,当弹性变形恢复时,能量就释放出来使冲头回跳到一定的高度。消耗于试样的塑性变形功越小,则储存于试样的弹性能就越大,冲头回跳高度就越高。这说明肖氏硬度值的大小取决于材料的弹性性质。因此,弹性模量不同的材料,其结果不能相互比较,例如钢和橡胶的肖氏硬度值就不能比较。

肖氏硬度具有操作简便、测量迅速、压痕小、携带方便等优点,可在现场测量大件金属制品的硬度,如大型冷轧辊的验收标准就是肖氏硬度值。其缺点是测定结果受人为因素影响较大,精确度较低。有关金属肖氏硬度试验的一些规定,可参看 GB/T 4340.2—2000《金属肖氏硬度试验方法》。

### 莫氏硬度

陶瓷及矿物材料常用的划痕硬度称为莫氏硬度,它只表示硬度从小到大的顺序,不表示软硬的程度,后面的材料可以划破前面材料的表面。起初,莫氏硬度为 10 级,后来因为出现了一些人工合成的高硬度材料,故又将莫氏硬度分为 15 级。表 16-1 为两种莫氏硬度的分级顺序。

表 7-1 两种莫氏硬度顺序表

顺序	材料	顺序	材料
1	滑石	1	滑石
2	石膏	2	石膏
3	方解石	3	方解石
4	萤石	4	萤石
5	磷灰石	5	磷灰石
6	正长石	6	正长石
7	石英	7	石英
8	黄玉	8	黄玉
9	刚玉	9	刚玉
10	金刚石	10	金刚石
—	—	11	熔融氧化锆
—	—	12	刚玉
—	—	13	碳化硅
—	—	14	碳化硼
—	—	15	金刚石

7.1 常用材料的硬度

硬度是材料的一种重要力学性能,在材料科学研究和生产实际应用中具有十分重要的意义。加之硬度试验方法迅速、简便,人们对材料的硬度进行了大量的检查与测量。一些常用材料的硬度,如表 7-2 所示。从表中可以看出,金属材料、陶瓷材料和高分子材料在硬度上有巨大差异,而这种差异主要是由材料的组成和结构决定的。

表 7-2 一些常用材料的硬度

材料	条件	硬度 (HV)	材料	条件	硬度 (HV)
金属材料			立方氮化硼		1500~2000
铝	退火	10~15	金刚石		2000~3000
	冷轧	15~20	玻璃		
铝合金 (铸造)	退火	20~30	硅石		300~400
	沉淀硬化	40~50	钠钙玻璃		400~500
软钢 (低碳)	正火	50~60	光学玻璃		500~600
	冷轧	60~70	高分子聚合物		
轴承钢	正火	60~70	高压聚乙烯		10~20
	淬火 (油冷)	70~80	酚醛塑料 (填料)		100
	回火 (150℃)	70~80	聚苯乙烯		100
陶瓷材料			有机玻璃		100
氧化铝	烧结	1500~2000	聚氯乙烯		100~150
金属陶瓷 (陶瓷相含量 50%)	烧结	1500	尼龙		100
	烧结	1500	聚碳酸酯		100
氧化铝	~ 1500	~ 1500	聚甲醛		100
氧化铝	~ 1500	~ 1500	聚四氟乙烯		100
氧化铝	~ 1500	~ 1500	聚砜		100

从化学键的角度讲,化学键强的材料,其硬度一般就高。对于一价键的材料,其硬度按如下顺序依次下降:共价键 ≥ 离子键 > 金属键 > 氢键 > 范氏键。显然,完全由共价键组成的材料,其硬度最高。从聚集态结构的角讲,结构越密,分子间作用力越强的材料其硬度越高,如具有高度交联网状结构的热固性塑料的硬度比未交联的要高得多。另外,温度对高分子材料的硬度也有较大影响;与玻璃化转变温度越远,高分子材料的硬度越高。

### 硬度与其他力学性能指标的关系

在第 4 章和本章的前两节中,介绍了材料的弹性极限、屈服强度、抗拉强度及材料的抗扭强度、抗剪强度、抗压强度等力学性能指标。测定这些力学性能指标不仅需要制备特定形状的试样,而且是破坏性的。但材料的硬度试验方法简便迅速,无须专门加工试样,且对试样的损伤较小。因此,人们一直都在探讨如何通过所测定的硬度值来评定材料的其他力学性能指标。可遗憾的是,至今没有从理论上确定材料的硬度与其他力学性能指标的内在联系,只是根据大量试验确定了硬度与某些力学性能指标之间的对应关系。

试验证明,金属的布氏硬度与抗拉强度之间成正比关系,即公式(1-1)所示的经验关系  $\sigma_{\text{抗拉}} \approx 0.35 \text{HB}$ 。不同的金属材料其  $\alpha$  值不同,同一类金属材料经不同热处理后,尽管强度和硬度都发生了变化,其  $\alpha$  值仍基本保持不变。但若通过冷变形提高硬度时, $\alpha$  值不再是常数。

此外,有人设想找出硬度与疲劳极限之间的近似定量关系,试图通过测定材料的硬度  $\text{HV}$  估算材料的疲劳极限  $\sigma_{\text{疲劳}}$ 。对于钢铁材料,因  $\sigma_{\text{疲劳}} \approx 0.5 \text{HV}$  而  $\sigma_{\text{抗拉}} \approx 0.7 \text{HV}$ ,于是  $\sigma_{\text{疲劳}} \approx 0.7 \sigma_{\text{抗拉}}$ 。表 1-1 列出了某些退火金属的  $\text{HV}$ 、 $\sigma_{\text{抗拉}}$  的试验数据。由表可见,黑色金属基本上满足上述的经验关系。

除此之外,还有人利用硬度试验间接地测定材料的屈服强度、评价钢的冷脆倾向以及借助特殊硬度试样近似地建立真实应力—应变曲线等。

表 1-1 退火金属的  $\text{HV}$  与  $\sigma_{\text{抗拉}}$ 、 $\sigma_{\text{疲劳}}$  的关系

金属及合金名称		$\text{HV}$	$\sigma_{\text{抗拉}}$ / MPa	$\sigma_{\text{疲劳}}$ / MPa	$\sigma_{\text{抗拉}} / \text{HV}$	$\alpha (\sigma_{\text{疲劳}} / \sigma_{\text{抗拉}})$
有色金属	铜	100	355	200	3.55	0.56
	铝合金	150	530	300	3.53	0.56
	硬铝	150	530	300	3.53	0.56
黑色金属	工业纯铁	100	355	200	3.55	0.56
	圆钢	150	530	300	3.53	0.56
	渗碳钢	150	530	300	3.53	0.56
	渗氮钢	150	530	300	3.53	0.56
	渗氮钢	150	530	300	3.53	0.56
	合金钢	150	530	300	3.53	0.56
	圆钢	150	530	300	3.53	0.56

## 4.1 缺口试样的力学性能

### 4.1.1 缺口效应

由弹性力学可知,物体受载变形后,必须仍保持其整体性和连续性,即变形的协调性。从数学的观点说,要求其位移函数在其定义域内为单值连续函数。这样,为保持物体的整体性和连续性,各应变分量之间,必须要有一定的关系,即变形应满足一定的变形协调条件。

但在机械零件或构件上,不可避免地存在着各种类型的缺口,例如键槽、台阶、螺纹、油孔、刀痕、铸造或焊接所带来的孔洞、砂眼以及裂纹等等。这些缺口有的是结构设计上所必需的,有的是原材料或制造工艺过程中所不可避免的。由于缺口的存在,会引起受载后在缺口处的应力集中、应变集中,并且形成双向(平面应力时)或三向(平面应变时)应力状态,增加了材料的脆化趋势。因此,必须考虑缺口对材料性能的影响。

#### 应力集中

图 4-1 是具有单边缺口的平板受纵向均匀拉伸应力时的受力示意图。由于缺口的存在,破坏了位于缺口两侧面对应的原子对之间的键合,使这些原子对不能承担外力。所以,缺口两面的外力需要由缺口前方的区域来承担。其中,在缺口的正前方、远离缺口处的原子对,可以认为基本上不承担额外的外力,这一原子对之间的相对位移基本上不受缺口存在的影响,其位移量相当于该平板上没有开缺口时的情况。由于应变协调的要求,在缺口正前方的原子对,其相对位移量必将由大到小地连续地过渡到缺口根部的原子对之间的相对位移量。缺口根部表面的原子对之间的相对移动距离最大,相应在该处的纵向应力  $\sigma_{\max}$  最大。在缺口的正前方随着距缺口根部距离的增大,应变逐渐减小,从而纵向应力  $\sigma$  逐渐减小,一直减小到某一恒定数值,这时缺口的影响便消失了(图 4-2)。这种由于缺口所造成的局部应力增大的现象称为应力集中。

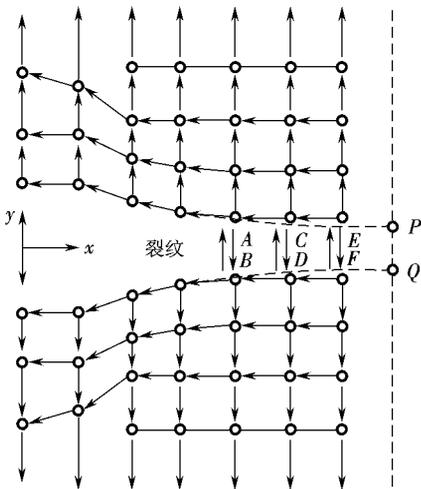


图 4-1 应力集中形成原因示意图

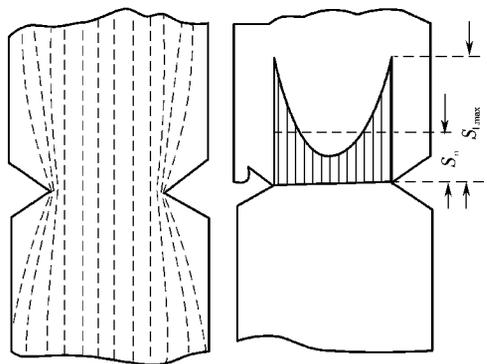


图 4-2 缺口试样的力线分布、应力集中现象

用应力集中系数  $K_t$  来表示缺口产生的应力集中影响,  $\sigma_{max}$  为缺口根部的最大应力,  $\sigma_0$  为净截面上的名义应力。在弹性范围内,  $K_t$  的数值决定于缺口的几何形状与尺寸。对给定的缺口形状,  $K_t$  可通过公式计算或有图表可查。例如, 对椭圆形的平板, 其缺口处的最大应力

$$\sigma_{max} = K_t \sigma_0 \quad (1.1)$$

即  $\sigma_{max} > \sigma_0$ 。显然, 对圆形孔,  $K_t$  越大而椭圆孔越窄,  $K_t$  越小, 就会产生很高的应力集中。

双向或三向应力状态

缺口除造成应力集中外, 还会引起双向或三向应力状态, 如图 1.1 所示。设想假如从缺口根部沿  $x$  轴方向把平板分割为  $a, b, c, \dots, p, q$  等小块, 每一小块所承受的纵向平均拉伸应力分别以  $\bar{\sigma}_x(a), \bar{\sigma}_x(b), \dots$  表示。由于  $\sigma_x$  是沿着  $x$  轴的方向迅速下降的, 最后趋近于板的均匀拉伸应力  $\sigma_0$ , 这样就必然有

$$\bar{\sigma}_x(a) > \bar{\sigma}_x(b) > \dots > \bar{\sigma}_x(p) > \bar{\sigma}_x(q) \approx \sigma_0 \quad (1.2)$$

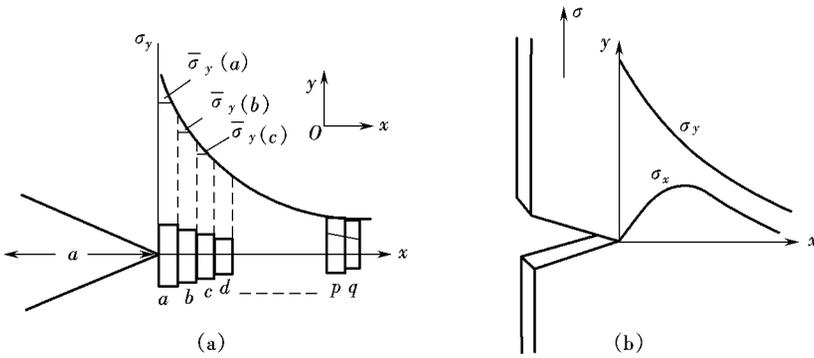


图 1.1 双向应力形成示意图  
(a) 缺口根部的  $\sigma_x$  分布 (b) 因  $\sigma_x$  而产生的  $\sigma_y$

根据泊松关系, 当每一小块在  $x$  轴方向有应变  $\epsilon_x$  时, 在  $y$  轴方向则有横向的应变  $\epsilon_y$ , 且  $\epsilon_y < \epsilon_x$ , 其中  $\nu$  为泊松比。这样, 各小块在  $x$  轴方向平均横向收缩  $\bar{\epsilon}_y$  的绝对值之间就有  $\bar{\epsilon}_y(a) > \bar{\epsilon}_y(b) > \dots > \bar{\epsilon}_y(p) > \bar{\epsilon}_y(q)$

这样, 就必然在  $a, b, c, \dots, p, q$  等界面处脱开。事实上, 各小块之间是不可能脱开的。为了维持整体性, 使界面处不至于分离, 就必须在沿  $x$  轴方向上有应力存在。出现的这个  $x$  轴方向的应力  $\sigma_x$  的方向与大小, 刚好足以保持材料的连续性。

对于薄板, 由于沿厚度方向 ( $z$  轴方向) 几何尺寸很小, 缺口附近材料对缺口处材料沿  $z$  轴方向变形的约束很小, 可以认为在  $z$  轴方向能自由变形。这样, 在  $z$  轴方向无应力存在, 仅仅在  $x$  和  $y$  轴方向有应力, 称为平面应力状态。在平面应力时, 缺口处的应力分布如图 1.2 所示。在缺口根部 ( $x=0$ ) 的自由表面, 由于无几何约束可以自由地侧向收缩, 因此该处  $\sigma_x=0$ , 在  $x$  轴方向远离缺口根部处,  $\sigma_x$  的数值也很小, 因为这时相邻小块之间的横向收缩  $\epsilon_y$  之差很小。这样, 随着  $x$  的增大,  $\sigma_x$  就由零迅速上升至极大值, 再缓慢地减小至零。

对于厚板, 即当板的厚度  $h$  相对于缺口或裂纹深度足够大时, 在厚度方向的变形受到

约束,只有在接近厚度  $B$  的两个自由表面范围内,变形才不受限制, $\sigma_z$  越大越趋于板厚中心, $\sigma_z$  越大(图 4-10a),也就是说,缺口在厚板内便产生了三向应力状态(图 4-10b)。但由于几何约束,在  $x$  轴方向上的应变  $\epsilon_x$  越大,这时在  $x$  轴方向上存在应力,根据胡克定律, $\epsilon_x$  越大,则  $\sigma_x$  原  $(\sigma_{\text{平均}} \sigma_{\text{最大}})$  越大,故有  $\sigma_x$  越  $(\sigma_{\text{平均}} \sigma_{\text{最大}})$ 。这种应力状态就称为平面应变状态,亦即变形只发生在  $xy$  的平面内,在垂直于  $xy$  平面的方向没有变形。

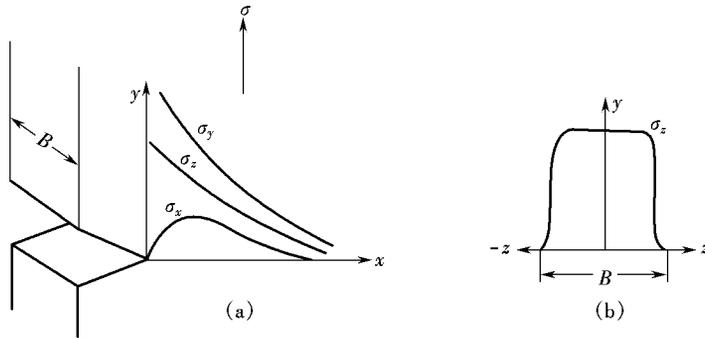


图 4-10 平面应变时缺口处的应力分布示意图  
(a)沿  $xy$  方向的应力分布 (b)沿  $x$  方向的应力分布

根据上面的分析可见,当带缺口的厚板受一单轴的拉伸载荷后,会在缺口处造成一个很高的弹性三向应力状态。随着板厚  $B$  的减小, $\sigma_{\text{最大}}$  和  $\sigma_{\text{平均}}$  均有所降低, $\sigma_z$  基本上完全取决于板厚  $B$ ,当  $B$  很小时, $\sigma_z$  越大即为平面应力状态。

由于应力集中和多向应力状态,造成材料的脆化。缺口的存在导致材料脆化的原因,可以有以下两种。①因  $\sigma_{\text{最大}}$  在缺口根部处的增高,使该处局部正应力超过材料的解理断裂强度,虽然这时整个受载物体上的平均名义应力仍低于材料的屈服强度,但弹性应力的峰值已超过了材料的解理断裂强度,造成脆性破坏。对于脆性很大的材料,往往属于这一类型。②由于多向应力状态,抑制了材料的塑性变形。依据最大切应力理论,当单元体受到多向应力时,其最大剪切应力  $\tau$  越  $(\sigma_{\text{最大}} \sigma_{\text{最小}})$ ,其中  $\sigma_{\text{最大}}$  和  $\sigma_{\text{最小}}$  分别为最大与最小主应力。对于光滑试样在单轴拉伸情况下, $\sigma_{\text{最大}} = \sigma_{\text{平均}} = \sigma_{\text{最小}}$ ,这时的屈服条件是  $\sigma_{\text{最大}} = \tau_{\text{屈服}}$ , $\tau_{\text{屈服}}$  为材料的剪切屈服强度。但缺口试样在单轴拉伸情况下,在缺口处形成了三向拉应力状态(图 4-10b),这时, $\sigma_{\text{最大}}$  为最大, $\sigma_{\text{平均}}$  为最小,所以屈服条件为  $(\sigma_{\text{最大}} \sigma_{\text{平均}}) = \tau_{\text{屈服}}$ 。显然,由于拉伸应力  $\sigma_{\text{平均}}$  的存在,减小了最大的剪切应力,即使当  $\sigma_{\text{最大}}$  已达到材料的屈服强度  $\sigma_{\text{屈服}}$ ,材料仍不会屈服塑变。这意味着,三向拉伸应力状态抑制了缺口的塑性变形。由于在缺口根部的自由表面处  $\sigma_{\text{最大}}$  越大,所以在该处可首先发生屈服。但是稍离缺口根部向内, $\sigma_{\text{最大}}$  急剧增高,迫使屈服变形停止,但这时  $\sigma_{\text{最大}}$  却高于材料的屈服强度  $\sigma_{\text{屈服}}$ 。这样,就有可能在试样整体平均名义应力远低于材料屈服强度的情况下,发生起源于缺口处由正应力引起的解理断裂。

#### 屈服状态下缺口处的应力分布

当缺口处于弹性范围内时,由于这时的应力、应变之间是线性关系,仅用应力场就可描述缺口附近的应变场。但是当缺口处进入塑性状态后,由于应力与应变不再维持线性关系,这时就需要同时用应力场、应变场才能描述缺口处各点的受力状态。

在平面应力状态下(图 4-10b),在缺口处欲产生微量屈服,这时作用于  $xy$  平面内的主应

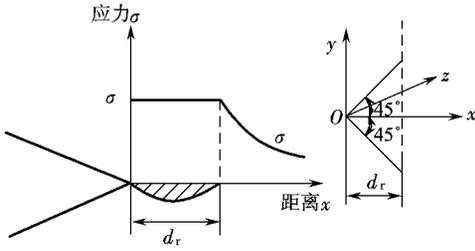


图 10-1 平面应力时塑性区的应力分布

在平面应变状态时(图 10-2),  $\epsilon_z$  越负,  $\sigma_z$  越正 ( $\sigma_z$  恒  $\sigma_z \neq 0$ ) 而且  $\sigma_z$  的数值介于  $\sigma_y$  和  $\sigma_x$  之间。这时最小主应力不是  $\sigma_z$ , 而是  $\sigma_x$ , 屈服将发生在  $xy$  平面内。依屈服判据  $\sigma_y \geq \sigma_y$ , 可得  $\sigma_z \geq \sigma_y$ 。

在缺口根部表面, 即  $x=0$  处,  $\sigma_x$  越正, 所以此处  $\sigma_z$  越正。当沿  $x$  轴方向  $x$  增大,  $\sigma_x$  开始时增大, 到最大值后又减小(图 10-3), 所以就得到图 10-3 的塑性区应力分布。塑性区直径为  $d_r$ 。由于在塑性变形时的泊松比  $\nu$  约为  $0.5$  而在弹性变形时的  $\nu$  约为  $0.3$ , 所以在塑性变形时由于纵向应力  $\sigma_z$  所引起的横向收缩要比在弹性变形时的大, 因而在塑性变形时  $\sigma_x$  比弹性变形时的  $\sigma_x$  要大一些, 最大剪切应力要小一些。这样, 在图 10-3 上曲线的左半面(塑性区)的斜率要比右半面(弹性区)的斜率大。

应力应变集中

缺口处很陡的应力梯度, 必然导致很陡的应变梯度。虽然目前还没有精确的方法确定应变硬化材料的局部应变分布, 但牛伯(1948)提出了一个近似的决定应变集中系数的公式

$$\eta = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_n} = \frac{\epsilon_{max}}{\epsilon_n} \cdot \eta_e \quad (10-1)$$

式中:  $\eta$  为塑性应变集中系数, 为缺口处的局部应变和名义应变之比;  $\eta_e$  为塑性应力集中系数, 为缺口处的实际应力与名义应力之比;  $\eta_e$  为弹性应力集中系数。应变集中带来的后果是导致裂纹的产生, 由于缺口根部附近的应变硬化体积很小, 所以应变集中引起开裂并不需要消耗很大的塑性功。

应变集中还会产生另外一个后果, 就是使缺口附近的应变速率远高于平均的应变速率。

因试验机夹头移动速率  $v$ , 试样应变速率  $\dot{\epsilon}$ , 而  $\dot{\epsilon}$  越正, 因此

$$\dot{\epsilon}_{max} = \frac{v}{d_r} \cdot \eta_e \cdot \eta_e \quad (10-2)$$

如光滑试样的工作长度  $L$  为  $L_0$ , 缺口附近的工作长度  $L_1$  为  $L_0 \cdot \eta_e$ , 缺口附近的应变速率就提高了两个数量级。

力  $\sigma_x$  和  $\sigma_z$  必须满足屈服判据, 即

$$\sigma_x^2 + \sigma_z^2 \geq \sigma_y^2$$

也就是  $\sigma_x \geq \sigma_y$ , 因为这时  $\sigma_x$  越正,  $\sigma_z$  越正,  $\sigma_x$  越正, 越正。其中  $\sigma_y$  为材料的拉伸屈服强度。这时塑性屈服区位于与  $x$  轴和  $z$  轴夹角为  $45^\circ$  并与  $xy$  平面相垂直的平面内。塑性区内的应力为  $\sigma_y$ 。当外力从零增加时, 虽然板的整体仍在弹性范围内, 但缺口根部能发生屈服的区域宽度在增加。当  $d_r$  称为塑性区直径。

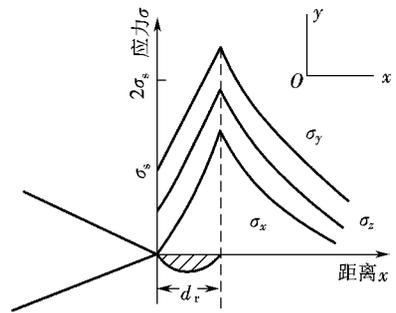


图 10-2 平面应变时塑性区的应力分布

总的来说, 缺口对材料的力学性能影响可归结为 3 个方面: ①产生高的应力集中; ②引起双向或三向应力状态, 使材料脆化; ③由应力集中带来应变集中; ④使缺口附近的应变速率增高。

### 4.1 缺口试样的力学性能

不论何种金属材料, 缺口总使其塑性降低, 即脆性增大, 因此缺口是一种脆化因素。金属材料因存在缺口造成三向应力状态和应力、应变集中而变脆的倾向, 称为缺口敏感性。为了评价不同材料的缺口敏感性, 需要进行缺口敏感性试验, 即进行缺口试样的力学性能试验。其中, 又分静载荷下缺口试样力学性能试验和冲击载荷下缺口试样力学性能试验两种。这类试验的本质就是在很硬的应力状态和有应力集中条件下考察材料的变脆倾向。常用的缺口试样静载力学性能试验方法有缺口拉伸和缺口偏斜拉伸及缺口静弯曲等。压缩试验对缺口试样的意义不大, 因为在没有拉应力条件下, 缺口敏感性一般显示不出来。扭转试验对缺口影响也不显著, 如许多钢和铝合金的环状缺口试样, 其扭转强度几乎与光滑试样相同。

#### 4.1.1 缺口静拉伸试验

缺口的存在, 引起缺口处的应力集中、应变集中, 造成三向应力状态和增大缺口处的应变速率。不同的材料对缺口敏感的程度不同, 为了比较各种材料对缺口敏感的程度, 常进行缺口静拉伸试验。

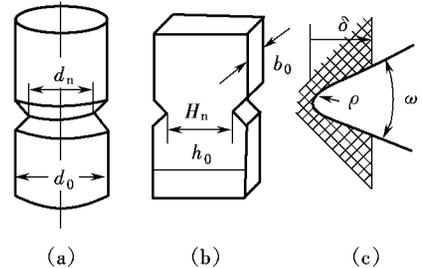


图 4-1 缺口的形状  
(a) 圆形截面试样 (b) 矩形截面试样  
(c) 缺口形状参数

图 4-1(a)、(b) 分别表示用于缺口静拉伸试验的圆形截面试样和矩形截面试样。图 4-1(c) 表示代表缺口形状的 3 个主要参数:  $\delta$  为缺口深度,  $\omega$  为缺口角,  $\rho$  为缺口曲率半径。试验表明, 加大缺口曲率半径会降低应力集中, 但对三向应力状态影响不大, 而改变缺口深度会在很大程度上引起三向应力状态的改变, 但对应力集中的影响却较小。因此, 进行缺口拉伸试验时, 为取得可资比较的数据, 在试样加工过程中对缺口形状必须作出严格的规定。

材料在进行缺口拉伸试验时, 可出现以下的三种情况。

①材料在制成缺口试样进行拉伸时, 缺口根部只有弹性变形而失去了塑性变形能力, 这时缺口截面上的应力分布如图 4-2(a) 中的曲线 1 所示。只要弹性变形能继续维持, 则在增加外载荷时, 这种应力分布的特点不改变, 只是应力随着载荷而增加, 且始终位于缺口顶端表面处。因此, 当平均应力  $\sigma_0$  尚低时, 缺口顶端的轴向集中应力  $\sigma_1$  有可能达到材料的断裂抗力, 引起过早的脆性断裂, 其宏观断口如图 4-2(b) 所示。这时缺口试样的断裂强度  $\sigma_{1B}$  低于同一材料光滑试样的断裂强度  $\sigma_{1S}$ 。

②在缺口根部发生少量的塑性变形, 这时最大轴向应力  $\sigma_1$  已不在缺口顶端的表面处, 而是位于塑性变形区和弹性区的交界处, 如图 4-2(a) 中的曲线 2 所示。当  $\sigma_1$  达到了材料断裂抗力水平, 则在交界处出现裂纹。其宏观特征表现为在断口上距表面一定深度范围, 存在纤维区, 这是断裂的起源阶段, 然后裂纹向中心弹性区扩展, 呈放射状, 最后破断区位于试样中心或偏于一侧, 如图 4-2(c) 所示。此时  $\sigma_{1B}$  可以稍低于  $\sigma_{1S}$ , 也可略高于  $\sigma_{1S}$ , 视塑

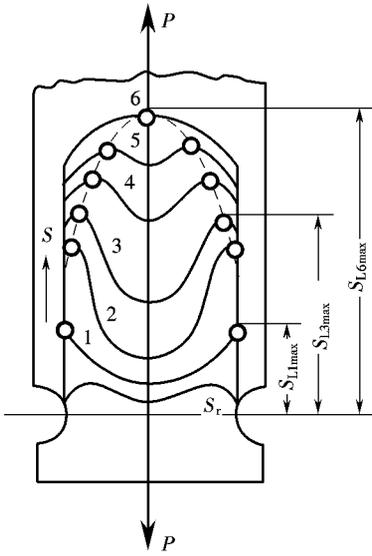


图 1-10 缺口试样塑性变形时的应力分布情况

性区的大小而定。

③如果材料的断裂抗力远远高于屈服强度,则随着载荷增加,塑性区可以不断向试样中心扩展。位于弹塑性交界处的最大轴向应力  $\sigma_{Lmax}$  也相应地不断向中心移动,如塑性变形能扩展到试样中心,即出现沿缺口截面的全面屈服。此时  $\sigma_{Lmax}$  出现在试样中心位置,如图 1-10 中曲线 6 所示。试验表明,如果缺口理论集中系数  $K_t$  不大(约 1.5 即钝缺口),则可形成如颈缩时所观察到的裂纹源位于试样中心的杯状断口。如缺口很尖锐(约 2.0),将出现如图 1-11 所示的同心圆似的纤维层(环形剪切脊),此时断裂是通过裂纹由外向内发展完成的。无论是钝缺口还是尖锐缺口,都是  $\sigma_{Lmax}$  跃

材料在缺口静拉伸时的力学行为,可用图 1-12 表示。对塑性好的材料,缺口使材料的屈服强度或抗拉强度升高,塑性降低,即缺口强化(图 1-12(a))。但这种强化是以缺口的净截面面积计算的并与同样截面的

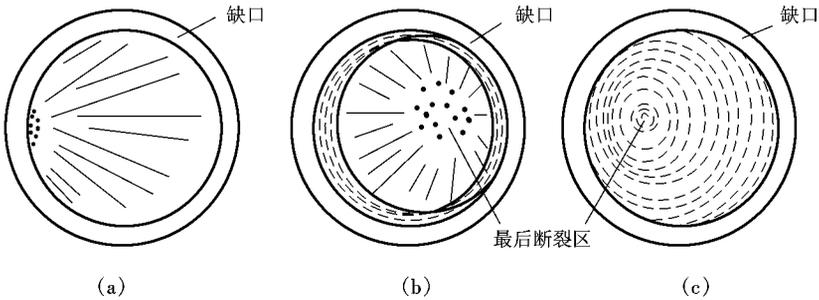


图 1-11 缺口试样的宏观断口特征 (a) 脆性材料 (b) 少量塑性变形 (c) 大量塑性变形

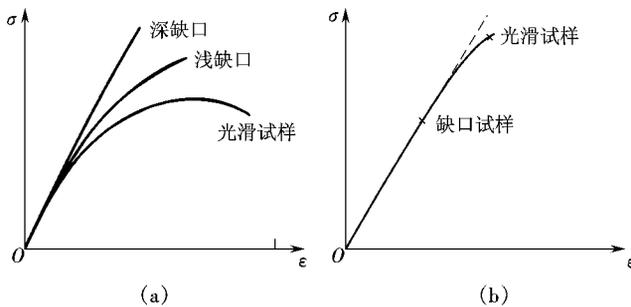


图 1-12 材料缺口静拉伸时的力学行为 (a) 塑性材料 (b) 脆性材料

光滑试样相比较,如果与包括缺口深度的原始总面积的光滑试样比较,断裂载荷总是较低

的。表 4-1 给出了在圆钢试样上开不同缺口深度时, 缺口强度的变化情况。需要指出, 对塑性材料缺口强度的升高是有限制的, 这就是塑性约束系数, 其计算值约为 0.5, 即缺口试样的强度不会超过光滑试样强度的 0.5 倍。对于脆性材料, 由于缺口造成的应力集中, 不会因塑性变形而使应力重新分布, 因此缺口试样的强度只会低于光滑试样, 如图 4-2 所示。

表 4-1 圆钢缺口的强化

缺口试样截面面积的减少率	缺口试样的屈服强度比
0	1.0
10	0.95
20	0.9
30	0.85
40	0.8
50	0.75
60	0.7
70	0.65
80	0.6
90	0.55
100	0.5

缺口试样静拉伸试验时, 常用缺口试样的抗拉强度  $\sigma_{\text{抗拉}}$  与等截面尺寸光滑试样的抗拉强度  $\sigma_{\text{光滑}}$  的比值作为材料的缺口敏感性指标, 并称为缺口敏感度, 用  $K_t$  或  $K_{\text{缺口}}$  表示, 即

$$K_t = \frac{\sigma_{\text{抗拉}}}{\sigma_{\text{光滑}}} \quad (4-1)$$

比值  $K_t$  越大, 缺口敏感性越小。对于脆性材料如铸铁、高碳工具钢,  $K_t$  永远小于 1, 表明缺口处尚未发生明显塑性变形时就已经脆性断裂。高强度材料  $K_t$  一般也小于 1, 对于塑性材料, 若缺口不太尖锐有可能产生塑性变形时,  $K_t$  将会大于 1。

金属材料的缺口敏感性除与材料本身性能、应力状态(加载方式)有关外, 还与缺口形状和尺寸、试验温度有关。缺口顶端曲率半径越小、缺口越深, 材料对缺口的敏感性越大。缺口类型相同, 增加试样截面尺寸, 缺口敏感性也增大, 这是由于尺寸较大试样的弹性能储存较高所致。降低温度, 尤其对低温金属, 因  $\sigma_{\text{屈服}}$  显著增高, 塑性储存下降, 故缺口敏感性急剧增大。

对于缺口拉伸试样, 目前尚无统一标准, 常用的试样形状, 如图 4-2 所示。缺口张角  $\omega$  满足  $15^\circ \leq \omega \leq 30^\circ$ , 一般取  $20^\circ$ ; 缺口根部截面直径  $d_n$  满足  $0.5d_0 \leq d_n \leq 0.8d_0$ ; 缺口根部曲率半径  $\rho \leq 0.5d_n$ , 一般取  $0.2d_n$ ; 缺口截面面积与光滑试样截面面积比满足  $(0.5 \sim 0.8)$  倍。测试相应光滑试样的  $\sigma_{\text{屈服}}$  时, 其直径取  $d_0$ 。试验时必须严格注意试样装夹中的对中性, 防止因试样偏斜引起测试值的降低。

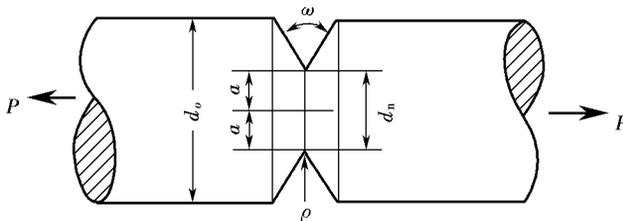


图 4-2 缺口拉伸试样示意图

缺口试样静拉伸试验广泛用于研究高强度钢的力学性能、钢和钛的氢脆,以及用于研究高温合金的缺口敏感性等。试验所得的缺口敏感度,如同材料的塑性指标一样,也是安全性能指标。在选材时只能根据使用经验确定对它的要求,不能进行定量计算。

**圆缺口偏斜拉伸试验**

有些零部件(如连接螺钉等)本身就存在着严重的应力集中,在装配中又不可避免地会出现偏心。为模拟这种类型的工况,就需要进行缺口偏斜拉伸试验。

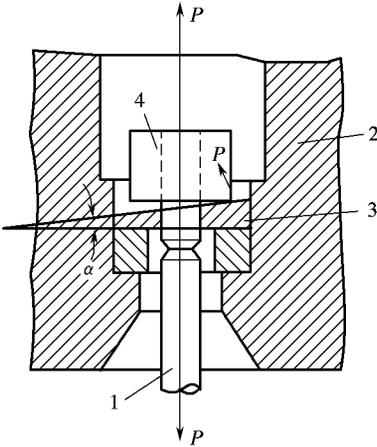


图 100 圆缺口偏斜拉伸试验装置  
 1-试样 2-试验机夹头  
 3-垫圈 4-试样螺纹夹头

缺口偏斜拉伸装置如图 100 所示。在试样螺母夹头和试验机上夹头内支座圆之间,放上垫圈。垫圈的倾角  $\alpha$  可取  $6^\circ$ 、 $10^\circ$  或  $15^\circ$  等。当试验机上夹头向上运动时,通过垫圈传递到试样螺母夹头的作用力,非均匀接触,使试样在工作部分倾斜,倾斜角度等于垫圈的角度。在这种偏斜拉伸的作用下,缺口截面上的应力极不均匀,更易于导致早期断裂,所以能更灵敏地反映出材料的缺口敏感度。

如果只作无偏斜的缺口拉伸试验,且以  $\sigma_{\text{名义}}$  来度量缺口敏感度的话,往往显示不出组织与合金元素的影响,因为只要很小的缺口塑性( $\psi_{\text{灶}}$ )就能

为缺口试样拉伸前缺口处直径,即为拉断后试样缺口处的直径)就能保证。试验表明,缺口塑性  $\psi_{\text{灶}}$  只要大于  $5\%$ ,试样就可被认为是对缺口不敏感

的。但是,这样的试验不能保证带尖锐缺口的零件,如高强度螺栓在实际使用中的安全可靠性的。

图 101 为 45 号钢螺钉的缺口偏斜拉伸试验结果。图上阴影线标出了数据的波动范围,中间的实线标出平均值。从图上可以清楚地看到,无论冲击值  $\alpha_{\text{噪}}$  光滑试样的  $\psi_{\text{噪}}$ , 或无偏斜的缺口强度比,三种状态均为  $5\%$  左右),都不能表明螺钉在三种不同回火温度下性质上有什么显著的差异。200℃回火状态的  $\sigma_{\text{名义}}$  高,而且  $\psi_{\text{灶}}$  似乎是较理想的选择。但是,200℃回火的状态随偏斜角度的增大,  $\sigma_{\text{名义}}$  下降很快,数据的分散性也大。在偏斜时,200℃回火与 450℃回火均显示出很大的缺口敏感性,而 600℃回火的却与此相反,即使在偏斜时,对缺口仍不敏感,所以,对于偏斜的螺钉,600℃回火是更合理的选择。

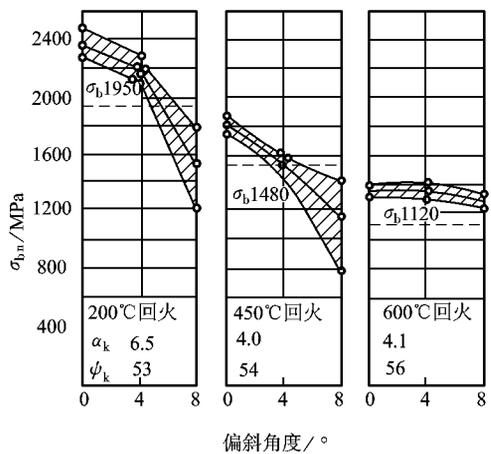


图 101 45 号钢淬火、不同回火温度下的缺口偏斜拉伸试验结果

缺口弯曲试验

光滑试样的静弯试验主要用来评定工具钢或一些脆性材料的力学性能,而缺口试样的静弯试验则用来评定或比较结构钢的缺口敏感度和裂纹敏感度。

用图 4-10 所示的缺口试样(图 4-10a)或图 4-10b 所示的缺口深度为圆角、夹角为  $20^\circ$  的 V 型标准缺口冲击试样,在图 4-10c 所示的加载方式下作静弯试验,可以得到图 4-10d 所示的缺口静弯曲线。缺口弯曲试验常根据断裂时的残余挠度或弯曲破断点(裂纹出现)的位置评定材料的缺口敏感性。

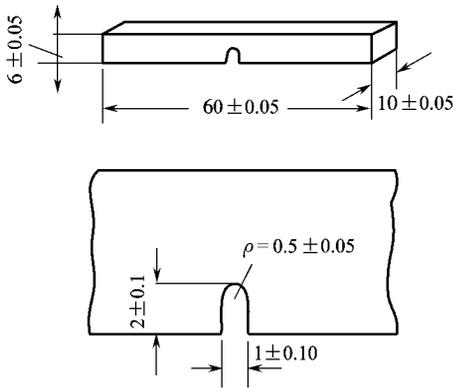


图 4-10a 缺口弯曲试样的尺寸

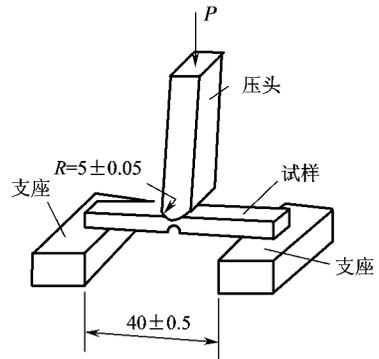


图 4-10c 缺口弯曲试验的加载方式

图 4-10d 为金属材料缺口静弯曲曲线的三种形式。材料 1 在曲线上升部分断裂,残余挠度很小,表示对缺口比较敏感;材料 2 在曲线下降部分断裂,残余挠度较大,表示缺口敏感度较低;材料 3 虽发生弯曲但不断裂,残余挠度值很大,表示材料对缺口不敏感。

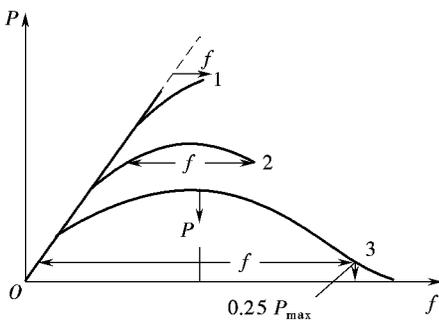


图 4-10d 不同金属材料的缺口静弯曲线

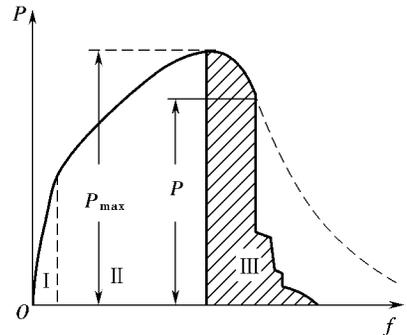


图 4-10e 典型的缺口静弯曲线

缺口静弯曲线下所包围的面积,表示试样从变形到断裂的总功。总功由三部分组成(图 4-10e)。①只发生弹性变形的弹性功,以面积 I 表示。②发生塑性变形的变形功,以面积 II 表示。③在达到最大载荷  $P_{max}$  时试样即出现裂纹,如果裂纹是缓慢扩展至断裂,则静弯曲线沿图中虚线变化,如果裂纹到载荷  $P_{max}$  点时开始迅速扩展,则引起载荷急剧降低,随后相继有一些小的台阶出现,直至试样完全破断。这一部分功以面积 III 表示,一般叫做撕裂功。在这三部分功中以撕裂功最为重要,通常以撕裂功的大小或者以  $P_{max}$  的大小(孕点表示裂纹开始迅速扩展的载荷)来表示裂纹敏感度。此值越大,说明材料断裂前塑性变形越大,缺

口敏感性越小,若在 $\sigma_{\text{L}}$ 处突然脆性破坏,表示材料脆性趋势很大,缺口敏感性大。

如果曲线只由第Ⅱ部分组成而不存在第Ⅲ部分,则说明此时金属已完全脆化。如果曲线有第Ⅱ部分而无第Ⅲ部分,则说明此金属对缺口敏感,并且第Ⅱ部分面积越小,缺口敏感性越严重。此时不存在第Ⅲ部分,说明金属对裂纹很敏感。一旦萌生裂纹,裂纹很快便失稳扩展,亦即其断裂韧性极低。曲线第Ⅲ部分代表当裂纹产生后,金属阻碍裂纹继续扩展的能力。裂纹可在 $\sigma_{\text{L}}$ 处产生,也可在过了 $\sigma_{\text{L}}$ 点以后的某点处(如图示的 $\sigma_{\text{L}}$ 点)产生,也可能一直不产生(如图1-10中虚线所示)。

对低合金高强度钢,当用作船板或压力容器时,可用缺口静弯试验来评定材料的冶金质量和热加工、热处理的工艺是否正常。对高强度钢( $\sigma_{\text{L}}$ 跃 $\sigma_{\text{L}}$ ),也可用缺口静弯试验来揭示合金成分和组织对缺口、敏感度和裂纹敏感度的影响。

## 1.3 材料在冲击载荷下的力学性能

高速作用于物体上的载荷称为冲击载荷。许多机器零件在服役时往往受冲击载荷的作用,如飞机的起飞和降落;内燃机膨胀冲程中气体爆炸推动活塞和连杆,使活塞和连杆间发生冲击;金属件的冲压和锻造加工等。这些零件之间的冲击,常常使它们发生过早的损坏,因此在机械设计中必须考虑冲击问题,尽可能地使零件不受冲击负荷的作用。当然,生产上有时也要利用冲击载荷来实现静载荷难以实现的效果,如在凿岩机中,活塞以远 $\sigma_{\text{L}}$ 愿 $\sigma_{\text{L}}$ 的速率冲击钎杆并传递至钎头,从而使岩石破碎;反坦克武器的长杆穿甲弹,以 $\sigma_{\text{L}}$ 缘 $\sigma_{\text{L}}$ 的速率着靶后实现侵彻穿孔等。为评定材料传递冲击载荷的能力,揭示材料在冲击载荷作用下的力学行为,就需要进行冲击载荷下的力学性能试验。

### 1.3.1 加载速率与应变速率

冲击载荷与静载荷的主要区别,在于加载速率不同。加载速率是指载荷施加于试样或机件时的速率,用单位时间内应力增加的数值表示。由于加载速率提高,变形速率也随之增加,因此可用变形速率间接地反映加载速率的变化。变形速率是单位时间内的变形量。变形速率有两种表示方法:①变形速率 $\frac{d\epsilon}{dt}$ 是试样长度,则是时间;②单位时间内应变的变化量,称为应变速率,用 $\dot{\epsilon}$ 表示, $\epsilon$ 为试样的真应变。由于 $\frac{d\epsilon}{dt}$ 故有 $\dot{\epsilon}$ 越

增  
造

现代机器中,各种不同机件的应变率范围为 $\dot{\epsilon} \sim \dot{\epsilon}$ 。如静拉伸试验的应变率为 $\dot{\epsilon} \sim \dot{\epsilon}$  (称为准静态应变速率),冲击试验的应变率为 $\dot{\epsilon} \sim \dot{\epsilon}$  (称为高应变速率)。此外,还有应变率处于 $\dot{\epsilon} \sim \dot{\epsilon}$ 的中等应变速率试验,如落锤、旋转飞轮等。实践表明,应变率在 $\dot{\epsilon} \sim \dot{\epsilon}$ 内,材料的力学性能没有明显变化,可按静载荷处理。当应变率大于 $\dot{\epsilon}$ 时,材料的力学性能将发生显著变化,这就必须考虑由于应变率增大而带来的力学性能的一系列变化。

### 1.3.2 冲击载荷的能量性质

承受静载荷的零件,进行强度计算是很方便的。而在冲击载荷下,由于它本身是冲击

功,必须测量载荷作用的时间及载荷在作用瞬间的速率变化情况,才能按公式  $\Delta W = \int F \cdot v \cdot dt$  (增量)计算出作用力  $F$ 。这些数据是很难准确测量的,并且在  $\Delta t$  时间内,  $F$  是一个变力。因此总是把冲击载荷作为能量而不是作为力来处理,故冲击载荷具有能量的性质。所以,机件在冲击载荷下所受的应力,通常是假定冲击能全部转换成机件内的弹性能,再按能量守恒法进行计算。

静载下零件所受的应力取决于载荷和零件的最小断面面积。而冲击载荷具有能量特性,故在冲击载荷下,冲击应力不仅与零件的断面面积有关,而且与其形状和体积有关。若零件不含缺口,则冲击能为零件的整个体积均匀地吸收,从而应力和应变也是均匀分布的;零件体积越大,单位体积吸收的能量越小,零件所受的应力和应变也越小;若零件含有缺口,则缺口根部单位体积将吸收更多的能量,使局部应变和应变速率大为升高,所以受冲击的零件要尽量避免断面尺寸的变化。

### 7.3.2 冲击载荷下材料变形与断裂的特点

在冲击载荷作用下,零件的变形与破坏过程与静载荷一样,仍分弹性变形、塑性变形和断裂三个阶段。所不同的只是由于加载速率的不同,对这三个阶段产生了影响。

众所周知,弹性变形是以声速在介质中传播的。在金属介质中声速是相当大的,如在钢中为  $5000 \text{ m/s}$  左右,而普通摆锤冲击试验时,绝对变形速率只有  $1 \sim 10 \text{ m/s}$  左右,即使高速冲击试验的变形速率也在  $100 \text{ m/s}$  以下。在这样的冲击载荷下,弹性变形总能紧跟冲击外力的变化,因而应变率对金属材料的弹性行为及弹性模量没有影响。

在塑性变形阶段,随着加载速率的增加,变形的增长比较缓慢,因而当载荷速率很快时,塑性变形来不及充分进行,这就表现为弹性极限、屈服强度等微量塑性变形抗力的提高。同时还发现在冲击载荷下,塑性变形比较集中在某些局部区域,这反映了塑性变形是极不均匀的。这种不均匀的情况也限制了塑性变形的发展,使塑性变形不能充分进行,导致屈服强度(和流变应力)、抗拉强度提高,且屈服强度提高得较多,抗拉强度提高得较少。

图 7-10 是纯铝和纯钛在扭转加载下的应力—应变曲线;图 7-11 分别是软钢在拉伸加载和纯铜在冲压载荷下的应力—应变曲线。尽管各种金属材料的晶格类型不同(铝和铜

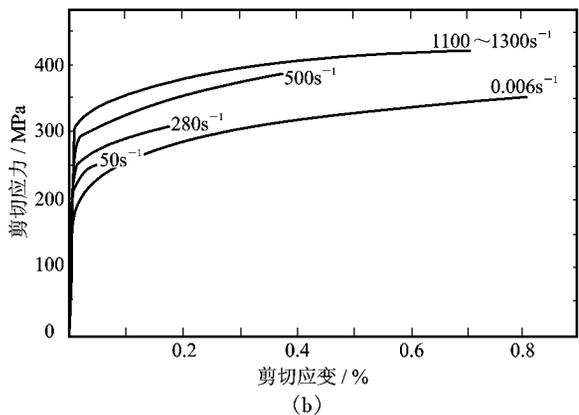
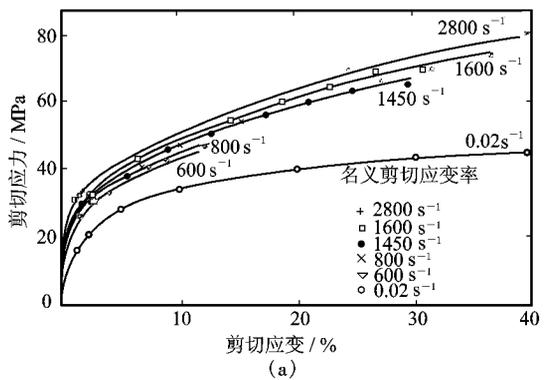


图 7-10 应变率对铝和钛扭转应力—应变曲线的影响 (铸铝 (遭钛))

为面心立方结构金属,铁为体心立方结构金属,钛为密排六方结构金属),应变率或加载速率在几个数量级范围内变化,且加载方式包括扭转、拉伸和冲压等,但可总结一个共同的规律,即随着应变率的增加,材料的强度也随之提高,而体心立方结构金属显示出最大的应变率敏感性,软钢的屈服强度可以成倍地提高。

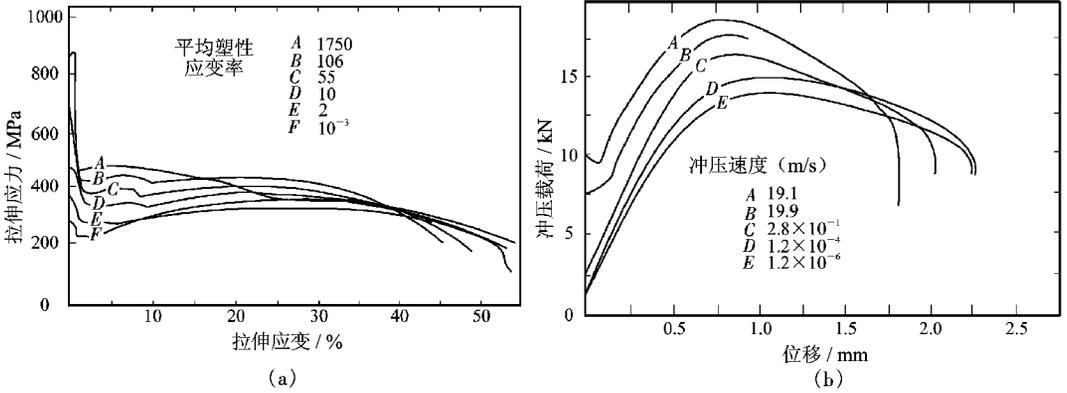


图 10-10 应变速率对软钢和铜应力—应变曲线的影响  
(a) 软钢的拉伸加载 (b) 铜的冲压加载

低碳钢的应变速率试验表明,其屈服点与应变速率之间有如下半对数关系:

$$\sigma_{\text{屈服}} \propto \dot{\epsilon}^n \quad (10-10)$$

冲击载荷对塑性和韧性的影响比较复杂,当材料在冲击载荷下,材料以正断方式断裂时,塑性和韧性显著下降,而以切断方式断裂时,塑性和韧性变化不大(图 10-11),有时还会有所增加(图 10-12 和图 10-13)。前者是低塑性材料的情况,后者是高塑性材料的情况。因此,变形速率增加时,材料的塑性和韧性不一定总是下降的。

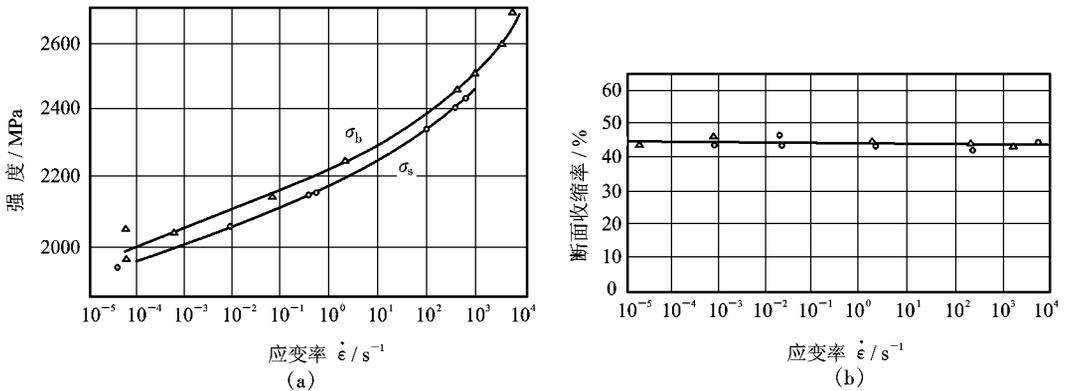


图 10-11 应变速率对低碳马氏体时效钢的强度和塑性的影响  
(a) 屈服强度和抗拉强度 (b) 断面收缩率

### 10-11 缺口试样的冲击试验和冲击韧性

为了显示加载速率和缺口效应对材料韧性的影响,需要进行缺口试样的冲击弯曲试验,以测定材料的冲击韧性。冲击韧性是指材料在冲击载荷作用下吸收塑性变形功和断裂功的能力。常用标准试样的冲击吸收功  $W_K$  表示。

用于冲击试验的标准试样常为  $V$  型或  $A$  型缺口试样,分别称

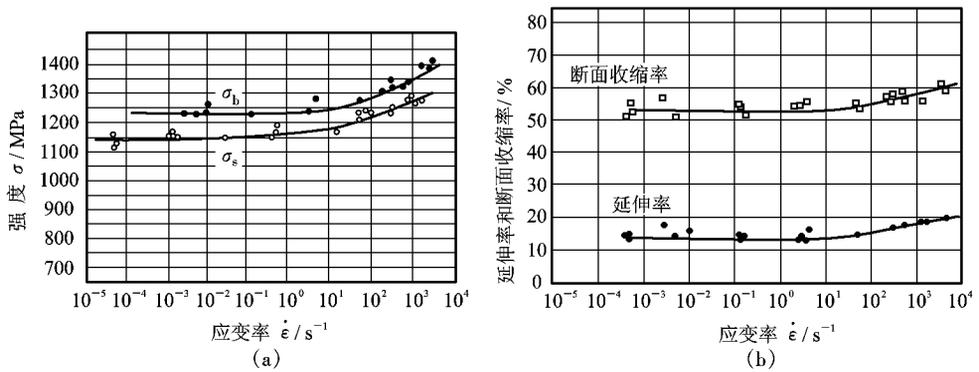


图 4-1 应变速率对淬火回火碳钢强度和塑性的影响  
(●)屈服强度和抗拉强度 (□)延伸率和断面收缩率

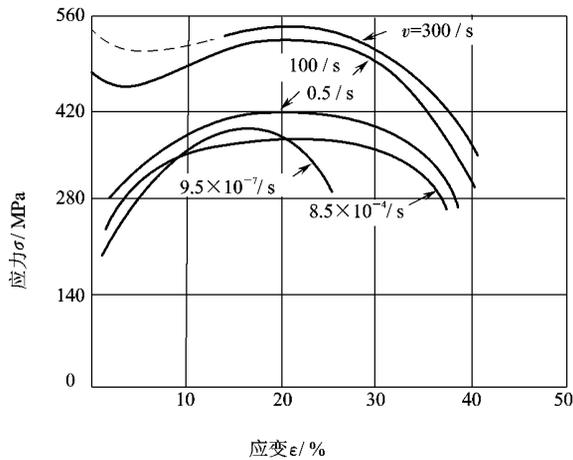


图 4-2 室温下软钢在不同应变速率下的拉伸曲线

为夏比 (Charpy) 型缺口试样和夏比 (Charpy) 型缺口试样。习惯上前者又简称为梅氏试样, 后者为夏氏试样。两种试样的尺寸及加工要求, 如图 4-3 和图 4-4 所示。另外, 对陶瓷、铸铁或工具钢等脆性材料, 冲击试验常采用无缺口试样, 详细规定见国家标准 (GB 229-2007 和 GB 229-2000)。

试样开缺口的目的是为了使试样在承受冲击时在缺口附近造成应力集中, 使塑性变形局限在缺口附近不大的体积范围内, 并保证试样一次就被冲断且使断裂就发生在缺口处。缺口越深、越尖锐, 冲击吸收功越低, 材料的脆化倾向越严重。

缺口冲击弯曲试验的原理, 如图 4-5 和图 4-6 所示。试验在摆锤式冲击试验机上进行。试验时, 先将试样水平放在试验机支座上, 缺口位于冲击相背方向, 并使缺口位于支座中间, 然后将具有一定重量的摆锤举至一定的高度, 使其获得一定位能。最后释放摆锤冲断试样, 摆锤的剩余能量为  $E_2$ , 则摆锤冲断试样失去的势能为  $E_1 - E_2$ , 这就是试样变形和断裂所消耗的功, 称为冲击吸收功  $A_K$ , 单位为 J。根据试样缺口形状不同, 冲击功分别为  $A_{K1}$  和  $A_{K2}$ 。 $A_K$  也可用  $U_{AK}$  或  $U_{AK}$  表示。

用试样缺口处的截面积  $A_0$  去除  $A_K$  ( $A_{K1}$  或  $A_{K2}$ ), 即可得到试样的冲击韧性或冲击值:

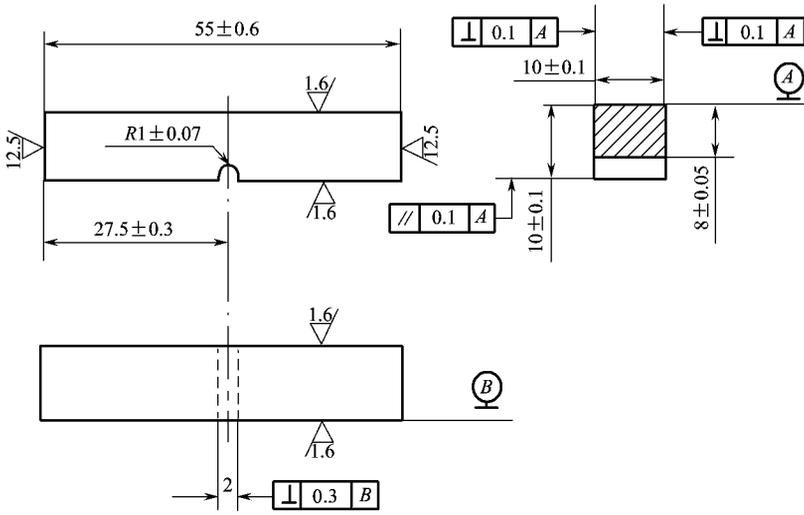


图 1 标准 V 型缺口冲击试样的尺寸

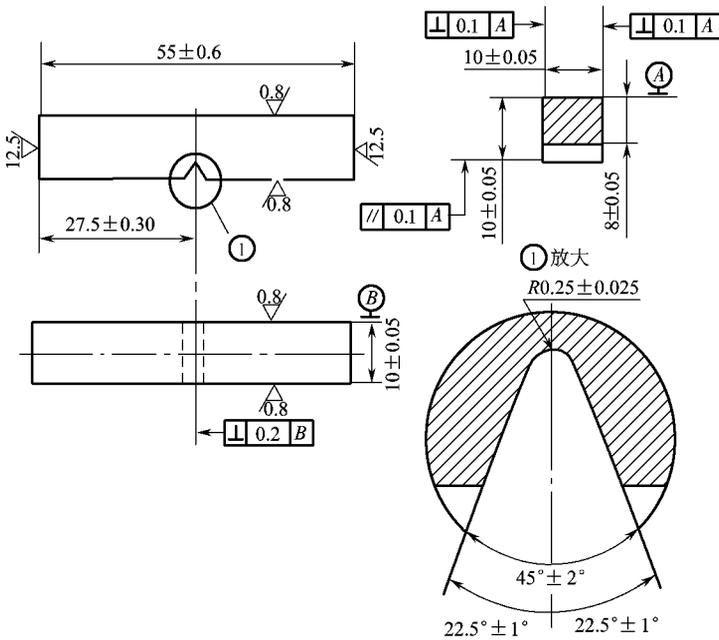


图 2 标准 U 型缺口冲击试样的尺寸

$$\alpha_{\text{噪}}(\alpha_{\text{噪}}) \text{ 越} \frac{\text{粤}(\text{粤})}{\text{杂}}$$

(12)

$\alpha_{\text{噪}}(\alpha_{\text{噪}})$ 是一个综合性的力学性能指标,不仅与材料的强度和塑性有关,而且试样的形状、尺寸、缺口形式等都会对  $\alpha_{\text{噪}}$  值产生很大的影响,因此  $\alpha_{\text{噪}}$  只是材料抗冲击断裂的一个参考性指标。它只能在规定条件下进行相对比较,而不能代换到具体零件上进行定量计算。冲击韧性的单位为  $\text{J}/\text{cm}^2$ 。

长期以来,人们一直将  $\alpha_{\text{噪}}(\alpha_{\text{噪}})$  视为材料抵抗冲击载荷作用的力学性能指标,用来评

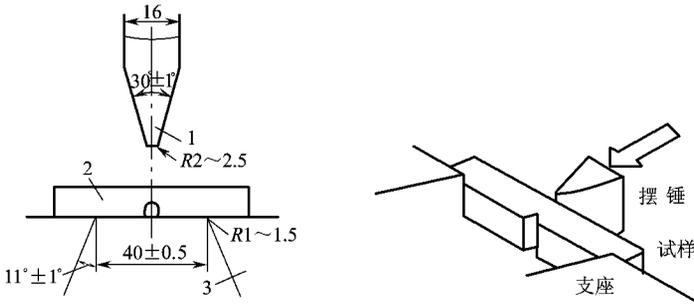


图 4-1 冲击试样的安放  
1—摆锤 2—试样 3—支座

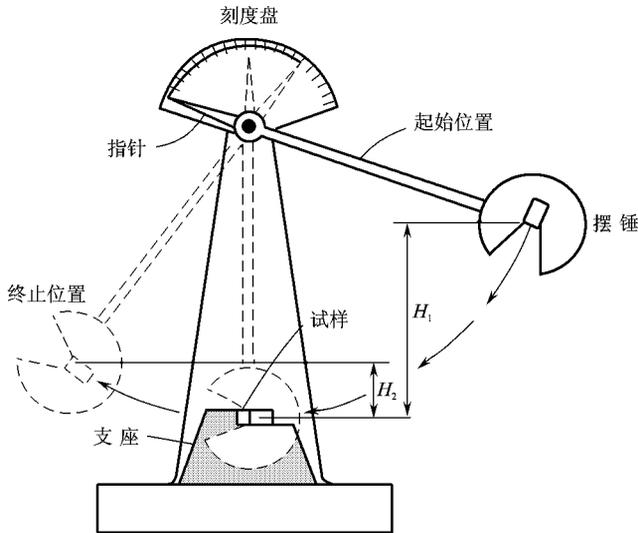


图 4-2 冲击弯曲试验的原理图

定材料的韧脆程度,作为保证机件安全设计的指标。但  $\alpha_{\text{击}}$  ( $\alpha_{\text{击}}$ ) 表示单位面积的平均冲击功值,是一个数学平均量。实际上冲击试样承受弯曲载荷,缺口截面上的应力应变分布是极不均匀的,塑性变形和试样所吸收的功主要集中在缺口附近,故取平均值是毫无物理意义的。

### 4.1.2 冲击试样断裂过程分析

在冲击试验所得到的冲击功  $W_{\text{击}}$  和  $W_{\text{击}}$  中,包括试样在冲击断裂过程中吸收的弹性变形功、塑性变形功和裂纹形成及扩展功等。简单的冲击试验不能将这些不同阶段消耗的功区分开来,因此冲击功只能是一种混合的韧性指标,在设计中不能定量使用。

如在夏比冲击试验机上安装冲击过程的监测和记录系统(如示波冲击系统等)就可测得材料在冲击载荷下的载荷—挠度曲线(图 4-3),曲线所围成的面积即冲击功。曲线上  $P_{\text{切}}$  之前为弹性变形阶段;从  $P_{\text{切}}$  开始,试样进入塑性变形和形变强化阶段。由于缺口的存在,塑性变形只发生于缺口根部附近的局部范围,而且缺口越尖锐,参与塑性变形的材料体积越小,得到的冲击功就越低。当载荷达到  $P_{\text{切}}$  时,塑性变形已贯穿整个缺口截面,缺口根部开

始横向收缩(相当于颈缩变形),承载面积减小,试样承载能力降低,载荷下降。在  $P_{max}$  附近,试样的内部萌生裂纹,视材料韧性情况,裂纹可能萌生于  $P_{max}$  之前,也可能在之后。缺口根部变为三向应力状态,应力最大值不在缺口根部表面,而是在试样内部距缺口根部一定的距离处,因而裂纹会萌生于距缺口一定距离的试样内部,如图 7-10 所示。裂纹形成以后,向两侧宽度方向和前方深度方向扩展,其机制遵循微孔聚集型断裂规律。在裂纹扩展过程中,载荷继续下降,载荷达  $P_f$  时,裂纹已扩展到缺口根部的整个宽度。因试样中部约束较强,裂纹扩展较快,形成缺口前方的脚跟形纤维区。随着裂纹尺寸的增大,裂纹在  $P_f$  点开始失稳扩展,形成试样中心的结晶状断口区,呈放射状特征;与此对应的载荷陡降到  $P_D$ 。此时裂纹前沿已进入试样的压应力区,尚未断裂的截面面积已比较小,与两侧一样已处在平面应力状态下,变形比较自由,形成二次纤维区和剪切唇,相应的载荷由  $P_D$  降低到零。研究表明,试样背面横向扩展量、缺口根部横向收缩量以及剪切唇的厚度都是衡量材料韧性的参数。

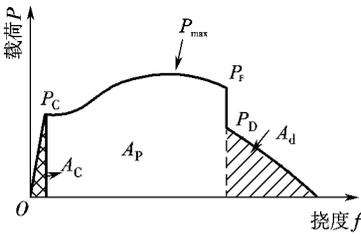


图 7-10 缺口冲击试样的载荷—挠度曲线

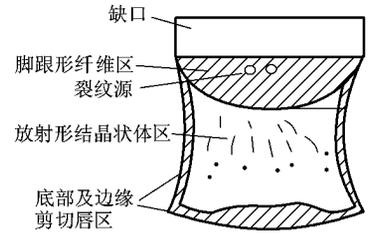


图 7-11 韧性材料的冲击试样断口

按照断裂过程的特点,可将试样的冲击功分为弹性变形功  $W_e$ 、塑性变形、变形强化和裂纹形成等过程吸收的功  $W_p$ ,以及裂纹扩展功  $W_{ex}$ 。材料不同、试样形状不同,载荷变形曲线中冲击功各部分所占的比例也不同。

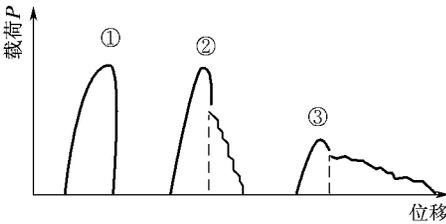


图 7-12 三种典型的冲击载荷—位移曲线

不同的材料可能具有相同的冲击值,但冲击过程中各阶段吸收的功的相对比例不同,其物理意义可能相差很大。图 7-12 列出了三种典型的载荷—位移曲线,它们曲线下方包围的面积相等,但 ① 为强度高、塑性低、无裂纹扩展功部分,说明这种材料裂纹难以形成,但裂纹却极易失稳扩展;② 为强度较高,裂纹较难形成,且具有一定的抵抗裂纹扩展的能力;③ 为强度低并

具有较大的抵御裂纹扩展的能力。因此,相同冲击值的不同材料,其冲击值所反映的物理意义可以相差很大。在机械设计选材中,最好将冲击值与材料的冲击载荷—变形曲线结合起来,综合加以考虑。

另外,缺口的形式也对冲击功的数值有很大的影响,如表 7-1 所示。缺口越尖锐(如预制裂纹),试样的冲击功越小。因此,进行缺口冲击试验时应根据材料的韧性情况,选择合适的缺口形式。如对韧性很高的材料,应选用尖锐缺口试样,而对于韧性低的材料,可选用钝缺口试样甚至不开缺口。

表 4-1 缺口形式对某低合金钢冲击功的影响

缺口形式	槽型缺口	尖型缺口	预制裂纹
冲击韧性 (转先)	低	低	高

### 4.1 冲击试验的应用

虽然冲击吸收功不能真正代表材料的韧脆程度,但由于它们对材料内部组织变化十分敏感,而且冲击弯曲试验方法测量迅速简便,所以仍被广泛采用,并将材料的冲击韧性列为材料的常规力学性能。 $\sigma_{\text{泽}}$ 、 $\sigma_{\text{通}}$ 、 $\epsilon$ 、 $\psi$  和  $\alpha_{\text{K}}$  被称为材料常规力学性能的五大力学性能指标。

缺口冲击弯曲试验的主要用途是揭示材料的变脆倾向,评定材料在复杂受载条件下的寿命与可靠性,主要表现在以下三个方面。

① 用于控制材料的冶金质量和铸造、锻造、焊接及热处理等热加工工艺的质量。通过测量冲击吸收功和对冲击试样进行断口分析,可揭示原材料中的夹渣、气泡、严重分层、偏析以及夹杂物等冶金缺陷;检查过热、过烧、回火脆性等锻造或热处理缺陷。

例如,沸腾钢由于钢中高的含氧量,其脆性转化温度高于室温,而用真空脱氧的全镇静钢,其脆性转化温度(其确切含义将在 4.2 节中讲到)将降低到室温左右,钢中的夹杂物严重时,会使纵向和横向取样的冲击韧性值差别很大,见图 4-1 锻造或热处理过热和热处理不当造成回火脆性,都将使材料的冲击韧性大幅度降低。

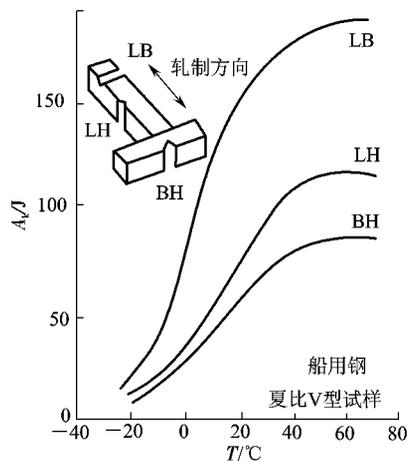


图 4-1 轧制方向对船用钢冲击功的影响

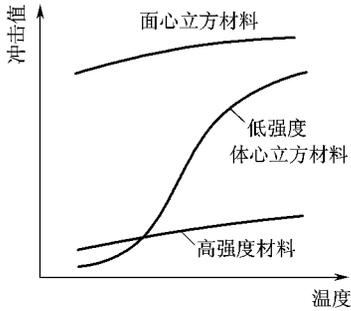
② 根据系列冲击试验(低温冲击试验)评定材料的冷脆倾向,供选材时参考或用于抗脆断设计。设计时,要求机件的服役温度高于材料的韧脆转变温度。评定脆断倾向的标准常常是和材料的具体服役条件相联系的。在这种情况下所提出的材料冲击韧性值要求,虽然不是一个直接的服役性能,但可以理解为和具体服役条件有关的性能指标。

③ 对于  $\sigma_{\text{泽}}$  大致相同的材料,用  $\alpha_{\text{K}}$  (或  $\alpha_{\text{K}20}$ ) 可以评定材料对大能量一次冲击载荷下破坏的缺口敏感性。

对一些特殊条件下服役的零件(如炮管、装甲板等)均承受较大能量的冲击,这时  $\alpha_{\text{K}}$  就是一个重要的抗力指标。对于一些承受大能量冲击的机件, $\alpha_{\text{K}}$  值也可作为一个结构性能指标以防发生脆断。例如,美国在第二次世界大战期间及战后的几年中,共有 100 多艘海船发生了脆断事故,为了查清产生事故的原因,曾进行了大量的研究。研究表明,发生事故时的温度大多数在 0°C 左右,此温度下发生裂纹的船用钢板的冲击功(转先)大部分均低于 10 J。而且裂纹起源都在应力集中处,如结构拐弯处、焊接缺陷及意外损伤所引起的缺口处。综合上述分析,认为船用钢板冲击功的高低,是引起脆断的重要原因。后来规定在工作温度下船用钢板的冲击功不应低于 10 J,从而杜绝了脆断事故。

④ 利用 10 J 转先缺口冲击试验试样尺寸小、加工方便、操作容易、试验快捷等优点,通过

建立冲击功与其他力学性能指标间的联系,代替较复杂的试验。如用材料的冲击功来估算材料的断裂韧性 $K_{Ic}$ ,以代替断裂韧性试验(见第 9 章);用预制裂纹试样的示波冲击试验,测定材料在冲击加载条件的断裂韧性 $K_{Ic}$ 等。



### 材料的低温脆性

随着能源开发、海洋工程、交通运输等近代工业的发展,人类的生产活动扩大到寒冷地带,大量的野外作业机械和工程结构由于冬季低温而发生早期的低温脆性断裂事故,造成了重大的经济损失和人员伤亡。据统计,在历年来发生的断裂事故中,约有 1/3 是由于低温的影响。目前,机械和结构正朝着大型化和轻量化方向发展,对材料的强度要求日益增高,高强度材料的低温脆性显得更加突出。

### 低温脆性现象

材料因温度的降低由韧性断裂转变为脆性断裂,冲击吸收功明显下降,断裂机理由微孔聚集型变为穿晶解理,断口特征由纤维状变为结晶状的现象,称为低温脆性或冷脆。转变温度 $T_c$ 称为韧脆转变温度或脆性转变临界温度,也称为冷脆转变温度。低温脆性对压力容器、桥梁和船舶结构以及在低温下服役的机件是非常重要的。

从材料角度看,可将材料的冷脆倾向归结为三种类型,如图 10-10 所示。对面心立方金属及其合金如铜和铝等,它的冲击韧性很高,温度降低时冲击韧性的变化不大,不会导致脆性破坏,这种类型的材料一般可认为没有低温脆性现象。但也有实验证明,在 100K~4K 的极低温度下,奥氏体钢及铝合金也有冷脆性。对高强度的体心立方合金,如高强度钢、超高强度钢、高强度铝合金和钛合金等,在室温下的冲击韧性就很低,

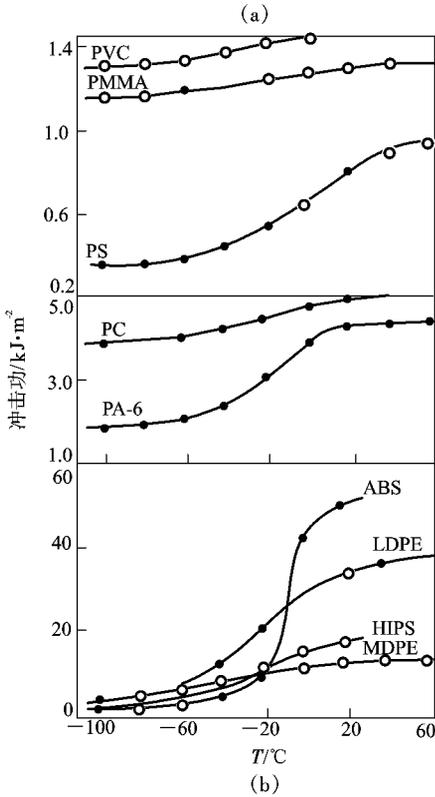


图 10-10 不同材料的冷脆倾向  
(a)金属材料 (b)高分子材料

当材料内有裂纹存在时,可以在任何温度和应变速率时发生脆性破坏,即这种类型材料本身就是较脆的,韧脆转变的现象也不明显。第三种是低、中强度的体心立方金属以及铍、锌等合金,这些材料的冲击韧性对温度是很敏感的,如低碳钢或低合金高强度钢在室温以上时韧性很好,但温度降低至 0K~4K 时就变为脆性状态,于是这些材料常称为冷脆材料,如图 10-10(a)所示。

与金属材料一样,当使用温度降低时,许多高分子材料如 聚氯乙稀、聚苯乙稀、聚丙烯腈、二烯乙稀、低密度聚乙烯、聚己内酰胺)等也会发生

从韧性到脆性的转变,冲击功明显降低,如图 4-1 所示。

### 4.1 低温脆性的本质

实验证明,低温脆性是材料屈服强度随温度下降急剧增加的结果。材料在低温下的韧-脆转变过程由材料的屈服强度  $\sigma_s$  和断裂强度  $\sigma_b$  控制。如图 4-2 可见,材料的屈服强度  $\sigma_s$  随温度下降升高较快,但材料的断裂强度  $\sigma_b$  却随温度的变化较小,因为热激活对裂纹扩展的力学条件没有显著作用。于是屈服强度  $\sigma_s$  和断裂强度  $\sigma_b$  两条曲线相交于一点,交点对应的温度即为  $T_k$ 。当温度大于  $T_k$  时,材料受载后先屈服再断裂,为韧性断裂;当温度低于  $T_k$  时,应力先达到断裂强度  $\sigma_b$ ,材料表现为脆性断裂。

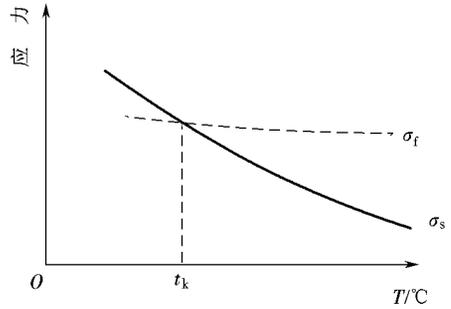


图 4-2  $\sigma_s$  和  $\sigma_b$  随温度变化的示意图

事实上,由于材料化学成分的统计性,韧脆转变温度不是一个确定的温度,而是一个温度区间。

体心立方金属的低温脆性,还可能与迟屈服现象有关。迟屈服即对低碳钢施加一高速载荷,达到高于  $\sigma_s$  时,材料并不立即产生屈服,而需要经过一段孕育期(称为迟屈服时间)才开始塑性变形。在孕育期中只产生弹性变形,由于没有塑性变形消耗能量,故有利于裂纹的扩展,从而易表现为脆性破坏。

至于体心立方或某些密排六方金属或合金具有低温冷脆现象,而面心立方金属及其合金没有低温脆性的原因,这是由于面心立方金属的屈服强度随温度的变化比体心立方金属小得多,当温度从室温降至绝对零度时,体心立方金属的  $\sigma_s$  增加 2 倍,而面心立方金属只增加 1 倍。因此,在比较大的温度范围内,面心立方金属的断裂强度高于屈服强度,故低温脆性现象不显著。

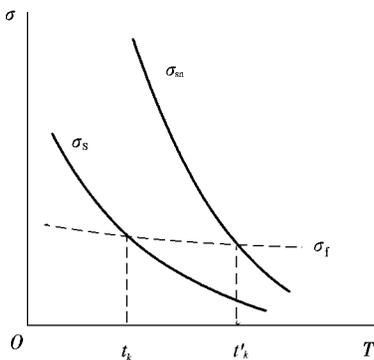


图 4-3 缺口对冷脆转变温度的影响

缺口的存在对材料冷脆转变温度的影响,如图 4-3 所示。由缺口效应可知,缺口的存在会使材料的屈服强度由  $\sigma_s$  增大到  $\sigma_{sn}$ ,因此缺口试样的脆性转变温度将由光滑试样的  $T_k$  升高到  $T'_k$ 。当温度  $T > T'_k$  时,光滑试样和缺口试样均发生韧性断裂;当  $T < T'_k$  时,光滑试样和缺口试样均发生脆性断裂;在  $T_k$  和  $T'_k$  间进行试验时,光滑试样为韧性断裂,而缺口试样则表现为脆断。于是  $T_k$  与  $T'_k$  间的差值就表现为缺口对脆性转变温度的影响,缺口越尖锐,这个差值就越大。

### 4.2 低温脆性的评定

材料的低温脆性评定对于低温结构设计和选材是很关键的,是防止低温脆断的重要依据。温度、应力(包括残余应力)和应力集中是造成低温、低应力脆断的条件。对于不同服役条件下的工程结构或机器零件,应有不同的指标作为低温脆性判据。这里简要介绍工程上常用的冷脆性判据及不同服役条件下选用不同判据的原则。

### 低温拉伸试验

不同温度下,正火态圆钢和锰钢光滑试样的拉伸应力—应变曲线如图 1-10 所示。由图可以看出,在光滑试样的拉伸试验中,只有在很低的温度下才出现  $\sigma_{\text{表}} \approx \sigma_{\text{泽}}$ , 韧脆转变温度分别为  $-196^{\circ}\text{C}$  (圆钢, 图 1-10(a))、 $-100^{\circ}\text{C}$  以下 (锰钢, 图 1-10(b))。因此,这类钢材的脆性转变温度远低于其在工程上使用的温度范围。

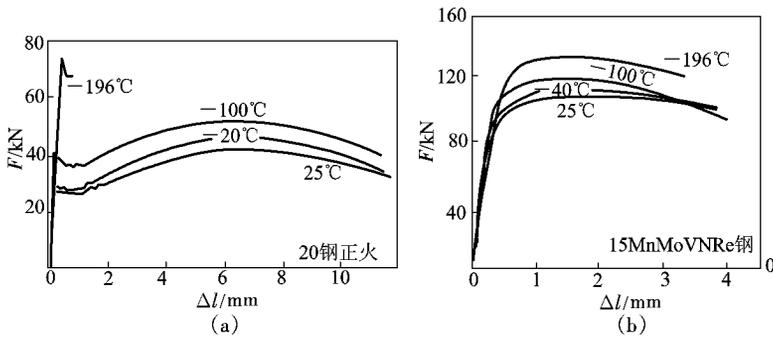


图 1-10 圆钢和锰钢在不同温度下的  $\sigma-\Delta l$  曲线  
(圆钢 (a) (锰钢 (b)))

另外,光滑拉伸试样的断面收缩率和延伸率也对试验温度不敏感,在相当低的温度范围内  $\psi$  和  $\epsilon$  基本上保持不变,某些情况下甚至略有升高。因此,国内外学术界普遍认为,光滑拉伸试样的塑性指标不能反映材料的低温脆性。

造成低温应力脆断的重要因素之一是应力集中,温度越低,材料对应力集中敏感性越高,越容易产生低应力脆断。实际构件的低温、低应力脆断经常是从构件自身存在的各种工艺缺陷(如缺口、夹杂、铸、锻、焊等缺陷)或设计不当造成的严重应力集中而引起的。特别是在冲击载荷作用下,应力集中造成的脆断倾向将更加明显。因此,材料的低温脆性倾向通常用缺口试样的系列冲击试验来测定。

### 低温冲击试验及冷脆转变温度的确定

低温缺口冲击韧性试验综合运用了缺口、低温及高应变速率这三个因素对材料脆化的影响,使材料由原来的韧性状态变为脆性状态,这样可用来显示和比较材料因成分和组织的变化所产生的脆断倾向。在影响材料脆化的这三个因素中,缺口所造成的脆化是主要的。如果不用缺口试样而用光滑试样,即使降至很低温度,也难以使低中强度钢产生脆断。同样,在规定的试验方法中,由冲击而造成的高应变速率也是有限的,它只在试样有缺口的前提下促进了材料的脆化。

### 系列温度冲击试验

评定材料低温脆性的最简便的试验方法是系列温度冲击试验。该试验采用标准夏比冲击试样,将冲击试样在从高温(通常为室温)到低温的一系列温度下进行冲击试验,以测定材料冲击功随温度变化的规律,揭示材料的低温脆性倾向。典型的试验结果,如图 1-11 所示。在温度较高时,冲击功较高,存在一上平台,称为高阶能,在这一区间表现为韧性断裂;在低温下,冲击功很低,表现脆性的解理断裂,冲击功的下平台称为低阶能;在高阶能和低阶能之间,存在一很陡的过渡区,该区的冲击功变化较大,数据较分散。可见随着温度降低,冲击功由高阶能转变为低阶能,材料由韧性断裂过渡为脆性断裂。相应地,断口形式也由纤维状断

口经过混合断口过渡为结晶状断口,断裂性质由微孔聚集型断裂过渡为解理断裂。

圆冷脆转变温度的确定

针对系列温度冲击试验的结果,工程上希望确定一个材料的冷脆转化温度。当构件的使用温度高于这一温度时,只要名义应力还处于弹性范围,材料就不会发生脆性破坏。但由于材料由韧性断裂到脆性断裂的转化并非在一个温度点,而是在一个温度范围内完成的,因而当冷脆转化温度的评定准则不同时,就会有不同的冷脆转变温度。需要注意的是,当比较两种材料的脆断倾向或进行选材时,需使用同一个标准。冷脆转化温度评定的准则,大体有以下的三种类型。

(负能量准则 能量准则包括以下几方面。

①对应于能量曲线的上平台(高阶能)和屈服纤维状断裂的下限温度,称为塑性断裂转变温度。低于该温度时,开始产生脆性破坏,而高于该温度时,不会产生脆性破坏。显然,这是一种最保守的准则。

②对应于能量曲线的下平台(低阶能)和屈服解理断裂的上限温度,称为无塑性或零塑性转变温度。这是无预先塑性变形断裂时对应的温度,是最易确定和最苛刻的判据。在该温度以下,断裂前无塑性变形,完全处于脆性状态,断口由结晶区(解理区)组成,韧断不会发生。

③与低阶能和高阶能的算术平均值对应的温度,称为韧脆转变温度。

④与某一固定的能量如屈服点对应的温度,记为 $\sigma_{yk}$ 。这个规定是根据大量实践经验总结出来的。实践表明,低碳钢船用钢板服役时若冲击韧性大于 $\sigma_{yk}$ 或在 $\sigma_{yk}$ 以上温度工作时就不至于发生脆性断裂。但是需注意这一能量标准的提出,仅仅是针对船用钢板的脆性破坏而言的,对其他构件的破坏将失去意义,而且这是 20 世纪 50 年代提出的指标。随着低合金高强度钢逐渐代替低碳钢,即由于材料强度的提高,能量标准值也在相应提高如 $\sigma_{yk}$ 甚至 $\sigma_{yk}$ 等。

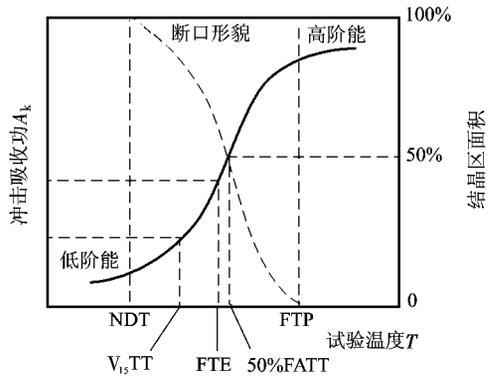


图 4-10 冲击吸收功和断口形貌与试验温度的关系曲线

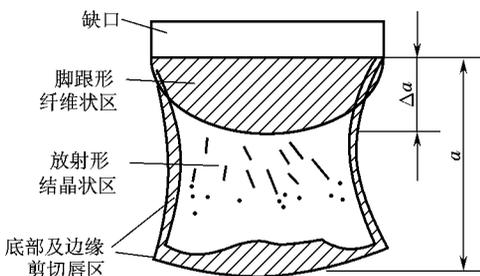


图 4-11 冲击断口形貌示意图

(圆断口形貌准则 这一准则,是 20 世纪 50 年代美国在对汽轮发电机转子飞裂事故分析的基础上提出的,主要用于正火或调质态钢材的评定。同拉伸试验一样,在冲击试样断口也有纤维区、放射区(结晶区)和剪切唇几部分,如图 4-11 所示。但在不同的试验温度下,三个区之间的相对面积是不同的。温度下降,纤维区面积不断减少,结晶区面积不断增大,材料由韧变脆。通常取断口上出



样的冲击值还很高时,实物的韧性就已经很低了,这样就导致了用夏比冲击试样所确定的脆性转变温度不是安全可靠的。为此,20世纪 30 年代初,美国海军研究所派林尼(宰杂伊等人开发出落锤试验方法,用于测定全厚钢板的脆性,可以作为评定材料的性能指标。试样厚度与实际使用板厚相同,其典型尺寸为 100mm × 100mm × 10mm 或 150mm × 150mm × 10mm。因试样较大,试验时需要较大的冲击能量,故不能再用一般的摆锤式冲击试验机,而必须用落锤试验机。

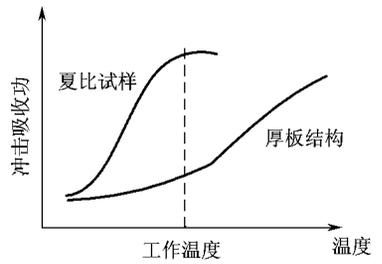


图 4-28 夏比冲击试样和实物脆性转化温度的比较

### 4.1.2 落锤试验

落锤试验机由垂直导轨(支承重锤)、能自由落下的重锤和砧座等组成(图 4-29)。落锤锤头是一个半径为 100mm 的钢制圆柱,硬度不小于 HRC60。重锤能升到不同高度,以获得 100J~1000J 的能量。砧座上除了两端的支承块外,中心部分还有一挠度终止块,以限制试样产生过大的塑性变形。落锤具有的能量、支承块的跨距和挠度终止块的厚度应根据材料的屈服强度及板厚选择。在试样宽度的中点沿长度方向堆焊一层脆性合金(长 100mm,宽约 50mm,厚约 10mm),焊块中用薄片砂轮或手锯割开一个缺口,其宽度小于 5mm,深度为焊块厚度的一半,缺口的方向与试验的拉力方向相垂直,用以诱发裂纹,如图 4-29 所示。

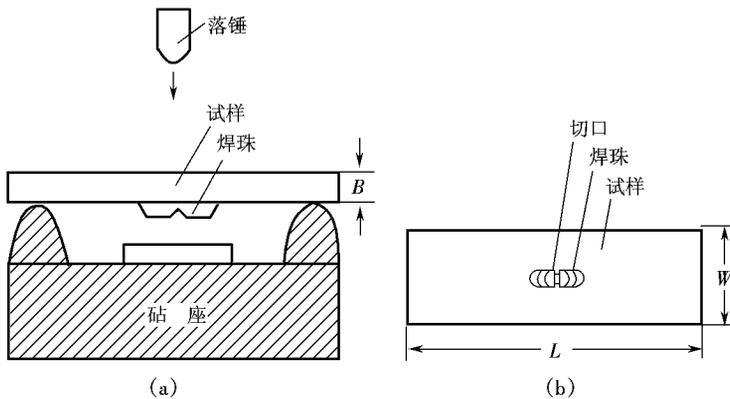


图 4-29 落锤试验示意图  
(a) 落锤试验装置 (b) 试样平面图

试验之前,将试样在所选的低温条件下保温 10min 左右,然后迅速将其移至支座上,使有焊珠的轧制面向下处于受拉侧,然后落下重锤进行打击。根据试验温度的不同,试板的力学行为按温度由高到低依次发生如下的变化:

- ① 试板只发生塑性变形,不开裂;
- ② 试板拉伸面靠缺口附近出现裂纹,但裂纹只在缺口附近的塑性变形区内,未扩展到两侧边;
- ③ 裂纹发展到试板一侧边或两侧边;
- ④ 试件完全碎裂。

一般规定裂纹能扩展到试板一侧边或横贯板宽的最高温度为无塑性转变温度,用  $T_{np}$  表示。

表示。脆性的含义实际是当 脆性断裂时, 钢板碎裂; 脆性断裂时, 含有大裂纹的试板不会碎裂。因此, 可以把落锤试样看作是尺寸大的 脆性断裂试样。

圆脆性判据

在落锤试验测得的无塑性转变温度 脆性和大量同类试验的基础上, 马德逊等提出对低强度铁素体钢 脆性的应用, 建议了四个防断裂设计的参考判据。

①当  $\sigma_{工作} \geq \sigma_{脆性}$  时, 由于 脆性表示小裂纹可作为裂纹源引起脆裂的临界温度, 因此工作温度必须限制在 脆性以上, 允许的应力水平限制在 脆性-弹性区

②当  $\sigma_{工作} \geq \sigma_{脆性}$  且  $\sigma_{工作} < \sigma_{屈服}$  时, 允许  $\sigma_{工作}$  约  $\sigma_{屈服}$ , 即名义应力小于  $\sigma_{屈服}$  且温度高于 脆性且  $\sigma_{工作} < \sigma_{屈服}$  时, 裂纹不会扩展, 该参考判据提供了  $\sigma$  约  $\sigma_{屈服}$  时的止裂温度界限。

③当  $\sigma_{工作} \geq \sigma_{脆性}$  且  $\sigma_{工作} < \sigma_{屈服}$  时, 允许  $\sigma_{工作}$  约  $\sigma_{屈服}$ , 即名义应力小于  $\sigma_{屈服}$  裂纹可在弹性区扩展的最高温度为 脆性且  $\sigma_{工作} < \sigma_{屈服}$  时, 该临界温度称为弹性开裂转变温度(云脆)。当 脆性且  $\sigma_{工作} < \sigma_{屈服}$  时, 只发生塑性撕裂。因此, 云脆是应力等于  $\sigma_{屈服}$  时脆性裂纹止裂温度。

④当  $\sigma_{工作} \geq \sigma_{脆性}$  且  $\sigma_{工作} < \sigma_{屈服}$  时,  $\sigma_{工作}$  达到  $\sigma_{屈服}$  发生韧性断裂, 该温度称为塑性开裂转变温度(云脆)。当 脆性且  $\sigma_{工作} < \sigma_{屈服}$  时, 断裂应力达到材料的极限强度; 当 脆性且  $\sigma_{工作} < \sigma_{屈服}$  时, 裂纹可在塑性范围扩展, 断裂应力在  $\sigma_{屈服}$  和  $\sigma_{屈服}$  之间。

圆断裂分析图

马德逊等在上述 脆性判据的基础上, 建立了断裂分析图(云脆图), 如图 圆所示。断裂分析图表示许用应力、缺陷(裂纹)和温度之间的综合关系, 它明确提供了低强度钢构件在温度、应力和缺陷(裂纹)联合作用下脆性断裂开始和终止的条件。

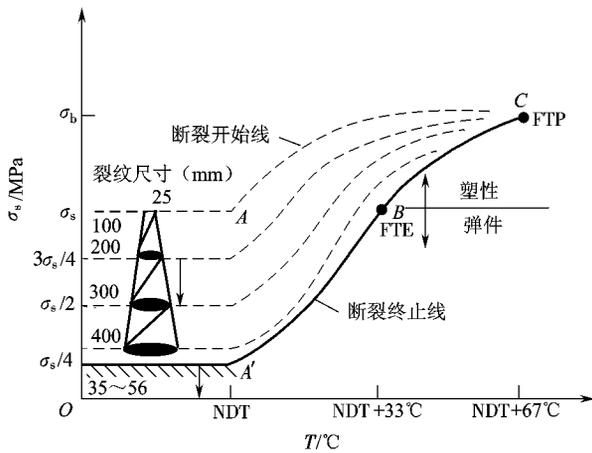


图 圆 断裂分析图(云脆图)

断裂分析图的纵坐标为应力, 横坐标为温度。图中左侧在 脆性附近, 为对压力容器断裂事故分析和有关实验得出的结果, 不同尺寸的裂纹对应的断裂应力( $\sigma_{槽}$ )。由图可见, 随裂纹长度增加,  $\sigma_{槽}$  下降; 在裂纹很长时,  $\sigma_{槽}$  仅为 脆性-弹性区。外加应力低于该值, 则不发生脆性破坏, 故该应力为脆性破坏的最低应力。图 圆中各条曲线(包括虚线)是对应于不同尺寸裂纹的  $\sigma_{槽}$ - $\sigma_{脆性}$  曲线: 虚线是小裂纹的  $\sigma_{槽}$ - $\sigma_{脆性}$  曲线, 位于材料的  $\sigma_{脆性}$  线以上; 实线为长裂纹的  $\sigma_{槽}$ - $\sigma_{脆性}$  曲线, 与材料的  $\sigma_{脆性}$  相交于 月点, 其对应的温度即为 云脆, 月点对应的坐标则为  $\sigma_{脆性}$  和 云脆。因为在 脆性附近有一不发生脆性破坏的最低应力, 于是可得到 月点。连接 月点线,

该曲线亦称断裂终止线(图 7-10)表示不同应力水平下脆性裂纹扩展的终止温度。

由图 7-10 可见,在  $\sigma_{\text{YS}}$  以上,  $\sigma_{\text{YS}}$  线以左,  $\sigma_{\text{YS}}$  以下的区域中,根据不同尺寸裂纹及应力水平的组合,裂纹可能快速扩展而致脆性断裂,但裂纹也可能不发生脆性扩展。在此区域内,当温度一定时,随裂纹长度的增加,断裂应力下降,而在相同应力水平下,小尺寸裂纹不发生脆性扩展,大裂纹会发生扩展。

在  $\sigma_{\text{YS}}$  曲线以右,脆性裂纹不产生扩展。在  $\sigma_{\text{YS}}$  以上,  $\sigma_{\text{YS}}$  线与  $\sigma_{\text{YS}}$  线之间区域内,解理断裂之前先产生塑性变形。温度高于  $T_{\text{DB}}$  时,不论裂纹尺寸如何,断裂全部为剪切型,且  $\sigma_{\text{YS}}$  越

由于  $\sigma_{\text{YS}}$  与  $T_{\text{DB}}$  之间有一定关系,因此测出  $\sigma_{\text{YS}}$  便可估算  $T_{\text{DB}}$ ,从而能建立断裂分析图。

断裂分析图为低强度钢构件防止脆断设计和选择材料提供了一个有效的方法。此外,还可用来分析脆性断裂事故,积累防止脆性断裂的有关数据。但  $T_{\text{DB}}$  图也有其一定的局限性,它没有考虑板厚产生的约束因素,该图是在  $\sigma_{\text{YS}}$  厚钢板的试验基础上建立起来的,并对大量试验结果进行对比分析后得到  $T_{\text{DB}}$  与  $\sigma_{\text{YS}}$  的关系。对  $\sigma_{\text{YS}}$  以上的厚板,该公式应修正为:  $T_{\text{DB}}$  与  $\sigma_{\text{YS}}$  的关系。其次是没有考虑加载速率的影响。此外,在考虑应力、温度和缺陷联合作用时,对同样强度水平的不同等级钢板进行了同样的处理,忽视了不同等级钢板之间的韧性差异等。

## 7.1 低温脆性的影响因素

### 1. 材料因素

#### 1.1 晶体结构

低、中强度的体心立方金属及其合金(如钢,密排六方金属中的锌、铍及其合金)有冷脆现象。面心立方金属(如奥氏体钢、镍、铝、铜等),一般情况下可认为无冷脆现象。高强度的体心立方金属,如高强度及超高强度钢,由于其在很宽的温度范围内冲击值均较低,冷脆转变不明显。

#### 1.2 化学成分

在体心立方金属  $\alpha$ -Fe 中,加入能形成间隙固溶体的元素如碳、氮、氢等,会使冲击韧性减小,冷脆转变温度提高,且含量愈大影响愈甚。这是因为间隙溶质元素溶入铁素体基体中,偏聚于位错线附近,阻碍位错运动,从而使钢的  $\sigma_{\text{YS}}$  升高,冷脆转变温度提高(图 7-11)。

$\alpha$ -Fe 中加入能形成置换固溶体的元素,一般也不同程度地提高和扩大其冷脆转变温度和范围,但在  $\alpha$ -Fe 中加入镍和锰,能显著地降低冷脆转变温度并提高韧断区的冲击值(图 7-12)。

杂质元素(如 S、P 等)会降低钢的韧性。这是由于它们偏聚于晶界,降低晶界表面能,产生沿晶脆性断裂,并同时降低了脆断应力所致。

#### 1.3 晶粒尺寸

理论分析和实验均证明,细化晶粒能使材料的韧性增加,冷脆转变温度降低。在含  $\alpha$ -Fe 的纯铁中,当晶粒度处于  $n$ -级(  $n$ -级晶粒  $d$  )范围内时,脆性转变温度与晶粒度的关系是线性的(图 7-13)。每增加  $n$ -级晶粒度,脆性转变温度降低  $\Delta T_{\text{DB}}$ 。所以,细化晶粒尺寸是降低冷脆转变温度很有效的措施之一。

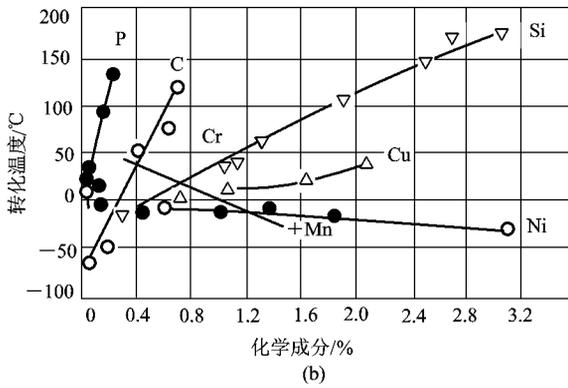
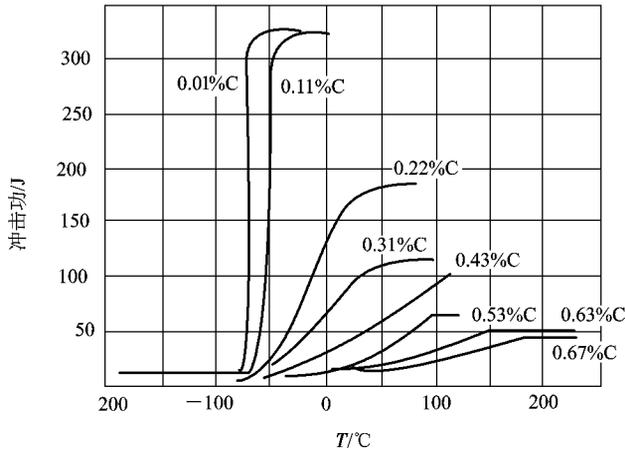


图 1(a) 合金元素对脆性转变温度的影响  
(试样均为夏比 灾型缺口)  
(横轴为碳含量 (纵轴为化学成分))

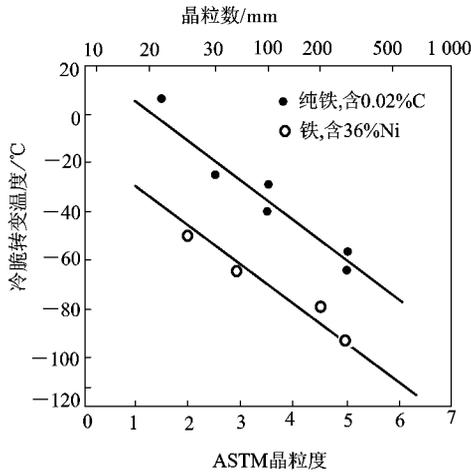


图 2 铁素体晶粒尺寸对脆性转变温度的影响

另外, 研究还发现, 不仅铁素体晶粒的大小和脆性转变温度之间呈线性关系, 而且马氏

体板条束宽度、上贝氏体铁素体板条束、原始奥氏体晶粒尺寸与脆性转变温度之间也呈线性关系。图 4-15 是低碳马氏体钢中马氏体板条束宽度与脆性转变温度之间的关系。

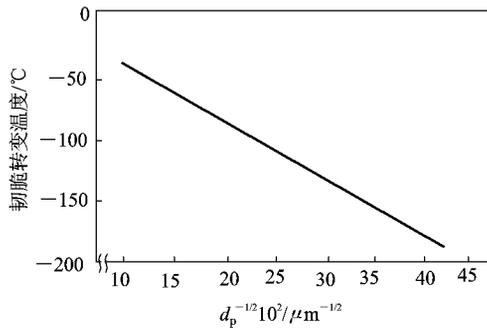


图 4-15 马氏体板条束的宽度与脆性转变温度之间的关系

细化晶粒提高韧性的原因,在于晶界是裂纹扩展的阻力;晶界前塞积的位错数减少,有利于降低应力集中;晶界总面积增加,使晶界上杂质浓度减少,避免产生沿晶脆性断裂。

#### 源金相组织

在较低强度水平,强度相同而组织不同的钢,其冲击吸收功和脆性转变温度以回火索氏体最佳,贝氏体回火组织次之,片状珠光体组织最差。此外,球化处理能改善钢的韧性。

在较高强度水平时,中、高碳钢经等温淬火获得下贝氏体组织,其冲击吸收功和脆性转变温度优于同强度的淬火马氏体并回火的组织。在相同强度水平,典型上贝氏体的脆性转变温度高于下贝氏体的脆性转变温度。但低碳钢低温上贝氏体的韧性却高于回火马氏体的韧性。这是由于在低温上贝氏体中渗碳体沿奥氏体晶界的析出受到抑制,减少了晶界裂纹所致。

在低碳合金钢中,经不完全等温处理获得贝氏体和马氏体的混合组织,其韧性比单一马氏体或单一贝氏体组织要好。这是因为贝氏体先于马氏体形成,优先将奥氏体晶粒分割成几部分,使随后形成的马氏体限制在较小的范围内,从而获得了极为细小的混合组织。裂纹在此种组织内扩展要多次改变方向,消耗能量较大,故钢的韧性较高。关于中碳合金钢马氏体—贝氏体混合组织的韧性,要看钢在奥氏体化后的冷却过程中贝氏体和马氏体的形成顺序而定,只有贝氏体先于马氏体形成韧性才可以改善。

在马氏体钢中存在稳定残余奥氏体,可以抑制解理断裂,从而显著改善钢的韧性。马氏体钢中的残余奥氏体,也有类似的作用。

钢中碳化物及夹杂物等第二相对钢脆性的影响程度,取决于第二相质点的大小、形状、分布、第二相性质及其与基体的结合力等因素。一般情况下,第二相尺寸增加,材料的韧性下降,脆性转化温度升高。第二相的形状对材料脆性也有影响,球状第二相材料的韧性较好。

另外,钢的热处理对钢的脆性转变温度也有很大的影响,如图 4-16 所示。以轧制态、正火态和调质态的顺序,脆性转变温度降低。

#### 圆角在因素

##### 角缺口尖锐度

冲击试样缺口根部的曲率半径,对所测得冲击值的大小有很大的影响。缺口尖锐度直

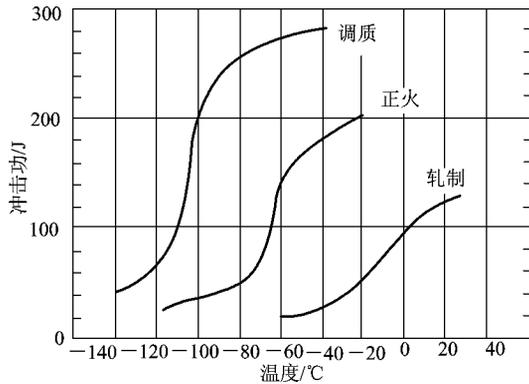


图 10-5 热处理方式对钢的脆性转变温度的影响

接影响到缺口根部的应力、应变状态。缺口越尖锐,则三向应力状态越严重,裂纹形成之前的塑性变形区域就越小,塑性变形量也越小。这样,就显著地减少了破断前吸收的能量,特别是裂纹萌生前所吸收的能量,导致脆性转变温度的升高,如图 10-6 所示。

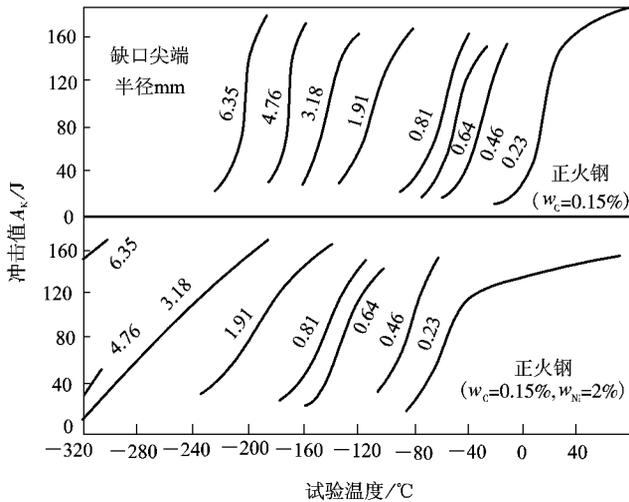


图 10-6 夏比型试样根部曲率半径对钢冲击值的影响

### 圆尺寸因素

试样尺寸增大,材料的韧性下降,断口中纤维区减少,脆性转变温度升高。这是因为:①尺寸增大,增加了材料的内部缺陷出现的几率;②加大了三向应力状态程度,也即提高了其平面应变程度。在小尺寸时可以是平面应力状态,而在大尺寸时已达到平面应变状态,这些都是促进材料脆化的因素。当试样各部分尺寸按比例地增加后(表 10-1),脆性转变温度升高(图 10-7);当不改变缺口形式,只增加试样宽度时,脆性转化温度也升高(图 10-8)。

表 4-1 图 4-1 中试样的尺寸

型式	跨距 $s$ / mm	宽度 $b$ / mm	缺口深度 $r$ / mm	缺口曲率半径 $R$ / mm	侧边
粤原员	源	苑	圆	园	园
粤原圆	愿	愿	源	园	园
粤原猿	员园	猿	远	园	园
粤原源	员园	源	愿	员	园
月原员	源	苑	圆	园	园
月原圆	愿	愿	源	员	园
月原猿	员园	猿	远	员	园
月原源	员园	源	愿	园	园

加载速率

外加冲击速率增加,使缺口处塑性变形的应变率提高,促进材料的脆化,使脆性转变温度提高。对于光滑或钝缺口试样,在临界冲击速率以下的冲击时,应变率的变化对冲击值的影响不大。但在尖锐缺口的情况下,由于缺口根部的塑性应变集中,可使其应变速率很高,因而局部达到临界脆性速率,冲击值急剧下降,脆性转变温度升高,如图 4-1 所示。应变速率与脆性转变温度之间有以下关系:

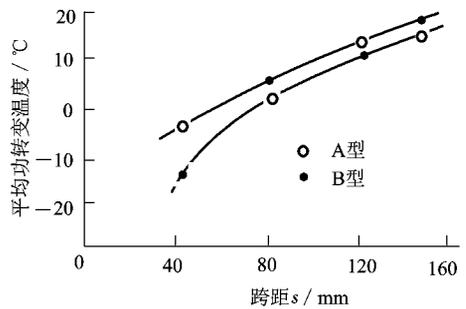


图 4-1 试样尺寸对脆性转变温度的影响

$$T_c = T_0 + K \dot{\epsilon}^n$$

(4-1)

式中： $\dot{\epsilon}$  为应变速率， $T_c$  为脆性转化温度； $T_0$ 、 $K$ 、 $n$  为常数。

加载速率对钢脆性的影响,与钢的强度水平有关。一般情况下,中、低强度钢的脆性转变温度对加载速率比较敏感,而高强度钢和超高强度钢的脆性转变温度对加载速率的敏感性较小。

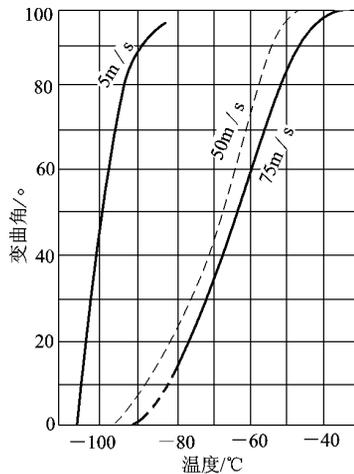


图 4-2 冲击速率对 30 号钢脆性转变温度的影响

## 复习思考题

1. 解释下列名词：(1) 应力状态系数；(2) 布氏硬度；(3) 洛氏硬度；(4) 维氏硬度；(5) 努氏硬度；(6) 肖氏硬度；(7) 缺口效应；(8) 缺口敏感度；(9) 冲击吸收功；(10) 冲击韧性；(11) 低温脆性；(12) 脆性转变温度。

2. 说明下列性能指标的意义：(1)  $\sigma_{\text{弹性}}$ ；(2)  $\sigma_{\text{弹性}}$ ；(3)  $\tau_{\text{弹性}}$ ；(4)  $\tau_{\text{弹性}}$ ；(5)  $\tau_{\text{弹性}}$ ；(6)  $\sigma_{\text{弹性}}$ ；(7) 均匀伸长率；(8) 均匀伸长率；(9) 均匀伸长率；(10) 均匀伸长率；(11) 均匀伸长率；(12) 均匀伸长率；(13) 均匀伸长率；(14) 均匀伸长率；(15) 均匀伸长率；(16) 均匀伸长率；(17) 均匀伸长率；(18) 均匀伸长率；(19) 均匀伸长率；(20) 均匀伸长率；(21) 均匀伸长率；(22) 均匀伸长率；(23) 均匀伸长率；(24) 均匀伸长率；(25) 均匀伸长率；(26) 均匀伸长率；(27) 均匀伸长率；(28) 均匀伸长率；(29) 均匀伸长率；(30) 均匀伸长率；(31) 均匀伸长率；(32) 均匀伸长率；(33) 均匀伸长率；(34) 均匀伸长率；(35) 均匀伸长率；(36) 均匀伸长率；(37) 均匀伸长率；(38) 均匀伸长率；(39) 均匀伸长率；(40) 均匀伸长率；(41) 均匀伸长率；(42) 均匀伸长率；(43) 均匀伸长率；(44) 均匀伸长率；(45) 均匀伸长率；(46) 均匀伸长率；(47) 均匀伸长率；(48) 均匀伸长率；(49) 均匀伸长率；(50) 均匀伸长率；(51) 均匀伸长率；(52) 均匀伸长率；(53) 均匀伸长率；(54) 均匀伸长率；(55) 均匀伸长率；(56) 均匀伸长率；(57) 均匀伸长率；(58) 均匀伸长率；(59) 均匀伸长率；(60) 均匀伸长率；(61) 均匀伸长率；(62) 均匀伸长率；(63) 均匀伸长率；(64) 均匀伸长率；(65) 均匀伸长率；(66) 均匀伸长率；(67) 均匀伸长率；(68) 均匀伸长率；(69) 均匀伸长率；(70) 均匀伸长率；(71) 均匀伸长率；(72) 均匀伸长率；(73) 均匀伸长率；(74) 均匀伸长率；(75) 均匀伸长率；(76) 均匀伸长率；(77) 均匀伸长率；(78) 均匀伸长率；(79) 均匀伸长率；(80) 均匀伸长率；(81) 均匀伸长率；(82) 均匀伸长率；(83) 均匀伸长率；(84) 均匀伸长率；(85) 均匀伸长率；(86) 均匀伸长率；(87) 均匀伸长率；(88) 均匀伸长率；(89) 均匀伸长率；(90) 均匀伸长率；(91) 均匀伸长率；(92) 均匀伸长率；(93) 均匀伸长率；(94) 均匀伸长率；(95) 均匀伸长率；(96) 均匀伸长率；(97) 均匀伸长率；(98) 均匀伸长率；(99) 均匀伸长率；(100) 均匀伸长率。

3. 根据从力学状态图出发，分析金属材料 and 陶瓷材料在拉伸和压缩条件下的断裂行为，并阐述各自材料的应用范围。

4. 为反映脆性材料的塑性行为，应该采用哪些试验方法？为什么？

5. 扭转试验可测得材料的哪些力学性能指标？同一材料的扭转图与拉伸图在形态上有什么区别？

6. 在测试扭转的屈服强度时为什么采用  $\tau_{\text{屈服}}$ ，而不是像测拉伸屈服强度  $\sigma_{\text{屈服}}$  那样去测  $\tau_{\text{屈服}}$ ？

7. 根据扭转试样的断口特征，如何判断断裂的性质和引起断裂的应力？它与拉伸试样的断裂性质有什么区别？

8. 论述弯曲试验的特点，并说明为什么弯曲试验常用于脆性材料的性能测试。

9. 弯曲试验的加载形式有哪两种？各有何特点？

10. 为什么拉伸试验时所得条件应力—应变曲线位于真实应力—应变曲线之下，而压缩试验时恰恰相反？

11. 为什么灰口铸铁的拉伸断口与拉伸轴垂直，而压缩断口却与压缩力轴成 45° 角？

12. 解释陶瓷材料的抗压强度远大于其抗拉强度的原因。

13. 综合比较单向拉伸、压缩、弯曲及扭转试验的特点和应用范围。

14. 测定材料硬度的试验方法有几类？用压入法测定材料硬度的物理意义是什么？

15. 比较布氏、洛氏、维氏硬度试验原理的异同，并说明它们的优缺点和应用范围。

16. 布氏、洛氏、维氏硬度压头形状有何区别？其硬度用什么符号表示？试说明其符号的意义。

17. 说明布氏硬度试验时，为什么要对不同材料选用不同的钢球或硬质合金球直径（或载荷）及不同的载荷保持时间？

18. 维氏硬度和努氏硬度的压头形状、定义有何异同？试阐述显微硬度在材料研究中的应用。

19. 简述肖氏硬度和莫氏硬度试验方法的原理和用途。

20. 随着材料抗拉强度的升高，其布氏硬度、洛氏硬度、维氏硬度值是否也升高？硬度与抗拉强度、疲劳强度间是否也存在线性关系？为什么？

21. 有如下零件和材料等需测定硬度，试说明选用何种硬度试验方法为宜。(1) 渗碳层的硬度分布；(2) 淬火钢；(3) 灰铸铁；(4) 鉴别钢中的隐晶马氏体与残余奥氏体；(5) 仪表小黄铜齿轮；(6) 龙门刨床导轨；(7) 陶瓷涂层；(8) 高速钢刀具；(9) 退火态低碳钢；(10) 硬质合

金。

1. 试说明塑性较好的材料在外加拉伸载荷增大的过程中, 缺口截面上的弹性应力分布是如何逐步转变为弹塑性应力分布的。在平面应力与平面应变状态下, 缺口截面上的应力分布有何区别?

2. 试说明如何评定材料的缺口敏感性? 试综合比较光滑试样轴向拉伸、缺口试样轴向拉伸和偏斜拉伸试验的特点。

3. 试说明为什么低强度高塑性材料的切口敏感度小, 高强度塑性材料的切口敏感度大, 而脆性材料是完全切口敏感的?

4. 试简述冲击载荷作用下材料变形与断裂的机理与过程。

5. 什么是冲击韧性? 用于测定冲击韧性的试件有哪两种主要形式? 测定的冲击韧性如何表示? 两种缺口的冲击韧性是否具有可比性?

6. 缺口冲击韧性被列为材料的五大常规性能指标之一, 如何理解冲击韧性的物理意义? 冲击韧性值在工程中有什么实用价值?

7. 试说明需检验以下材料的冲击韧性, 问哪几种材料要开缺口? 哪几种材料不要开缺口?

宰杀、塑料、橡胶、陶瓷、金属、木材、玻璃、混凝土、砖、瓦、陶瓷、铸铁

8. 在韧性材料的冲击试样断口上, 为什么裂纹会在距缺口一定距离的试样内部萌生, 而不是在缺口根部?

9. 什么是低温脆性? 在哪些材料中容易发生低温脆性? 低温脆性的物理本质是什么?

10. 用光滑试样的静拉伸试验也可能观察到金属材料的冷脆现象, 但为什么在评定中都采用缺口试样的冲击试验? 光滑试样和缺口试样的韧脆转变温度有何关系?

11. 在某一应力-应变曲线上, 可以用多种特征温度来定义, 试列举其中主要的三种定义。对大型工件为什么宜进行落锤试验和云纹分析?

12. 试简述影响冲击韧性和冷脆转变温度的内在与外在因素及其变化规律。

# 第 源章 材料的断裂韧性

自从原始工具制作开始,材料的断裂现象就对人类具有重要意义,但对这一课题的研究则是 19 世纪初才发展起来的。传统的设计思想是以经典的强度理论为基础,断裂准则是  $\sigma_{实际} \leq [\sigma]$ ,即使用应力应小于或等于许用应力。 $[\sigma]$  越 译 越,其中  $\sigma_{译}$  和  $\lambda$  分别为材料屈服强度和 安全系数,这种设计思想成功地应用了很长时间。进入 20 世纪后,工业高速发展、设备和结构大型化,设计应力水平提高,高强度材料投入使用,尤其焊接工艺在大型结构建造中的应用,陆续发生了一系列低应力下断裂导致的诸如列车出轨、桥梁断塌、飞机坠毁类的恶性意外事故。1941 年二战期间,美国建造的 圆缘 艘全焊接“自由轮”(标准船),有近千艘发生严重的脆性破坏,其中 员艘 断成两截,有 员艘 的破坏是在平静的海面上发生的。从大量灾难性事故分析中发现,这种低应力脆性破坏主要是由宏观尺寸的裂纹扩展引起的,出现这些裂纹源的原因可能是焊接质量不高、钢材内部有夹杂或存在应力集中等。传统设计思想没有考虑实际材料不可避免存在宏观裂纹的事实,显然与工程结构的实际情况不相符合。为了保证结构的安全工作,防止脆断事故的发生,人们必须研究带裂纹物体的力学行为。在这样的背景下,一门新的力学分支——断裂力学应运而生。本章主要介绍一些和材料有关的基本概念。

## 源质 理论断裂强度

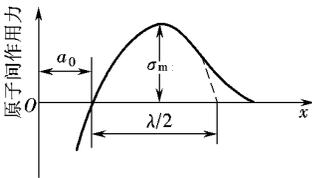


图 源质 原子间作用力随原子间距的变化曲线

研究材料的理论结合强度,应从原子间的结合力入手,只有克服了原子间的结合力,材料才能断裂。对于两个原子面在拉应力作用下被撕开的情况,要从原子间相互作用势能考虑。如图 源质 所示,原子间距随应力的增加而增大,在某点处,应力克服了原子之间的作用力,达到一个最大值,这一最大值即为理论断裂强度  $\sigma_{理论}$ 。

如果知道原子间结合力的细节,即知道应力—应变曲线的精确形式,就可求出理论结合强度。该原则是可行的,就是说固体的强度都能够根据化学组成、晶体结构与强度之间的关系来计算。但不同的材料有不同的组成、结构及键合方式,因此这种理论计算非常复杂,而且对各种材料都不一样。为了简单、粗略地估计各种情况都能适用的理论强度,可假设用波长为  $\lambda$  的正弦波来近似原子间约束力随原子间距离  $x$  的变化,从而得出

$$\sigma_{理论} = \frac{E \cdot \lambda}{2} \quad (源质)$$

式中  $\sigma_{理论}$  为使原子分开时所需的最大应力即理论断裂强度。材料的断裂是在拉应力作用

下,沿与拉应力垂直的原子被拉开的过程,在这一过程中,为使断裂发生,必须提供足够的能量以创造两个新表面。令表面能为  $\gamma$ ,意味着外力做功消耗在断口的形成上的能量至少等于  $2\gamma$ ,即外力功与断口的表面能相等。因此,

$$\int_0^{\lambda} \sigma_{\text{弹}} \frac{d\lambda}{\lambda} = \frac{\lambda \sigma_{\text{弹}}}{\pi} \quad (9-1)$$

注意到材料在低应力作用下应该是弹性的,在这一条件下  $\sigma_{\text{弹}} = E \epsilon$ ,同时,曲线开始部分近似为直线,服从胡克定律,有

$$\sigma_{\text{弹}} = E \epsilon \quad (9-2)$$

式中  $\epsilon_0$  为平衡状态时原子间距;  $E$  为弹性模量。由式(9-1)和式(9-2)得

$$\sigma_{\text{弹}} = E \frac{\lambda}{\lambda_0} = \frac{E \lambda}{\lambda_0} \quad (9-3)$$

由式(9-1)和式(9-3)得

$$\sigma_{\text{弹}} = \sqrt{\frac{2E\gamma}{\lambda_0}} \quad (9-4)$$

式中  $\lambda_0$  随材料而异。由式(9-4)可见理论结合强度只与弹性模量、表面能和晶格间距等材料常数有关。该式虽是粗略的估计,但对所有固体均能应用而不涉及原子间的具体结合力。

将材料的典型数据  $E \approx 10^{11} \text{ N/m}^2$ ,  $\gamma \approx 1 \text{ J/m}^2$  和  $\lambda_0 \approx 0.3 \text{ nm}$  代入,计算得到材料的理论结合强度  $\sigma_{\text{弹}} \approx 10^8 \text{ N/m}^2$ 。目前强度最高的钢材为  $10^6 \text{ N/m}^2$  左右,大量实验结果表明,实际材料强度比理论值偏低 1~2 个数量级。造成这一差别的原因,是所采用的基本假设不符合事实。该模型认为晶体材料是完整的,外力达到断裂面上所有原子间作用力的总和时,才能断裂,但实际上,材料中总存在各种缺陷和裂纹等不连续因素,缺陷引起的应力集中对断裂的影响是不能忽视的。

## 9.1 断裂理论

固体材料的实际断裂强度与理论强度至少相差一个数量级。为了解决裂纹体的断裂强度问题,从能量平衡的观点出发,研究了陶瓷、玻璃等脆性材料的断裂问题。

图 9-1 为一无限宽板,受均匀应力  $\sigma$  作用后,将其两端固定。此时,受力板可视为隔离系统。如果板内制造一椭圆形的穿透裂纹,裂纹长度为  $2a$ 。此时因与外界无能量交换,裂纹扩展的动力只能来自系统内部储存的弹性能的释放。裂纹扩展时裂纹的面积增加了,增加单位表面积所需的能量为表面能  $\gamma$ 。

在薄板内形成一椭圆形裂纹,系统总的能

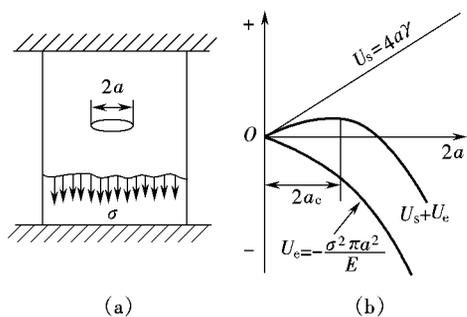


图 9-1 无限宽板中椭圆形裂纹的能量平衡  
(a) 无限宽板中的中心穿透裂纹  
(b) 裂纹长度与能量的关系

量变化  $\Delta W = \frac{1}{2} \sigma \epsilon V$ 。  $\epsilon$  为弹性应变能，板内单位体积储存的弹性能为  $\frac{1}{2} \sigma \epsilon$ 。若以单位厚度计，根据弹性力学，若形成裂纹尺寸为  $2a$ ，应释放的弹性应变能  $\Delta W = \frac{1}{2} \sigma^2 \frac{\pi a^2}{E}$ ；而表面能  $W_s = \sigma_s \cdot 2\pi a$ 。这两项能量的变化见图 1-10。系统内总的能量变化

$$\Delta W = \frac{1}{2} \sigma^2 \frac{\pi a^2}{E} - 2\pi a \sigma_s \quad (1-10)$$

由此可知，系统总的能量变化有一极值，它对应于

$$\frac{d(\Delta W)}{da} = \sigma^2 \frac{\pi a}{E} - 2\pi \sigma_s = 0 \quad (1-11)$$

当  $\frac{d(\Delta W)}{da} > 0$  时， $\frac{d(\Delta W)}{da} < 0$ ，即弹性应变能的释放速率大于或等于表面能的增长速率，系统的自由能降低，裂纹将会自动扩展。对应于此值的裂纹尺寸，便为临界裂纹尺寸  $a_c$ ，小于此临界尺寸，裂纹不扩展，大于此尺寸裂纹便会失稳扩展。

由式(1-10)和(1-11)可得  $a_c = \frac{2\sigma_s E}{\pi \sigma^2}$ ，如以  $a_c$  代替图中的  $a$ ，断裂应力和裂纹尺寸的关系则为

$$\sigma = \sqrt{\frac{2\sigma_s E}{\pi a_c}} \quad (1-12)$$

这就是著名的格里菲斯(Griffith)公式。该公式表明断裂应力与裂纹尺寸的平方根成反比。因为  $\left(\frac{a_c}{\pi}\right)^{1/2} \approx \frac{1}{\pi}$ ，故  $\sigma \approx \left(\frac{2\sigma_s E}{\pi}\right)^{1/2}$ 。将此公式与理论断裂强度公式(1-9)相比较，二者形式完全相似，只是以裂纹尺寸  $a_c$  代替了点阵常数  $a_0$ 。可见，如果能控制裂纹长度和原子间距在同一数量级，就可使材料达到理论强度。当然，这在实际上很难做到，但已指出了制备高强材料的方向，即  $\sigma_s$  和  $\gamma$  要大，裂纹尺寸要小。

格里菲斯用刚拉制的玻璃棒作试验，玻璃棒的弯曲强度为  $\sigma_b$ 。若在空气中放置几小时后，强度下降成  $\sigma_a$ 。强度下降的原因是由于大气腐蚀形成表面裂纹；约飞等人用温水溶去氯化钠表面的缺陷，强度即由  $\sigma_a$  提高到  $\sigma_b$ 。伊文斯等人提高了  $\sigma_b$  十多倍。可见表面缺陷对断裂强度的影响很大。还有人把石英玻璃纤维分割成几段不同的长度，测其强度时发现，长度为  $a_1$  时，强度为  $\sigma_1$ ；长度为  $a_2$  时，强度可达  $\sigma_2$ 。这是由于试件长，含有危险裂纹的机会就多。其他形状的试件也有类似规律，大试件强度偏低，这就是所谓的尺寸效应。弯曲试件的强度比拉伸试件强度高，也是因为弯曲试件的横截面上只有小部分受到最大拉应力的缘故。

格里菲斯成功地解释了材料的实际断裂强度远低于理论强度的原因，说明了脆性断裂的本质——微裂纹扩展，且与试验相符，并能解释强度的尺寸效应。这一理论应用于玻璃等脆性材料上取得了很大成功，但用于金属和非晶体聚合物时遇到了新的问题。试验得出的强度值比按式(1-12)算出的大得多。因此，格里菲斯理论当时在金属材料中的应用并未引起重视。直到 20 世纪 50 年代之后，金属的脆性断裂事故不断发生，人们又重新开始审视格里菲斯的断裂理论。

对于大多数金属材料，虽然裂纹顶端由于应力集中作用，局部应力很高，但是一旦超过材料的屈服强度，就会发生塑性变形。在裂纹顶端有一塑性区，材料的塑性越好、强度越低，

产生的塑性区尺寸就越大。裂纹扩展必须首先通过塑性区,裂纹扩展功主要耗费在塑性变形上,金属和陶瓷的断裂过程的主要区别也在这里。塑性变形功  $\gamma_{\text{塑}}$  大约是表面能的  $\gamma_{\text{泽}}$  的 1000 倍,由此,修正了断裂理论的断裂公式,得出

$$\sigma_{\text{裂}} \approx \left[ \frac{E \gamma_{\text{泽}}}{\pi a} \right]^{1/2} \approx \left[ \frac{E \gamma_{\text{塑}}}{\pi a} \right]^{1/2} \quad (9-10)$$

因为  $\gamma_{\text{塑}} \gg \gamma_{\text{泽}}$ ,修正公式可变为

$$\sigma_{\text{裂}} \approx \left( \frac{E \gamma_{\text{塑}}}{\pi a} \right)^{1/2} \quad (9-11)$$

典型陶瓷材料的  $\gamma_{\text{泽}} \approx 1 \text{ J/m}^2$ ,  $\gamma_{\text{塑}} \approx 1000 \text{ J/m}^2$ ,如有长度  $a = 1 \text{ mm}$  的裂纹,则按式(9-11), $\sigma_{\text{裂}} \approx 100 \text{ MPa}$ 。通常高强度钢  $\gamma_{\text{泽}} \approx 1 \text{ J/m}^2$ ,  $\gamma_{\text{塑}} \approx 100 \text{ J/m}^2$ ,假定  $E$  值相同,则  $\sigma_{\text{裂}} \approx 10 \text{ MPa}$  时,裂纹长度可达  $a = 1 \text{ cm}$ ,比陶瓷材料的允许裂纹尺寸大了三个数量级。由此可见,陶瓷材料存在微观尺寸裂纹时便会导致在低于理论强度的应力下发生断裂,而金属材料则要有宏观尺寸的裂纹才能在低应力下断裂。因此,塑性是阻止裂纹扩展的一个重要因素。

## 9.2 裂纹扩展的能量判据

在断裂理论或断裂韧性的断裂理论中,裂纹扩展的阻力为  $2\gamma_{\text{泽}}$  或者为  $2\gamma_{\text{泽}} + \gamma_{\text{塑}}$ 。设裂纹扩展单位面积所耗费的能量为  $G$  则  $G = 2\gamma_{\text{泽}} + \gamma_{\text{塑}}$ 。而裂纹扩展的动力,对于上述的断裂试验情况来说,只来自系统弹性应变能的释放。定义

$$G = \frac{\partial U}{\partial a} = \frac{\partial}{\partial a} \left( \frac{\pi \sigma^2 a^3}{3E} \right) = \frac{2\pi \sigma^2 a}{3E} \quad (9-12)$$

亦即  $G$  表示弹性应变能的释放率或者为裂纹扩展力。注意到断裂试验的试验条件是一无限大的薄板,中心开一穿透裂纹,当加载到  $\sigma$  后两端固定,位移就保持不变,这种试验情况通常称为恒位移条件。如以图解法表示,则如图 9-2 所示。当载荷加到  $A$  点,位移为  $\delta$ ,此后板的两端固定,平板中贮存的弹性能以面积  $OAB$  表示,如裂纹扩展  $da$ ,引起平板刚度下降,平板内贮存的弹性能下降到面积  $OAC$ ,三角形  $ABC$  相当于由于裂纹扩展释放出的弹性能。

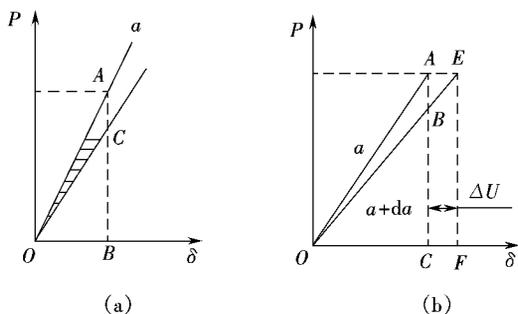


图 9-2 固定边界和恒载荷的断裂理论能量关系  
(a) 对于固定边界的断裂理论能量关系  
(b) 恒载荷的断裂理论能量关系

可是更为普遍的情形是载荷恒定外力做功,这时  $G$  的定义会不会改变呢?如图 9-3 所示,曲线为裂纹尺寸为  $a$  时试样的载荷位移线,在恒定载荷为  $P$  时,试样的位移由  $A$  点增加到  $C$  点,这时外载荷做功相当于面积  $OAC$ ,平板内贮存的弹性能从  $OAB$  增加到  $OCD$ ,由于面积  $OCD$  为  $OAC$  的 2 倍,当略去三角形  $ABC$  (这是一个二阶无穷小量),可知在外力做功的情况下,其做功的一半用于增加平板的弹性能,一半用于裂纹的扩展,扩展所需的能量为  $OAC$  面积。比较图 9-2 和图 9-3,可知不管是恒位移的情况还是恒载荷的情况,裂

纹扩展可利用的能量都是相同的。只不过恒位移情况  $\Delta U_{原} = \frac{1}{2} \sigma_0^2 \Delta V$  ,而恒载荷的情况  $\Delta U_{载} = \frac{1}{2} \sigma_0^2 \Delta V$  。也就是说,对于前者裂纹扩展造成系统弹性能的下降,对于后者由于外力做功,系统的弹性能并不下降,裂纹扩展所需能量来自外力做功,两者的数值仍旧相同。

因此,仍可定义  $G$  为裂纹扩展的能量率或裂纹扩展力。因为  $G$  是裂纹扩展的动力,当  $G$  达到怎样的数值时,裂纹就开始失稳扩展呢?

按照能量平衡断裂条件,  $G \geq \gamma_{泽}$  ,即  $G \geq \gamma_{泽}$  。

按照能量修正公式,  $G \geq \gamma_{泽} (1 + \gamma_{泽} \gamma_{孕})$  。

因为表面能  $\gamma_{泽}$  和塑性变功  $\gamma_{孕}$  都是材料常数,它们是材料固有的性能,令  $G_{临} = \gamma_{泽} (1 + \gamma_{泽} \gamma_{孕})$  则有

$$G \geq G_{临} \quad (1)$$

这就是断裂的能量判据。原则上讲,对不同形状的裂纹,其  $G$  是可以计算的,而材料的性能  $G_{临}$  是可以测定的。因此可以从能量平衡的角度研究材料的断裂是否发生。

## 2.1 裂纹顶端的应力场

### 2.1.1 三种裂纹类型

脆性断裂是从能量平衡的观点分析断裂问题,由于要涉及弹性体的能量,计算是很复杂的。实际上断裂是从裂纹顶端开始,重点研究裂纹顶端邻域的应力应变场是很有意义的。从这一观点出发,采用应力分析方法还有应力强度因子理论。

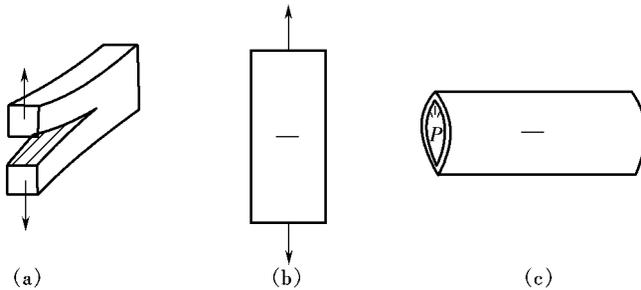


图 2.1 三种(张开型)裂纹形式  
(a) 张开式 (b) 剪切式 (c) 槽压力筒的轴向裂纹

根据裂纹体所载荷与裂纹间的关系,可将裂纹分为三种类型。

(1) 张开型(或称拉伸型)裂纹 如图 2.1(a)所示,外加正应力垂直于裂纹面,在应力  $\sigma$  作用下裂纹顶端张开,扩展方向和正应力垂直。这种张开型裂纹通常简称 I 型裂纹。脆性断裂和压力筒中的轴向裂纹,即属此类裂纹。

(2) 滑开型(或称剪切型)裂纹 剪切应力平行于裂纹面,裂纹滑开扩展,通常简称为 II 型裂纹。如轮齿或花键根部沿切线方向的裂纹,或者受扭转的薄壁圆筒上的环形裂纹都属于这种情形,见图 2.1(b)。

(3) 撕裂开型裂纹 在切应力作用下,一个裂纹面在另一裂纹面上滑动脱开,裂纹前缘平

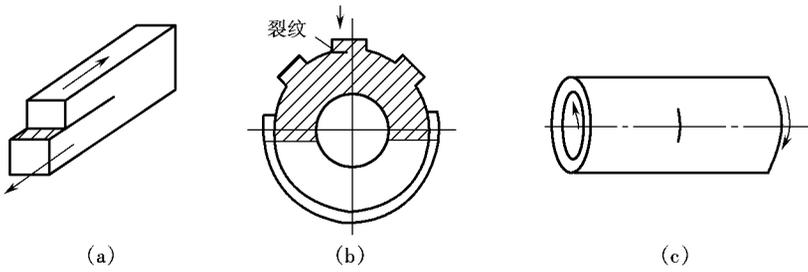


图 9-1 边缘开型(滑开型)裂纹形式  
(劈滑开式 (遭轮齿根部裂纹 (遭圆筒的环形裂纹)

行于滑动方向,如同撕布一样,这称为撕开型裂纹,也简称开型裂纹。如图 9-2 例如圆轴上有一环形切槽,受到扭转作用引起的断裂形式即属此类。

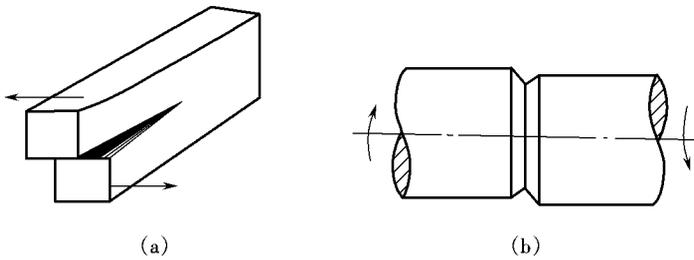


图 9-2 开型(撕开型)裂纹形式  
(劈撕开式 (遭圆轴的环形切槽)

实际工程构件中裂纹形式大多属于开型裂纹,这也是最危险的一种裂纹形式,是容易引起低应力脆断,所以以下重点讨论开型裂纹。

### 9.1.1 开型裂纹顶端的应力场

设一无限大平板中心含有一长度为  $2a$  的穿透裂纹,在垂直裂纹面方向受均匀的拉应力  $\sigma$  作用,如图 9-3 所示。根据弹性理论得出离裂纹顶端(则  $\theta$ )处的应力场为

$$\left. \begin{aligned} \sigma_{\text{垂直}} &= \frac{\sigma \sqrt{2a}}{\sqrt{\pi r}} \left[ \frac{1}{\sqrt{1-\sin^2 \theta}} \right] \\ \sigma_{\text{平行}} &= \frac{\sigma \sqrt{2a}}{\sqrt{\pi r}} \left[ \frac{1}{\sqrt{1-\sin^2 \theta}} \right] \\ \tau_{\text{剪切}} &= \frac{\sigma \sqrt{2a}}{\sqrt{\pi r}} \left[ \frac{\sin \theta}{\sqrt{1-\sin^2 \theta}} \right] \end{aligned} \right\} \quad (9-1)$$

在式(9-1)的应力场方程中,  $(r, \theta)$  为应力场内的点的坐标,该式说明应力场中不同位置的应力分布是不同的。方程中还含有参数  $\sqrt{2a}$ , 称为开型裂纹的应力强度因子。对于开型或开型裂纹,应力场方程中的应力强度因子相应地用  $K_I$  和  $K_{II}$  表示。应力强度因子  $K_I$  是衡量裂纹顶端应力场强烈程度的函数,决定于应力水平、裂纹尺寸和形状。

### 9.1.2 应力强度因子 $K_I$

对于开型应力场中的给定点(则  $\theta$ ),其应力强度因子只决定于  $K_I$ ,其应力场方程一般可

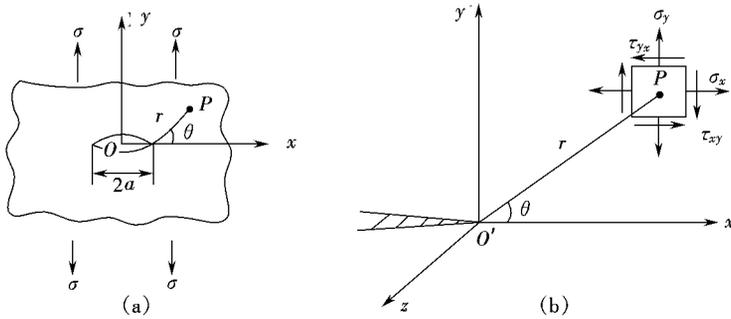


图 1 裂纹顶端附近的应力场  
(a) 无限大平板中心的穿透裂纹 (b) 裂纹顶端附近的应力分析

写成通式

$$\sigma_{\theta} = \frac{\sigma \sqrt{\pi a}}{\sqrt{r}} f(\theta) \quad (1)$$

根据弹性力学, 裂纹顶端 点的应力

$$\sigma_{\theta} = \sqrt{\frac{2\sigma}{\rho}} f(\theta)$$

其中  $\rho$  为裂纹顶端的曲率。当  $\rho \rightarrow 0$  时,

$$\sigma_{\theta} = \frac{\sigma \sqrt{\pi a}}{\sqrt{r}} f(\theta)$$

$$\sigma_{\theta} = \frac{\sigma \sqrt{\pi a}}{\sqrt{r}} Y \sqrt{\pi a} \quad (2)$$

式中  $Y$  为裂纹形状系数, 它和裂纹形式、试件几何形状有关。求  $Y$  的关键在于求  $f(\theta)$ 。再求不同条件下的  $f(\theta)$  即为断裂力学的内容。再也可以通过试验得到。各种情况下的  $f(\theta)$  再已汇编成册, 供查索。对于含穿透裂纹的无限板,  $Y$  再的单位为  $\sqrt{\pi a}$ 。

应力强度因子  $K_I$  是表达裂纹运动规律的函数, 是裂纹体所受各种外力在裂纹顶端产生效果的综合体现, 这种效果通过  $\sigma_{\theta}$  表现出来。因此, 对于一定形状和尺寸的裂纹, 在一定的应力环境中, 其应力强度因子是唯一确定的, 也因此而有确定的运动规律。

式(2)表明, 应力  $\sigma$  和裂纹长度  $a$  都是加剧应力场的因素。在应力增大或裂纹长度增大或应力与裂纹尺寸同时增大时,  $K_I$  增高, 即应力场强度加剧。当  $K_I$  因子达到某一临界值时, 裂纹开始扩展。因此  $K_I$  因子在一定意义上可用来描述裂纹扩展的动力, 如同在单向拉伸时, 应力  $\sigma$  是屈服的动机一样。在材料力学中, 描述受力物体状态的参量有应力、应变、能量等, 用这种状态参量可以建立相应的材料破坏准则。同样, 也可以用应力场强度因子这个状态参量来建立裂纹体破坏准则。

### 断裂判据

随着应力  $\sigma$  或裂纹长度  $a$  的增大,  $K_I$  因子不断增大。当  $K_I$  因子增大到临界值  $K_{Ic}$  时, 裂纹开始失稳扩展, 用  $K_{Ic}$  表示材料对裂纹扩展的阻力, 称为平面应变断裂韧性。因此, 裂纹体断裂判据可表示为

$$K_I = K_{Ic} \quad (3)$$

这一表达式与屈服判据  $\sigma = \sigma_s$  相似, 左边为裂纹顶端的应力强度因子(屈服判据中为试样上的拉应力水平), 右边为材料本身固有的性能。实际上是用应力场强度因子的临界值表

示材料的断裂韧度,如同用试样中应力水平的临界值表示材料的屈服强度。

该断裂判据可以直接应用于工程设计。例如,对含有中心穿透裂纹的无限宽板,其断裂判据为

$$\sigma_{\text{精}} \leq \frac{K_{\text{IC}}}{\sqrt{\pi a}} \quad (9-1)$$

式中: $K_{\text{IC}}$ 为材料的平面应变断裂韧度值,是可以测定的材料常数。材料中的裂纹长度可以用探伤手段确定,于是可求出裂纹体失稳断裂时的应力值,即 $\sigma_{\text{精}} = \frac{K_{\text{IC}}}{\sqrt{\pi a}}$ 。反之,当工作应力已知时,可求失稳时的裂纹长度

$$a = \left( \frac{K_{\text{IC}}}{\sigma_{\text{精}} \sqrt{\pi}} \right)^2$$

上述断裂判据是建立在严密的线弹性断裂力学基础上的,是可靠的定量判据,考虑了裂纹尺寸。因此,可以对结构或零件的断裂进行定量的评定,可靠地把握结构的安全性。

下面举一具体例子来说明两种设计选材方法的差异。有一构件,实际使用应力 $\sigma$ 为 $100 \text{ MPa}$ ,有下列两种钢待选。

甲钢: $K_{\text{IC}} = 100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

乙钢: $K_{\text{IC}} = 50 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

根据传统设计 $\sigma \leq \sigma_{\text{S}}$ ,甲钢的安全系数为

$$n = \frac{\sigma_{\text{S}}}{\sigma} = \frac{200}{100} = 2$$

乙钢的安全系数为

$$n = \frac{\sigma_{\text{S}}}{\sigma} = \frac{100}{100} = 1$$

可见选择甲钢比乙钢安全。

但是根据断裂力学观点,构件的脆性断裂是裂纹扩展的结果,所以应该计算 $a$ 是否超过 $a_{\text{crit}}$ 。据计算,再设最大裂纹长度为 $10 \text{ mm}$ ,则由 $\sigma_{\text{精}} = \frac{K_{\text{IC}}}{\sqrt{\pi a}}$ 算出甲钢的断裂应力

$$\sigma_{\text{精}} = \frac{100}{\sqrt{\pi \times 0.01}} = 196 \text{ MPa}$$

乙钢的断裂应力

$$\sigma_{\text{精}} = \frac{50}{\sqrt{\pi \times 0.01}} = 98 \text{ MPa}$$

因为甲钢的 $\sigma_{\text{精}}$ 小于 $100 \text{ MPa}$ ,因此是不安全的,会导致低应力脆性断裂;乙钢的 $\sigma_{\text{精}}$ 大于 $100 \text{ MPa}$ ,因而是安全可靠的。可见,两种设计方法得出截然相反的结果。按照断裂力学观点设计,既安全可靠,又能充分发挥材料的强度,合理使用材料。而按传统观点,片面追求高强度,其结果不但不安全,而且还未发挥乙钢的优势。

### 9.1 几种常见裂纹的应力强度因子

断裂判据 $\sigma_{\text{精}} = \frac{K_{\text{IC}}}{\sqrt{\pi a}}$ 建立之后,要确定零构件所允许的工作应力和裂纹长度,必须从力学上计算应力强度因子和实验上测定材料的断裂韧性。因为应力强度因子值除与工作应力有关外,还与裂纹的形状和位置有关,一般地说,应力强度因子 $K_I$ 可表达为

再越再(再)

式中:再为裂纹形状和位置的函数。

①对无限大平板中心有穿透裂纹(图 再)

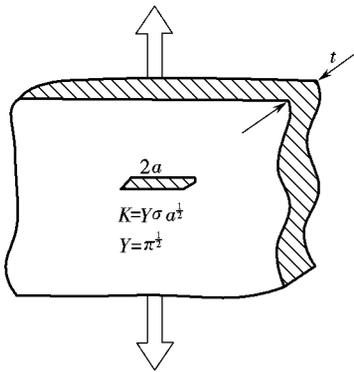
再越再(再),再越(再)

②对无限大平板,板的一侧有单边裂纹(图 再)

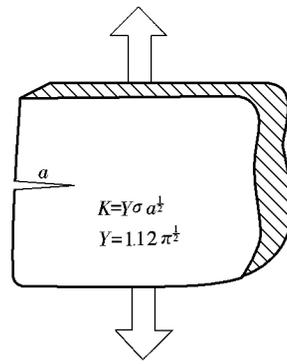
再越再(再)

③对有限宽平板,中心有穿透裂纹(图 再)

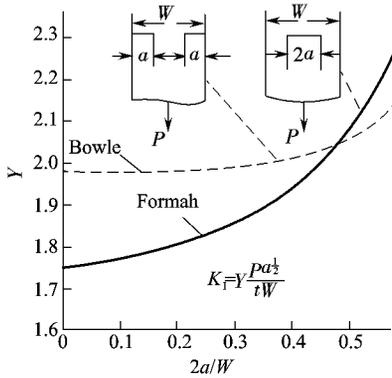
再越再(再)



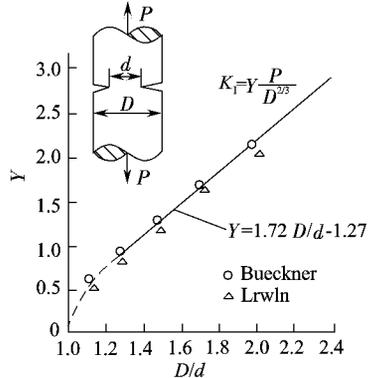
(a)



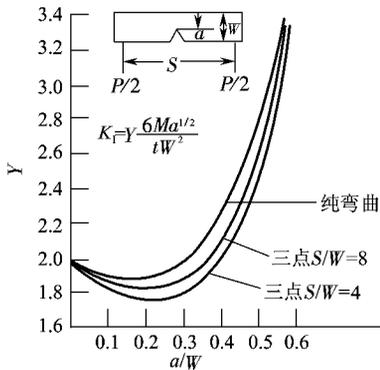
(b)



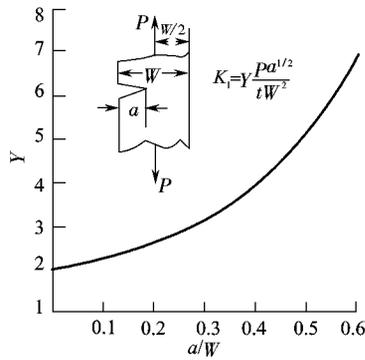
(c)



(d)



(e)



(f)

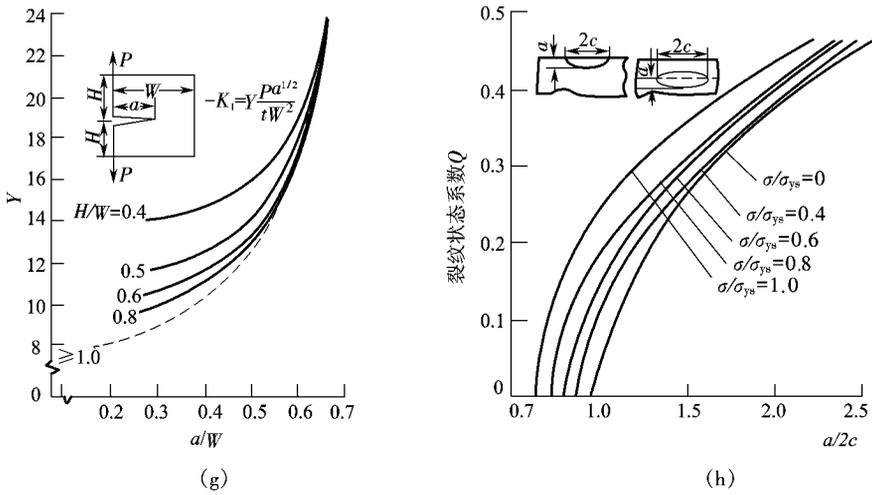


图 9-1 几种形状试样的应力强度因子

(a) 无限大中心穿透裂纹 (b) 无限大单边裂纹 (c) 有限宽板中心穿透裂纹  
 (d) 圆柱上环形裂纹 (e) 三点弯曲试样 (f) 有限宽板单边裂纹  
 (g) 有限宽板单边裂纹的形状因子 (h) 无限大体内的椭圆裂纹

再是  $\sigma/\sigma_{ys}$  的函数,可由图中实线所示查出。

④ 对有限宽平板,板的两侧有双边裂纹,如图 9-1(c) 所示,其  $Y$  的表达式为

$$Y = \frac{Y_0}{\sqrt{1 - (a/W)^2}}$$

再是  $a/W$  的函数,可由图中虚线查出。

⑤ 对有限宽平板,板的一侧有单边裂纹(图 9-1(f))

$$Y = \frac{Y_0}{\sqrt{1 - (a/W)^2}}$$

再是  $a/W$  的函数,其函数曲线可按图 9-1(g) 查出。

⑥ 对圆柱形试样上有环形裂纹(图 9-1(d)),试样外径为  $D$ ,齿为试样净截面直径,  $a$  为缺口和引发的疲劳裂纹长度。 $Q$  的表达式为

$$Q = \frac{Q_0}{\sqrt{1 - (a/D)^2}}$$

再是  $a/D$  的函数,已作出图解,可由图 9-1(h) 查出。应该指出,圆柱试样带环形裂纹,在裂纹顶端附近存在三向应力,不存在无应力的自由表面。即使试样尺寸较小,也能满足平面应变条件,因此可用这种试样测定材料的断裂韧性。

⑦ 对三点弯曲试样,在缺口尖端引发疲劳裂纹(图 9-1(e))

$$Y = \frac{Y_0}{\sqrt{1 - (a/W)^2}}$$

再是  $a/W$  的函数,可由图中所示的曲线查出。用三点弯曲试样是测定材料断裂韧性的简便方法。

⑧ 对无限大体内的椭圆形裂纹(图 9-1(h)),椭圆上任一点  $\beta$  角而定,椭圆的长半轴为  $a$ ,短半轴为  $b$ ,  $Y$  的表达式为

$$K_{t\beta} = \left( \frac{2\beta}{\pi} \right)^{1/2} \left( \frac{2\beta}{\pi} \right)^{1/2} \left( \frac{2\beta}{\pi} \right)^{1/2}$$

式中： $\beta$ 为裂纹形状系数，取决于裂纹形状及 $\sigma/\sigma_s$ ，可由图10-10中查出。椭圆裂纹上各处的应力强度因子是不同的，在短半轴上最大，在长半轴上最小。圆形裂纹是椭圆裂纹的特殊情况，这时 $K_{t\beta} = K_{t\pi} = \left( \frac{2\beta}{\pi} \right)^{1/2} \left( \frac{2\beta}{\pi} \right)^{1/2} \left( \frac{2\beta}{\pi} \right)^{1/2}$ 。

⑨当板厚为无限大，表面有半椭圆的裂纹时(图10-11)，实际上这是工程构件最常见的缺陷形式，例如压力容器与管道，其脆性破坏大多是从表面缺陷处开始的。但表面裂纹与穿透裂纹不同，它是一个三维问题而不是一个二维问题，这在数学上处理起来非常困难，所以目前只有近似解法，即取

$$K_{t\beta} = \left( \frac{\pi \beta}{2} \right)^{1/2}$$

$\beta$ 值仍由图10-10所示曲线中查得。

## 10.3 应力强度因子的塑性区修正

### 10.3.1 裂纹顶端的塑性区

由式(10-1)，当 $\sigma \rightarrow \sigma_s$ 时， $\sigma_s \rightarrow \sigma_s$ ，但实际上对一般金属材料，当应力超过材料的屈服强度，将发生塑性变形，在裂纹顶端将出现塑性区。讨论塑性区的大小是有意义的。一方面这是因为断裂是裂纹的扩展过程，裂纹扩展所需的能量主要支付塑性变形功，材料的塑性区尺寸越大，消耗的塑性变形功也越大，材料的断裂韧性 $K_{Ic}$ 相应地也就越大。另一方面，由于是根据线弹性断裂力学来讨论裂纹顶端的应力应变场的，当塑性区尺寸增大时，线弹性断裂理论是否适用就成了问题。因此必须讨论不同应力状态(平面应力状态和平面应变状态)的塑性区以及塑性区尺寸决定于哪些因素。

根据力学原理，可计算得到裂纹顶端塑性区的边界方程为

$$\left. \begin{aligned} r_p &= \frac{1}{2} \left( \frac{K_{Ic}}{\sigma_s} \right)^2 \left[ \frac{1}{\sigma_s} \left( \frac{K_{Ic}}{\sigma_s} \right)^2 \right] && \text{(平面应力)} \\ r_p &= \frac{1}{2} \left( \frac{K_{Ic}}{\sigma_s} \right)^2 \left[ \frac{1}{\sigma_s} \left( \frac{K_{Ic}}{\sigma_s} \right)^2 \right] && \text{(平面应变)} \end{aligned} \right\} \quad (10-12)$$

将公式(10-12)用图形表示，所描绘的塑性区形状如图10-12可知平面应变的塑性区比平面应力的塑性区小得多。对于厚板，表面是平面应力状态，而心部则为平面应变状态。

如取 $\theta = 0$ 即在裂纹的前方

$$\left. \begin{aligned} r_p &= \frac{1}{2} \left( \frac{K_{Ic}}{\sigma_s} \right)^2 && \text{(平面应力)} \\ r_p &= \frac{1}{2} \left( \frac{K_{Ic}}{\sigma_s} \right)^2 \left( \frac{1}{\sigma_s} \right)^2 && \text{(平面应变, 取 } \nu = 0.3 \text{)} \end{aligned} \right\} \quad (10-13)$$

相比之下，平面应变的塑性区只有平面应力的 $1/4$ 。这是因为在平面应变状态下，沿板厚方向有较强的弹性约束，使材料处于三向拉伸状态，材料不易塑性变形的缘故。这实际上反

映了这两种不同的应力状态,在裂纹顶端屈服强度的不同。通常将引起塑性变形的最大主应力称为有效屈服应力,以  $\sigma_{\text{有效}}$  记之。图 9-10 中所画的塑性区范围是以  $\sigma_{\text{有效}}$  为标准的。有效屈服强度与单向拉伸屈服强度之比,称为塑性约束系数。根据最大切应力理论

$$\tau_{\text{有效}} = \frac{\sigma_{\text{有效}}}{\sqrt{3}}$$

在平面应力状态时  $\sigma_{\text{有效}} = \sigma_{\text{屈服}}$  而在平面应变状态下  $\sigma_{\text{有效}} = \frac{2}{\sqrt{3}}\sigma_{\text{屈服}}$ ,故有效屈服应力

$$\sigma_{\text{有效}} = \frac{2}{\sqrt{3}}\sigma_{\text{屈服}}$$

如以  $\nu = \frac{1}{2}$  代入,可得平面应变状态下

$$\sigma_{\text{有效}} = \frac{2}{\sqrt{3}}\sigma_{\text{屈服}}$$

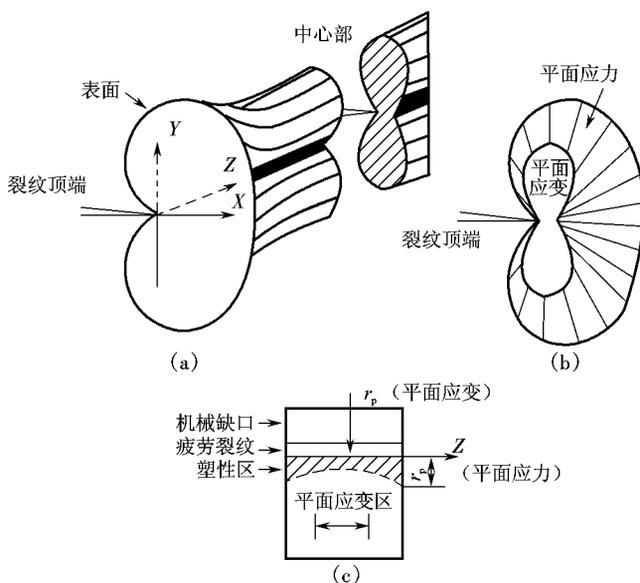


图 9-10 实际试样的塑性区大小  
(a) 立体图 (b) 侧面图 (c) 槽试样断面

以上是根据平面应力判据推导的结果,如用平面应变判据也会得出同样的结论。但实际上平面应变状态下的有效屈服强度并没有这么大,对具有环形缺口的圆柱形试样进行拉伸试验,所得到的屈服应力

$$\sigma_{\text{有效}} = \frac{2}{\sqrt{3}}\sigma_{\text{屈服}}$$

用其他实验方法测得的塑性约束系数  $\sigma_{\text{有效}}/\sigma_{\text{屈服}}$  也大致为  $\frac{2}{\sqrt{3}}$  因此,最常用的塑性区的表达式为

$$\left. \begin{aligned} r_p &= \frac{1}{2} \left( \frac{K_{\text{Ic}}}{\sigma_{\text{屈服}}} \right)^2 && \text{(平面应力)} \\ r_p &= \frac{1}{6} \left( \frac{K_{\text{Ic}}}{\sigma_{\text{屈服}}} \right)^2 && \text{(平面应变)} \end{aligned} \right\} \quad (9-10)$$

必须记住,塑性区尺寸  $r_p$  正比于  $K_{\text{Ic}}$  的平方,当  $K_{\text{Ic}}$  增加时,  $r_p$  也增加,但反比于材料屈服强度

的平方 材料的屈服强度越高 ,塑性区的长度越小 ,从而其断裂韧性也越低。

### 图 10-10 应力强度因子的塑性区修正

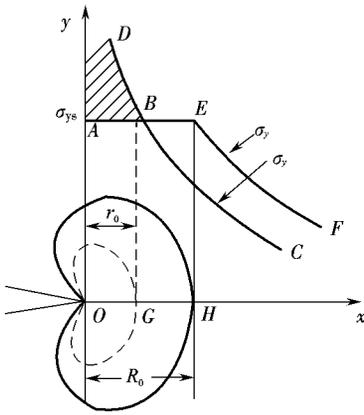


图 10-10 应力松弛后的塑性区

按照线弹性断裂力学,  $\sigma_{tip}$  越  $\frac{Y\sqrt{a}}{\sqrt{\pi}}$  (圆则), 其应力分布为图 10-10 中的曲线。当弹性应力超过材料的有效屈服强度  $\sigma_{ys}$  时, 便产生塑性变形, 使应力重新分布。其原始塑性区就是式 (10-1) 所表示的  $r_0$ 。在塑性区  $r_0$  范围内如不考虑变形强化, 其应力可视为恒定的, 就等于  $\sigma_{ys}$ 。但是, 在高出  $\sigma_{ys}$  的那部分弹性应力 (以阴影线区域表示), 势必要发生应力松弛。应力松弛的结果, 使原屈服区外的周围弹性区的应力升高, 相当于曲线向外推移到  $R_0$  位置。

如图 10-10 所示, 应力松弛的结果使塑性区从  $r_0$  扩大到  $R_0$ 。扩大后的塑性区  $R_0$  如何计算呢?

从能量角度直观地看, 图中阴影线面积  $\frac{1}{2}\sigma_{ys}(R_0 - r_0)$  等于矩形面积  $\frac{1}{2}\sigma_{ys}R_0$  或者用积分表示为

$$\int_0^{R_0} \frac{Y\sqrt{a}}{\sqrt{\pi}} \sigma_{ys} dx = \frac{1}{2}\sigma_{ys}R_0$$

对于平面应力状态, 把  $\frac{Y\sqrt{a}}{\sqrt{\pi}} \left( \frac{Y\sqrt{a}}{\sigma_{ys}} \right)^2$  代入上式得

$$R_0 = \frac{Y\sqrt{a}}{\pi} \left( \frac{Y\sqrt{a}}{\sigma_{ys}} \right)^2$$

由此可见, 当考虑应力松弛后, 扩大后的塑性区尺寸  $R_0$  正好是原来  $r_0$  的两倍。

对平面应变状态, 未考虑应力松弛时, 塑性区尺寸由式 (10-2) 决定。考虑应力松弛后, 也同样可得到扩大后的塑性尺寸

$$R_0 = \frac{Y\sqrt{a}}{\pi K_{IC}} \left( \frac{Y\sqrt{a}}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad (\text{平面应变})$$

因此, 无论是平面应力还是平面应变, 应力松弛后均使塑性区尺寸扩大了一倍。

当塑性区一经产生并且修正之后, 原来裂纹顶端的应力分布已经改变。如图 10-10 原来的应力分布为曲线 A, 现改变为曲线 B, 这时便产生了一个问题, 即线弹性力学理论是否还适用? 在什么条件下才能近似地运用? 此时的应力强度因子该如何计算? 从图中可以看出塑性区修正后, 应力强度因子增大了, 在距离裂纹顶端为  $r$  处  $\sigma_y$  大于  $\sigma_{ys}$ 。

欧文 (Irwin) 认为, 如果裂纹顶端塑性区尺寸远小于裂纹长度, 大致说来,  $r_0 \ll a$  这时称为小范围屈服。在这种情况下, 只要将线弹性断裂力学得出的公式稍加修正, 就可以获得工程上可以接受的结果。基于这种想法, 欧文提出等效裂纹概念。

因为裂纹顶端的弹性应力超过材料的屈服强度之后, 便产生应力松弛。应力松弛可以有两种方式: 一种是通过塑性变形, 上面讲的使塑性区扩大便是这种方式; 另一种方式则是通过裂纹扩展, 当裂纹扩展了一小段距离后, 同样可使裂纹顶端的应力集中得到松弛。既然这两种应力松弛的方式是等效的, 为了计算  $K_{IC}$  值, 可以设想裂纹的长度增加了, 由原来的长

度  $a$  增加到  $a_0$  时, 而裂纹顶端的原点由  $O$  点移动了  $y_0$  的距离达到了  $O'$  点。这一模型就称为等效裂纹模型,  $a_0$  称为等效裂纹长度, 如图 9-10 所示。 $O$  点以外的弹性应力分布曲线为  $AB$ , 与线弹性断裂力学分析结果符合。而  $BC$  段, 则与实际应力分布曲线重合。这样一来, 线弹性断裂力学的分析仍然有效。对于等效裂纹来说, 如仍以无限宽板含中心穿透裂纹问题为例, 其应力强度因子应成为

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a_0} Y \quad (9-10)$$

计算表明, 修正量  $y_0$  等于应力松弛以后的塑性区宽度  $r_p$  的一半, 即

$$y_0 = \frac{r_p}{2} \quad (\text{平面应力})$$

$$y_0 = \frac{r_p}{2} \quad (\text{平面应变})$$

将上式代入式 (9-10) 即可对裂纹应力强度因子进行修正, 即

$$K_I = \frac{\sigma \sqrt{\pi a_0}}{\left[ Y \left( \frac{\sigma}{\sigma_{ys}} \right) \right]} \quad (\text{平面应力})$$

$$K_I = \frac{\sigma \sqrt{\pi a_0}}{\left[ Y \left( \frac{\sigma}{\sigma_{ys}} \right) \right]} \quad (\text{平面应变})$$

显然修正后的  $K_I$  比未修正时的  $K_I$  值稍大, 当  $\sigma \approx \sigma_{ys}$  时,  $K_I \approx K_{I0}$ ; 当  $\sigma > \sigma_{ys}$  时,  $K_I > K_{I0}$ 。说明在工作应力低于  $\sigma_{ys}$  时,  $\Delta K_I$  较小, 在允许范围内, 是工程精度所允许的, 因此, 可以不进行修正。如果应力水平较高, 当  $\sigma \gg \sigma_{ys}$  时, 线弹性断裂力学已不适用。

## 9.2 断裂韧性 $K_{Ic}$ 的测试

材料断裂韧性  $K_{Ic}$  的测试有多种方法, 视具体条件而定。这里主要介绍常用的几种测试技术。

### 9.2.1 三点弯曲法

三点弯曲法又称单边切口梁或直通切口梁法, 试样几何形状如图 9-11 所示。试样为矩形截面的长条状, 经切、磨、抛光后, 开缺口和预制裂纹。金属试样需先在钨丝线切割机床上开切一缺口, 再在高频疲劳试验机上预制裂纹; 陶瓷试样可直接用内圆切割机开出长度为  $a_0$  的裂纹。试验装置简图如图 9-12 所示。在试验机活动横梁上装上专用支座, 用辊子支承试样, 两者保持滚动接触。两支承辊的端头用软弹簧或橡皮筋拉紧使之紧靠在支座凹槽的边缘上, 以保证两辊中心距离  $2a_0$ 。在试验机的压头上装有载荷传感器, 以测量载荷  $P$  的大小。在试样缺口两侧跨拉夹式引伸计, 以测量裂纹嘴张开位移  $\delta$ , 将传感器

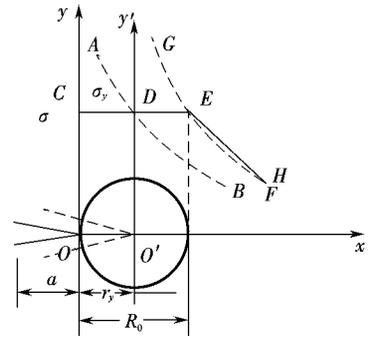


图 9-10 应力强度因子的塑性区修正

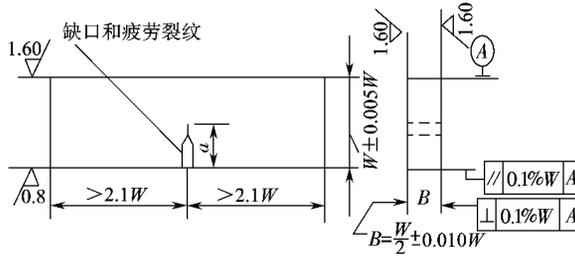


图 3-10 三点弯曲法测定 运用的标准试样

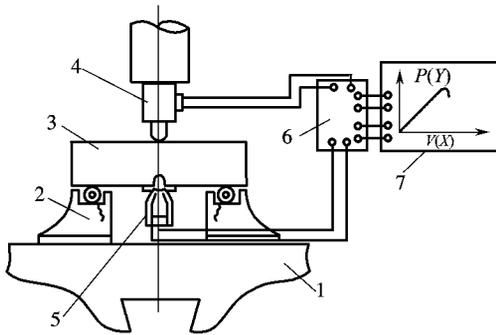


图 3-11 三点弯曲试验装置示意图

1—活动横梁 2—支座 3—试样 4—载荷传感器  
5—引伸计 6—动态应变仪 7—记录仪

输出的载荷信号及引伸计输出的裂纹嘴张开位移信号输入到动态应变仪 远中,将其放大后传送到记录仪 苑中。在加载过程中,随载荷 孕增加,裂纹嘴张开位移  $\delta$  增大。记录仪可连续描绘出表明两者关系的 孕- $\delta$  曲线。根据 孕- $\delta$  曲线可间接确定裂纹失稳扩展时的载荷 孕。

由于 运是材料在平面应变或小范围屈服条件下裂纹失稳扩展时 运的临界值,因此,测定 运的试样尺寸必须保证裂纹顶端处于平面应变或小范围屈服状态。

根据计算,平面应变条件下塑性区宽度 砸 $\approx$ 圆 $\sqrt{\frac{运}{\sigma_{\text{泽}}}}$  式 中  $\sigma_{\text{泽}}$  为材料在 运试验温度和加载速率下的屈服强度  $\sigma_{\text{泽}}$  或屈服点  $\sigma_{\text{泽}}$ 。因此,若将试样在 扎向的厚度 月 在 赠向的宽度 宰与裂纹长度 葬之差(即 宰原葬称为韧带宽度)和裂纹长度 葬设计成如下尺寸

$$\left. \begin{array}{l} \text{月} \\ \text{宰} \\ (\text{宰原葬}) \end{array} \right\} \geq \text{圆} \sqrt{\frac{\text{运}}{\sigma_{\text{泽}}}} \quad (3-12)$$

则因这些尺寸比塑性区宽度 砸大一个数量级,因而可保证裂纹顶端处于平面应变或小范围屈服状态。为满足这一条件,测试时应注意对试样的几何尺寸的选择,例如,对氧化铝陶瓷 葬 $\geq$ 圆 $\sqrt{\frac{\text{缘}}{\sigma_{\text{泽}}}}$  越圆宰皂,而对钢材 葬 $\geq$ 圆 $\sqrt{\frac{\text{员圆}}{\sigma_{\text{泽}}}}$  越圆宰皂;所以对陶瓷试样预制裂纹长度小,相应试样的几何尺寸可以较小,而金属和分子试样的预制裂纹长度不能太小,相应的几何尺寸也不能太小。

三点弯曲试样加载时,运值的计算可用下式:

$$\text{运} = \frac{\text{孕} \text{泽}}{\text{宰}} \text{再} \left( \frac{\text{葬}}{\text{宰}} \right) \quad (3-13)$$

式中:再(葬/宰)为与 葬/宰有关的函数。求出 葬/宰之值后即可查表或由下式求得再(葬/宰)值:

$$\text{再} \left( \frac{\text{葬}}{\text{宰}} \right) = \frac{\text{猿葬宰} \sqrt{\text{员圆原葬宰}} + \text{员圆原葬宰} \text{伊圆缘原圆猿葬宰} + \text{垣圆葬宰} \sqrt{\text{圆缘原圆猿葬宰}}}{\text{圆缘垣圆葬宰} \sqrt{\text{员圆原葬宰}}}$$

将测定的裂纹失稳扩展的临界载荷  $P_{Qc}$  及试样断裂后测出的裂纹长度  $a_c$  代入式(9-10), 即可求出  $K_{Ic}$  的条件值, 记为  $K_{Ic0}$ 。然后再依据下列规定判断  $K_{Ic0}$  是否为平面应变状态下的  $K_{Ic}$ , 即判断  $K_{Ic0}$  的有效性。

当  $K_{Ic0}$  满足下列两条件时,

$$\left. \begin{aligned} P_{Qc} &\geq P_{min} \\ a_c &\geq a_{min} \end{aligned} \right\} \quad (9-11)$$

则  $K_{Ic0} = K_{Ic}$ 。如果试验结果不满足上述条件之一, 或两者均不满足, 试验结果无效, 建议加大试样尺寸重新测定  $K_{Ic0}$ , 试样尺寸至少应为原试样的 1.5 倍。

### 9.1.1 紧凑拉伸法

图 9-1 是典型紧凑拉伸试样的几何形状。用边界配位法导出的这一构型的应力场强度表达式为

$$K_{Ic} = \frac{P_{Qc}}{B\sqrt{W-a}} \quad (9-12)$$

式中

$$\begin{aligned} P_{Qc} &= \frac{P_c}{\sqrt{W-a}} \\ B &= \text{试样厚度} \\ W &= \text{试样宽度} \\ a &= \text{裂纹长度} \\ W-a &= \text{剩余配位} \end{aligned}$$

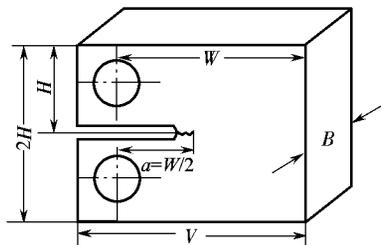


图 9-1 紧凑拉伸试样

### 9.1.2 压痕法

对陶瓷类脆性材料, 裂纹可以由接触过程产生, 为认识这类缺陷的断裂行为, 对压痕断裂行为进行了大量的研究工作, 形成了压痕断裂力学。随着压痕断裂力学的发展, 可以借助压痕裂纹进行脆性材料断裂韧性的测试。由于引发裂纹容易和试样制备简单等特点, 压痕法测断裂韧性在陶瓷材料领域被广泛使用。

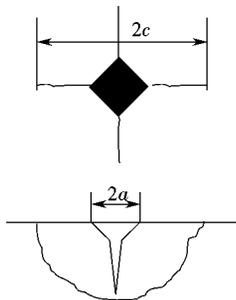


图 9-2 压痕及裂纹示意图

在洛氏硬度实验机上, 用洛氏压头施加适当载荷在抛光的陶瓷材料试件上压出压痕。由于陶瓷性脆, 在正方形压痕的四角, 沿辐射方向出现裂纹, 如图 9-2 所示。若选用载荷适当, 在压痕对角线方向的抛面接近半圆形。这一般要求  $c > 2a$ 。

根据压痕断裂力学理论, 在压痕开裂过程中, 压痕裂纹扩展的唯一驱动力是压痕附近材料弹性变形失配所产生的残余应力。处于平衡状态的压痕裂纹顶端的残余应力强度因子在数值上等于材料的断裂韧性。根据这一理论, 林德等人用各种材料实验的结果, 总结出  $K_{Ic}$  和  $c$  的关系为

$$K_{Ic} = \frac{1}{\sqrt{c}} \sqrt{E} \quad (9-13)$$

式中:  $K_{Ic}$ 、 $E$  分别为材料的断裂韧性、弹性模量;  $\phi$  为约束因子 ( $\approx 1$ )。

应用压痕法的具体步骤是: 首先选择与构件的成分、工艺相同的材料制备直接法测  $K_{Ic}$  的试件。测得这类材料的  $K_{Ic}$ 、 $E$  等值, 然后在洛氏硬度计上通过压痕法求一系列的

粗糙值 按式(1.1)的通式

$$\sigma_{\text{粗}} = K \sqrt{a} \quad (1.1)$$

其中  $K$  为常数。可以选  $a$  和  $\sigma_{\text{粗}}$  为变量进行拟合,求得  $K$  值。应用所得  $K$  值于待测的同类材料上,再测  $\sigma_{\text{粗}}$  并利用已知的  $a$ ,可求得  $\sigma_{\text{粗}}$ 。

## 1.2 材料强度的统计性质

### 1.2.1 材料强度波动的分析

根据断裂力学微裂纹理论,断裂起源于材料中存在的最危险的裂纹。材料的断裂韧性、断裂应力(或临界应力)与特定受拉应力区中最长的一条裂纹的裂纹长度有如下关系:

$$\sigma_{\text{粗}} \propto \sqrt{a}$$

材料的断裂韧性  $K_{\text{IC}}$  是材料的本征参数,几何形状因子  $Y$  再在给定试验方法后也是常数。由上式可知,材料的临界应力  $\sigma_{\text{粗}}$  只随材料中最大裂纹长度  $a$  变化。

由于裂纹的长度在材料内的分布是随机的,有大有小,所以临界应力也有大有小,具有分散的统计性,因此在材料抽样试验时有的试件  $\sigma_{\text{粗}}$  大,有的小。

材料的强度还与试件的体积有关。试件中具有一定长度  $a$  的裂纹的几率与试件体积成正比。设材料中,平均每  $V_0$  有一条长度为  $a$  (最长裂纹)的裂纹,如果试件体积为  $V$ ,则出现长度为  $a$  的裂纹的几率为  $V/V_0$ ,其平均强度为  $\sigma_{\text{粗}}$ 。如果试件体积为  $V_0$ ,则  $n$  个试件中只有一个上有一条长为  $a$  的裂纹,其余  $n-1$  个只含有更小的裂纹。结果,这  $n$  个试件的平均强度值必然大于大试件的  $\sigma_{\text{粗}}$ 。这就是测得的陶瓷强度具有尺寸效应的原因。

此外,通常测得的材料强度还和裂纹的某种分布函数有关。裂纹的大小、疏密使得有的地方  $\sigma_{\text{粗}}$  大,有的地方  $\sigma_{\text{粗}}$  小,也就是说材料的强度分布也和断裂应力的分布有密切关系。另外,应力分布还与受力方式有关,例如,同一种材料,抗弯强度比抗拉强度高。这是因为前者的应力分布不均匀,提高了断裂强度。平面应变受力状态的断裂强度比平面应力状态下的断裂强度为高。

### 1.2.2 强度的统计分析

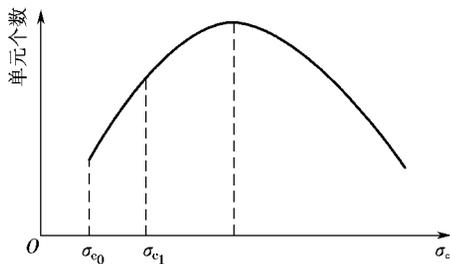


图 1.2.2 断裂强度分布图

将一体积为  $V$  的试件分为若干个体积为  $\Delta V$  的单元。每个单元中都随机地存在裂纹。做破坏试验,测得  $\sigma_{c1}, \sigma_{c2}, \dots, \sigma_{cn}$ ,然后按断裂强度的大小排队分组,以每组的单元数为纵坐标画出图 1.2.2。

任取一单元,其强度为  $\sigma_{c_i}$ ,则在  $\sigma_{c_i} - \sigma_{c_{i+1}}$  区间的曲线下包围的面积占总面积的分数即为它的断裂几率。因为强度等于和小于  $\sigma_{c_i}$  的诸单元如果经受  $\sigma_{c_i}$  的应力将全部断裂,因而这一部

分的分数即为试件在  $\sigma_{\text{裂}}$  作用下发生断裂的几率。

$$F(\sigma) = \frac{V}{V_0} \int_0^{\sigma} f(\sigma) d\sigma \quad (9-10)$$

式中, 应力分布函数  $f(\sigma)$  为  $(\sigma_{\text{裂}} - \sigma)$  的总面积。强度为  $\sigma_{\text{裂}}$  的单元在  $\sigma_{\text{裂}}$  应力下不断裂的几率为

$$1 - F(\sigma_{\text{裂}}) = \int_{\sigma_{\text{裂}}}^{\infty} f(\sigma) d\sigma \quad (9-11)$$

整个试件中如有  $n$  个单元, 即  $n$  个单元在  $\sigma_{\text{裂}}$  应力下不断裂的几率

$$[1 - F(\sigma_{\text{裂}})]^n \quad (9-12)$$

此处不能用断裂几率来统计, 因为只要有一个单元断裂, 整个试件就断裂。因此, 必须用不断裂几率来统计。

当  $n \rightarrow \infty$  时,

$$[1 - F(\sigma_{\text{裂}})]^n \approx \exp(-nF(\sigma_{\text{裂}})) \quad (9-13)$$

上式中的  $V$  应理解为归一化体积, 即有效体积与单位体积的比值, 无量纲。

推而广之, 如有一批试件共计  $N$  个, 进行断裂试验, 测得断裂强度  $\sigma_1, \sigma_2, \dots, \sigma_N$ 。按断裂强度的数值由小到大排列, 设  $n$  为  $\sigma_n$  试件所占的百分数, 也可以说,  $n$  为应力小于  $\sigma_n$  的试件的断裂几率, 则

$$F(\sigma_n) = \frac{n}{N} \quad (9-14)$$

例如,  $n=0.5$  时,  $F(\sigma_{0.5}) = 0.5$ 。对每一个实验值  $\sigma_n$  都可算出相应的断裂几率, 图 9-10 为一组试件的试验数据。

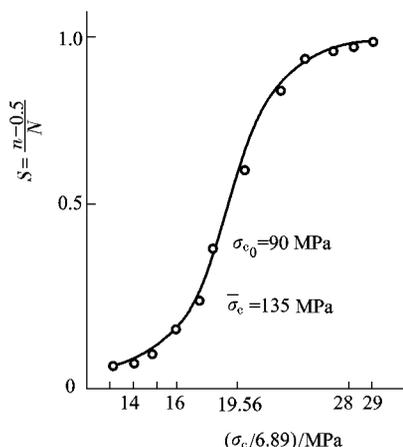


图 9-10 多晶氧化铝断裂应力的断裂几率

### 9-1.1 求应力函数的方法及韦伯模数分布

如果选取的试件有代表性, 则单个试件与整批试件的断裂几率相等

$$F(\sigma) = \frac{V}{V_0} \int_0^{\sigma} f(\sigma) d\sigma \quad (9-15)$$

由式(9-15)可得

$$f(\sigma) = \frac{1}{V} \frac{dF(\sigma)}{d\sigma}$$

即

$$f(\sigma) = \frac{1}{V} \frac{dF(\sigma)}{d\sigma}$$

上式两边取对数, 则有

$$\ln f(\sigma) = \ln \frac{1}{V} + \ln \frac{dF(\sigma)}{d\sigma}$$

所以

$$\ln f(\sigma) = \ln \frac{1}{V} + \ln \frac{dF(\sigma)}{d\sigma} \quad (9-16)$$

如果应力函数不是均匀分布 则

$$N_{\sigma} \text{ 越 } \frac{1}{V} \int_V f(\sigma) dV \quad (1)$$

求  $f(\sigma)$  就比较复杂。韦伯提出了一个半经验公式

$$f(\sigma) \text{ 越 } \left( \frac{\sigma - \sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \right)^m \quad (2)$$

这就是著名的韦伯函数。它是一种偏态分布函数。式中  $\sigma$  为作用应力, 相当于  $\sigma_{\max}$ ;  $\sigma_{\min}$  为最小断裂强度, 当作用应力小于此值时,  $N_{\sigma}$  越员孕越园相当于  $\sigma_{\max}$ ;  $m$  是表征材料均一性的常数, 称为韦伯模数,  $m$  越大, 材料越均匀, 材料的强度分散性越小;  $\sigma_{\max}$  为经验常数。

### 源圆 韦伯模数 $m$ 及 $\sigma_{\max}$ 的求法

韦伯函数中的几个常数可根据实测强度的数据求得, 由式(1)得

$$N_{\sigma} \text{ 越 } \frac{1}{V} \int_V \left( \frac{\sigma - \sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \right)^m dV \quad (3)$$

将式(3)代入式(1)得

$$N_{\sigma} \text{ 越 } \frac{1}{V} \int_V \left( \frac{\sigma - \sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \right)^m dV$$

改为常用对数:

$$\lg N_{\sigma} \text{ 越 } \frac{m}{m+1} \lg \left( \frac{\sigma - \sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \right)^{m+1} \text{ 越 } \frac{m}{m+1} \lg \left( \frac{\sigma - \sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \right)^m + \frac{1}{m+1} \lg \left( \frac{\sigma - \sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \right)^{m+1} \quad (4)$$

由式(4)和式(5)得

$$\lg N_{\sigma} \text{ 越 } \frac{m}{m+1} \lg \left( \frac{\sigma - \sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \right)^m + \frac{1}{m+1} \lg \left( \frac{\sigma - \sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \right)^{m+1} \quad (5)$$

分析上式, 如果断裂强度的最小值  $\sigma_{\min}$  选定, 则  $\lg \left( \frac{\sigma - \sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \right)^m$  与  $\lg \left( \frac{\sigma - \sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \right)^{m+1}$  成直线关系。

直线斜率为  $m$ , 与  $\lg \left( \frac{\sigma - \sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \right)^{m+1}$  的截距为  $\frac{1}{m+1} \lg \left( \frac{\sigma - \sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \right)^{m+1}$

根据实测的  $\sigma_{\max}$  及  $N_{\sigma}$  作  $\lg \left( \frac{\sigma - \sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \right)^m$  —  $\lg \left( \frac{\sigma - \sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \right)^{m+1}$  图, 得一直线, 可求出  $m$  及  $\sigma_{\max}$ 。该批

试件的断裂几率可根据下式算出:

$$N_{\sigma} \text{ 越 } \frac{1}{V} \int_V \left( \frac{\sigma - \sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \right)^m dV \quad (6)$$

### 源圆 有效体积的计算

上式中的试件体积  $V$  应指试件的有效体积(归一化体积), 即试件中可能开裂的那部分体积。如果是三点弯曲试件, 真正可能出现开裂的体积仅指位于跨度中点, 且占很小部分的受拉应力区域。另外, 这个区域的大小还与材料的韦伯模数  $m$  有关。当然在实际计算  $V$  时, 所选用的  $m$  值只是估计值, 待整个问题解决之后, 再用求得的  $m$  值加以修正。

9.1.1 韦伯统计的应用及实例

式(9-1)可用于求使用应力。例如要求不断裂的几率为 95%，应选用多大的使用应力？因  $\sigma_{0.95}$  未知，则杂越原 $\sigma_{0.95}$ 代，代入式(9-1)，可求得使用应力  $\sigma_{0.95}$ 。

如果  $\sigma_{0.95}$  事先选得不合适，或者实验时未出现  $\sigma_{0.95}$ ，或者最小强度值不代表  $\sigma_{0.95}$ ，则画出的直线有弯曲。遇到这种情况，应该用试算法，先假设一个  $\sigma_{0.95}$  值，画出不太直的直线，再改变  $\sigma_{0.95}$  值，画直线。如此多次试探，最后可得满意的直线，同时也得到合适的  $\sigma_{0.95}$ 。用计算机运算时也要用试算法，按照直线拟合的相关系数最大，来选取  $\sigma_{0.95}$ 。

今有一组热压 粤等瓷的断裂强度的数据，见表 9-1。试件的体积为  $2 \text{ cm}^3$ ，问经过统计处理后如果保证率(不断裂的几率)为 95%，选用的断裂强度是多少？

表 9-1 韦伯模数计算表

顺序号 灶	断裂几率 灶 杂越 晕垣员	断裂强度 $\sigma$ 伊克 转葬	晕垣员 晕垣员原灶	晕垣员 晕垣员原灶	( $\sigma$ 原 $\sigma_{0.95}$ ) 伊克 转葬	晕垣员 原 $\sigma_{0.95}$
1	0.05	120	1	120	0	120
2	0.1	150	2	150	-0.15	150
3	0.2	180	3	180	-0.3	180
4	0.5	250	5	250	-0.75	250
5	0.8	350	8	350	-1.25	350
6	0.9	400	9	400	-1.35	400
7	0.95	450	10	450	-1.45	450

晕垣员选得  $\sigma_{0.95}$  越晕垣员伊克转葬

根据表(9-1)的  $\sigma$  和  $\lg \frac{N+1}{N+1-n}$  和  $\lg(\sigma - \sigma_{0.95})$  作图，如图 9-1 所示，得一直线。如不是直线，则改变  $\sigma_{0.95}$ ，使此线逐步变直。求出斜率  $m$  及截距  $b$ ，根据式(9-2)，可得  $\sigma_{0.95}$ 。

设  $\sigma_{0.95}$  杂越原  $\sigma_{0.95}$ ，代入式(9-2)，得

将测得的断裂强度  $\sigma$  分别代入上式，求得断裂几率如表 9-2 所示。

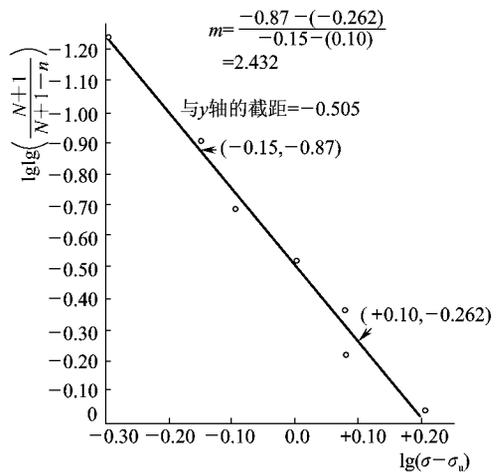


图 9-1 韦伯断裂几率图

表 9-2 不同断裂强度下的断裂几率

$\sigma$	$\sigma$ 原 $\sigma_{0.95}$	原 $\sigma_{0.95}$	杂
120	120	120	0.05

续表

$\sigma$	$\sigma$ 原源	原源 ( $\sigma$ 原源 )	杂
源苑	源苑	原源源源源	源苑源怨
源愿	源愿	原源源源源	源苑源怨
源怨	源怨	原源源源怨	源苑源怨
源园	源园	原源源源远	源苑源圆
源园	源园	原源源源远	源苑源圆
源远	源远	原源源源愿	源苑源源

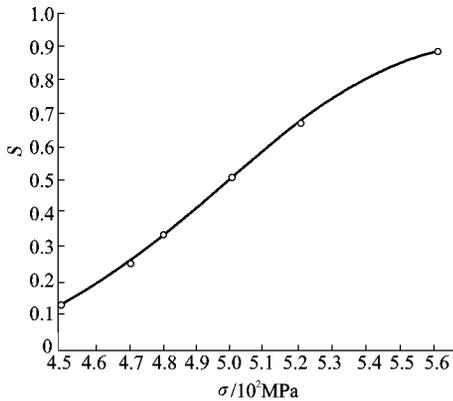


图 源苑 韦伯统计断裂几率图

断裂几率与断裂强度的关系见图 源苑。如保证率 越缘, 即 杂越源缘代入式(源苑), 求得  $\sigma$  越源苑越苑苑苑苑苑

对同一批试件,  $\sigma$  怎, 皂  $\sigma$  园都是常数, 但对于不同批的材料, 即使生产条件一样,  $\sigma$  怎, 皂  $\sigma$  园也有差别, 就是说, 这些常数和制造过程及实验条件有关。

### 源愿 影响断裂韧性 运的因素

材料的断裂韧性, 与其他力学性能指标一样, 也是受材料方面(内因)和实验条件(外因)

等因素影响的。因此, 为了理解断裂过程的本质, 提高材料的断裂抗力或合理的使用材料, 必须了解影响材料断裂韧性的因素。

#### 源愿 外因(板厚和实验条件)

材料的断裂韧性随板材厚度或构件的截面尺寸的增加而减小, 最终趋于一个稳定的最低值, 即平面应变断裂韧性 运, 如图 源苑所示。板厚对断裂韧性的影响, 实际上反映了板厚对裂纹顶端塑性变形约束的影响, 随板厚增加, 应力状态变硬, 试样由平面应力状态向平面应变状态过渡。图 源苑中示意表明了断口形态的相应变化。在平面应力条件时, 形成斜断口, 相当于薄板的断裂情况; 而在平面应变条件下, 变形约束充分大, 形成平断口, 相当于厚板的情况; 介于上述二者之间, 形成混合断口。断口形态反映了断裂过程特点和材料的韧性水平, 斜断口占断口总面积的比例越高, 断裂过程中吸收的塑性变

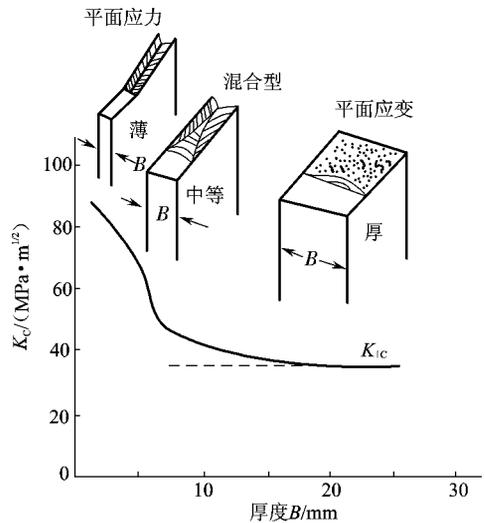


图 源苑 试样厚度对临界应力强度因子和断口形态的影响

形功越多,材料的韧性水平越高,只有在全部形成平断口时,才能得到平面应变断裂韧性  $K_{Ic}$ 。

金属材料断裂韧性随着温度的降低,有一急剧降低的温度范围(一般在原屈服点-屈服点范围),如图 9-10 所示。随着温度降低,断裂韧性也有一个急剧降低的温度范围,低于此温度范围,断裂韧性保持在一个稳定的水平(下平台)。

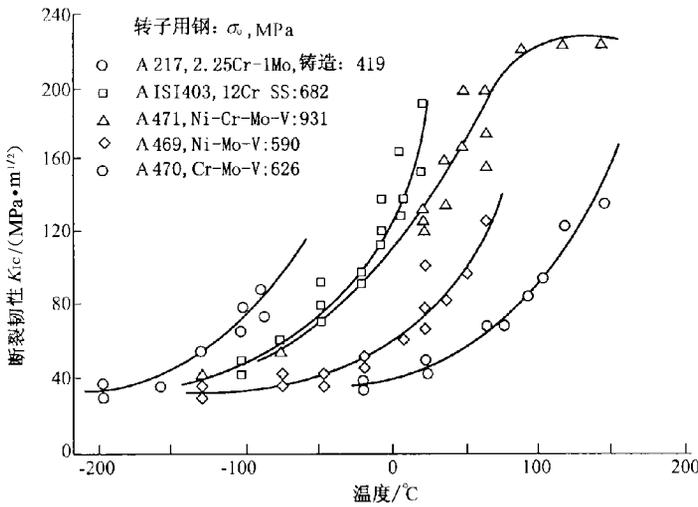


图 9-10 断裂韧性  $K_{Ic}$  与温度的关系

从各种结构钢测得的数据表明,  $K_{Ic}$  随温度降低而减小的这种转变温度特性,与试样几何尺寸无关,是材料的固有特性。金相分析表明,断裂韧性转变温度与裂纹顶端的微观断裂形貌有关,在接近下平台时,断裂表现为解理断口,宏观塑性变形量很小,而在转变温度上端,断裂表现为延性断口形式,宏观变形量也很大。因此,称随温度降低断裂韧性减小,材料脆性倾向增加的特性为平面应变转变。

应变速率对断裂韧性的影响与温度相似,增加应变速率和降低温度都增加材料的脆化倾向。图 9-11 为某低合金钢的断裂韧性随温度和应变速率的变化,图中断裂韧性是在冲击试验条件下(用  $K_{Ia}$  表示)和三点弯曲试验杆上(用  $K_{Ic}$  表示)测得的,用  $K_{Ia}$  表示。

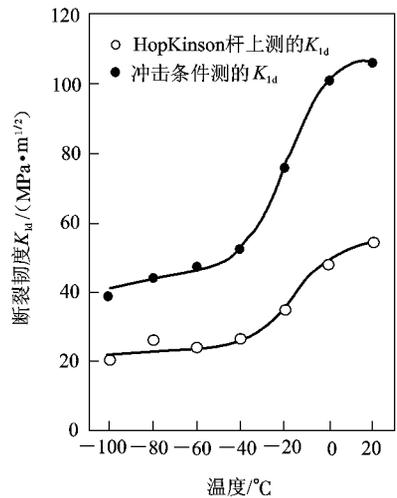


图 9-11 应变速率和温度对断裂韧性的影响

### 9.1.1 内因(材料因素)

#### 晶粒尺寸

晶界是原子排列紊乱的地区,更兼相邻两侧晶粒取向不同,所以它比晶内的变形阻力大。在实际材料中,裂纹扩展阻力中塑性变形功是其主要部分,在临界失稳扩展中,屈服功占主导。晶粒越细,晶界总面积越大,裂纹顶端附近从产生一定尺寸的塑性区到裂

扩展所消耗的能量也越大,因此 $\sigma_{IC}$ 也越高。前已指出,细化晶粒还有强化作用并使冷脆转变温度降低。所以,一般来说,细化晶粒是使强度和韧性同时提高的有效手段。

### 圆夹杂和第二相

夹杂物往往偏析于晶界,导致晶界弱化,增大沿晶断裂的倾向性,而在晶内分布的夹杂物则常常起着缺陷源的作用。所有这些都使材料的 $\sigma_{IC}$ 值下降。

而在陶瓷材料中,常利用第二相在基体中形成吸收裂纹扩展能量的机制(后将述及)的设计,提高陶瓷材料的断裂韧性。因此,夹杂和第二相对材料断裂韧性的作用常与具体的材料体系及其工艺因素有关。

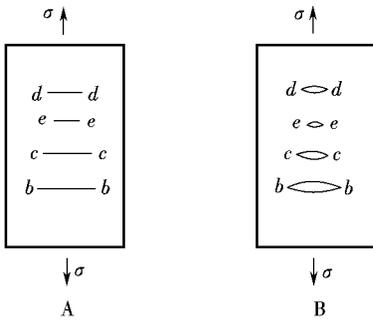


图 1-10 断裂韧性与强度的比较

### 裂纹长度

一般而言,断裂韧性对材料中的裂纹长度不敏感,这一点与强度存在很大不同。图 1-10 表示出取自同种材料的两个试件。分别以试件 A 和 B 进行 $\sigma$ 和 $\sigma_{IC}$ 测试。发现 A 试件首先沿裂纹最长的 d 表面断裂,其强度为 $\sigma_{IC}$ ;其次是沿裂纹次长的 e 表面断裂,其强度为 $\sigma_{IC}$ ;最后是沿裂纹最短的 b 表面断裂,其强度为 $\sigma_{IC}$ ;而且 $\sigma_{IC} \approx \sigma_{IC} \approx \sigma_{IC} \approx \sigma_{IC}$ 。然而,以 B 试件测 $\sigma_{IC}$ 却得到彼此相当的结果。也就是说,强度是材料内部最大缺陷所控制的材料性质参数,对试件的形状和尺寸相当敏感,而断裂韧性是与试件内裂纹尺度无关的材料特征参数。

### 断裂韧性与静载力学性能指标的关系

平面应变断裂韧性是防止构件低应力脆断,进行断裂控制设计的一个重要指标,而 $\sigma_{IC}$ 的测定技术比较复杂。因此,试图提出根据常规力学性能估算 $\sigma_{IC}$ 的模型和经验关系式。 $\sigma_{IC}$ 提出了图 1-11 所示的模型。假定材料为含有均布第二相质点的两相合金,质点间距为 $\lambda$ ,物体受力后裂纹顶端出现一塑性区,随着外力增加,塑性区增大,当塑性区与裂纹前方的第一个质点相遇时,即塑性区尺寸 $r \geq \lambda$ 时,质点与基体界面开裂形成孔洞。孔洞与裂纹之间的材料好像一个小的拉伸试样。当这个小拉伸试样断裂时,裂纹便开始向前扩展,于是,这个小拉伸试样的断裂条件就是裂纹扩展的条件。这时的 $\sigma_{IC}$ 因子就是材料的断裂韧性 $\sigma_{IC}$ 。

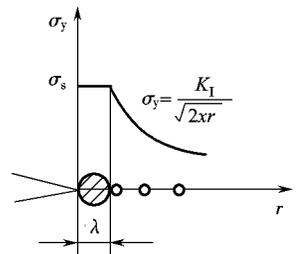


图 1-11 断裂韧性模型

裂纹顶端塑性区内的应力为材料的屈服强度 $\sigma_s$ ,弹性区内的应力分布为 $\sigma = \frac{K_I}{\sqrt{2xr}}$ 。根据胡克定律在弹性区与塑性区的交界处,即 $r = \lambda$ 点,应变

$$\epsilon = \frac{\sigma_s}{E} \approx \frac{\sigma_{IC}}{E} \approx \frac{K_I}{E \sqrt{2\lambda}} \quad (1-11)$$

假定裂纹顶端与孔洞之间的小试样的断裂条件与单向拉伸时的断裂条件相同。当塑性区内的应变达到单向拉伸颈缩时的应变时,即最大的均匀真应变 $\epsilon_{max}$ 时,小试样便出现塑性

失稳,此后,不需增加载荷小试样便可断裂。于是,裂纹扩展的临界条件就是塑性区的应变  $\epsilon_{\text{增}}$  达到该材料的最大均匀真应变  $\epsilon_{\text{增}}$  而  $\epsilon_{\text{增}}$  越大(灶灶为应变强化指数)。因此,裂纹扩展的临界条件为

$$\epsilon_{\text{增}} \sim \frac{\sigma_{\text{增}}}{\sqrt{\lambda}} \tag{9-10}$$

所以,微孔集聚型断裂的断裂韧性

$$\sigma_{\text{增}} \sqrt{\lambda} \tag{9-11}$$

式中  $\sigma_{\text{增}}$  和  $\lambda$  分别为材料的基本性能指标和组织状态参量。由此式可知,对于微孔集聚型断裂,断裂韧性决定于材料的弹性模量、应变强化指数和第二相质点间距。第二相质点间距与材料的强度直接相关。应变强化指数是表示材料变形能力的参量。所以,断裂韧性是依赖于强度和塑性的一种性能。单纯地提高强度和塑性都不可能得到高的断裂韧性,必须使强度和塑性达到良好配合,方可得到高的断裂韧性。

应当指出的是,在式(9-11)模型中,还使用了一个潜在的假设,将胡克定律外延到塑性变形阶段。在上述的推导中认为,当应变  $\epsilon_{\text{增}}$  达到最大均匀真应变  $\epsilon_{\text{增}}$  时,仍然遵守胡克定律。这显然是一种近似做法。根据简化或近似而得到的关系虽然不能表示各参量之间的定量关系,但为定性建立某些参量之间的相关性提供了参考。

后来,亨森和劳森(1962)由裂纹前沿在受载时塑性应变区达到的断裂应变  $\epsilon_{\text{增}}$  作为裂纹体失稳的临界状态,导出下列关系:

$$\sigma_{\text{增}} \sim \sigma_{\text{增}} \sqrt{\lambda} \tag{9-12}$$

比较式(9-11)和式(9-12),可以看出二者非常相似,只是用  $\sqrt{\sigma_{\text{增}}}$  代替了  $\sigma_{\text{增}}$  模型中的  $\sigma_{\text{增}}$  并用  $\sqrt{\epsilon_{\text{增}}}$  代替了  $\sqrt{\lambda}$ 。一般说来,  $\lambda$  越大,  $\epsilon_{\text{增}}$  越高。

9.3.1 提高陶瓷材料断裂韧性的常用方法

陶瓷材料与金属材料的抗拉屈服强度并不存在很大差异,而断裂韧性  $K_{\text{IC}}$  值比金属小 1~2 个数量级。因此,对陶瓷材料而言,改善断裂韧性对其应用十分重要。常用的提高陶瓷材料断裂韧性的方法有以下几种。

9.3.1.1 氧化锆相变增韧

在陶瓷晶体具有单斜相(皂)、四方相(贼)和立方相(糟)三种晶型。材料冷却时发生四方相(贼)向单斜相(皂)的转变,属于马氏体相变,伴随大约 0.1% 的剪切应变和 3%~5% 的体积膨胀。控制组成和制备工艺,使材料中的四方相能以四方相的形式在室温下亚稳存在。当材料受到外力作用时,裂纹扩展到亚稳的四方相(贼)粒子,裂纹顶端的应力集中使基体对四方相(贼)的压抑作用首先在裂纹顶端得到松弛,促发四方相(贼) → 单斜相(皂)的相变,产生体积膨胀形成相变区。由此产生的相变应力又反作用于裂纹顶端,降低了裂纹顶端的应力集中程度,发生所谓的钝化反应,减缓或完全抑制了裂纹的扩展,从而提高断裂韧性。

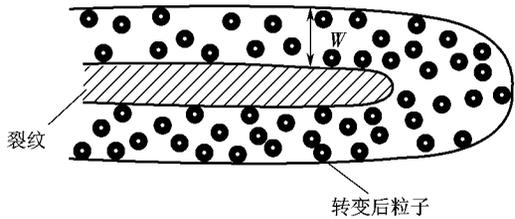


图 9-12 裂纹顶端应力诱发四方相增韧机理

性。图 源圆缘 表示含有亚稳 贼皂相的陶瓷中裂纹扩展时,其顶端附近,由应力、应变诱发 贼皂相变的示意图。在应力作用下,裂纹顶端形成过程区,过程区内的 贼皂相要发生 贼皂相变。由于相变时的体积膨胀而吸收能量外,同时还因过程内 贼皂相变粒子的体积膨胀而对裂纹产生压应力。这两者均会阻止裂纹扩展,而增加了断裂韧性,起到增韧效果。

**圆微裂纹增韧**

在陶瓷基体相和分散相之间,由于温度变化引起的热膨胀差或相变引起的体积差,会产生弥散均布的微裂纹(图 源圆苑葬),当导致断裂的主裂纹扩展时,这些均布的微裂纹会促使主裂纹分岔(图 源圆苑遭),使主裂纹扩展路径蜿蜒曲折,增加了扩展过程中的表面能,从而使裂纹快速扩展受到阻碍,增加了材料的韧性。

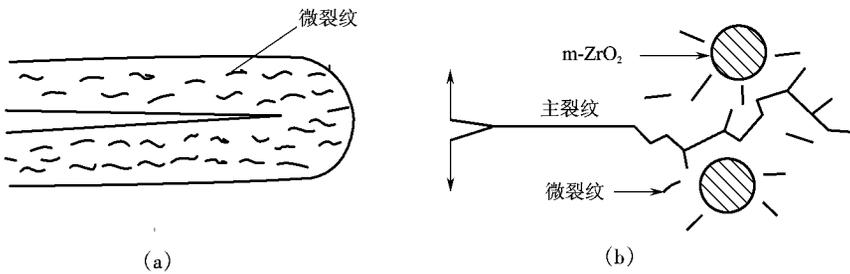


图 源圆苑 微裂纹增韧示意图  
(葬主裂纹周围的微裂纹 (遭主裂纹的分岔扩展)

**猿裂纹偏转增韧机制**

裂纹在扩展过程中遇到晶界、第二相颗粒或残余应力场时,将偏离原来运动方向产生非平面型裂纹,称之为裂纹偏转。这时,裂纹平面在垂直于施加张应力方向上重新取向。这种方向上的变化意味着裂纹扩展路径将被增长。同时,由于裂纹平面不再垂直于张应力方向而使得裂纹顶端的应力强度降低,因而裂纹偏转将增大材料的韧性。裂纹偏转主要有两种形式:一种是关于平行于裂纹前沿轴的裂纹平面的倾斜,称为裂纹倾斜,另一种是关于垂直于裂纹前沿轴的裂纹平面的扭转,称为裂纹扭转(图 源圆苑)。

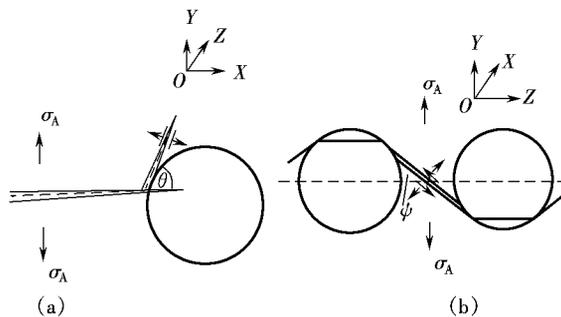


图 源圆苑 典型的裂纹偏转示意图  
(葬裂纹倾斜  $\theta$  角 (遭裂纹扭转  $\varphi$  角)

**源裂纹弯曲增韧机制**

裂纹弯曲是由于裂纹障碍形成的。裂纹障碍是指由于基体相中存在断裂能更大的第二相增强剂(如颗粒、晶须)时,裂纹在扩展过程被其阻止的情况。而裂纹障碍的主要形式就是

裂纹前沿的扩展已越过第二障碍相而形成裂纹弯曲。和前面所讨论的裂纹偏转机制不同,裂纹弯曲是在障碍相的作用下产生非线性裂纹前沿,如图 9-15 所示。其中  $d$  为粒子间距。

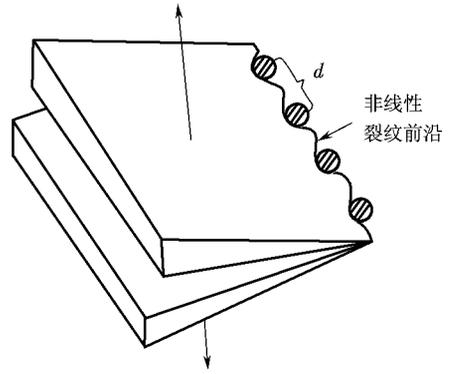


图 9-15 裂纹弯曲的线张力增韧模型

### 缘裂纹桥联增韧机制

前面论述的微裂纹增韧、裂纹偏转增韧和裂纹弯曲增韧机制都是发生在裂纹顶端处一定区域内的能量耗散行为。而裂纹桥联增韧机制却是发生在裂纹顶端后部较大范围之内的能量耗散行为。所谓桥联增韧,是指由增强元连接扩展裂纹的两表面形成裂纹闭合力而导致脆性基体材料增韧的方法。裂纹表面桥联作用可以分为两种形式:一种为刚性第二相导致裂纹桥联;另一种则是由韧性第二相导致裂纹桥联。

当桥联相为刚性时,也就是第二相的韧性和陶瓷基体相的韧性相类似的情况下,桥联增韧的发生需要第二相增强组元与基体相有显微结构特征要求以及残余热应力的存在或适当的相界面结合状态。显微结构特征是指第二相具有一定的长径比,它们可以是纤维或者晶须、柱状粒子、片状粒子,甚至具有大长径比的基体相颗粒同样可以发挥桥联作用。由热膨胀性能失配引起的较大残余应力可能在裂纹顶端的尾部上形成一个压应力区,作为一个完整的韧带存在(图 9-16)。而弱的界面结合可以通过界面滑动、解离甚至第二相拔出来,形成裂纹表面桥联作用而增韧(图 9-17)。通过桥联相的拔出效应,通常可以极大地强化裂纹桥联增韧过程。

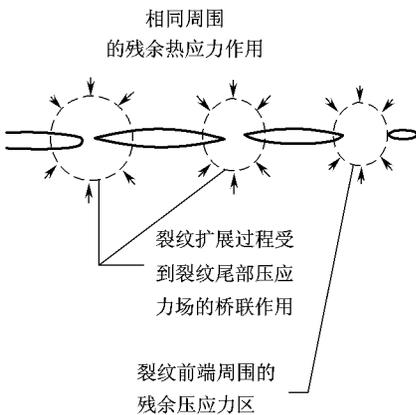


图 9-16 由残余应力形成的桥联韧带图

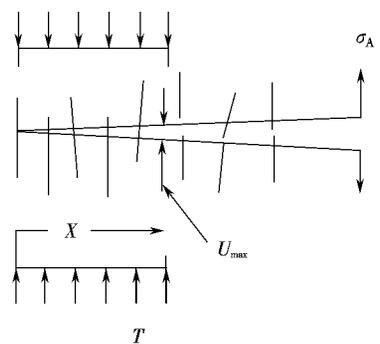


图 9-17 由非连续刚性第二相所形成的桥联力

### 远韧性相增韧

如果在陶瓷材料中分布着韧性相,韧性相会在裂纹扩展中起附加吸收能量的作用。按能量平衡观点,当裂纹顶端附近韧性相出现较大范围的塑性变形时,就有不可逆的原子重排并以塑性功形式吸收可观的变形能,使裂纹进一步扩展所需的能量远远超过生成新裂纹表面所需的净热力学表面能。同时,裂纹顶端高应力区的屈服流动使应力集中得以部分消除,

抑制了原先所能达到的临界状态 相应地提高了材料的抗断裂能力。

在金属与陶瓷的复合材料中,若金属相能很好地润湿陶瓷,金属可构成交错的网状结构。在这种情况下,材料中裂纹的扩展不仅在裂纹顶端受到韧性良好的金属材料的屏蔽,而且在裂纹面上,由于金属网络较强的塑性变形能力会出现桥接现象使裂纹有闭合趋势,可大大提高材料的强度和韧性。许多金属对陶瓷不能很好地润湿,即陶瓷成连续相而金属仅作为粒子相分散于陶瓷基体中。此时,材料内裂纹扩展往往因金属粒子而产生偏转增韧,金属粒子也可在裂纹的前方或后方起钉扎或桥联作用,达到增韧效果。

#### 纤维、晶须增韧

纤维或晶须具有高弹性和高强度,当它作为第二相弥散于陶瓷基体构成复合材料时,纤维或晶须能为基体分担大部分外加应力而产生强化。当有裂纹时,裂纹为避开纤维或晶须,沿着基体与纤维或晶须界面传播,使裂纹扩展途径出现弯曲,从而使断裂能增加而增韧。在裂纹顶端附近由于应力集中,纤维或晶须也可能从基体中拔出。拔出时以拔出功的形式消耗部分能量,同时在接近顶端后部,部分未拔出或未断裂的纤维或晶须桥接上下裂纹面,降低应力集中,提高韧性。在裂纹顶端,由于应力集中可使基体和纤维或晶须间发生脱粘。脱粘大幅度降低裂纹顶端的应力集中,使材料韧性提高。控制纤维或晶须与基体之间保持适中的结合强度,使纤维或晶须既可承担大部分的应力,又能在断裂过程中以“拔出功”等形式消耗能量,从而可获得补强和增韧两者的较佳配合。

#### 表面残余压应力增韧

陶瓷材料的强韧化,可以通过引入残余压应力而增高。由于陶瓷断裂往往起始于表面裂纹,而表面残余压应力阻止了表面裂纹的扩展,起到增韧作用。

获得这类残余压应力的方法有:

- ①机械研磨、表面喷砂、利用机械应力诱发表层 晶-皂相变;
- ②采用化学方法,使近表面的 晶相质点失稳发生相变;
- ③通过快速低温处理,只使表面发生 晶-皂相变。

## 源 曲线

一般情况下,裂纹的扩展可分为亚临界扩展和失稳扩展两个阶段。裂纹由开始扩展至失稳扩展阶段成为亚临界扩展。随材料和应力状态的不同,裂纹亚临界扩展阶段的长短也不同。在平面应力条件下,韧性材料的亚临界扩展阶段较长,而低韧性材料的亚临界扩展阶段较短。

在亚临界扩展阶段,由于材料塑性变形和形变强化的影响,以及应力状态的变化,裂纹扩展阻力将随裂纹扩展而不断增大。设裂纹扩展阻力为  $R$ ,  $R$  随  $a$  增大而增大,我们称  $R$  随  $a$  增大的变化曲线  $R$  为阻力曲线或  $R$  曲线。脆性材料因  $\gamma \approx \sigma_c R$ , 所以  $R$  不受  $a$  的影响。对于韧性材料,因  $R$  随  $a$  增大而上升。考虑图 1 所示的一条假想的  $R$  曲线,这是材料在 Ⅰ型加载方式(单轴拉伸)下表现出的  $R$  曲线的一般形式。裂纹扩展行为变得相当复杂。例如,如果材料中含有一条长度为  $a_0$  的裂纹,当  $a_0$  值的变化将使得裂纹发生失稳扩展,直至在  $a_c$  处  $R$  变得小于  $\sigma_c$ , 然后,裂纹将随着  $a$  的增大而经历一个稳态扩展阶段。这一阶段在  $a_c$  和  $a_s$  所确定的位置处结束。由于此时  $a$

越短,当 $(\sigma_0)$ 越短,当 $(\sigma_0)$ 越短,失稳断裂将发生。如果材料中含有一条长度小于 $a_0$ 或大于 $a_s$ 的裂纹,断裂将以一种失稳的方式发生。如果裂纹处于这两个尺寸之间,就会出现一个稳态的裂纹扩展过程,失稳断裂则发生在 $a_0$ 和 $a_s$ 和裂纹长度的一个单一值处。这意味着长度处于这一范围内的所有裂纹都将在同一应力水平下发生失稳。也就是说,强度就变得与初始裂纹长度无关了。这样类型的断裂显然不同于 $\sigma \propto \sqrt{a}$ 所表述的那种类型,即强度随 $\sqrt{a}$ 呈相反趋势变化。这一裂纹非敏感性也就是上升的 $R$ 曲线(图 9-10)对强度的影响。

图 9-10 所示的 $R$ 曲线行为是与裂纹长度的绝对值相关的。例如,如果裂纹在多晶体的一个晶粒内部出现,在它的扩展过程中遇到晶界的阻碍时,扩展阻力将变大,这时就会导致上升的 $R$ 曲线效应。

图 9-11 给出了一个例子,说明 $R$ 曲线的形状在确定断裂条件方面的重要性。在长裂纹条件下,一种材料的断裂韧性比另一种材料高。但是,由于低韧性材料具有一条升高得更快

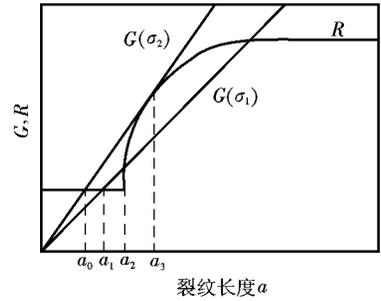


图 9-10 上升的阻力 (R 曲线)

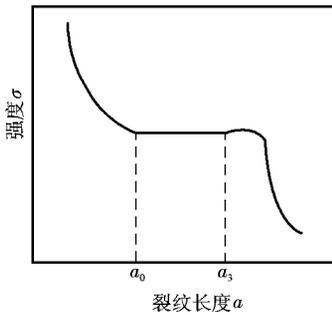


图 9-11 强度对裂纹长度的不敏感区域

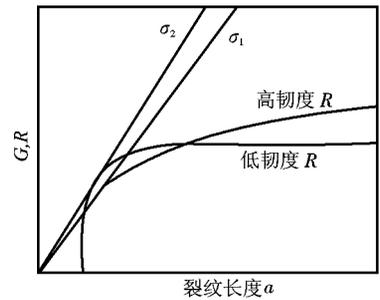


图 9-12 R 曲线形状与强度和韧性的关系

的阻力曲线,断裂就发生在一个更高的外加应力水平上。多年来一直假定如果裂纹长度保持不变的话,脆性材料韧性的提高将同时提高其强度。但是从这个例子中可以看到,具有较低韧性的材料却具有较高的强度。

### 9.1 弹塑性条件下的断裂韧性概述

早期的断裂力学是在线弹性基础上发展起来的。当时曾提出了两种断裂判据:K<sub>IC</sub>判据和 J<sub>IC</sub>判据,而且指出这两种断裂判据是等效的。但是,即使是对于脆性材料,在裂纹顶端附近的极度承载区域也不可能观察到线性行为。如果非线性区很小,仍可以用线弹性断裂力学处理。前已述及一些准则以确保断裂韧性测定仍然有效的非线性程度(如非弹性区域的尺寸),但是针对那些表现出显著非线性行为的材料,需要借助于弹塑性断裂力学分析以及相关的断裂判据。目前,应用最多的弹塑性断裂力学参量为 J<sub>IC</sub>和裂纹张开位移(δ<sub>IC</sub>)。

### 能量线积分

能量线积分的概念。如图 1-10 所示, 设有一单位厚度(厚度为  $t$ )的 I 型裂纹体, 逆时针取一回路  $\Gamma$  其所包围体积内的应变能密度为  $\omega$ ,  $\Gamma$  上任意一点的作用应力为  $T$

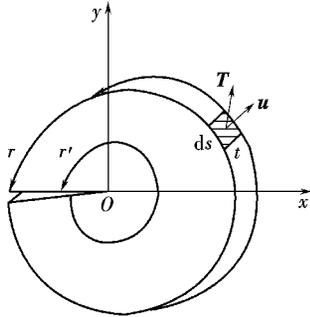


图 1-10 能量线积分的定义

在弹性状态下,  $\Gamma$  所包围体积的系统势能, 等于弹性应变能和外力功之差, 即能量线积分。因能量线积分在裂纹顶端

$$J = \frac{\partial W}{\partial a} \quad (1-10)$$

由于  $\Gamma$  内任意点的应变能密度为  $\omega$ , 并且  $V$  和  $A$  分别为回路  $\Gamma$  的体积和面积。故  $\Gamma$  微小体积的弹性应变能  $dW = \omega dV$ ,  $\Gamma$  内总应变能

$$W = \int_V \omega dV = \int_V \omega dV \quad (1-11)$$

由于  $\Gamma$  回路外面对里面部分在任一点所作用的应力为  $T$ , 该点外侧圆面积  $dA = r dr d\theta$  (为  $\Gamma$  的周界弧长) 上的外力  $dF = T dA$  设该点的位移矢量为  $u$ , 则外力在该点所做的功

$$dW = \int_{\Gamma} T u dA \quad (1-12)$$

因此

$$W = \int_V \omega dV - \int_{\Gamma} T u dA$$

可以证明

$$J = \int_{\Gamma} \left( \omega - T u \right) \quad (1-13)$$

这就是在线弹性条件下  $J$  的能量线积分的表达式。在弹塑性条件下, 如果将应变能密度改成弹塑性应变能密度, 也存在上面等号右端的能量线积分。能量线积分将其定义为  $J$  积分。

$$J = \int_{\Gamma} \left( \omega - T u \right) \quad (1-14)$$

为 I 型裂纹的能量线积分。

在线弹性条件下,  $J$  即能量释放率  $G$ 。同样, 可以证明在弹塑性小应变条件下,  $J$  也可以用能量率来表示, 即  $J = G$ 。如图 1-11 所示。

这里要指出的是, 在线弹性条件下  $J$  是完全等同于  $G$  的, 而在弹塑性条件下  $J$  积分的定义和表达式虽然看上去和  $G$  相同, 但物理概念有所不同。在线弹性条件下  $G$  的概念是一个含有裂纹长度为  $a$  的试样, 当裂纹长度扩展为  $a+da$  时系统能量的释放率。但在弹塑性条件下,  $J$  则表示两个试样在加载过程中形变功的差, 一个试样的裂纹长度为  $a$ , 而另一试

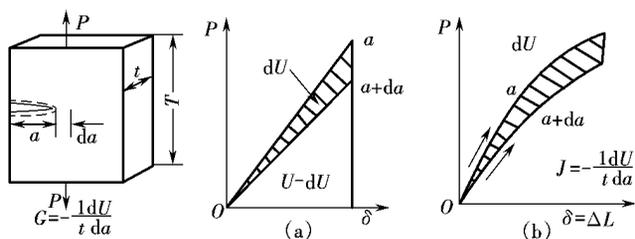


图 9-1 积分定义与比较

样的裂纹长度为  $a$ ，这就是说，积分不能用来直接描述裂纹的扩展过程。因为积分不允许卸载情况发生，在加载过程中一旦裂纹扩展，裂纹顶端的应力就要释放。应力释放就相当于卸载，而在弹塑性变形的情况下，应力与应变不再是单值的函数关系，卸载后存在残余塑性变形，再次加载时就和原来的路径不同。但只要试样尺寸足够大，卸载带来的影响能控制在一定范围，在工程应用上还是允许的。

对平面应变的断裂韧性  $K_{Ic}$  测定时要求裂纹一开始起裂便立即达到全面失稳扩展，并要求沿裂纹全长（除试样两侧表面极小区域外）全部达到平面应变状态，而  $K_{Ic}$ （临界  $K_I$  积分）的测定，不一定要求试样完全满足平面应变条件。试验时，只在裂纹前沿中间地段首先起裂，然后有较长的亚临界稳定扩展的过程。这样只需很小的试样厚度，即只在中心起裂的部分满足平面应变要求，而韧带尺寸范围可以大面积的屈服，甚至全面屈服。因此，作为试样的起裂点，仍然是平面应变的断裂韧性，这时的  $K_{Ic}$  是材料的性质。当试样裂纹继续扩展时，进入平面应力的稳定扩展阶段，此时的  $K_{Ic}$  不再单独是材料的性质，还与试样尺寸有关。另外，根据定义，对  $K_{Ic}$  不允许有卸载发生，所以  $K_{Ic}$  的临界状态必须定义为开裂点的  $K_{Ic}$  或因技术上需要定义为少量开裂时的“条件的” $K_{Ic}$ 。

### 9.1.2 裂纹顶端张开位移 (CTOD)

在解决弹塑性断裂问题时，除了  $K_{Ic}$  积分的方法外，还有裂纹顶端张开位移方法，即 CTOD 方法（裂纹尖端张开位移，简称 CTOD，又称  $\delta$  法）。它是一种建立在经验基础上的分析方法，但在工程界已得到了广泛的应用，特别是在研究压力容器及管道的断裂分析上。

实验表明，在外加载荷下，带裂纹的试样，其裂纹顶端在开裂以前随着载荷的增加而逐渐钝化，使裂纹顶端形成了一个张开位移，同时形成了所谓伸张区（ $\delta$  为伸张区宽度， $h$  为伸张区高度或深度）如图 9-2 所示。裂纹顶端钝化，是裂纹顶端塑性变形逐渐增加的结果。图中  $\delta$ （ $h$ ）表示载荷逐渐增加时，裂纹顶端前方的滑移带增加并变宽，同时在裂纹前方也萌生了一些小的空穴，在裂纹顶端的塑性变形区内受到强烈拉伸。为保持这部分体积不变，一方面裂纹张开，同时还向前有少量扩展。注意这并不是裂纹本身的起裂，只有当向前延伸部分达到和邻近的空穴相连时，才被认为是裂纹起裂了。开始起裂时的裂纹张开位移和伸张区都达到了饱和值和临界值，对应此值的裂纹张开位移  $\delta_{crit}$ （临界裂纹顶端张开位移）是一材料常数。材料韧性越好， $\delta_{crit}$  就越大，可用这一关系式建立断裂判据。

在线弹性或小范围屈服条件下，对平面应力下的 I 型穿透裂纹，可根据 I 型裂纹顶端的应力、应变场计算出裂纹顶端的张开位移  $\delta$  为

$$\delta_{crit} = \frac{K_{Ic}^2}{\pi \sigma_{ys}^2} \quad \text{或} \quad \delta_{crit} = \frac{K_{Ic}^2}{\pi \sigma_{ys}^2}$$

在临界条件下, 裂纹顶端的临界张开位移  $\delta_{cr}$  为

$$\delta_{cr} = \frac{K_{Ic}^2}{\sigma_{cr}^2}$$

(来源)

式中:  $\delta_{cr}$ 、 $\sigma_{cr}$ 、 $a_{cr}$  分别为临界裂纹顶端张开位移、临界断裂应力和临界裂纹长度。利用式(源)就可对小范围屈服的构件, 进行断裂分析和破损安全设计了。

与应力强度因子  $K_I$  相似, 裂纹张开位移  $\delta$  是裂纹端部应力、应变场的间接度量, 当  $\delta$  越  $\delta_{cr}$  时, 裂纹便开始起裂。在规定的试验条件下  $\delta_{cr}$  是一材料常数。但这一断裂判据, 只表示断裂的开始, 并不表示裂纹就失稳扩展。一般情况下, 在大范围屈服和全面屈服时, 起裂后要经过裂纹稳态扩展阶段, 然后才是失稳扩展和断裂。

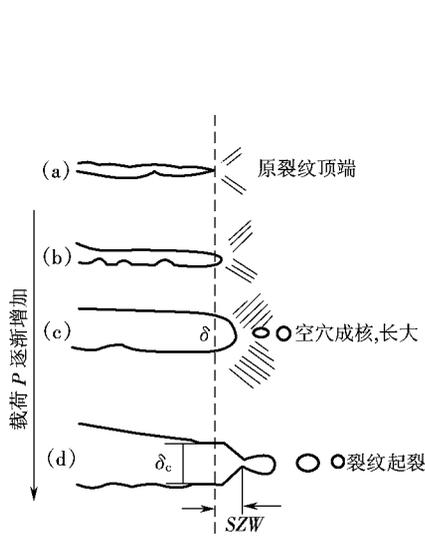


图 源 加载过程中钝化和空穴的形成示意图

(源)原始裂纹 (源)裂纹顶端发生滑移  
(源)空穴成核长大 (源)裂纹起裂

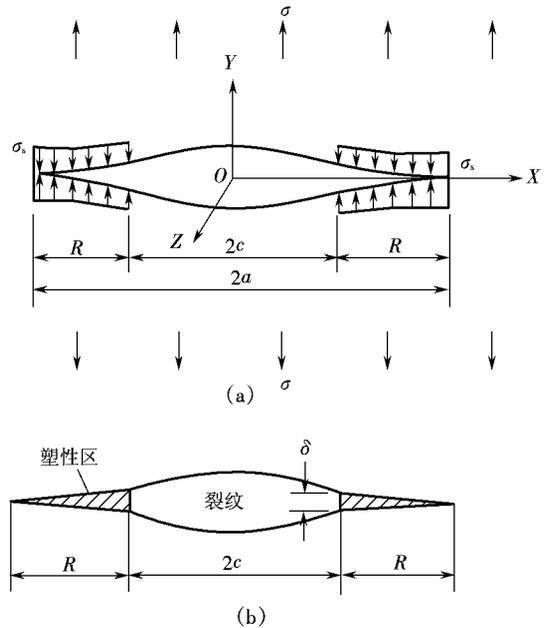


图 源 弹性-弹塑性模型

(源)受力分析 (源)塑性区和裂纹张开位移

对压力容器和管道壁的长穿透裂纹所引起的平面应力断裂, 源提出一简化模型, 如图 源所示。设裂纹长度为  $2c$ , 塑性区为一长而窄的条带, 其长度为  $2R$ 。塑性区虽然相对于裂纹长度来说已较大, 但整个裂纹和塑性区却仍被广大弹性区所包围。如果假想一个新的裂纹, 其长度包含塑性区, 即  $2c + 2R$ , 确定一些附加条件, 使这一新的虚拟裂纹和原裂纹在力学特性上完全等同, 则可将一个本属弹塑性断裂的问题, 转化为弹性断裂问题来研究。源假设塑性区无加工硬化, 在塑性区上作用一大小为材料的屈服应力  $\sigma_{ys}$ , 其方向与  $\sigma$  方向相反, 它力图使塑性区这段假想的裂纹闭合。塑性区的边界应该满足裂纹顶端无奇异性, 因此应该有均匀拉伸应力  $\sigma$  所引起的应力强度因子  $K_I$  和在塑性区一段上作用的  $\sigma_{ys}$  所产生的应力强度因子  $K_{II}$ , 此两者之和应为  $K_{Ic}$  即  $K_I + K_{II} = K_{Ic}$ 。由此可定出塑性区尺寸  $R$  为

$$\delta = \frac{2\sqrt{a}}{\pi} \sqrt{\frac{\sigma}{\sigma_{TS}}} \quad (9-10)$$

此模型称为 Irwin 模型。在 Irwin 模型中,有人计算出在裂纹尖端处的裂纹张开位移  $\delta$

$$\delta = \frac{2\sqrt{a}}{\pi} \sqrt{\frac{\sigma}{\sigma_{TS}}} \quad (9-11)$$

当材料的断裂应力  $\sigma_{TS}$  和  $\sigma_{YS}$  已知时,则可根据外加载荷  $\sigma$  来确定允许的裂纹长度  $a$  或者根据探伤得到的裂纹长度来确定允许承载的应力  $\sigma$ ,从而保证构件的安全。

## 复习思考题

1. 针对结构的大型化、设计应力水平的提高、高强度材料的应用、焊接工艺的普遍采用以及服役条件的严酷化,试说明在传统强度设计的基础上,还应进行断裂力学设计的原因。

2. 如何正确认识断裂判据  $K_{IC}$  的含义?

3. 对于实际金属材料而言,裂纹顶端形成塑性区是不可避免的,由此对线弹性断裂力学分析带来的哪些影响?这反映在  $K_{IC}$  试验测定上有何具体要求?

4. 设某压力容器周向工作应力  $\sigma$  为  $100 \text{ MPa}$ ,采用焊接工艺后可能有纵向表面裂纹(半椭圆)  $a = 1 \text{ mm}$ ,  $c = 2 \text{ mm}$ 。现在可以选用的两种材料分别有如下性能: (1) 钢  $\sigma_{TS} = 1000 \text{ MPa}$ ,  $K_{IC} = 100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ; (2) 圆钢  $\sigma_{TS} = 800 \text{ MPa}$ ,  $K_{IC} = 150 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 。试从防止低应力断裂考虑,应选用哪种材料。(提示:参考有关半椭圆表面裂纹,而且还要考虑到塑性修正的应力场强度因子  $Y$  表达式)。

5. 低合金钢厚板的断裂韧性  $K_{IC}$  在  $0^\circ\text{C}$  时是  $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ,而  $K_{IC}$  值随温度下降而降低的比例系数为  $0.5$ 。如果厚板上有长度为  $10 \text{ mm}$  的穿透裂纹,求  $0^\circ\text{C}$  时厚板的断裂应力  $\sigma_c$ 。已知材料的  $\sigma_{TS} = 1000 \text{ MPa}$ ,  $K_{IC} = 100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 。

6. 试比较材料的冲击韧性和断裂韧性这两个性能指标有哪些相似的地方?为什么有这种定性的变化关系?在工程应用上断裂韧性是否可以完全代替冲击韧性?是否因两者有互补作用,而需同时采用它们?

7. 用三点弯曲试样测定平面应变断裂韧性  $K_{IC}$  时,所用试样的尺寸为  $10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 40 \text{ mm}$ ,预制疲劳裂纹(包括机械缺口)的深度  $a = 2 \text{ mm}$ ,  $c = 4 \text{ mm}$ 。试计算条件断裂韧性  $K_{IC}$  并检查  $K_{IC}$  值是否有效?(材料的  $\sigma_{TS} = 1000 \text{ MPa}$ ,  $K_{IC} = 100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ )。

8. 积分的主要优点是什么?为什么用这种方法测定低中强度材料的断裂韧性要比一般的  $K_{IC}$  测定方法试样尺寸要小得多?

9. 为什么陶瓷材料的弹性模量和屈服强度很高,而断裂韧性很低?提高陶瓷材料韧性的根本途径是什么?用什么方法测定陶瓷材料的断裂韧性较好?

10. 陶瓷零件上有一垂直于拉应力的边裂,如边裂长度为  $1 \text{ mm}$ ,  $2 \text{ mm}$ ,  $3 \text{ mm}$ ,分别求上述三种情况下的临界应力(设此材料的断裂韧性为  $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ),并讨论诸结果。

# 第 5 章 材料在变动载荷下的力学性能

工程结构在服役过程中,由于承受变动载荷而导致裂纹萌生和扩展,以至断裂失效的全过程称为疲劳。统计分析显示,在机械失效总数中,疲劳失效占 60% 以上。由此可见,研究材料在变动载荷作用下的力学响应、裂纹萌生和扩展特性,对于评定工程材料的疲劳抗力,进而为工程结构部件的抗疲劳设计、评估构件的疲劳寿命以及寻求改善工程材料的疲劳抗力的途径等都是非常重要的。

## 5.1 变动载荷(应力)和疲劳破坏的特征

### 5.1.1 变动载荷(应力)及其描述参量

变动载荷(应力)是指载荷大小或大小和方向随时间按一定规律呈周期性变化或无规则随机变化的载荷,前者称为周期变动载荷(应力)或循环载荷(应力),后者称为随机变动载荷。当然,实际机器部件承受的载荷一般多属后者,但就工程材料的疲劳特性分析和评定而言,为简化讨论,主要还是针对循环载荷(应力)的。所以,本章主要涉及材料(以金属材料为主)在循环载荷作用下的行为特征、损伤规律及评定。

循环载荷的应力—时间关系如图 5-1 所示。其特征和描述参量有:

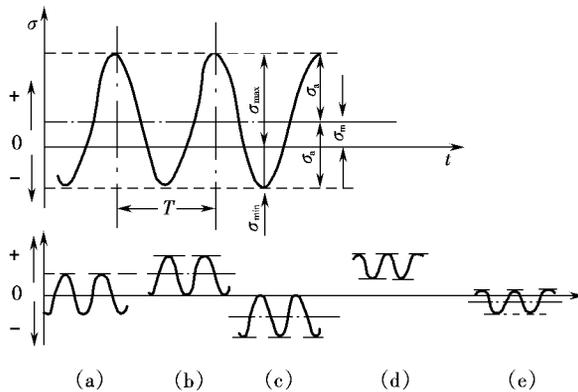


图 5-1 循环应力的特征

(a) 正弦波 (b) 三角波 (c) 梯形波 (d) 矩形波 (e) 随机波

- ① 波形,通常以正弦曲线为主,其他有三角形波、梯形波等;
- ② 最大应力  $\sigma_{max}$  和最小应力  $\sigma_{min}$ ;

③平均应力  $\sigma_m$  和应力半幅  $\sigma_a$  越圆, 其中

$$\sigma_m \text{ 越 } \frac{\sigma_{\text{平均}}}{\text{圆}}$$

$$\sigma_a \text{ 越 } \frac{\sigma_{\text{原}}}{\text{圆}}$$

④应力比  $R$  表征循环的不对称程度)

$$R = \frac{\sigma_{\text{最小}}}{\sigma_{\text{最大}}}$$

当  $R=1$  时为对称循环(图 5-10), 其他均为不对称循环。有时还把循环中既出现正(拉)又出现负(压)应力的循环, 称为交变力循环(图 5-11)。

### 5.1 疲劳破坏特征和断口形式

#### 5.1.1 疲劳破坏的特征

疲劳破坏有以下基本特征。

①它是一种“潜藏”的失效方式, 在静载下无论显示脆性与否, 在疲劳断裂时都不会产生明显的塑性变形, 断裂常常是突发性的, 没有预兆。所以, 对承受疲劳负荷的构件, 通常有必要事先进行安全评估。

②由于构件上不可避免地存在某些缺陷(特别是表面缺陷, 如缺口、沟槽等), 因而可能在名义应力不高的情况下, 由局部应力集中而形成裂纹。

③随着加载循环次数的增加, 裂纹不断扩展, 直至剩余截面不能再承担负荷而突然断裂。所以实际构件的疲劳破坏过程总可以明显地分出裂纹萌生、裂纹扩展和最终断裂三个阶段。

#### 5.1.2 疲劳断口的形式

疲劳断口有多种形式, 这取决于负荷的类型(如弯曲、扭转或拉压)以及应力水平和应力集中的程度。以轴类零件承受旋转弯曲为例, 其断口有四种典型类型(图 5-12), 它与所施加的应力水平和源区的数目有关。应力集中严重和作用力同时增加或者其中之一增加时, 都会使裂纹成核数目增大。当然, 合理设计的工件所承受的应力水平和应力集中程度都是偏低的, 所以, 正常疲劳断口一般应只有一个裂纹源, 且由此导致最后断裂。疲劳裂纹扩展区的尺寸取决于应力水平和材料的断裂韧性。

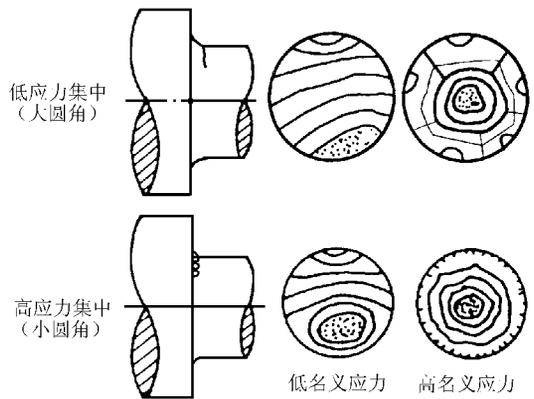


图 5-12 典型疲劳断口形貌

### 5.2 高周疲劳

高周疲劳是指小型试样在变动载荷(应力)试验时, 疲劳断裂寿命  $\geq 10^6$  周次的疲劳过程。由于这种疲劳中所施加的交变应力水平处于弹性变形范围内, 所以从理论上讲, 试验中

既可以控制应力,也可以控制应变,但在试验方法上控制应力要比控制应变容易得多。因此,高周疲劳试验都是在控制应力条件下进行的,并以材料的应力比最大应力  $\sigma_{max}$  或应力比振幅  $\sigma_a$  对循环寿命  $N$  的关系(即  $\sigma_a$ - $N$  曲线)和疲劳极限  $\sigma_R$  来表征材料的疲劳特性和指标。它们在动力设备或类似机械构件的选材、工艺和安全设计中,都是很重要的力学性能数据。

### 疲劳性能 $\sigma_a$ - $N$ 曲线和疲劳极限

典型的  $\sigma_a$ - $N$  曲线有二类,其中一类曲线从某循环周次开始出现明显的水平部分(图 10-10(a)),中、低强度钢通常具有这种特性。它表明当所加交变应力降低到水平值时,试样可承受无限次应力循环而不断裂,因而将水平部分对应的应力称为疲劳极限  $\sigma_R$ 。不过测试时实际上不可能做到无限次应力循环,而且试验还表明,这类材料在交变应力作用下,如果应力比循环  $N$  周次不断裂,则承受无限次应力循环也不会断裂,所以对这类材料常用  $N$  周次作为测定疲劳极限的基数。对高强度钢、不锈钢和大多数非铁金属,如钛合金、铝合金以及钢铁材料在腐蚀介质中,没有水平部分,其特点是随应力降低循环周次不断增大,不存在无限寿命(图 10-10(b))。在这种情况下,常根据实际需要给出一定循环周次( $N$  或  $N$  周次)所对应的应力作用金属材料的“条件疲劳极限”,记作  $\sigma_R(N)$ 。

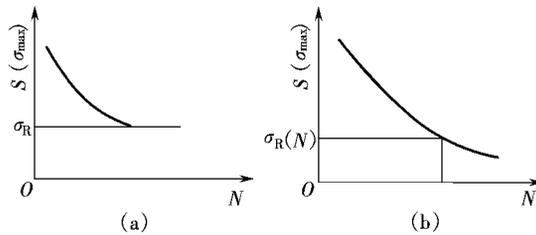


图 10-10 材料的  $\sigma_a$ - $N$  曲线示意图  
(a) 存在水平部分 (b) 无水平部分

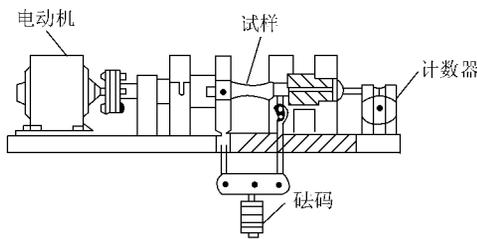


图 10-11 旋转弯曲疲劳试验装置

由于材料的  $\sigma_a$ - $N$  曲线和疲劳极限与循环载荷的应力状态(如拉伸、弯曲、扭转等)和应力比都有关系,所以通常原则上应按材料服役条件选择适当的标准测试方法,得到相应的性能数据。在已有的高周疲劳特性数据中,以旋转弯曲的数据最为丰富。这是因为这类试验装置结构(图 10-11)及操作都很简单和方便,且平均应力  $\sigma_m$  越趋循环完全对称,即应力比  $R$  越趋原负。这和大多数轴类零件的服役条件是很接近的。

在  $\sigma_a$ - $N$  曲线中,除了可得到疲劳极限外,曲线倾斜部分——过载持久值还反映金属材料的另一种疲劳性能。它表示当应力超过疲劳极限时,材料对过载抗力的大小。从图 10-12 可见,曲线斜率大的材料  $N$  在相同过载应力  $\sigma$  下,其寿命较材料  $N$  长(  $N$  跃  $N$  ),因而具有较大的抗过载能力。

有时为了评定缺口对疲劳性能的影响,还要测定缺口试样的  $\sigma_a$ - $N$  曲线。图 10-13 为同

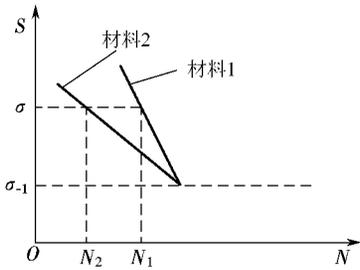


图 5-1 两种具有不同抗过载能力材料的 S-N 曲线

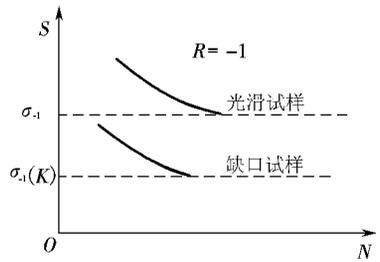


图 5-2 缺口对钢材疲劳性能的影响

一种钢材用缺口和光滑试样测出的两条 S-N 曲线。显然缺口试样的疲劳强度( $\sigma_{-1}$ )要比光滑试样的低。

典型的 S-N 曲线是由有限寿命(中等寿命)和长寿命(疲劳极限或条件疲劳极限)两部分组成。在 S-N 曲线的测试中,由于疲劳试验数据分散性大(后将述及),若每个应力水平下只测定一个数据,则测得 S-N 曲线的精度较差。为了得到较为可靠的试验结果,一般疲劳极限(或条件疲劳极限)采用升降法测定,而有限寿命部分则采用成组试验法测定。以下对条件疲劳极限测定、有限寿命 S-N 曲线测定和 S-N 曲线的绘制分别加以说明。

### 条件疲劳极限的测定

通常均采用升降法测定条件疲劳极限。这种方法是从略高于预计疲劳极限的应力水平开始试验,然后逐渐降低应力水平。整个试验在若干个应力水平下进行。升降法可用图 5-3 描述。其原则是:凡前一个试样若不到规定循环周次就断裂(用符号“伊”表示),则后一个试样就在低一级应力水平下进行试验;相反,若前一个试样在规定循环周次下仍然未断(用符号“○”表示),则随后一个试样就在高一级应力水平下进行。照此方法,直至得到三个以上有效数据为止。在处理试验结果时,将出现第一对相反结果以前的数据均舍去,如图 5-3 中点 1 和点 2 是第一对出现相反结果的点,因此点 1 和点 2 的数据应舍去,余下数据点均为有效试验数据。这时条件疲劳极限  $\sigma_{-1}$  的计算式为

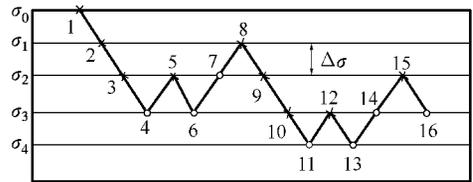


图 5-3 升降法示意图

$$\sigma_{-1} = \frac{\sigma_{i+1} + \sigma_{i-1}}{2} \quad (5-1)$$

式中:  $n$  为有效试验的总次数(断与未断均计算在内);  $i$  为试验的应力水平级数;  $\sigma_{i+1}$  为第  $i+1$  级应力水平;  $\sigma_{i-1}$  为第  $i-1$  级应力水平下的试验次数。

图 5-3 所示为 45 号钢调质处理试样用升降法测得的试验结果。将其数据代入式(5-1),计算其条件疲劳极限:

$$\sigma_{-1} = \frac{\sigma_{12} + \sigma_{10}}{2} = \frac{270 + 240}{2} = 255 \text{ MPa}$$

用升降法测定条件疲劳极限时要注意两个问题。

① 应力水平的确定(包括第一级应力水平的确定及应力增量  $\Delta\sigma$  的选择)。第一级应力

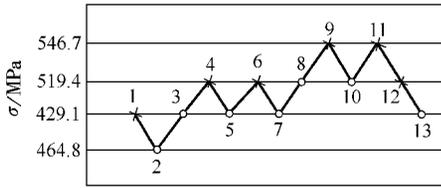


图 缘愿 源-缘级应力水平的升降图

σ<sub>源</sub> 越 员 圆 缘 级应力水平

旋转弯曲(砸越原员),规定循环周次:晕<sub>源</sub> 越 员 圆 缘

水平应略高于预计的条件疲劳极限(对于钢材,由于 σ<sub>砸</sub>(晕)一般在 园-缘 级)。应力增量 Δσ 一般为预计条件疲劳极限的 猿-缘 (对于钢材可取 园-缘 级)。

② 评定升降图是否有效可根据以下两条:

① 有效数据数量必须大于 员 个;

② “伊”和“O”的比例大体上各占一半。

### 有限寿命 杂-晕曲线的测定

过载持久值通常用 源-缘级应力水平的常

规成组疲劳试验方法来测定。所谓成组试验法是在每级应力水平下测 猿-缘 个试样的数据,然后进行数据处理,计算出中值(即存活率为 缘%)疲劳寿命,最后再将测定的结果在 σ-晕坐标上拟合成 杂-晕曲线。

在测定时有两点要注意。

① 确定各组应力水平。在 源-缘级应力水平中的第一级应力水平 σ<sub>员</sub>:对光滑圆试样,取 园-缘 级~ 园-缘 级;对缺口试样,取 园-缘 级~ 园-缘 级。而第二级应力水平 σ<sub>圆</sub> 比 σ<sub>员</sub> 减少 园-缘 级。以后各级应力水平依次减少。

② 每一级应力水平下的中值疲劳寿命 晕<sub>圆</sub> 或 晕<sub>源</sub> 的计算,采用将每一级应力水平下测得的疲劳寿命 晕<sub>员</sub>, 晕<sub>圆</sub>, 晕<sub>猿</sub>, ..., 晕<sub>灶</sub>, 代入下式:

$$\text{晕}_{\text{中}} = \frac{\sum_{i=1}^{\text{灶}} \text{晕}_{i}}{\text{灶}} \quad (\text{缘园})$$

计算中值(存活率为 缘%)疲劳寿命。如果取 晕<sub>中</sub> 反对数,就可得中值疲劳寿命 晕<sub>中</sub>, 即

$$\text{晕}_{\text{中}} = \frac{\text{晕}_{\text{中}}}{\text{晕}_{\text{中}}}$$

如果在某一级应力水平下的各个疲劳寿命中,出现越出情况(即大于规定的 员 循环周次),则这一组试样的 晕<sub>中</sub> 不按上述公式计算,而取这一组疲劳寿命排列的中值。例如在某一级应力水平下测得 缘 个试样的疲劳寿命,其大小次序如表 缘园 所列。从表中可见,其中第 缘 个数值出现越出。因为这一组测试总数为 缘 是奇数,则其中值就是中间的第 猿 个疲劳寿命值,即 晕<sub>中</sub> 越 员 圆 缘 级伊 猿 周次。若测试总数为偶数,则中值取中间两个数值的平均值。

表 缘园 某一应力水平下试样的疲劳寿命

次序	员	圆	猿	源	缘
晕 <sub>中</sub>	猿	员 圆 缘	源	苑	缘 缘 缘

### 猿-缘 杂-晕曲线的绘制

把上述成组试验所得到的各组应力水平下的 晕<sub>中</sub> 或 晕<sub>源</sub> 数据点,标在 σ-晕 或 σ-晕 坐标图中,拟合成 杂-晕曲线。这条曲线就是具有 缘% 存活率的中值 杂-晕曲线。杂-晕曲线的拟合,有两种基本方法。

#### 员 逐点描绘法

用曲线板把各数据点连接起来,使曲线两侧的数据点与曲线的偏离大致相等,如图 缘园 所示。在用逐点描绘法绘制 杂-晕曲线时,按升降法测得的条件疲劳极限(如图中心 ⑥),也

可以和成组试验数据点(点①~点⑤)合并在一起,绘制成从有限寿命到长寿命的完整的 S-N 曲线。图 5-10 就是某铝合金在 R=0.1 条件下测得的典型 S-N 曲线。

圆直线拟合法

由于疲劳设计上的需要,对某些金属材料常用直线拟合上述成组试验数据点。下面结合表 5-1 中所列的 45 号钢的一组试验数据,介绍直线拟合法。

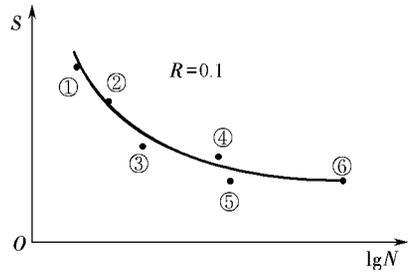


图 5-10 某铝合金的 S-N 曲线

表 5-1 45 号钢成组试验数据

序号	$\sigma$ / MPa	$\lg N$	备注
1	700	5.2	有限寿命
2	660	5.4	有限寿命
3	620	5.6	有限寿命
4	580	5.8	有限寿命
5	580	6.0	有限寿命
6	580	6.5	无限寿命

据此可以列出其直线方程

$$\sigma = 700 - 100 \lg N$$

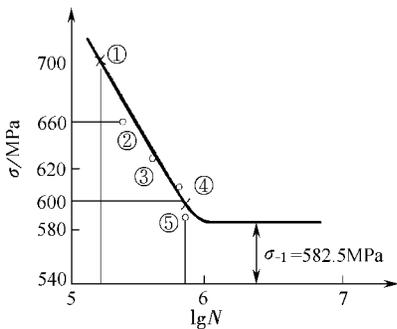


图 5-11 45 号钢的 S-N 曲线

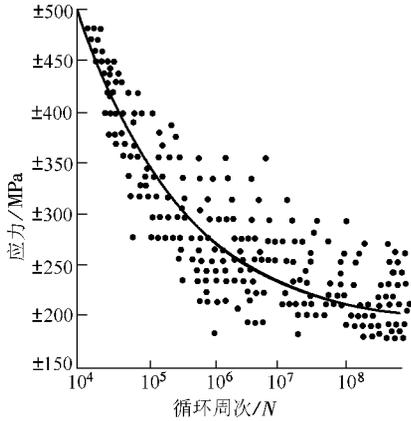
按式(5-1)求出直线上任意两点的坐标,便可画出这条直线。设当  $\sigma$  越小时,  $\lg N$  越大。在  $\sigma$ - $\lg N$  坐标中标出(700, 5.2)及(580, 6.0)两点,然后用直线连接这两点,这就是最佳拟合的直线。当用直线拟合 S-N 曲线时,一般仅拟合有限寿命区。对钢而言,整个 S-N 曲线由有限寿命 S-N 直线和长寿命的水平线两部分组成(该钢材的疲劳极限  $\sigma_{-1} = 582.5$  MPa)。在  $\sigma$ - $\lg N$  坐标中,在  $\sigma = 582.5$  MPa 处,用圆角过渡,如图 5-11 所示。

源疲劳试验结果的分散性和孕 S-N 曲线

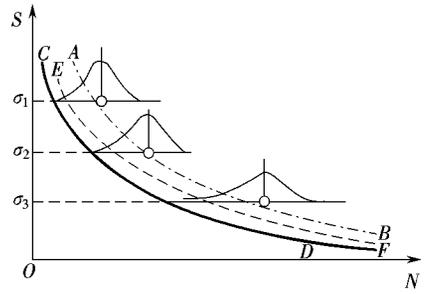
疲劳试验属于分散性较大的试验。疲劳试验时的载荷波动、试样装夹精度、试样表面状态以及材料本身的不均匀性或缺陷都会对试验结果构成影响,造成试验数据的分散性。研究表明,在测定疲劳极限时,名义应力在试验允许的范围波动所引起的疲劳寿命误差约为 10%,严重者可达 20%。材料中的非金属夹杂物含量及其形态也对疲劳试验结果有重要影响。图 5-12 为一种铝合金的试验结果,可见试验数据分布在相当广的分散带内。疲劳分散带随应力水平的降低而加宽,随材料强度水平的提高而加宽。

如果按上述常规成组法测定的存活率为 50% 的 S-N 曲线作为设计依据,这就意味着有 50% 的产品在达到预期寿命之前会出现早期破坏。在工程实践中,对一些重要场合,需要严格控制失效概率,因此作为设计依据的 S-N 曲线上应同时标明失效概率  $P_f$ 。

活率),作出孕-杂-晕曲线。如失效概率孕越园%的杂-晕曲线给出的寿命晕表示员团四个产品,只可能有一个出现早期失效。图缘圆给出的孕-杂-晕曲线上,标明了猿个不同应力水平下的疲劳试验数据和相应的失效概率分布。图中曲线粤为失效概率孕越园%的杂-晕曲线;悦为孕越园%的杂-晕曲线;耘为孕越园%的杂-晕曲线。



图缘圆 一种铝合金的疲劳试验数据



图缘圆 孕-杂-晕曲线

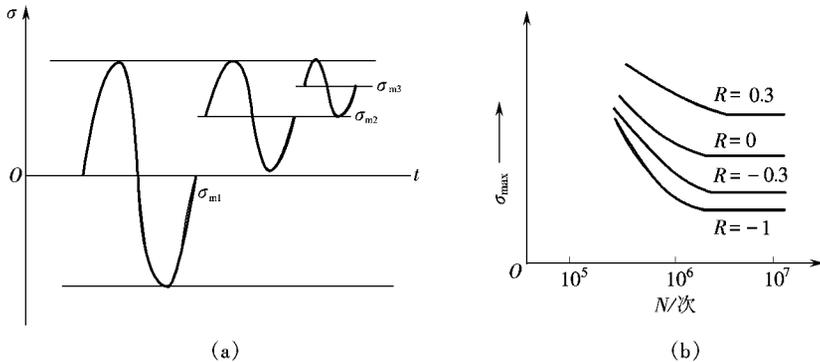
### 缘圆 循环应力特性对杂-晕曲线的影响

循环应力特性主要包括平均应力  $\sigma_m$ 、应力半幅  $\sigma_a$  和应力比  $R$  以及加载方式(应力状态)。 $\sigma_m$ 、 $\sigma_a$  和  $R$  对杂-晕曲线的影响并不是独立的。

#### 平均应力的影响

平均应力是影响杂-晕曲线的重要因素,这可分为  $\sigma_a$  相同和  $\sigma_m$  相同两种情况讨论。图缘圆为  $\sigma_m$  相同的情况。其中图缘圆为应力循环特征,在其不同的恒幅循环疲劳试验中,平均应力  $\sigma_m$  及相应的应力比  $R$  之间的关系为

$$\left. \begin{aligned} \sigma_a &= \sigma_m \sqrt{1-R^2} \quad (\text{越园}) \\ R &= \frac{\sigma_m}{\sigma_a} \quad (\text{越园}) \end{aligned} \right\} \quad (\text{缘圆})$$



图缘圆  $\sigma_m$  相同时,平均应力对杂-晕曲线的影响  
(粤应力循环特征 (遭杂-晕曲线)

在这种循环应力条件下,随平均应力增高循环不对称程度加大,每一循环中的交变应力幅占循环应力的分数越来越小,造成的损伤也越来越小,使 S-N 曲线向上移动,疲劳抗力增加,如图 5-10 所示。在极限情况下,  $\sigma_m$  越  $\sigma_{\text{极限}}$ , 相当于偏拉伸。 $\sigma_m$  相同的情况示于图 5-11 中,为恒幅应力循环特征。在不同平均应力的恒幅疲劳试验中,平均应力  $\sigma_m$  及相应的应力比  $r$  之间的关系为

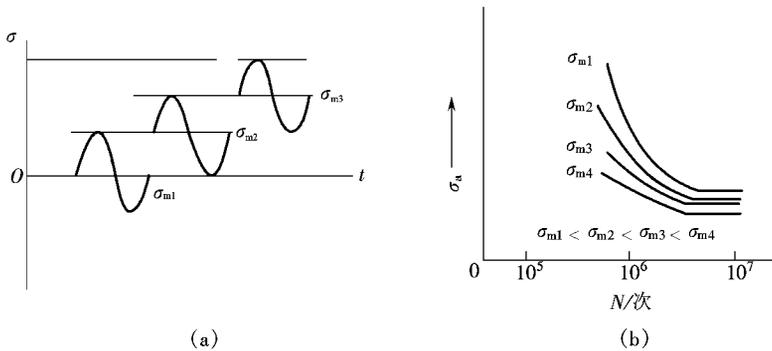


图 5-10  $\sigma_m$  相同时,平均应力对 S-N 曲线的影响  
(恒应力循环特征 (变应力 S-N 曲线))

$$\left. \begin{aligned} \sigma_{\text{极限}} & \text{越} \sigma_{\text{平均}} \text{越} \sigma_{\text{极限}} \text{ (越圆)} \\ r & \text{越} r \text{ (越圆)} \text{越} r \text{ (越原)} \end{aligned} \right\} \quad (\text{缘原})$$

在这种应力循环条件下,随着平均应力升高,不对称程度越来越严重,作用在等体积材料中的应力水平越来越高,疲劳损伤加剧, S-N 曲线向下移动,如图 5-11 所示。分析式 (5-1) 和式 (5-2) 可知,在这两种情况下,平均应力  $\sigma_m$  和应力比  $r$  的变化趋势是相同的,但因具体循环条件的差异,造成对 S-N 曲线的影响相反。因此,在分析应力条件对疲劳过程的影响时,必须具体情况具体分析。

圆应力状态的影响

以上只讨论了拉压应力状态的情况。实践表明,不同应力状态下的疲劳应力-寿命曲线不同,相应的疲劳极限也不会相等。通常切应力幅度的疲劳曲线低于拉压应力幅的疲劳曲线。以下是不同应力状态下疲劳极限之间的经验关系:

$$\begin{aligned} \sigma_{\text{疲劳}} & \text{越} \sigma_{\text{疲劳}} \text{ (钢)} \\ \sigma_{\text{疲劳}} & \text{越} \sigma_{\text{疲劳}} \text{ (钢铁)} \\ \tau_{\text{疲劳}} & \text{越} \sigma_{\text{疲劳}} \text{ (钢及轻合金)} \\ \tau_{\text{疲劳}} & \text{越} \sigma_{\text{疲劳}} \text{ (铸铁)} \end{aligned}$$

式中:  $\sigma_{\text{疲劳}}$  为拉压对称循环的疲劳极限;  $\sigma_{\text{疲劳}}$  为旋转弯曲疲劳极限;  $\tau_{\text{疲劳}}$  为扭转对称循环疲劳极限。这些经验关系尽管有相当的误差 (约 10% ~ 20%), 但在工程设计中是有用的。

缘圆缘 表面几何因素对高周疲劳特性的影响

实际零件不可避免地存在各种几何形状上的变化,其作用可用缺口近似,所以用缺口试样研究疲劳特性的缺口敏感性是必要的。

图 5-12 给出了 45 号钢在不同的理论应力集中系数  $K_t$  时的疲劳极限  $\sigma_{\text{疲劳}}$ 。由图可见,

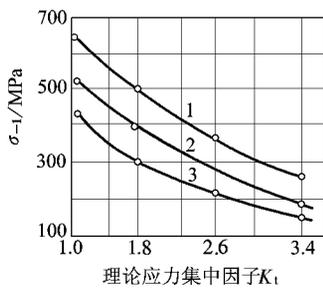


图 缘缘 运对源钢的  $\sigma_{-1}$  的影响  
回火温度 员 圆益 圆 猿益 猿 缘益

缺口越尖锐,疲劳极限下降越多。为了在不同材料和不同工艺状态下度量和比较缺口对材料疲劳强度的影响,通常引用疲劳应力集中系数(又叫做有效应力集中系数)运,

$$运 = \frac{\sigma_{-1}}{\sigma_{-10}} \quad (缘缘)$$

式中: $\sigma_{-1}$ 是缺口试样的疲劳极限。运与运不同,不仅与缺口尖锐度有关,而且能在此基础上定义一个因子,消除缺口几何因素的影响,只反映材料本身在疲劳载荷下对应力集中的影响,则可方便地用于评定材料对缺口的敏感性。这种缺口敏感因子择的定义是

$$择 = \frac{运}{运} \quad (缘远)$$

择值一般在园-员之间变化,这表明疲劳应力集中系数运一般小于运。在极限情况下, $\sigma_{-1} = \sigma_{-10}$ ,择越员表示材料对缺口不敏感; $\sigma_{-1}$ 越,择越,择越表示材料对缺口很敏感。

不过,以后的研究表明,择值并不是和缺口形状完全无关的材料常数。图缘远所示是材料拉伸强度和缺口半径对缺口敏感因子的影响。由图可见,只有当缺口根部的曲率半径足够大时,择值才可以看成是和缺口根部曲率半径无关的材料常数。一般说来,材料强度级别越高,缺口顶端变形和钝化的能力越有限,所以缺口敏感因子随抗拉强度增高而变大。

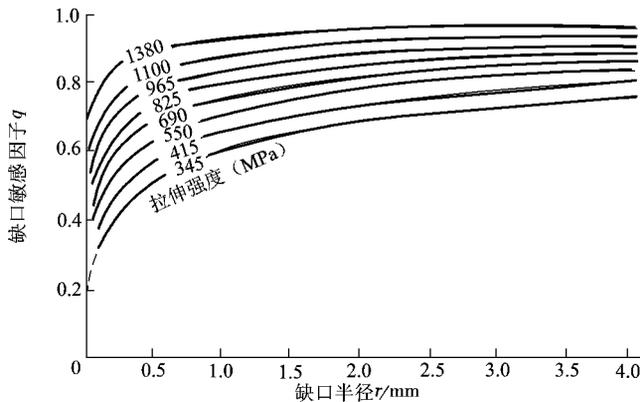


图 缘远 抗拉强度  $\sigma_b$  和缺口半径 r 对缺口敏感因子 q 的影响

### 缘缘 应力变动和累积损伤

结构的真实使用条件多是承受在一定范围内变动的负荷(应力)。所以,根据恒幅试验的数据来预测承受变化负荷构件的疲劳寿命是很有实际意义的。过去几十年中提出过许多累积和损伤理论,其基本思想都认为随着循环周次的增加,材质劣化,材料内部发生损伤,当损伤积累到某一数值时,材料固有的寿命或塑性耗尽,便导致材料的破坏。

假如认为疲劳损伤按线性规律累积,即 ①在某一应力水平下每一循环周次对材料内部造成的损伤是相同的;②材料在杂作用下循环灶周次所消耗的材料固有寿命晕的分数为灶,当应力由杂改变到杂时,则剩余的循环周次灶一定满足灶,越员灶,式中晕为材料在杂作用下的固有寿命。推广到一般情况,则线性累积损伤的表达式为

$$\sum \frac{N_i}{N} = 1$$

(续前)

式中： $N$  为各单独作用时所对应的破坏总周次(总寿命)； $N_i$  为各应力  $\sigma_i$  实际作用的周次。此式简称为 **西森普尔规则**。

显然线性的 **西森普尔规则** 认为, 在任一给定应力水平上, 损伤的积累速率与原先的载荷历史, 即与载荷幅的先后次序无关。实际上, 累积损伤与加载顺序是有关的, 而且随  $N$  呈非线性变化。例如, 在高载荷程序块之后出现低载荷程序块, 对光滑试样的试验数据显示为  $\sum \frac{N_i}{N} < 1$ 。这是由于高应力程序块缩短于裂纹形核阶段, 所以在随后的低应力程序块中, 最初的循环次数将会造成比恒载下预计更大的损伤(裂纹扩展)。图 5-10 所示是过载对光滑试样的有害影响。相反, 在先低后高的程序加载下, 观察到  $\sum \frac{N_i}{N} > 1$  的情况, 即低载对疲劳能起到延寿作用。

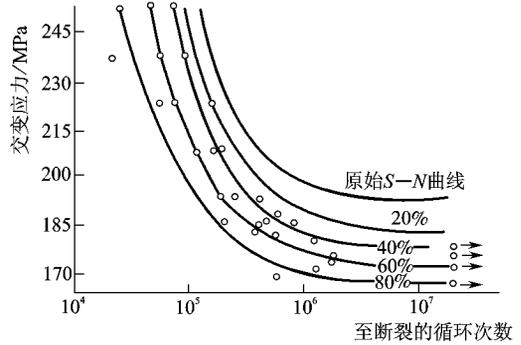


图 5-10 光滑试样在依原应力下, 经预计寿命的 20%、40%、60% 和 80% 的应力循环, 被降低的疲劳寿命曲线

## 5.3 低周疲劳

在低应力长寿命(高周疲劳)条件下, 材料的疲劳行为主要受控于其所受的名义应力水平, 疲劳行为的描述借助于  $\sigma-N$  曲线。相应地, 零件或结构的设计则依据疲劳极限或过载持久值。但是, 工程上经常有下列一些情况: 大多数工程构件都带有缺口、圆孔、拐角等, 当其受到周期载荷时, 虽然整体上尚处在弹性变形范围, 但在应力集中部位的材料已进入塑性变形状态。这时, 控制材料疲劳行为的已不是名义应力, 而是局部塑性变形区的循环塑性应变。此外, 还有些结构如飞机起落架、燃气涡轮发动机、高压容器、核反应堆外壳等, 所受应力水平较高, 疲劳寿命较短。如储罐, 若按每天充放料一次, 在  $10^4$  年内才经受  $10^4$  多次载荷循环。在这些情况下, 也是应力集中部位材料的循环塑性变形行为对结构的疲劳寿命起决定作用。上述这些循环塑性应变控制下的疲劳, 称为应变疲劳或低周疲劳。对材料低周疲劳行为的研究, 采用控制应变条件的疲劳试验, 对试验结果的描述则借助于应变—寿命( $\epsilon-N$ )曲线。

有些机器的零部件或构件, 有时受到很大的交变应力。如飞机在起飞和降落时, 相对于它在高空稳定飞行时(承受比较均匀的载荷), 其载荷幅度的变化是很大的; 压力容器也是这样, 也有周期的升压和降压, 这种运行状态虽然相对于整个机件的工作寿命是较短的, 但因承受的负荷较大, 即使在设计时的名义应力规定得只允许发生弹性变形, 但在缺口处甚至在有微裂纹处, 会因局部的应力集中, 使应力超过材料的屈服强度, 最终导致疲劳破坏。有的零件寿命只有几千次, 像飞机的起落架, 这种在大应力低周次下的破坏, 即谓之低周疲劳。

研究低周疲劳常采用控制应变的方法, 得到应变—寿命曲线, 即  $\epsilon-N$  曲线。这和高周疲劳不同, 后者得到的是  $\sigma-N$  曲线。采用控制应变的方法来研究低周疲劳, 方便之处是可

以用光滑试样的疲劳数据来预测缺口零件的疲劳寿命。因为零件缺口处的实际应力不容易计算,而缺口处的真实应变是可以测量的。同时,缺口处的塑性变形总是受周围广大弹性区约束,假如能找到一种方法或规则建立起缺口处的应力和应变的相互关系,就能预测缺口处的失效或破坏周次。而要想从光滑试样的疲劳性能推算缺口试样的疲劳寿命,就要模拟缺口处的应变随时间的变化,只要两者的应变历史特性相同,光滑试样和缺口试样的寿命就相同。因为在受应变控制的条件下,疲劳寿命仅决定于应变量。更进一步的研究还可以得知,当用应变控制法得出应变—寿命曲线时,光滑试样的疲劳寿命和材料的静强度可建立一定的关系,因而可以用材料的静强度数据来大致估算光滑试样的疲劳寿命。由于应变控制法得出的  $\epsilon$ — $N$  曲线有许多好处,因而凡属低周疲劳问题都可用应变控制。低周疲劳也就叫做应变疲劳了。而在高周疲劳范围内,由于试样主要产生的是弹性变形,塑性变形很小,用应变片也很难测量,这时仍采用  $\sigma$ — $N$  曲线。

### 缘缘 滞后回线

测定材料的低周疲劳特性的试验方法是用一组相同的试样,分别以不同的总应变幅  $\Delta\epsilon$  循环加载。以对称循环而言,应变幅度  $\Delta\epsilon$  可以从材料的屈服应变  $\Delta\epsilon_{\text{越}}$  左右的变化。如图 缘缘 所示,总应变幅包括弹性应变幅和塑性应变幅,即  $\Delta\epsilon$  越  $\Delta\epsilon_{\text{越}}$  垣  $\Delta\epsilon_{\text{孕}}$  或  $\Delta\epsilon$  越  $\Delta\epsilon_{\text{越}}$  垣  $\Delta\epsilon_{\text{孕}}$ 。由于应力、应变已超过弹性范围,所以与一个完整的载荷循环所对应的应力—应变曲线必然能围成一个封闭的回线,此回线称为滞后回线或滞后环。一般情况下,在加载初期,类似于 缘缘 效应,材料因载荷循环而出现循环硬化或循环软化,所以初期的滞后环并不封闭。

在继续循环中,这种不稳定过程会逐步趋于稳定,并使滞后环封闭。相应可测定稳定的应力半幅  $\Delta\sigma$ 。试验一直进行到试样疲劳断裂,给出相关的低周疲劳寿命  $N$ 。这样一来,一组试样分别用不同的  $\Delta\epsilon$  进行试验,可得到一组稳定的滞后环以及相应的  $\Delta\epsilon$ 、 $\Delta\sigma$  和  $N$  数据。它们就是低周疲劳试验的原始数据。

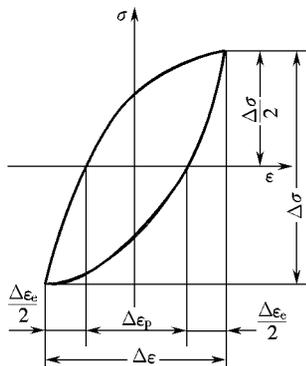


图 缘缘 材料在塑性变形下的循环加载滞后回线

材料在循环加载并进入弹性塑性状态下的稳定滞后回线如图 缘缘 所示。滞后环内的面积代表材料所吸收的塑性变形功,其中一部分以塑性变形能的形式储存在材料中,或以改变材料中结构的排列(如高聚物分子链的重新排列,并引起熵的变化),剩下的部分则以热的形式向周围环境散逸。由图可见,滞后回线的弹性应变范围  $\Delta\epsilon_{\text{越}}$  可由下式给出:

$$\Delta\epsilon_{\text{越}} \text{ 越 } \Delta\sigma \text{ 越 } \epsilon \tag{缘缘}$$

式中  $\Delta\sigma$  为应力范围;  $\epsilon$  为弹性模量。塑性应变范围  $\Delta\epsilon_{\text{孕}}$  则可由总应变范围  $\Delta\epsilon$  中减去  $\Delta\epsilon_{\text{越}}$  得到,即

$$\Delta\epsilon_{\text{孕}} \text{ 越 } \Delta\epsilon \text{ 原 } \Delta\sigma \text{ 越 } \epsilon \tag{缘怨}$$

当  $\Delta\epsilon_{\text{孕}} \rightarrow \infty$  时,滞后回线收缩为一条直线,相当于高周疲劳

循环加载中的  $\sigma$ — $\epsilon$  关系。

### 5.2.1 循环硬化和循环软化

循环加载初期,材料对循环加载的响应有一个由不稳定向稳定过渡的过程。此过程可分别用在应力控制下的应变—时间( $\epsilon$ — $t$ )函数(图 5-29)或在应变控制下的应力—时间( $\sigma$ — $t$ )函数(图 5-30)给出。以图 5-29 为例,循环硬化和软化反映在滞后回线的变化分别如图 5-31 和图 5-32 所示。一般说来,在控制应变幅恒定的情况下,对原始状态较软的材料

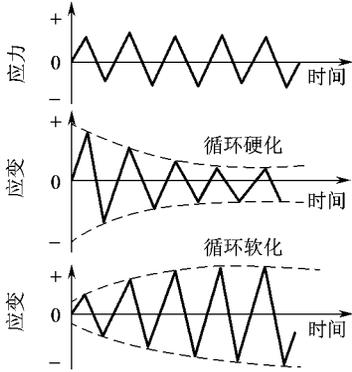


图 5-29 应力控制下的材料循环特性

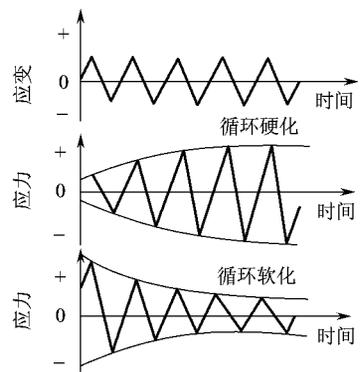


图 5-30 应变控制下的材料循环特征

料,在循环加载时会产生塑性变形抗力随着加载周次增加,是硬化现象;反之,对原始状态为强度或硬度较高的材料,会发生变形抗力随周次的增加而降低,就是软化现象。经验表明,通常在循环几十到几百周次大都趋于稳定,这时才能测定应力幅  $\Delta\sigma$ 。

有必要指出,在恒应力幅循环加载下,材料发生循环软化是危险的。因为这时应变幅将连续增大,可引起受载构件的过早断裂。相反,在恒应变幅循环条件下,如果材料是循环硬化型的,则材料所受应力幅越来越高,也可引起受载构件的早期断裂。

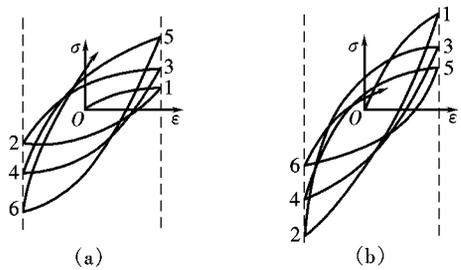


图 5-31 恒定应变时滞后回线形状  
(a) 循环硬化 (b) 循环软化

### 5.2.2 循环应力—应变曲线

一般说来,材料在循环加载下的应力—应变曲线和一次加载下的应力—应变曲线不同。所以,循环应力—应变曲线是描述材料循环特性的重要工具之一。如图 5-33 所示,循环  $\sigma$ — $\epsilon$  曲线就是各稳定滞后回线的顶点的连线。

循环  $\sigma$ — $\epsilon$  曲线可用类似静拉伸流变曲线的  $\sigma$ — $\epsilon$  关系来描写,即

$$\frac{\Delta\sigma}{\sigma} = k \left( \frac{\Delta\epsilon}{\epsilon} \right)^n \quad (5-3)$$

式中: $k$ 为循环强度系数; $n$ 为循环硬化指数,对大多数金属材料, $n$ 为 0.05~0.15,与静拉伸  $\sigma$ — $\epsilon$  关系相似,用总应变幅给出的循环应力—应变曲线可写成

$$\Delta\epsilon = \frac{\Delta\sigma}{k} \left( \frac{\Delta\epsilon}{\epsilon} \right)^{\frac{1}{n}} \quad (5-4)$$

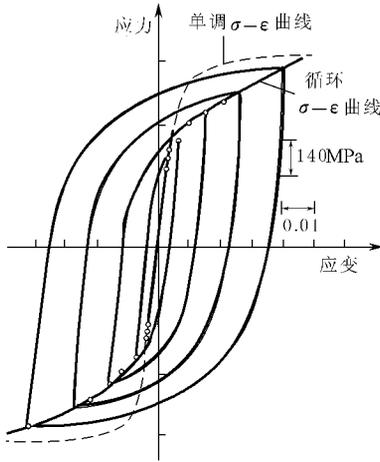


图 缘圆 缘 低碳钢的一组稳定的滞后回线和循环应力—应变曲线

### 缘圆 缘 应变—寿命曲线

应变—寿命曲线和循环应力—应变曲线都是衡量材料低周疲劳特性的曲线。

在材料的低周疲劳试验中,试样的失效寿命 晕 可以有不同的规定:试样断裂,或者稳定载荷幅值下降到一定百分比(如 缘 或 员缘),或出现某种可测长度裂纹等。所以,在对比不同材料的疲劳寿命特性时,应注意所采取的规定的一致性。

低周疲劳的应变—寿命(Δε—晕)曲线通常用总应变半幅(Δε 责)和循环变向次数(圆 越)在双对数坐标上表示(图 缘圆 缘)。经验表明,把总应变半幅(Δε 责)分解为弹性应变半幅(Δε 越)和塑性应变半幅(Δε 责)时,二者与循环反向次数(圆 越)的关系都可近似用直线表示。

Δε 责—圆 越的关系可近似用下式给出:

$$\Delta \epsilon_{\text{责}} \text{—} \text{圆 越} \text{ (} \sigma_{\text{越}} \text{—} \text{圆 越)} \text{—} \text{圆 越} \text{ (缘圆 缘)} \quad (缘圆 缘)$$

式中:σ<sub>越</sub>为圆 越时直线的截距,称为疲劳强度系数,由于圆 越相当于一次加载,所以可粗略地取σ<sub>越</sub>(静拉伸的断裂应力);遭为直线的斜率,称为疲劳强度指数,遭~原圆缘

Δε 责—圆 越关系一般用 酝 的经验方程写出

$$\Delta \epsilon_{\text{责}} \text{—} \text{圆 越} \text{ (} \epsilon_{\text{越}} \text{—} \text{圆 越)} \text{—} \text{圆 越} \text{ (缘圆 缘)} \quad (缘圆 缘)$$

式中:ε<sub>越</sub>为圆 越时直线的截距,称为疲劳塑性系数,同理,也可取ε<sub>越</sub>(静拉伸的断裂应变);糟为直线的斜率,称为疲劳塑性指数,糟~原圆缘~原圆苑

这样一来,Δε 责—圆 越关系成为

$$\frac{\Delta \epsilon_{\text{越}}}{\text{圆 越}} \text{—} \frac{\Delta \epsilon_{\text{责}}}{\text{圆 越}} \text{—} \frac{\sigma_{\text{越}}}{\text{圆 越}} \text{—} \text{圆 越} \text{ (缘圆 缘)} \text{—} \text{圆 越} \text{ (缘圆 缘)} \quad (缘圆 缘)$$

此式可看成是 杂—晕曲线和 酝—圆 越曲线的叠加(图 缘圆 缘),它既反映长寿命的弹性应变—寿命关系,又反映短寿命的塑性应变—寿命关系。当 晕~员周次时,Δε<sub>责</sub>→圆Δε也很小,难以进行控制应变的试验,因而一般在长寿命区实际上是控制应力的试验结果。

不同金属材料Δε 责—圆 越曲线有一个共同的交点,对应的应变值约为圆圆。在交点的右侧即低幅循环时,强度越高的材料其疲劳寿命越长。

在图 缘圆 缘中,曲线Δε 责—圆 越与Δε 越—圆 越相交,交点所对应的寿命称为过度疲劳寿命 圆 越。

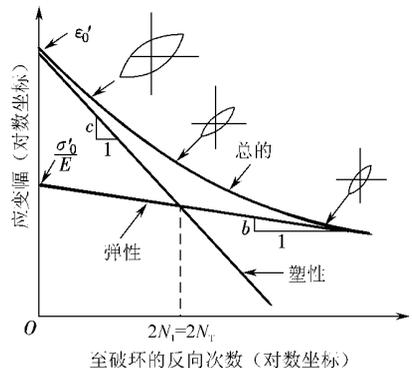


图 缘圆 缘 应变—寿命曲线

此时  $\Delta\epsilon_{\text{弹}} > \Delta\epsilon_{\text{塑}}$ , 可以认为在  $N_{\text{弹}}$  时, 弹性应变幅造成的损伤(或对疲劳的贡献)与塑性应变幅造成的损伤(或对疲劳的贡献)相等。当寿命  $N_{\text{弹}} \approx N_{\text{塑}}$  时  $\Delta\epsilon_{\text{弹}} \approx \Delta\epsilon_{\text{塑}}$ , 塑性应变幅在疲劳过程中起主导作用, 若  $\Delta\epsilon_{\text{弹}} < \Delta\epsilon_{\text{塑}}$  则  $\Delta\epsilon_{\text{塑}}$  可以略去不计, 于是式(5-1)就简化成式(5-2)。这说明, 对于  $N_{\text{弹}} \approx N_{\text{塑}}$  的疲劳, 疲劳抗力主要取决于材料的塑性。在  $N_{\text{弹}} > N_{\text{塑}}$  的情况下  $\Delta\epsilon_{\text{弹}} > \Delta\epsilon_{\text{塑}}$ , 弹性应变幅在疲劳过程中起主导作用。在这一寿命范围内, 材料的疲劳抗力主要取决于材料强度。有人以  $N_{\text{弹}}$  作为划分高周疲劳与低周疲劳的界限,  $N_{\text{弹}} > N_{\text{塑}}$  者为高周疲劳,  $N_{\text{弹}} < N_{\text{塑}}$  者为低周疲劳。

过度疲劳寿命  $N_{\text{塑}}$  是评定材料疲劳行为的一项重要性能指标。研究表明,  $N_{\text{塑}}$  是与材料强度密切相关的性能。在强度很高时,  $N_{\text{塑}}$  很低,  $N_{\text{塑}}$  为几十至几百周次, 这意味着对于高强度状态的材料, 即使寿命并不很长, 也已具有高周疲劳的性质。相反, 对于低硬度高塑性材料,  $N_{\text{塑}}$  可达  $10^6 \sim 10^7$  周次, 对于多数调质状态的钢材就是这种情况, 则只有寿命足够长, 当  $N_{\text{塑}}$  高于相应的  $N_{\text{弹}}$  时, 才属于高周疲劳。从性质上区分高周或低周疲劳的意义在于寻找合理的提高疲劳抗力的途径。如对于抗低周疲劳设计, 则应改善材料的塑性, 以低周疲劳试验结果为依据处理; 反之亦然。

## 5.2 热疲劳

在低周疲劳破坏中, 还有由热应力或热应力和机械应力共同作用下引起疲劳的情况, 如锅炉、蒸汽或燃气发动机中的一些构件以及热作模具等, 即是在这种加载条件下工作的。当材料受温度循环变化时, 因其自由膨胀和收缩受到约束而产生循环应力或循环应变, 最终导致龟裂而破坏的现象称为热疲劳。

如图 5-1 中, 长度为  $L$  的杆, 两端固定, 温度由零上升到  $T$ 。若假设杆为两端自由的, 线膨胀系数为  $\alpha$ , 则杆的伸长

$$\Delta L = \alpha L T$$

由于杆的两端固定, 使杆不能自由伸长, 故以上伸长量成为杆的压缩变形量, 其压变

$$\epsilon = -\frac{\Delta L}{L} = -\alpha T$$

设材料的弹性模量为  $E$ , 则由于温度升高而产生的压应力

$$\sigma = E \epsilon = -E \alpha T$$

这时, 即使不加外力, 物体也产生应力。这种应力称为热应力。

在零件和构件中产生热应力的原因很多, 包括: ①零件的热膨胀或冷收缩受外界约束; ②两组装件之间有温差; ③某一零件中有温度梯度; ④线胀系数不同的材料相组合。

再来观察图 5-1, 如杆加热到温度  $T$  后被固定起来, 则当杆冷却时在杆中便产生拉应力。如果这个应力很大, 杆就可能产生塑性变形。当温度冷却到  $T_0$  (或  $T_0 \approx T_0$ ) 时, 应力和应变状态相当于图 5-1 中的点  $A$ 。如将杆再加热到温度  $T$ , 应力—应变的迟滞回线就达到图上的  $B$  点。若反复施加这样的温度循环, 就可画出迟滞回线  $A-B-A-B-A-B-A$ , 最后发生热疲劳。

当一个零件或构件反复经受温度不均匀分布的变化时, 可以观察到因热疲劳而出现的裂纹。热疲劳纹是从表面开始的。裂纹形成之前, 试样缺口根部附近首先发生不均匀的塑

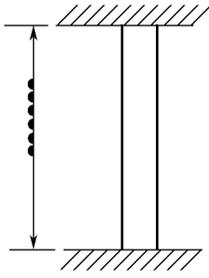


图 缘缘 两端固定限制变形的杆

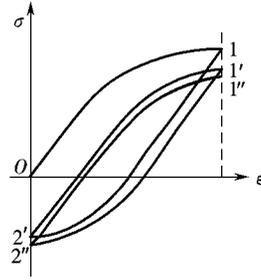


图 缘缘 热疲劳的迟滞回线

性应变,产生一些微细的凹凸,再在塑性应变最剧烈的局部相继形成一些楔形微裂纹。裂纹中充满了氧化、腐蚀产物。此后,其中有一条微裂纹逐渐发展成主裂纹,其他微裂纹因热应力松弛不再扩展或扩展很慢。

### 缘缘 疲劳裂纹扩展

由第 猿章中的分析可知,当构件中存在裂纹并且外加应力达到临界值时,就会发生裂纹的失稳扩展,结构破坏。不过,在绝大多数情况下,这种宏观的临界裂纹是零件在循环载荷作用下由萌生的小裂纹(如由缺口处)逐渐扩展而成的,此即所谓亚临界(稳态)裂纹扩展过程。从预防发生破坏的意义上说,这类过程的研究颇为重要。因为,如果零件中有一个大到足以在服役载荷下立即破坏的裂纹或类似缺陷,则这类缺陷完全可能被无损检测手段发现,从而在破坏前就被修理或报废。所以,讨论工程材料疲劳裂纹扩展过程的规律和影响因素是保证结构安全运行的重要课题。

#### 缘缘 应力、裂纹长度与疲劳裂纹扩展的关系

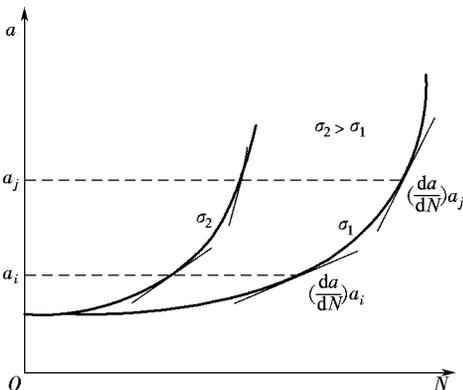


图 缘缘 裂纹扩展规律的示意图

在给定负荷下,一个含裂纹的试样或零件的裂纹扩展会越来越快。所以,对于一个工程结构(通常在较低应力水平下服役),其循环寿命的绝大部分消耗在裂纹很小甚至不能检查出来的初期扩展阶段。图 缘缘是裂纹扩展的示意图。由图可见,应力水平越高,裂纹扩展越快,裂纹尺寸越大,裂纹扩展越快。

如果把裂纹扩展的每一微小过程看成是裂纹体小区域的断裂过程,则设想应力强度因子幅度 ΔK 是疲劳裂纹扩展的控制因子是合理的。这就是最早由 孛等人提出的经验方程

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^m$$

(缘缘)

式中:  $\frac{da}{dN}$  为裂纹扩展速率; C 分别为与材料和环境有关的常数。

应该指出,孛公式只适用中等应力强度 ΔK 水平的疲劳裂纹扩展,其全过程通常如图 缘缘所示。在双对数坐标中,孛-ΔK 关系曲线可分为三个区域。在 I 区,当 ΔK 小于

某临界值  $\Delta K_{th}$  时, 疲劳裂纹不扩展, 所以  $\Delta K_{th}$  叫疲劳裂纹扩展的门槛值。不过, 实际上  $\Delta K_{th}$  是在  $\Delta K_{th}$  左右规定的  $\Delta K$  值。

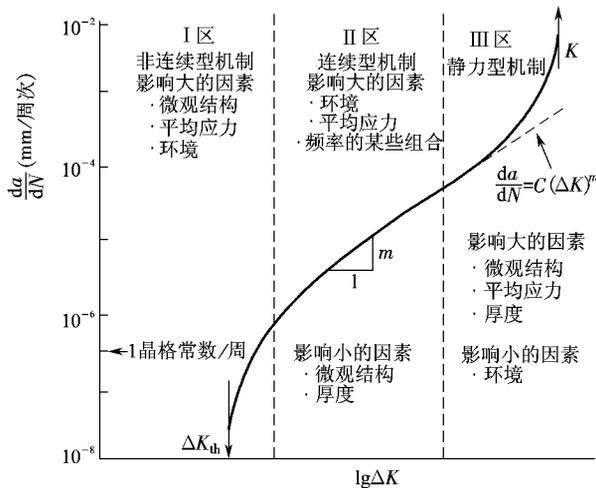


图 5-10 疲劳裂纹扩展速率  $\Delta K$  关系

当  $\Delta K$  跃过  $\Delta K_{th}$  时, 裂纹扩展速率急剧增长, 很快进入第 II 区。一般  $\Delta K_{th}$  值是材料  $\Delta K_{th}$  值的函数。钢的  $\Delta K_{th}$  约在  $10 \sim 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{cm}}$ , 铝合金的  $\Delta K_{th}$  约在  $10 \sim 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{cm}}$ 。 $\Delta K_{th}$  值对组织、环境及应力比都很敏感。在 II 区,  $\Delta K$  与  $\Delta K_{th}$  才满足 Paris 公式。试验数据证明,  $\Delta K$  可在  $10 \sim 100$  范围内变动, 多数情况下  $\Delta K$  越圆, 进入第 III 区后, 裂纹扩展速率再次加快, 当  $\Delta K$  达到  $\Delta K_{th}$  时, 试样断裂。所以, III 区与材料的断裂韧性有关。在疲劳损伤容限设计中, 如要估算裂纹扩展寿命, 则 III 区的扩展占重要地位。

### 5.3.2 疲劳裂纹扩展寿命的估算

有裂纹零件的寿命是由疲劳裂纹扩展速率决定的, 可通过断裂力学方法进行估算。一般先用无损探伤方法确定初始裂纹长度  $a_0$  及其形状、位置和取向, 再根据材料的断裂韧性  $K_{Ic}$  确定临界裂纹尺寸  $a_c$ , 然后根据裂纹扩展速率的表达式计算从  $a_0$  到  $a_c$  所需的循环周次。所以, 从这个意义上说, 这种寿命是零件有初始裂纹  $a_0$  后的剩余寿命, 而且必要时还要考虑零件受服役的温度、环境介质、加载频率及过载等的影响。

在 Paris 公式有效的范围内, 若取  $\Delta K$  为  $\Delta\sigma\sqrt{\pi a}$  则有

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta\sigma\sqrt{\pi a})^m$$

所以

$$\frac{da}{a^{m/2}} = C\pi^{m/2}(\Delta\sigma)^m dN$$

当  $m \neq 2$  时, 有

$$\frac{2}{2-m} \left( \frac{a_c}{a_0} \right)^{(2-m)/2} = \frac{C\pi^{m/2}}{2-m} \left( \frac{a_c}{a_0} \right)^{m/2} \Delta\sigma^m N$$

(续前)

当  $m=2$  时, 有

$$\frac{d\Delta}{dN} = \frac{C(\Delta\sigma)^m}{\pi^m \sigma_s^m}$$

(续前)

下面举例说明如何具体运用断裂力学法估算疲劳寿命。假定一很宽的板相当于国产Q235冷轧板受到恒幅轴向交变载荷,名义应力 \$\sigma\$ 为 \$100\text{MPa}\$。这种钢的静强度 \$\sigma\_s\$ 为 \$235\text{MPa}\$。如钢板的原始裂纹不大于 \$0.5\text{mm}\$,试问疲劳寿命是多少?

在解答这个问题以前,有几个问题要搞清楚:①对这种零件和载荷,可用的应力强度因子表达式是什么?②用什么方程表达裂纹的扩展?③如何积分这个方程?④多大的 \$\Delta\$ 运值会引起断裂?⑤腐蚀和温度的影响如何?

现在首先假定不涉及腐蚀环境,钢板主要在室温下工作,裂纹扩展速率暂用 Paris 方程。因裂纹很短,可将板视为无限宽平板,对单边缺口轴向拉伸条件,其应力强度因子幅

$$\Delta K_I = \alpha \Delta \sigma \sqrt{\pi a}$$

本题需注意 \$\Delta\$ 运的计算,当 \$\sigma \ge \sigma\_s\$ 时 \$\Delta\$ 运越远;当 \$\sigma < \sigma\_s\$ 时 \$\Delta\$ 运越近,在压缩载荷时运值无定义,其裂纹面是闭合的,裂纹不会扩展。现本题 \$\sigma = 100\text{MPa} < \sigma\_s = 235\text{MPa}\$,起始裂纹长度 \$a\_0 = 0.5\text{mm}\$,则

$$\Delta K_I = 100 \sqrt{\pi \times 0.5} = 157 \text{MPa}\sqrt{\text{mm}}$$

因为 Paris 方程是可用的。最终裂纹长度 \$a\_f\$ 可在 \$\Delta K\_I = K\_{Ic}\$ 时得到。因为 \$\Delta\$ 运越近 \$\alpha\$ 越近,故

$$\Delta K_I = \frac{K_{Ic}}{\alpha}$$

即

$$\frac{K_{Ic}}{\alpha} = \frac{K_{Ic}}{\alpha} \left( \frac{a_f}{a_0} \right)^{1/2} \Rightarrow a_f = a_0 \left( \frac{K_{Ic}}{\alpha} \right)^2$$

因为

$$\frac{da}{dN} = \frac{C}{\pi^m} \left( \frac{K_{Ic}}{\alpha} \right)^{2m} = \frac{C}{\pi^m} \left( \frac{K_{Ic}}{\alpha} \right)^{2m} \left( \frac{a_f}{a_0} \right)^m$$

假定 \$a\_0 \ll a\_f\$ 则

$$\frac{da}{dN} \approx \frac{C}{\pi^m} \left( \frac{K_{Ic}}{\alpha} \right)^{2m} \left( \frac{a_f}{a_0} \right)^m$$

于是

$$\int_{a_0}^{a_f} da = \frac{C}{\pi^m} \left( \frac{K_{Ic}}{\alpha} \right)^{2m} \left( \frac{a_f}{a_0} \right)^m \int_0^N dN$$

可沿用 Paris 关于铁素体珠光体网裂纹扩展速率的经验方程,即取 \$C = 10^{-7}\$,虽然该方程 \$\sigma < \sigma\_s\$ 因为本例中压缩应力小, \$\sigma\$ 越近 \$\alpha\$ 越近所以影响不大,可以忽略。因此 \$\Delta\$ 运越近 \$\alpha\$ 越近,将数据代入上式,即得

$$\frac{1}{N} = \frac{1}{N_0} \left( \frac{a}{a_0} \right)^m \left( \frac{K_{Ic}}{K_{Ic0}} \right)^{-n} \left( \frac{K_{Ic}}{K_{Ic0}} \right)^{-m} \left( \frac{K_{Ic}}{K_{Ic0}} \right)^{-n}$$

讨论 ①假定  $\Delta K_{Ic}$  增加到  $n$  倍或减小到  $1/n$  即  $\Delta K_{Ic}$  越  $n$  倍或  $1/n$  倍, 代入上面计算的方程, 可知最终裂纹长度将分别为  $a_{终}$  越  $n$  倍或  $1/n$  倍, 最终寿命  $N_{终}$  越  $n^m$  倍或  $1/n^m$  倍。可以看出, 当  $\Delta K_{Ic}$  增加到  $n$  倍或减小到  $1/n$  倍时, 最终裂纹长度将增加到  $n$  倍或减小到  $1/n$  倍, 然而疲劳寿命却只改变不到  $n^m$  倍。

②假定板材中原始裂纹增至  $a_0$  倍, 则疲劳寿命将仅为  $1/n^m$  周次, 这说明初始裂纹对疲劳寿命的影响很大, 而断裂韧性即使有显著改变, 对疲劳寿命的影响也不大。不过在疲劳设计中, 仍希望选用断裂韧性较高的材料, 因为它有较大的临界裂纹长度。

## 5.3 疲劳裂纹萌生和扩展机理

在 5.1 节中曾讨论过在构件上已经有一条足够大的裂纹(在载荷作用下可用线弹性断裂力学描述, 即基本上满足小范围屈服条件)的疲劳裂纹扩展寿命的问题。然而, 在前面讨论中, 没有涉及裂纹萌生机理, 以及由萌生的微裂纹到可以用线弹性断裂力学描述的长裂纹之间的扩展问题(即所谓短裂扩展), 而这部分寿命在构件的疲劳总寿命中常常占有很大的份额。

### 5.3.1 疲劳裂纹的萌生

导致材料产生微裂纹的原因是多方面的。根据裂纹形成机制不同, 可以把材料中的裂纹分为本征裂纹和非本征裂纹两大类。其中, 本征裂纹指的是那些在材料制作过程引进的缺陷, 包括气孔、夹杂、分层以及在烧结过程中由于各向异性热膨胀、相变等原因导致的内部裂纹, 甚至异常长大的晶粒等; 非本征裂纹则是那些在材料加工、运输、装配及使用过程中由于外力及环境作用而产生的缺陷, 以及在使用过程由于相变、蠕变、热冲击、腐蚀、氧化等原因而产生的其他缺陷等。

金属材料疲劳裂纹起源于应变集中的局部显微区域, 即所谓疲劳源区。尽管塑性应变的主要方式都是滑移, 但与单调塑性应变时滑移分布比较均匀不同, 循环塑性应变的滑移局限于某些晶粒内, 而且滑移带较细。这种滑移首先在试样表面形成, 然后逐渐扩展到内部, 形成所谓“驻留滑移带”, 这是因为它一旦形成, 即使用表面抛光的办法也不能根除。当表面驻留滑移带形成后, 由于不可逆的反复变形, 便在表面形成“挤出带”和“侵入沟”。通常认为其中的侵入沟将发展成为疲劳裂纹的核心。关于由表面滑移带如何形成挤出带和侵入沟, 有很多模型, 这里仅以其中的宰德模型作为示例(图 5-3)加以说明。当两个滑移系交替动作时, 在一个循环周次之后, 便可分别形成一个挤出带和一个侵入沟。随着循环周次增加, 挤出带更凸起, 侵入沟更凹进。

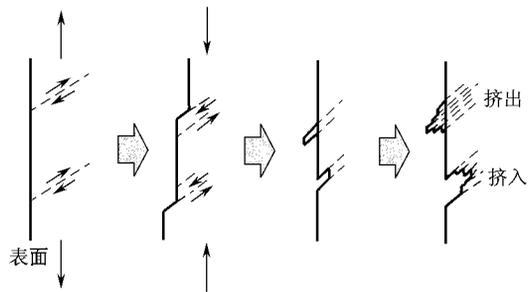


图 5-3 宰德的侵入和挤出模型

许多实验证实, 疲劳裂纹的形成与位

错交滑移的难易程度有关。容易交滑移的单相合金,也容易形成疲劳裂纹。至于侵入沟是否就是显微裂纹,在试验上还难以鉴别。所以,把显微裂纹看成是由位错运动时异号位错相消形成空位,空位聚集成微裂纹,也许更容易被认为是一个有道理的形核机制(图 2-19)。

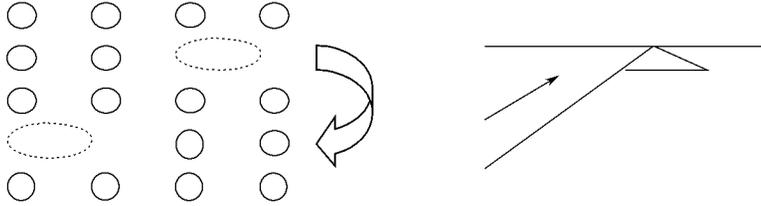


图 2-19 异号位错相消,空位聚集成微裂纹

共价键型陶瓷的原子半径小,原子间距离较短,并且具有较高的抵抗位错运动的力。其滑移系的工作不仅取决于晶体几何学因素,而且受到离子间静电作用力的制约。所以,常温下陶瓷材料中不可能有位错机制控制的裂纹成核。多晶体内晶体之间的弹性和热性各向异性引起的内应力,可能是裂纹成核的动力。

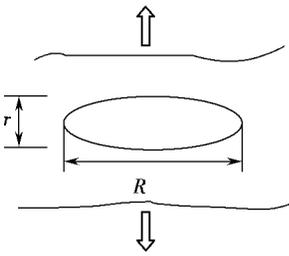


图 2-20 气孔模拟为椭球形孔洞

气孔总是不可避免地存在于所有材料中。尽管气孔的形状可能千差万别,但由于一般都比较小,而且大多数气孔又都是封闭气孔,因此可以把它近似处理为一个处于无限大弹性体中的椭球形孔洞,如图 2-20 所示。

令椭球体的半长轴为  $R$ ,半短轴为  $r$ ,则当弹性体外边界处受到均匀拉伸应力  $\sigma_{\text{外}}$  作用时,根据弹性力学理论,该弹性体内产生的最大拉应力应该出现在椭球形孔洞边缘与长轴相切的位置处,方向与外加应力方向一致,大小为

$$(\sigma_{\text{孔}})_{\text{max}} = \sigma_{\text{外}} \left( \frac{R}{r} \right) \quad (2-10)$$

由于材料内部的气孔一般都具有较小的  $R/r$  值(实际上一般习惯地把气孔近似为球形,即  $R/r=1$ ),因此由式(2-10)可知,气孔导致的应力集中效应通常并不显著,在外加应力水平较低的情况下,气孔本身作为一种体缺陷通常并不可能成为导致材料破坏的最直接的原因。也就是说,气孔一般不能单独作为裂纹来看待。

但是,如果气孔附近区域中存在其他显微结构缺陷,情况就有所不同了。一个典型的例子是,当一个球形气孔处于三晶界处时,相对于晶粒内部两个原子面之间的结合力而言,两个晶粒的界面间的结合力要弱得多,这时由于气孔导致的局部应力  $(\sigma_{\text{孔}})_{\text{max}}$  就有可能克服晶界间的结合力,从而使晶界产生松动,相当于在气孔边缘诱发了一条尖锐的裂纹,大大提高了气孔附近区域的应力集中程度,从而使这个局部区域成为材料中的最薄弱区域。

与气孔一样,夹杂也是材料中常见的一类显微结构缺陷。夹杂导致的裂纹成核可从两个方面认识。首先,在材料制备过程中,由于夹杂物与基体材料间热膨胀及弹性变形的失配,夹杂物与基体界面附近将产生显著的残余内应力,如果失配程度较大,就可能产生微开裂现象。其次,即使微开裂现象在材料制备过程中没有发生,但在材料的工作过程中夹杂物与基体界面附近的残余内应力将对外加应力起到一个补充作用,从而诱发裂纹成核。

材料在与环境中存在的微颗粒之间发生接触或撞击的过程中,其表面通常会产生局部的不可逆变形和(或)微开裂。这种现象称为接触损伤现象。它在材料的切削、磨削、钻孔等

各种形式的机加工过程中最为常见,在材料运输、装配、使用甚至放置过程也有可能发生。有人研究过新制备的材料表面,用手触摸就能使强度降低约一个数量级;从几十厘米高度落下的一粒沙子就能在玻璃表面形成微裂纹。直径为 0.1mm 的玻璃棒,在不同情况下测得的强度见表 5-1。

表 5-1 不同表面情况对玻璃强度的影响

表面情况	强度/MPa
刚制得	100
受沙子严重冲刷后	10
用酸腐蚀除去表面缺陷后	100

接触损伤经常遇到的几种典型情况可用图 5-1 的模型表示。图 5-1(a) 中,一个很小的球形灰尘粒子(多为石英类粒子)以不断增大的载荷压在光滑的材料表面上。材料由于这一接触过程产生的最大拉应力可能不足以达到材料的断裂强度,但当这样的石英粒子存在于玻璃样品下表面与支撑该样品的水平面之间的话,就很容易达到材料的断裂强度。事实上,空气中的灰尘粒子一般都以一定的速率(小颗粒的布朗运动以及大颗粒由于重力作用而产生的加速降落)因而灰尘粒子与样品的接触确切地说应该是一个碰撞过程,如图 5-1(b) 所示。而且由于接触方向性的影响,这一过程中所产生的接触力通常是既有垂直分量,又有切向分量(图 5-1(c))。

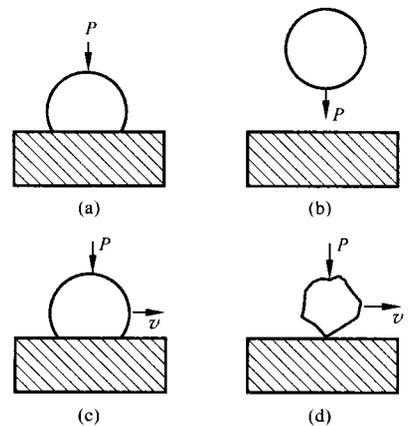


图 5-1 接触损伤模型  
(a) 单向接触 (b) 单向碰撞 (c) 双向接触  
(d) 与尖锐粒子的接触

最后一种情况如图 5-1(d) 所示,空气中典型颗

粒的形状必然是不规则的,有可能以锐角与样品表面接触。这种尖锐形状会在接触区造成更为显著的应力集中效应,不但加剧了微裂纹的形成,而且还将进一步诱发一定程度的局部不可逆变形。这种情况与机加工过程中磨粒与工件的相互作用类似,将在摩擦磨损部分进一步讨论。

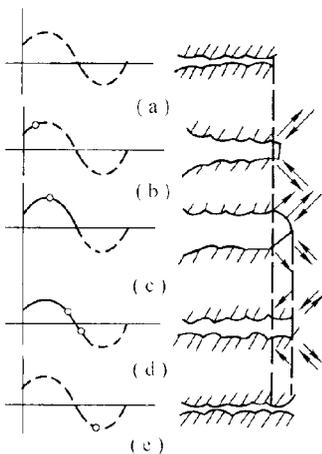


图 5-2 疲劳裂纹扩展模型  
(a) 裂纹处于闭合状态 (b) 裂纹张开,产生滑移 (c) 裂纹张开最大,表面被压拢 (d) 裂纹完全闭合

### 5.3 疲劳裂纹扩展的方式和机理

疲劳条纹的形成过程可以用 5-3 模型来说明,图 5-3(a) 所示是交变应力为零,循环开始时裂纹处于闭合的状态。拉应力增加到图 5-3(b) 所示值时,裂纹张开,且顶端沿最大切应力方向产生滑移。当应力继续增至图 5-3(c) 所示的最大值时,裂纹张开最大,相应的塑性变形范围也随之扩大。由于塑性变形,裂纹顶端钝化,应力集中减少,当应力反向时,滑移方向也改变,裂纹表面被压拢,如图 5-3(d) 所示。到

压应力为最大值时,裂纹便完全闭合,并恢复到这一周次的开始状态(图(1)),但裂纹却扩展了一个相当裂纹扩展速率数值的增量,而且模型显示,裂纹扩展主要是在拉应力的半周产生的。

## 2. 改善疲劳强度的方法

由于疲劳过程的复杂性,目前还很难给出获得最佳疲劳抗力的普遍适用原则。事实上,从疲劳裂纹形成和疲劳裂纹扩展的角度,通常可能对材料提出相互冲突的要求。例如,对一些具有致密结构的脆性、断裂型损坏材料,疲劳裂纹的扩展难以控制,疲劳损坏取决于裂纹的成核,欲提高其抗疲劳性能,可通过增加材料屈服应力或减小其晶粒尺寸控制其高的 $\Delta K_{th}$ 值,以控制其疲劳裂纹的产生,而对于那些具有疏松结构的塑性、损伤型材料,疲劳损坏取决于裂纹的扩展,则应适当降低其屈服应力和增加其晶粒尺寸。更多情况下,一般只能作某种适当的妥协或根据实际要求具体分析。

由于多数疲劳裂纹都在表面产生,所以任何提高表面强度的表面处理方法都会提高疲劳裂纹形成的抗力。表面处理方法大致有三类:①机械处理,如喷丸、冷滚压、研磨和抛光;②热处理,如火焰和感应加热淬火;③化学处理,如氮化和电镀等。

在上述诸方法中,喷丸处理在金属材料中使用较广。它可以在工件表面造成残余压应力,深度可达弹丸直径的1/3,最大压应力可以达到材料屈服应力之半。所以,喷丸处理对较高强度的合金方为有效。表层压应力的存在,部分抵消了外加交变应力中的拉应力分量,从而可大幅度提高疲劳裂纹萌生寿命。应当指出,喷丸处理仅对有应力梯度的构件有效,很少用于截面均匀承载的构件。这是因为残余应力在一定深度后转为拉应力,而基体材料的强度又显著低于已强化的表面材料,这就有可能使裂纹在一定深度的弹—塑性交界处产生而使表面强化不起作用。由此可见,表面强化主要用于改善有应力梯度(如缺口或受弯矩的)零件的疲劳抗力。另外,对于在低周疲劳下服役的零件,一般也不宜采用喷丸处理。因为大应力循环使局部进入塑性范围,残余压应力会很快消失。总之,喷丸处理一般只用于提高低应力水平的高周疲劳寿命。

## 3. 聚合物的疲劳

### 3.1 聚合物的 S-N 曲线和疲劳极限

聚合物的疲劳性能也用 S-N 曲线表示,见图(2)。I 区是高应力区;II 区是中应力区;III 区是低应力区。

图(2)是容易产生银纹的非晶态聚合物(聚苯乙烯)的疲劳行为。对于低应力下易产生银纹的结晶态聚合物的疲劳过程,出现以下现象:

- ① 疲劳应变软化而不出现应变硬化;
- ② 分子链间剪切滑移,分子链断裂,晶体精细结构发生变化;
- ③ 产生显微孔洞(配位缺陷);
- ④ 微孔洞复合成微裂纹,微裂纹扩展成宏观裂纹。

但是一般刚性聚合物的 S-N 曲线并不出现图(2)所示的三个阶段,而是如图(3)所示

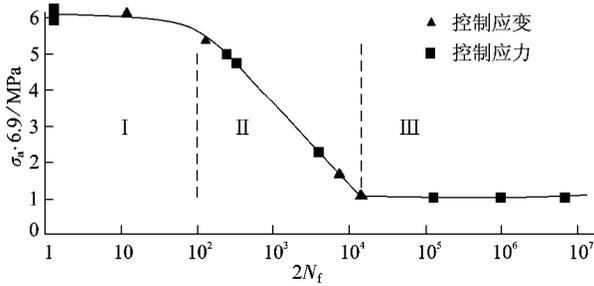


图 5-10 聚苯乙烯拉伸—压疲劳时的 S-N 曲线

示。

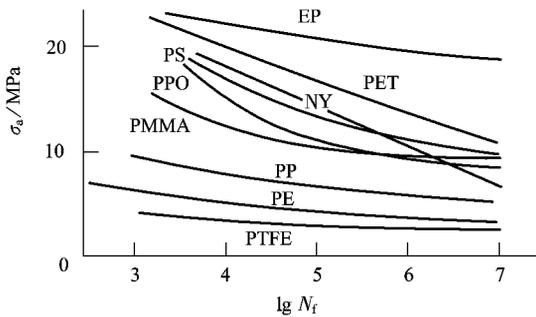


图 5-11 几种刚性聚合物的 S-N 曲线

### 5.3.1 聚合物的疲劳裂纹扩展

聚合物的疲劳过程,一般为疲劳应力引发银纹,然后转变为裂纹,裂纹扩展导致疲劳破坏。利用断裂力学来研究疲劳裂纹扩散问题是有效的。

聚合物的疲劳裂纹扩展试验结果表明,一般也符合 Paris 公式,即

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m$$

聚合物疲劳断口上,有两种条纹特征:一种是疲劳辉纹,它对应于每一周期交变应力作用下疲劳裂纹扩展值;另一种称为斑纹,它对应的疲劳裂纹不是连续的,而呈跳跃式扩展。

### 5.3.2 陶瓷材料的疲劳

随着工程结构陶瓷的发展和陶瓷在工程应用方面的日益扩大,构件的疲劳行为和可靠性已成为陶瓷工程研究的重要课题。陶瓷疲劳的含义与金属有些不同,金属疲劳主要指在长期交变应力作用下,材料耐用应力下降及破坏的行为。陶瓷疲劳含义更广,分为静态疲劳、循环疲劳和动态疲劳。静态疲劳相当于金属中的延迟断裂,即在一定载荷作用下,材料的耐用应力随时间下降的现象。动态疲劳是以恒定载荷速率加载,研究材料的失效断裂对加载速率的敏感性。

#### 5.3.2.1 静态疲劳

陶瓷静态疲劳是通过一定载荷下,陶瓷中裂纹扩展与寿命的关系进行研究的。通常用裂

纹顶端的应力强度因子  $K_I$  和裂纹扩展速率  $v$  的关系曲线表示。

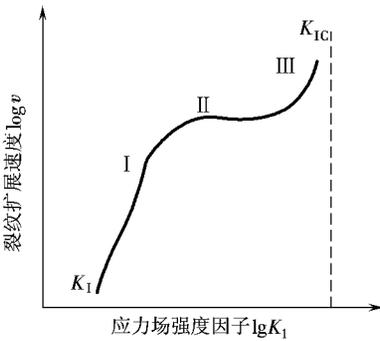


图 缘缘 陶瓷材料的  $K_I$ - $v$  增曲线

室温下典型的玻璃的  $K_I$ - $v$  增曲线,如图 缘缘 图中  $K_{Ic}$  为应力腐蚀应力强度因子临界值,  $v_c$  为断裂韧性。在  $K_I < K_{Ic}$  时,外加应力使裂纹扩展的驱动力小于裂纹扩展时的表面能,裂纹不扩展。

在区域 I 裂纹开始扩展,在此领域裂纹顶端的水蒸气引起  $H_2O$  的结合,这种应力腐蚀速率控制了裂纹扩展速率。在该区域中,裂纹扩展速率和应力强度因子  $K_I$  的关系可用下式表示:

$$v = C K_I^m$$

式中:  $C$  为材料常数,  $m$  又称为应力腐蚀指数。这个

公式是玻璃、陶瓷等材料寿命估算的基本公式。

在区域 II,裂纹顶端水分的扩散速率跟上了应力腐蚀速率,扩散速率控制了裂纹扩展速率,所以裂纹扩展速率变成了与  $K_I$  无关的恒定值。

在区域 III,腐蚀反应时由于材料内部缺陷等原因,使裂纹快速扩展,最后当裂纹顶端应力强度因子  $K_I$  达到材料断裂韧性  $K_{Ic}$  时,材料发生突然断裂。

### 缘缘 循环应力疲劳

由于陶瓷疲劳机理与金属疲劳机理的重大差别,在疲劳行为方面表现出以下显著差别。

- ①陶瓷材料对交变载荷不敏感,疲劳裂纹扩展速率强烈依赖于最大应力强度因子 ( $K_{Imax}$ ) 而应力强度因子幅 ( $\Delta K_I$ ) 影响较小。
- ②陶瓷断口中不易观测到疲劳条纹。
- ③对于金属材料,在  $S-N$  公式中  $m$  值一般在 3~10 很窄的范围。
- ④陶瓷材料不存在真正的疲劳极限,只有条件疲劳极限,并且陶瓷中疲劳强度的分散性远大于金属。
- ⑤金属中的疲劳门槛值  $\Delta K_{th} \ll K_{Ic}$ ,  $\Delta K_{th}$  值通常只有  $K_{Ic}$  的 1/10~1/5。
- ⑥基于陶瓷材料  $K_{Imax} \sim K_{Ic}$  的范围很窄,因而可以进行疲劳裂纹扩展试验的应力强度因子范围很窄。

## 复习思考题

员缘 什么叫低周疲劳和高周疲劳?为什么高周疲劳多用应力控制,低周疲劳多用应变控制?用应变控制进行低周疲劳试验有哪些优点?取得了哪些有价值的结果?

圆缘 什么是疲劳裂纹门槛值?哪些因素影响其大小?它有什么实用价值?

猿缘 提高零件的疲劳寿命有哪些方法?试就每种方法各举一应用实例,并对这种方法作具体分析。其在抑制疲劳裂纹的萌生中起有益作用,还是在阻碍疲劳裂纹扩展中有良好的效果?

源缘 说明材料在循环载荷下寿命预测的原理。

缘缘 比较疲劳裂纹扩展与临界裂纹扩展的异同。

缺口零件的寿命分析一般与材料的低周疲劳特性有关,为什么?

什么是热疲劳?说明其特点。

与金属相比,陶瓷与聚合物的疲劳裂纹扩展有何特点?

说明疲劳裂纹扩展曲线的三个区域的特点和影响因素。

中心裂纹板受垂直于裂纹的脉动应力  $\Delta\sigma$  的作用。已知板材的屈服强度  $\sigma_s$  与  $\Delta\sigma$  的关系为  $\Delta\sigma = \sigma_s \left( \frac{a}{a_0} \right)^m$  (  $a_0$  为塑性区尺寸),试估算中心裂纹板的循环寿命。

# 第 远章 材料在环境条件下的力学性能

前面几章主要介绍了材料在外加载荷作用下的力学行为和机理,而实际工程结构和零件总是在外加载荷和环境介质的联合条件下工作的。环境条件,如温度(低温、高温)、射线和介质(水、水蒸气、潮湿空气、腐蚀性溶液、有机溶剂、高温液(固)态金属等)对材料的力学性能往往有着重要的影响。将环境因素对材料力学性能的影响称为环境效应;把由环境效应造成的破坏称为环境断裂。

由于环境条件与应力的协同作用可以相互促进,加速材料的损伤、促使裂纹早期形成并加速扩展,因此在环境与应力共同作用下材料发生的破坏,常比它们的单独作用或者二者简单的叠加更为严重。于是把材料在应力和环境条件(化学介质、辐照等)的共同作用下引起材料力学性能下降、发生的过早脆性断裂现象称为材料的环境诱发断裂或环境敏感断裂(或称环境脆化)。

由于工程结构的受力状态是多种多样的(如拉伸应力、交变应力、摩擦力、振动力等),于是不同状态的应力与介质的协同作用所造成的环境敏感断裂形式也不相同。根据构件受力的状态,环境敏感断裂可分为应力腐蚀开裂(或称应力腐蚀)、腐蚀疲劳断裂(或称腐蚀疲劳)、腐蚀磨损(或称腐蚀磨损)和微动腐蚀(或称微动腐蚀)等。从破坏机理看,可分为裂纹顶端阳极极溶解引起的应力腐蚀断裂、阴极析氢引起的氢脆或氢致断裂(或称氢脆)、辐照损伤(或称辐照损伤)及在高温下与液态或固态金属接触时引起的液态或固态金属脆性(或称金属脆性)等。此外,还有因高速电子、中子、离子流辐射下引起的辐照损伤(或称辐照损伤)及在高温下与液态或固态金属接触时引起的液态或固态金属脆性(或称金属脆性)等。从材料种类看,既有金属材料的环境敏感断裂,也有玻璃、陶瓷和聚合物的环境敏感断裂;从环境介质的状态看,可以是气态(如潮湿空气)、液态(水溶液、有机溶剂和高温液态金属等),也可以是固态(如低熔点的涂层等)等。

随着近代工业,特别是航空、航天、海洋、原子能、石油、化工等工业的迅速发展,对材料力学性能的要求越来越高,而构件所接触的温度和环境介质条件更加苛刻。但是,强度高、耐腐蚀性好的材料常常对环境断裂更为敏感,所以近年来环境敏感断裂的事故频繁发生。由于环境断裂的涉及面广(力学、冶金学、电化学和材料学等)、机理较复杂且尚不甚清楚,加之其发生往往是没有预兆的,因此环境敏感断裂可能是最致命的损伤失效形式之一,日益受到设计人员和材料科学工作者的重视。

本章将首先阐述材料在腐蚀介质中的应力腐蚀断裂、氢致断裂、腐蚀疲劳断裂和腐蚀磨损脆性的特征、破坏机制和评价指标,然后再介绍辐照损伤、液(固)态金属脆性以及玻璃、陶瓷和聚合物的环境脆性等。而材料在不同温度下的力学行为已在 第 远章(低温脆性)中介绍过,或将在第 苑章(材料在高温条件下的力学性能)中进行讨论,故在本章中不予过多地涉及。

## 4.1 应力腐蚀断裂

### 4.1.1 应力腐蚀断裂的特点

材料或零件在应力和腐蚀环境的共同作用下引起的脆性断裂现象,称为应力腐蚀开裂。这里需强调的是应力和腐蚀的共同作用,并不是应力和腐蚀介质两个因素分别对材料性能损伤的简单叠加。因为仅就产生应力腐蚀的介质来说,一般都不算是腐蚀性的,至多也只是轻微腐蚀性的。如果没有任何应力存在,大多数材料在这种环境中都可认为是耐蚀的。另一方面,如单独考虑应力的影响,会发现产生腐蚀破坏的应力通常是很小的。在腐蚀介质不存在的条件下,这样小的应力是不会使材料和零件发生机械破坏的。应力腐蚀的危险性正在于它常发生在相当缓和的介质和不大的应力状态下,而且往往事先没有明显的预兆,故常造成灾难性的事故。

应力腐蚀开裂最早在黄铜弹壳中发现,因其易发生在夏季,被称为季裂(应力腐蚀)。随后查明这是一种应力腐蚀,介质是铵离子,应力是冷加工后的残余应力。20世纪 40 年代,又发现蒸汽机锅炉用碳钢的“碱脆”,这是低碳钢在高温浓碱溶液中的应力腐蚀。20 世纪初期发现了低碳钢在硝酸盐中的应力腐蚀以及铝合金在湿空气中的应力腐蚀,20 年代初发现了不锈钢在沸腾氯化物溶液中和镁合金在湿空气中的应力腐蚀。到 50 年代,随着高强度钢的广泛应用,发生了超高强度钢在水介质中的应力腐蚀断裂事故,从而应力腐蚀受到了广泛的重视。与此同时,随着钛合金在宇航工业中的应用,它们在热盐、甲醇等介质中的应力腐蚀也相继发现。

对这些现象的深入研究发现,应力腐蚀开裂常具有以下特征。

①造成应力腐蚀破坏的是静应力,远低于材料的屈服强度,而且一般是拉伸应力。拉伸应力越大,断裂所需的时间越短。最近的研究结果表明,在压应力作用下,在不锈钢、铝合金、铜合金中也会发生应力腐蚀断裂,但裂纹形核的孕育期要比拉应力腐蚀高 1~2 个数量级,且断口的形貌也与拉伸应力下不同。需要注意的是,应力可以是外加应力,也可以是焊接、冷加工、热处理或装配过程中产生的残余应力。最早发现的冷加工黄铜子弹壳在含有潮湿氨气介质中的腐蚀破坏,就是由于冷加工造成的残余拉应力的结果。

②应力腐蚀造成的破坏是脆性断裂,没有明显的塑性变形。

③对每一种金属或合金,只有在特定的介质中才会发生应力腐蚀。例如  $\alpha$  黄铜只有在氨溶液中才会腐蚀破坏,而  $\beta$  黄铜在水中就能破裂。又如奥氏体不锈钢在氯化物溶液中具有很高的应力腐蚀开裂敏感性(通常称为氯脆),而铁素体不锈钢,对氯化物溶液却不敏感。对应力腐蚀开裂敏感的材料—介质组合,见表 4-1。

表 4-1 对应力腐蚀开裂敏感的材料—介质组合

材 料	介 质
碳钢、低合金钢	硝酸盐水溶液、碳酸盐水溶液、液体氨、匀杂水溶液等
高强度钢	水介质、海水、匀杂水溶液、匀杂溶液等
奥氏体不锈钢	氯化物水溶液、高温水、海水、匀杂溶液、匀杂溶液等
马氏体不锈钢	海水、匀杂水溶液、匀杂溶液、匀杂溶液、匀杂溶液等



浓度(如质量分数为  $10^{-3}$ )时最为敏感;  $10^{-4}$  的浓度越低,产生应力腐蚀裂纹所需的温度就越高。除了  $10^{-4}$  外,在  $10^{-3}$  溶液中也能产生应力腐蚀,但在  $10^{-2}$  中应力腐蚀的敏感性较低。

一般认为,当碳含量为  $0.02\%$ (质量分数,下同)时碱脆敏感性最高,随着碳含量的降低(约  $0.01\%$ )或升高(约  $0.03\%$ )均使碱脆敏感性降低。

#### 奥氏体不锈钢在氯化物溶液中的应力腐蚀(氯脆)

奥氏体不锈钢在热氯化物溶液中的应力腐蚀开裂,是受到最广泛注意的典型应力腐蚀破裂例子。在实验室中,一般用沸腾的  $10^{-2}$ (质量分数)  $\text{NaCl}$  的水溶液作为介质研究奥氏体不锈钢的应力腐蚀。而实际工程的介质,如海水和工业用水中的  $\text{Cl}^-$  浓度虽然低得多,但局部沸腾或局部高温会导致  $\text{Cl}^-$  浓度浓缩而引发应力腐蚀破裂。另外,温度在  $40^\circ\text{C}$  以上时才发生应力腐蚀断裂,这是因为只有  $40^\circ\text{C}$  以上才发生  $\text{Cl}^-$  离子的浓缩。

介质中氧的浓度对应力腐蚀开裂也有重要的影响,氧浓度越高,引发应力腐蚀开裂所需的  $\text{Cl}^-$  浓度越低。实验结果表明,当氯化物浓度与溶解氧浓度的乘积达到  $10^{-4}$  时,会发生应力腐蚀破裂。

而铁素体不锈钢,一般在对奥氏体不锈钢应力腐蚀敏感的大多数介质中不发生应力腐蚀开裂。铁素体不锈钢的这种抗应力腐蚀敏感性与合金中  $\text{Cr}$  的质量分数有关。当  $\text{Cr}$  的质量分数为  $12\%$ (相当于  $18\%$  奥氏体不锈钢的  $\text{Cr}$  含量)时,应力腐蚀断裂的时间最短,敏感性最高(图 4-10);而合金中  $\text{Cr}$  的质量分数远离  $12\%$  时,合金对应力腐蚀开裂的敏感性降低。铁素体不锈钢不含  $\text{Cr}$ ,故比奥氏体不锈钢耐应力腐蚀开裂。

#### 铜合金在含氨水溶液中的应力腐蚀(氨脆)

应力腐蚀开裂在历史上最早是在黄铜弹壳中发现的。当时冷加工造成残余应力和热带夏季环境作用下产生裂纹的现象称做季裂。进一步研究查明,引起季裂的主要腐蚀介质是潮湿空气中的  $\text{NH}_3$ 、水和氨的混合物。在形成表面氧化膜的溶液中,黄铜的应力腐蚀是沿晶断裂;在不形成表面氧化膜的情况下,或者强烈冷变形的情况下,可能发生穿晶断裂。黄铜中  $\text{Zn}$  的质量分数低于  $15\%$  时,对应力腐蚀破裂不敏感。

引发黄铜应力腐蚀破裂的另一种常见的情况是农村中有机肥或氮肥经分解和溶解的水溶液,以及被氮的氧化物污染的潮湿空气。在这些环境中,极少量的  $\text{NH}_3$  就足以引发黄铜的应力腐蚀破裂。

### 4.1 应力腐蚀断裂的测试方法与评价指标

#### 光滑试样的测试方法与评价指标

早期对应力腐蚀开裂的研究,通常采用光滑试样在拉应力和化学介质共同作用下,依据发生断裂的持续时间来评定材料的抗应力腐蚀性能。

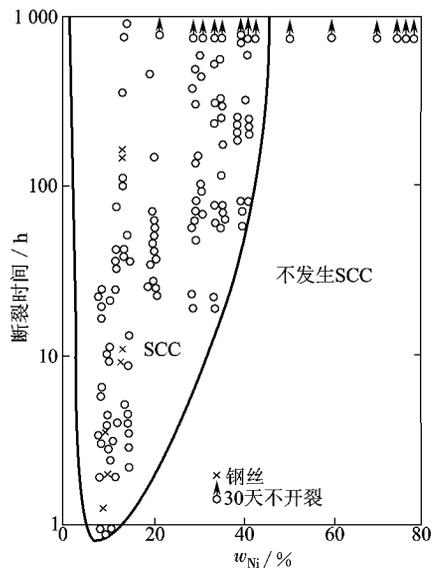


图 4-10 镍含量对不锈钢应力腐蚀开裂敏感性的影响

根据施加应力的方法不同,可分为恒载荷试验和恒应变试验。最简单的恒载荷试验,就是在腐蚀着的光滑平板或圆棒拉伸试件下端悬挂砝码或通过杠杆、液压系统、弹簧等施加拉伸应力。在恒应变试验中,试件通过塑性变形至预定的形态,应力来自加工变形产生的残余应力。这种方法使用的试件形状和手段很多,有环形、钹形、叉形和弯梁试件等。其优点是较符合实际情况,且试样和夹具简单而便宜,因此在工厂试验室中用得较多。

进行实验时,采用一组相同的试样,在不同的应力水平作用下测定其断裂时间,作出 $\sigma-t$ 曲线(图 透原)。断裂时间随着外加拉伸应力的降低而增加。当外加应力低于某一定值时,应力腐蚀断裂时间趋于无限长(图 透原),此应力称为不发生应力腐蚀的临界应力 $\sigma_{scc}$ 。若断裂时间随外加应力的降低而持续不断地缓慢增长,则在给定的时间下发生应力腐蚀断裂的应力作为条件临界应力 $\sigma_{scc}$ (图 透原)。据此临界应力来研究合金元素、组织结构及化学介质对材料应力腐蚀敏感性的影响。

有时,也可采用介质影响系数 $\beta$ 来表示应力腐蚀的敏感性。

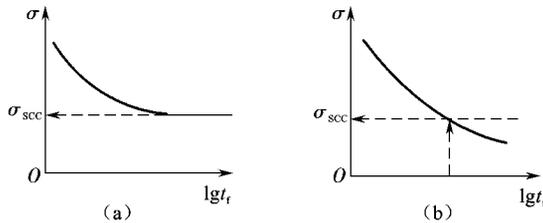


图 透原 光滑试样的应力腐蚀断裂曲线  
(a) 存在极限应力的情况 (b) 不存在极限应力的情况

$$\beta = \frac{\psi_{\text{空气}}}{\psi_{\text{介质}}} \quad \text{伊原田} \quad (透原)$$

式中 $\psi_{\text{空气}}$ 和 $\psi_{\text{介质}}$ 分别为在空气和介质中试验时试样的断面收缩率。

用应力腐蚀断裂曲线 $\sigma-t$ 和应力腐蚀破裂的临界应力 $\sigma_{scc}$ ,虽然能够较好地表示材料的应力腐蚀破裂敏感性,但由于这种方法所用的试样是光滑的,所测定的断裂总时间包括裂纹形成与裂纹扩展的时间。前者约占断裂总时间的 1/3,而实际机件一般都不不可避免地存在着裂纹或类似裂纹的缺陷。因此,用应力腐蚀破裂的临界应力指标 $\sigma_{scc}$ 不能客观地反映裂纹机件对应力腐蚀的抗力。另外,这种实验方法还存在如下的不足。

① 试验数据分散,有时可能会得出错误的结论。这是因为光滑试样的破坏包括了裂纹形成和裂纹扩展两个过程。而裂纹的形成受表面粗糙度、表面氧化膜等因素的影响很大,使得到的试验数据非常分散,甚至有时给人以假象。如美国海军研究实验室曾对高强度钛合金进行了应力腐蚀性能研究。当用光滑试样在 3.5% NaCl (质量分数) 溶液中(透原)进行应力腐蚀试验时,由于表面有一层致密的氧化膜,裂纹很难形成,断裂时间很长,以致人们认为这种合金将是潜艇外壳的新一代材料。可是当改用带裂纹的试样试验时,则在很短的时间内就断裂了。可见,这种材料对 3.5% NaCl (质量分数) 溶液实际上是很敏感的。

② 不能正确得出裂纹扩展速率的变化规律。因为这种传统的方法是以名义应力作为裂纹扩展驱动力的,它不能反映裂纹顶端的应力状态。只有把断裂力学引入应力腐蚀破裂的研究中后,这一问题才能得到解决。

③费时,且不能用于工程设计。

圆裂纹试样的评价指标

圆裂纹临界应力强度因子  $K_{Ic}$

将含裂纹的试样放在一定介质中,在恒定载荷或恒位移下,测定由于裂纹扩展引起的应力强度因子  $K_I$  随断裂时间  $t_f$  的变化关系,据此得出材料的抗应力腐蚀特性。断裂时间  $t_f$  随着应力强度因子  $K_I$  的降低而增加,当  $K_I$  值降低到某一临界值时,应力腐蚀断裂实际上就不发生了。这时的  $K_I$  值称为应力腐蚀破裂的门槛值,以  $K_{Isc}$  表示,如图 4-10 所示。

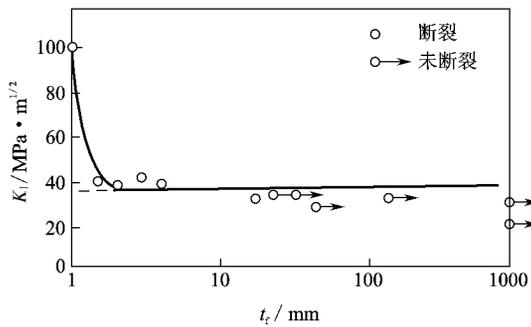


图 4-10 断裂时间  $t_f$  与  $K_I$  的关系曲线

对碳钢等合金在盐酸(质量分数)溶液中的应力腐蚀,其  $K_{Isc}$  越高越好。当初始  $K_I$  值为  $K_{Isc}$  时,仅几分钟试样就破坏了。但如果将  $K_I$  值稍微降低,则破坏时间会大大推迟。在此合金-介质体系中,  $K_{Isc}$  越高越好。

于是,通过对比可以发现:

①当  $K_I \approx K_{Isc}$  时,在应力作用下,材料或零件可以长期在腐蚀环境中安全使用而不发生破坏。

②当  $K_I > K_{Isc}$  时,在腐蚀性环境和应力共同作用下,裂纹呈亚临界扩展,随着裂纹不断增长,裂纹顶端的  $K_I$  值不断增大,达到  $K_{Ic}$  时即发生断裂。

③当  $K_I < K_{Isc}$  时,加上初始载荷后试样立即断裂。

对于大多数的金属材料,如高强度钢和钛合金等,在特定的化学介质中都有一定的门槛值  $K_{Isc}$ 。但有些材料如铝合金,却没有明显的门槛值。其门槛值可定义为在规定的试验时间内不发生腐蚀断裂的上限  $K_I$  值。一般认为,对于这类试验的时间至少要大于 1000 小时。在使用这类  $K_I$  数据时必须十分小心。特别是如果所设计的工程构件在腐蚀性环境中应用的时间比产生  $K_I$  数据的试验时间长时,更要小心。

圆裂纹扩展速率

由上可见,当应力腐蚀裂纹顶端的  $K_I$  跃过  $K_{Ic}$  时,裂纹就会不断扩展。单位时间内裂纹的扩展量称为应力腐蚀裂纹扩展速率,常用  $da/dN$  表示。

实验证明,  $da/dN$  与  $K_I$  有关。在  $da/dN$  与  $K_I$  的坐标图上,其关系曲线如图 4-11 所示。曲线可分为三个阶段:在第 I 阶段当  $K_I$  刚超过  $K_{Isc}$  时,裂纹经过一段孕育期后突然加速扩展,  $da/dN$  与  $K_I$  曲线几乎与纵坐标轴平行。对于某些材料,这部分曲线很陡。低于  $K_{Isc}$  值时,  $da/dN$  可以忽略不计。对铝合金来说,并不出现真正的门槛值,其第 I 阶段的斜率也较

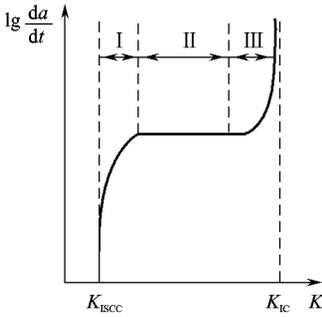


图 2-28 裂纹扩展速率与  $K$  的关系

小。在第 I 阶段,曲线出现水平线段,基本上与应力强度因子  $K$  无关,因为这时裂纹顶端发生分岔现象,裂纹扩展主要受电化学过程控制。到第 II 阶段,裂纹长度已接近临界尺寸,  $K$  又随  $K$  值的增加而急剧增大,这时材料进入失稳扩展的过渡区。当  $K$  达到  $K_{Ic}$  时,裂纹便失稳扩展至断裂。

预测裂纹构件的使用寿命

根据  $K_{Isc}$  和裂纹扩展速率  $da/dt$  能够评估构件的安全性和寿命。由于  $K < K_{Isc}$  时,构件是安全的,所以可以利用  $K_{Isc}$  计算出临界裂纹的长度  $a_c$ 。如果  $a < a_c$ ,则裂纹不扩展,可以不考虑应力腐蚀问题;如  $a > a_c$ ,则在工

作应力作用下裂纹会因应力腐蚀而不断扩展。此时,可以根据裂纹扩展速率来预测构件的使用寿命。

构件的寿命主要由  $da/dt$ - $K$  曲线上第 II 阶段决定。在第 II 阶段,  $da/dt$  近似为常数,即

$$\frac{da}{dt} = C \quad (2-29)$$

裂纹由  $a_0$  扩展到第 II 阶段终止时的裂纹长度  $a_c$  所需的时间

$$t = \frac{a_c - a_0}{C} \quad (2-30)$$

其中  $a_c$  可用第 II 阶段终止时的应力强度因子  $K_{Isc}$  再  $\sqrt{a_c}$  来计算,即

$$a_c = \left( \frac{K_{Isc}}{\sigma} \right)^2 \quad (2-31)$$

将计算出的  $a_c$  代入式(2-30),可计算出构件的寿命。由于未考虑裂纹扩展的第 I 阶段和第 III 阶段,这样算出的寿命是偏于安全的保守值。

预测裂纹试样的测试方法

1. 恒载荷法

目前测量  $da/dt$  最简单、最常用的是恒载荷的悬臂梁弯曲试验。试验的装置见图 2-29 所示。所用试样与预制裂纹的三点弯曲试样类似(可略长些)。将试样一端固定在机架上,另一端和一个力臂相连。力臂的另一端通过砝码进行加载,在预制裂纹的试样周围放置所研究的腐蚀介质。裂纹扩展时因外加弯矩保持恒定,故  $K$  增大。

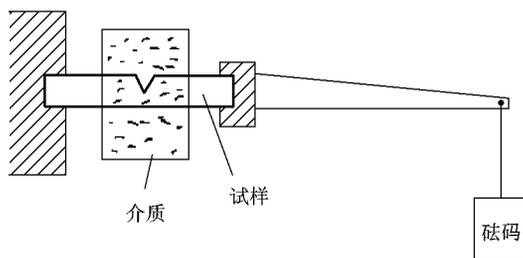


图 2-29 悬臂梁弯曲试验装置示意图

对悬臂梁试样, 裂纹顶端的应力强度因子可用下式表达:

$$K_{Ic} = \frac{3FL\sqrt{a}}{bh^2} \quad (4-27)$$

式中:  $K_{Ic}$  为应力强度因子;  $M$  为弯矩, 等于裂纹至加载点距离与载荷(砝码重量)的乘积, 加上力臂的分布力矩(力臂重心至裂纹处的距离乘上力臂的重量);  $b$  和  $h$  分别为试样的厚度和宽度;  $a$  为裂纹的长度。

进行  $K_{Ic}$  试验时, 测定数值是否有效, 取决于试样的尺寸和试验时间。试样尺寸也要像  $K_{Ic}$  试样一样满足平面应变要求。为此, 要求

$$a_{min} \geq \frac{2.5}{\sigma_{ys}}, \quad b_{min} \geq \frac{2.5}{\sigma_{ys}}, \quad \sigma_{ys} \geq \frac{K_{Ic}}{\sqrt{a}} \quad (4-28)$$

式中:  $a_{min}$  为最小裂纹长度;  $b_{min}$  为最小试样厚度;  $\sigma_{ys}$  为材料的屈服强度。另外, 测定材料  $K_{Ic}$  的试验时间不能太短, 否则该数据没有参考价值。表 4-28 是屈服强度为 1570 MPa 的高合金钢, 在模拟海水中的试验结果。所以为得到可参考的  $K_{Ic}$ , 对钛合金、钢和铝合金的试验时间应分别为 1000 min 和 1000 min。

表 4-28 试验时间对悬臂梁弯曲试样  $K_{Ic}$  的影响

持续时间 / min	表观的 $K_{Ic}$ / MPa $\sqrt{m}$
1000	1570
1000	1570
1000	1570

实验时保持一个恒定载荷直至试样断裂, 记下断裂时间  $t$ , 利用式(4-27)计算出初始应力强度因子  $K_{Ic}$ 。用若干个试样在不同的载荷下重复上述试验, 得到一系列的  $t$  和相应的  $K_{Ic}$ , 画出如图 4-29 所示的  $K_{Ic}-t$  曲线, 对应无限长断裂时间的  $K_{Ic}$  就是  $K_{Ic}$ 。实际测试中可以规定一个较长的截止时间(一般为 1000 min)作为确定  $K_{Ic}$  的基准。另外, 利用悬臂梁弯曲试验, 也可同时测出  $K_{Ic}$  曲线。

### 圆恒位移法

用螺栓对紧凑拉伸试样进行加载(图 4-30), 与试样上半部啮合的螺杆顶在裂纹的下表面上, 这样就产生了一个对应某个初始载荷的裂纹张开位移。用这种方法, 对试样进行加载, 并在整个试验过程中保持位移恒定。

当裂纹扩展时, 载荷逐渐下降。由于载荷下降对  $K_{Ic}$  的影响大于裂纹增大的影响, 因而使  $K_{Ic}$  不断减小,  $K_{Ic}$  相应减小, 最终将导致裂纹停止扩展(或  $K_{Ic}$  达到  $K_{Ic}$  自身), 此时  $K_{Ic}$  就是  $K_{Ic}$ 。

对恒位移试样, 裂纹顶端的应力强度因子

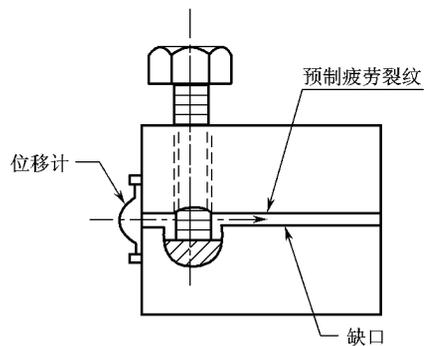


图 4-30 恒位移试验方法

$$Y_{\text{越}} = \frac{P}{\delta} \sqrt{\frac{a}{b}} \quad (2.10)$$

式中:  $P$ 为施加的载荷;  $a$ 为裂纹长度,即从加载螺钉中心线至裂纹顶端的距离;  $\delta$ 和  $b$ 分别为试样的厚度和宽度;  $Y_{\text{越}}$ 为形状因子函数。 $Y_{\text{越}}$ 的计算式如下:

$$Y_{\text{越}} = \frac{1.12 + 0.232 \frac{a}{b}}{1 - 0.083 \frac{a}{b}} \sqrt{\frac{a}{b}} \quad (2.11)$$

试验时,先用螺钉加载到所需的位移  $\delta$ ,然后放入特定的介质中,定期测量试样表面的裂纹长度,由此获得  $a$ - $\delta$ 曲线,再作  $a$ - $\delta$ 曲线的切线,就得  $Y_{\text{越}}$ 值。同时把这个  $Y_{\text{越}}$ 值代入式(2.10)就可获得相应的  $\sigma_{\text{越}}$ ,这样即可绘制出  $\sigma_{\text{越}}$ - $a$ 曲线。待裂纹完全停止扩展后,取出试样,并精确地测出止裂后的裂纹长度  $a_{\text{临}}$ ,代入式(2.10)就可得到临界应力场强度因子  $Y_{\text{越}}$ 。

恒载荷的悬臂梁法和恒位移法相比,各有其优缺点。用悬臂梁弯曲方法可得到完整的  $\sigma_{\text{越}}$ - $a$ 断裂时间曲线,能较准确地确定  $\sigma_{\text{越}}$ ,但所需试样的数量较多。恒位移法不需特殊试验机,便于现场测试,原则上用一个试样即可测定  $\sigma_{\text{越}}$ ,但其缺点是裂纹扩展趋向停止的时间很长,且当停止试验时扩展的裂纹前沿有时不太规整,在判定裂纹的长度时会发生困难,因此计算的  $\sigma_{\text{越}}$ 有一定的误差。

### 慢应变速率拉伸试验及其评价指标

慢应变速率拉伸试验(即在恒载荷拉伸试验方法的基础上发展而来的)是在恒载荷拉伸试验方法的基础上发展而来的。由于试样承受的恒载荷被缓慢恒定的延伸速率(塑性变形)所取代,加速了材料表面膜的破坏,使应力腐蚀过程得以充分发展,因而试验的周期较短,常用于应力腐蚀破裂的快速筛选试验。典型的拉伸应变速率为  $10^{-5} \sim 10^{-2}$   $s^{-1}$ 。试样可用光滑试样,也可用缺口和裂纹试样。

试验时,将试样放入不同温度、电极电位、 $pH$ 值的化学介质中,在慢应变速率拉伸试验机上,以给定的应变速率进行动态拉伸试验,并同时连续记录载荷(应力)和时间(应变)的变化曲线,直到试样被缓慢拉断。试验完成后,可根据下述指标来评定材料在特定介质中应力腐蚀敏感性。

(1)塑性损失 用惰性介质和腐蚀介质中延伸率  $\delta$ 、断面收缩率  $\psi$ (或断裂真应变  $\epsilon_{\text{真}}$ )的相对差值作为应力腐蚀敏感性的度量,即  $\Delta(\frac{\delta_{\text{原}}}{\delta_{\text{腐}}})$  或  $\Delta(\frac{\psi_{\text{原}}}{\psi_{\text{腐}}})$ ,其中下标 原表示惰性介质,腐表示腐蚀介质。 $\Delta$ 或  $\Delta$ 越大,应力腐蚀就越敏感。

(2)断裂应力 在惰性介质中的断裂应力  $\sigma_{\text{原}}$ 和腐蚀介质中断裂应力  $\sigma_{\text{腐}}$ 的相对差值越大,应力腐蚀敏感性就越大,可用  $\Delta(\frac{\sigma_{\text{原}}}{\sigma_{\text{腐}}})$  表示。对脆性材料,往往用这个指标来衡量,特别是当应力还在弹性范围内试样就已滞后断裂时,用断裂应力作判据就更为合适。

(3)断口形貌和二次裂纹 对大多数材料,在惰性介质中拉断后将获得韧窝断口,但在应力腐蚀介质中,拉断后往往获得脆性断口。脆性断口比例越高,则应力腐蚀越敏感。如介质中拉断的试样主断面侧边存在二次裂纹,则表明此材料对应力腐蚀是敏感的。往往用二次裂纹的长度和数量作为衡量应力腐蚀敏感性的参量。

(4)源吸收的能量 应力-应变曲线下的面积(宰)代表试样断裂前所吸收的能量,惰性介

质和腐蚀介质中吸收能的差别越大,则应力腐蚀敏感性也就越大,可用  $\ln \frac{W_c}{W_0}$  (幸原幸) 表示。其中  $W_c$ 、 $W_0$  分别为惰性介质和腐蚀介质中应力—应变曲线下的面积。

(缘断裂时间 应变速率相同时,在腐蚀介质和惰性介质中断裂时间  $t_c$  的差别越大,应力腐蚀敏感性就越大,可用  $\ln \frac{t_c}{t_0}$  (原) 表示,其中  $t_c$ 、 $t_0$  分别为惰性介质和腐蚀介质中的断裂时间。

有关应力腐蚀试验的方法,可参见 GB 4452—1984《金属和合金的腐蚀应力腐蚀试验》。

### 2. 应力腐蚀断裂的影响因素

#### 1. 材料因素

##### 1) 材料成分的影响

纯金属虽然也有应力腐蚀断裂倾向,但与同金属为基的合金相比,它对应力腐蚀断裂的敏感性要小。如纯铜在慢应变速率应力腐蚀断裂试验中会产生裂纹,但产生裂纹的条件相当苛刻,而铜合金则比纯铜对应力腐蚀开裂的敏感性高得多。

低碳钢常在  $\text{HNO}_3$ 、 $\text{H}_2\text{SO}_4$ 、 $\text{HCl}$  等硝酸盐中产生应力腐蚀,但当钢的碳含量很低(约 0.005%)或碳含量高于 0.02% 时,均不出现应力腐蚀断裂。

##### 2) 材料组织的影响

对同一种金属,晶粒越细,应力腐蚀的抗力越高。这个规律,无论是沿晶还是穿晶裂纹扩展都是正确的。

单相黄铜在水中是不开裂的,而两相黄铜则会在水中引起应力腐蚀。奥氏体不锈钢在氯化物溶液中易发生应力腐蚀断裂,而铁素体不锈钢则有很高的应力腐蚀抗力。

从裂纹扩展的途径来看,铝合金、 $\alpha$  黄铜和低碳钢常表现为晶间断裂;奥氏体不锈钢一般为穿晶断裂,而马氏体不锈钢一般表现为晶间断裂。

##### 3) 材料强度的影响

在钢中,降低材料的强度是提高应力腐蚀抗力的一个重要手段。一般说来,钢的  $K_{ISCC}$  和  $K_{Ic}$  都是随材料强度的提高而降低的,如图 4-1 所示。但是,需要强调的是,对沉淀强化的铝合金,其应力腐蚀抗力和材料强度之间并没有明显的规律,只是当时效强化达到峰值时,其应力腐蚀抗力才最低。

#### 2. 环境因素

经固溶处理或退火状态的奥氏体不锈钢在  $\text{Cl}^-$  的水溶液中,只要含有  $\text{Cl}^-$  离子,就会产生氯化物应力腐蚀开裂。沿晶间析出碳化物的不锈钢,在室温下只要有  $\text{Cl}^-$  离子或  $\text{F}^-$  离子的氯化物或氟化物也足以造成断裂。

奥氏体不锈钢在沸腾的  $\text{NH}_4\text{SCN}$  溶液中,只有氨浓度超过 0.1% 才会产生应力腐

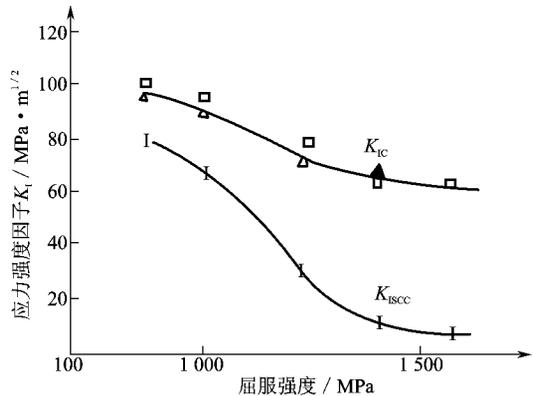


图 4-1 奥氏体不锈钢在流动海水中的应力腐蚀断裂敏感性与材料强度的关系

蚀破裂,而当氮浓度小于  $10^{-4}$  时,则不发生应力腐蚀。

溶液的 pH 值对应力腐蚀的敏感性也有很大的影响,如黄铜在含氨的硫酸铜溶液中,当 pH 值近于中性时最易开裂,而且是沿晶间断裂;但当 pH 值为酸性或碱性时,则发生穿晶断裂;当 pH 约 7 时,不会产生开裂现象。

### 电化学因素

电化学因素对应力腐蚀断裂具有决定性的作用。从电位看,应力腐蚀破坏常发生在钝化区与孔蚀区(隙区)、钝化区与活化区(隙区)的交界处(图 10-10)。这表明材料的应力腐蚀与钝化膜的破坏有关,因为在上述两个电位区中的钝化膜都是不稳定的。如奥氏体不锈钢在  $\text{FeCl}_2$  溶液中发生的是典型的 隙区应力腐蚀断裂;而碳钢在热碳酸盐中发生的是典型的 活化区应力腐蚀断裂。

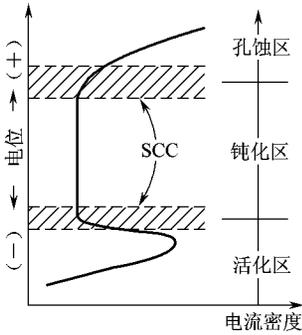


图 10-10 材料的应力腐蚀断裂与电位的关系

另外,实验还表明,应力腐蚀实验中裂纹扩展的速率与施加的阳极溶解电流成良好的正比关系,如图 10-11 所示。这表明电化学阳极溶解在应力腐蚀断裂中起着重要的作用。

究其原因,对应力腐蚀极为敏感的溶液,如沸腾  $\text{FeCl}_2$

沸腾  $\text{FeCl}_2$  在裂纹扩展第 II 阶段,钝化膜破裂速率大于再钝化速率,因而裂纹顶端通过金属的溶解向前扩展。裂纹扩展  $\Delta l$ ,溶解掉的金属质量为  $\rho \Delta l b$ ,  $\rho$  为密度,  $b$  为裂纹侧面积,溶解掉的离子数为  $\rho \Delta l b / M$  ( $M$  为阿弗加德罗常数,  $M$  为摩尔质量),所带电量  $\Delta Q = z \rho \Delta l b / M$  ( $z$  为离子价数),  $\Delta Q = I \Delta t$ ,于是有

$$\Delta l = \frac{I M}{z \rho b} \Delta t \quad (10-10)$$

或  $\frac{\Delta l}{\Delta t} = \frac{I M}{z \rho b} \quad (10-11)$

其中,  $F$  为法拉第常数,等于  $96485 \text{ C/mol}$ ;  $I$  是阳极电流密度。由式(10-10)、式(10-11)可见,应力腐蚀裂纹的扩展速率与阳极电流密度成正比。

### 10-11 应力腐蚀断裂的机理

经过多年的实验研究和理论分析,虽然已对应力腐蚀断裂提出了许多机制,但迄今没有一种机制能够满意地解释各种应力腐蚀断裂现象。尽管如此,从材料和环境介质相互作用的观点讲,仍有如下几种目前被广泛接受的模型。

#### 10-11-1 阳极溶解机理

由应力腐蚀断裂的电化学因素可知,应力腐蚀断裂常在钝化膜不稳定的电位区中发生,这表明 钝化膜的破坏有密切关系。该机理认为:金属或合金在腐蚀介质中可能会形

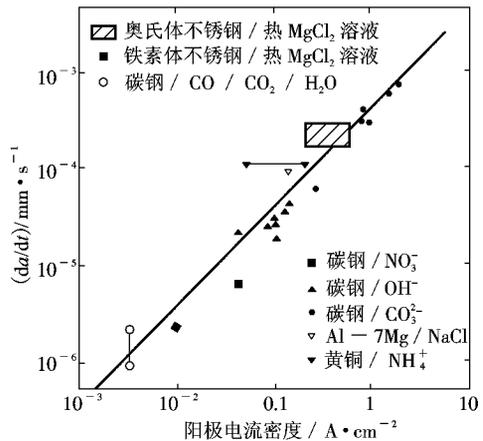


图 10-11 裂纹扩展速率与阳极电流密度的关系

成一层钝化膜,如应力能使膜局部破裂(如位错滑出产生滑移台阶使膜破裂,蠕变使膜破裂或拉应力使沿晶脆性膜破裂),局部地区(如裂尖)露出无膜的金属,它相对膜未破裂的部位(如裂纹侧边)是阳极相,会发生瞬时溶解。新鲜金属在溶液中会发生再钝化,钝化膜重新形成后溶解(裂纹扩展)就停止,已经溶解的区域(如裂纹顶端或蚀坑底部)由于存在应力集中,因而使该处的再钝化膜再一次破裂,又发生瞬时溶解,这种膜破裂(通过滑移、蠕变或脆断)、金属溶解、再钝化过程的循环重复,就导致应力腐蚀裂纹的形核和扩展。

滑移溶解机理是最流行的阳极溶解型应力腐蚀机理,它能解释很多实验现象。但也有很多实验现象无法解释,如无钝化膜的应力腐蚀、裂纹形核的不连续性、裂纹不一定沿滑移面扩展和断口的匹配性及解理花样等。

#### 圆整择优溶解机理

圆整针对铝合金的应力腐蚀破坏,提出了沿晶择优溶解模型。该模型认为铝合金中的第二相沿晶界析出,它可能是阳极相(如 $\eta$ 相),也可能是第二相附近(仍然沿晶界)的溶质贫化区(无沉淀区)为阳极相(如 $\theta$ 相)。晶界上的阳极相择优溶解,一方面应力使溶解形成的裂纹张开,使其他沿晶阳极相进一步溶解;另一方面,应力可使各个被溶解阳极相之间的孤立基体“桥”撕裂或使它的电极电位下降而被溶解。

另一个择优溶解机理是隧道腐蚀模型。该模型认为,在平面排列的位错露头处或新形成的滑移台阶位置,处于高应变状态的原子发生择优溶解。它沿位错线向纵深发展,形成一个个隧道孔洞。在应力作用下,隧道孔洞之间的金属产生机械撕裂,当机械撕裂停止后,又重新开始隧道腐蚀。这个过程的反复就导致了裂纹的不断扩展,直到金属不能承受载荷而发生过载断裂。

#### 圆整质导致解理机理

该理论认为,应力腐蚀的本质是脆性裂纹不连续形核和扩展的过程,腐蚀介质的作用只是使材料由韧变脆。其原因分为两类:一类认为应力作用下特殊离子(如 $H^+$ )的吸附能降低表面能,从而导致脆断(应力吸附脆断理论);另一类认为表面钝化膜或疏松层能阻碍位错的发射,从而使材料由韧变脆。

#### 圆整致开裂机理

如果应力腐蚀的阴极反应是析氢反应,原子氢进入金属并富集到足够程度后可能引发脆性断裂。这实际上是在应力腐蚀条件下发生的氢致开裂。但是在某些低强度的延性合金中观察到析氢反而抑制应力腐蚀断裂。所以,氢致开裂机理可能是高强度合金应力腐蚀断裂的控制因素,而对低强度合金氢不是主要因素。

#### 圆整塞电池机理

闭塞电池理论认为:①在应力和腐蚀介质的共同作用下,金属表面的缺陷处形成微蚀孔或裂纹源。②微蚀孔和裂纹源的通道非常窄小,孔隙内外溶液不容易对流和扩散,形成所谓的“闭塞区”。③由于阳极反应与阴极反应共存,一方面金属原子变成离子进入溶液,另一方面电子和溶液中的氧结合形成氢氧根离子。但在闭塞区,氧迅速耗尽,得不到补充,最后只能进行阳极反应。④缝内金属离子水解产生 $H^+$ 离子,使 $pH$ 值下降。由于缝内金属离子和氢离子增多,为了维持电中性,缝外的阴离子可移至缝内,形成腐蚀性极强的盐酸,使缝内腐蚀以自催化方式加速进行。有人用冷冻法使试样降温,当缝内溶液凝固后,打断试样,取得缝内的溶液,并检验其 $pH$ 值,证实缝内溶液确实变酸。闭塞电池理论很好地说明了一些耐蚀性

强的合金(如不锈钢、铝合金和钛合金等)在海水中为什么不耐蚀,并能说明氯化物易使金属产生点蚀和应力腐蚀的问题。

#### 局部表面塑性模型(蠕变模型)

腐蚀环境中的蠕变试验表明,随着试样中阳极电流的增加蠕变速率加快。这意味着蠕变第一阶段的加工硬化因阳极电流而软化。腐蚀导致应变硬化的软化表明,腐蚀对合金的金属学特性有重要影响,应力腐蚀开裂可能和裂纹顶端缺陷结构及局部塑性变形有关。基于这一点,有人提出了局部表面塑性模型(蠕变模型)。

蠕变模型认为,合金表面钝化膜破裂后露出的“新鲜”金属和周围钝化膜之间构成微电池。由于电位差很大,无钝化膜的活性表面产生很大的阳极电流。在钝化膜比较弱的电位区,膜破裂后不能立即形成新的钝化膜。因阳极电流而软化的区域很小,软化区域的塑性变形受到周围加工硬化(未软化)区域的约束。在裂纹顶端区域的微变形受到周围区域约束时,该微小区域产生三向应力状态(平面应变条件),变形被抑制而处于脆性状态。当继续受到应力作用时,脆性裂纹就会形成并扩展。

最近有人对蠕变模型提出了疑义,并提出了“应力腐蚀新机理”。这个机理认为,腐蚀介质中金属穿过表面钝化膜进入溶液而不断溶解,与此同时,在膜和基体界面上产生很大的附加拉应力。附加拉应力和外应力叠加促进局部塑性变形,导致应力集中。当应力集中达到原子键合力时,键合断开,产生应力腐蚀裂纹。

#### 应力腐蚀断裂的防护措施

由于应力腐蚀是材料与环境介质、力学因素等三个方面协同作用的结果,因此预防和降低材料的应力腐蚀断裂的倾向,也应当从这三个方面采取措施和对策。

##### 降低或消除应力

(改进结构设计 改进结构设计,避免或减少局部应力集中。应力腐蚀事故分析表明,由残余应力引起的比例最大,因此在加工、制造、装配中应尽量避免产生较大的残余应力。结构设计应尽量避免缝隙和可能造成腐蚀液残留的死角,防止有害物质(如氯离子)的浓缩。

(进行消除应力处理 减少残余应力可采取热处理退火、过变形法、喷丸处理等。其中消除应力退火是减少残余应力的最重要手段,特别是对焊接件,退火处理尤为重要。

(按照断裂力学进行结构设计 由于构件中不可避免地存在着宏观或微观裂纹和缺陷,因此用断裂力学进行设计比用传统力学方法具有更高的可靠性。在腐蚀环境下,预先确定材料的 $K_{ISCC}$ 和 $da/dN$ 参数,根据使用条件确定构件允许的临界裂纹尺寸,具有重要的实际意义。

##### 控制环境

(改善材料使用条件 每种合金都有其应力腐蚀敏感介质。减少和控制这些有害介质的量是十分必要的。如通过水垢化处理,降低冷却水与蒸汽中的氯离子含量,对预防奥氏体不锈钢的氯脆十分有效。由于应力腐蚀与温度有很大关系,故应控制环境温度,在条件允许时应降低温度。减少内外温差,避免反复加热、冷却,可防止热应力带来的危害。介质的 $pH$ 值和氧含量对不同材料—环境体系都存着一定的影响。一般说来,降低氧含量、升高 $pH$ 值是有益的。

(加入缓蚀剂 每种材料—环境体系都有某些能抑制或减缓应力腐蚀的物质,这些物



达  $10^4$  的量级。氢在金属中也可通过扩散聚集在较大的缺陷(如空洞、气泡、裂纹等)处,以氢分子状态存在,形成内部空洞或表面“白点”。

氢在固体中的分布是不均匀的,晶体中的各种缺陷,如空位、位错、晶界等,可以和氢发生交互作用,从而将氢吸引到这些缺陷处,使这些缺陷成为氢陷阱。材料中存在不均匀应力场时,氢向高拉应力区富集,这与应力作用下空位扩散类似。裂纹顶端存在应力集中,因此氢会向裂尖集中。计算表明,最大氢富集可达  $10^4$  倍。但是由于金属材料的裂尖总存在塑性区,塑性区中  $\sigma_{\text{实际}} \leq (\text{缘-边})\sigma_{\text{弹}}$ ,因此氢富集不会超过平均浓度的  $10^4$  倍。

此外,氢还可能和一些过渡族、稀土或碱土金属元素作用生成氢化物,或与金属中的第二相作用生成气体产物,如钢中的氢可以和渗碳体中的碳原子作用形成甲烷等。

### 氢致断裂的类型和特点

氢溶解在材料中会引起材料的脆化,称为氢脆。由于氢在材料中存在的状态不同及其与金属交互作用性质的不同,氢可通过不同的机制使材料脆化,因而氢脆的表现形式很多。

#### 氢气压力引起的开裂

当钢中含有过量的氢时,随着冷却过程中温度的降低,因氢在钢中溶解度的减小而过饱和,并从固溶体中析出。如果过饱和的氢来不及扩散逸出,便在钢中的缺陷处聚集并结合成氢分子。此时,氢的体积发生急剧膨胀,局部压力逐渐增高,将钢局部撕裂而形成微裂纹。这种微裂纹的断面呈圆形或椭圆形斑点,颜色为银白色,故称为白点。在钢的纵向剖面上,白点呈发纹状,所以又称为发裂。这种白点在  $\text{Cr-Mn}$  结构钢的大锻件中最为严重,历史上曾因此造成许多重大事故。

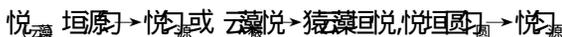
钢的化学成分和组织结构对白点的形成有很大的影响。奥氏体钢对白点不敏感,而在合金结构钢和合金工具钢中容易形成白点。钢中存在内应力时,会加剧白点倾向。钢中含氢量是产生白点的决定性因素,防止白点最根本的方法是降低钢中的含氢量。

焊接件冷却后,有时也能观察到氢致裂纹。焊接是局部冶炼过程,潮湿的焊条及大气中的水分会促使氢进入焊接熔池,随后冷却时可能在焊缝金属中析出气态  $\text{H}_2$ ,导致微裂纹。

对这种由氢气压力引起的开裂,可通过精炼除气、锻后缓冷、等温退火或焊前烘烤焊条等工艺方法,以及在钢中加入稀土或其他微量元素使之减弱或消除。

#### 氢蚀

在高温高压下,氢与钢中的固溶体或渗碳体发生如下的反应:



反应所生成的甲烷气体,也可以在钢中形成高压,并导致钢材的塑性大幅度降低,这种现象称为氢蚀。在合成氨、石油工业中的加氢裂化装置中,常发生氢蚀问题。

$\text{H}_2$  气泡的形成必须依附于钢中夹杂物或第二相质点,而这些第二相质点往往存在于晶界上,如用  $\text{MnO}$  脱氧的钢中,晶界上分布着很多细小的夹杂物质点,因此氢蚀脆化裂纹往往沿晶界发展,形成晶粒状断口。 $\text{H}_2$  的形成和聚集到一定的量,需要一定的时间,因此氢蚀过程存在孕育期,并且温度越高,孕育期越短。钢发生氢蚀的温度为  $300^\circ\text{C}$ ~ $400^\circ\text{C}$ ,低于  $300^\circ\text{C}$  时不发生氢蚀。

为了减缓氢蚀,可降低钢中的含碳量,以减少形成  $\text{Fe}_3\text{C}$  中的碳供应。或者加入铬、钼、钛或钒等碳化物形成元素,使其形成的稳定碳化物不易分解,可以延长氢蚀的孕育期。另外,

球化处理 and 消除冷加工应力也能降低钢的氢蚀倾向。

### 氢化物脆性

对于 I 族或 II 族金属(如纯钛、 $\alpha$  钛合金、镍、钒、锆、铌及其合金),由于它们与氢有较大的亲和力,极易生成脆性氢化物,使材料的塑性、韧性降低,产生脆化。如在室温下,氢在  $\alpha$  钛中的溶解度较小,钛与氢又具有较大的化学亲和力,因此容易形成氢化钛( $\text{TiH}_2$ )而产生氢脆。而  $\beta$  钛合金中氢的溶解度较高,故很少遇到这种脆性。

根据氢化物生成过程的不同,氢化物脆性又分为两种情况:一种情况是当熔融金属冷凝时,由于溶解度的降低,氢自固溶体中析出,并与基体金属化合生成了氢化物。这类由于预先存在氢化物所引起的脆性属于第一类氢脆。另一种情况是合金中原有的氢含量较低,不足以形成氢化物,但当受到应力作用时,氢将向拉应力区或裂纹前沿聚集,一旦达到足够浓度,过饱和氢将从固溶体中析出并形成氢化物,这种由于应力感生氢化物所引起的脆化,属于第二类氢脆。这类脆性是不可逆的。这两种氢化物脆性虽然过程不一样,但本质相同。

金属材料对氢化物造成的氢脆敏感性,随温度降低及试样缺口的尖锐程度增加而增加。裂纹常沿氢化物与基体的界面发生,因此在断口上常可以发现氢化物。另外,氢化物的形状和分布对脆性也有明显的影响。若合金晶粒粗大,氢化物在晶界呈薄片状,极易产生较大的应力集中,危害很大;若晶粒较细,氢化物多呈块状不连续分布,对金属的危害不太大。

### 氢致滞后断裂

当高强度钢或钛合金受到低于屈服强度的静载荷作用时,材料中原来存在的或从环境介质中吸收的原子氢将向拉应力高的部位扩散形成氢的富集区。经过一段孕育期后,当氢的富集达到临界值时,会在金属内部,特别是在三向拉应力区形成裂纹,裂纹逐步扩展,最后突然发生脆性断裂。由于氢的扩散需要一定的时间,加载后要经过一定时间才断裂,所以称为氢致滞后断裂。氢致滞后断裂是可逆的,除去材料中的氢就不会发生滞后断裂。

工程上所说的氢脆,大多数是指这类氢脆而言的。这类氢脆的特点有以下几点。

① 只在一定温度范围内出现,如高强度钢在室温下最敏感。

② 提高应变速率,材料对氢脆的敏感性降低。因此只有在慢速加载试验中,才能显示这类脆性。

③ 此类氢脆能显著降低金属材料的断后伸长率,但含氢量超过一定数值后,断后伸长率不再变化,而断面收缩率则随含氢量的增加不断下降,且材料强度越高,下降越剧烈。

④ 高强度钢的氢致滞后断裂具有可逆性,即钢材经低应力慢速应变后,由于氢脆使塑性降低。如果卸除载荷,停留一段时间再进行高速加载,则钢的塑性可以得到恢复,氢脆现象消除。

高强度钢氢致延滞断裂断口的宏观形貌,与一般脆性断口相似;其微观形貌大多为沿原奥氏体晶界的沿晶断裂,且晶界面上常有许多撕裂棱。但在实际断口上,并不一定都是沿晶断裂,有时还出现穿晶断裂甚至是单一的穿晶断裂。对 45 号钢的试验表明,当钢的纯度提高时,氢脆的断口形貌就从沿晶断裂转变为穿晶断裂,同时断裂的临界应力也大大提高。这表明氢脆沿晶断口的出现,除力学因素外,更主要的是与杂质偏聚的晶界吸附了较多的氢,削弱了晶界的强度。另外,当应力强度因子  $K_{Ic}$  较高时,断裂为穿晶韧窝型;  $K_{Ic}$  为中等大小时,断裂为准解理与微孔混合型;  $K_{Ic}$  较低时,断裂呈沿晶型。

### 氢致滞后断裂的机理

氢致滞后断裂过程可分为三个阶段,即孕育阶段、裂纹亚稳扩展阶段及失稳扩展阶段。

钢表面单纯吸附氢原子是不会产生氢脆的,氢必须进入 $\alpha$ 铁晶格中并偏聚到一定浓度后才能形成裂纹。因此,由环境介质中的氢引起氢致滞后断裂必须经过三个步骤,即氢原子进入钢中、氢在钢中迁移和氢的偏聚。这三个步骤都需要时间,这就是氢致滞后断裂的孕育阶段。

钢中的氢一般固溶于 $\alpha$ 铁晶格中,使晶格产生膨胀性弹性畸变。当有刃型位错的应力场存在时,氢原子便与位错产生交互作用,迁移到位错线附近的拉应力区,形成氢气团。显然,在位错线密度较高的区域,其氢的浓度也较高。

在外加应力作用下,当应变速率较低而温度较高时,氢气团的运动速率与位错运动速率相适应,此时气团随位错运动,但又落后一定距离。因此气团对位错起“钉扎”作用,产生局部应变硬化。当运动着的位错与氢气团遇到障碍(如晶界)时,便产生位错塞积,同时造成氢原子在塞积区聚集。若应力足够大,则在位错塞积的端部形成较大的应力集中,由于不能通过塑性变形使应力松弛,于是便形成裂纹。该处聚集的氢原子不仅使裂纹易于形成,而且使裂纹容易扩展。

由于氢使 $\alpha$ 铁晶格膨胀,所以拉应力将促进氢的溶解。在外加应力作用下,金属中已形成裂纹的顶端是三向拉应力区,因而氢原子易于通过位错运动向裂纹顶端区域聚集,氢原子一般偏聚在裂纹顶端塑性区与弹性区的交界面上。当氢的偏聚再次达到临界浓度时,便使这个区域明显脆化而形成新裂纹。新裂纹与原裂纹的顶端相汇合,裂纹便扩展一段距离,随后又停止(图 15-10a),以后是再孕育、再扩展,最后当裂纹经亚稳扩展达到临界尺寸时,便失稳扩展而断裂。因此氢致裂纹的扩展方式是步进式,这是与应力腐蚀裂纹渐进式的扩展方式不同。氢致裂纹步进式的扩展过程,可通过图 15-10b 所示裂纹扩展过程中电阻的变化来证实。

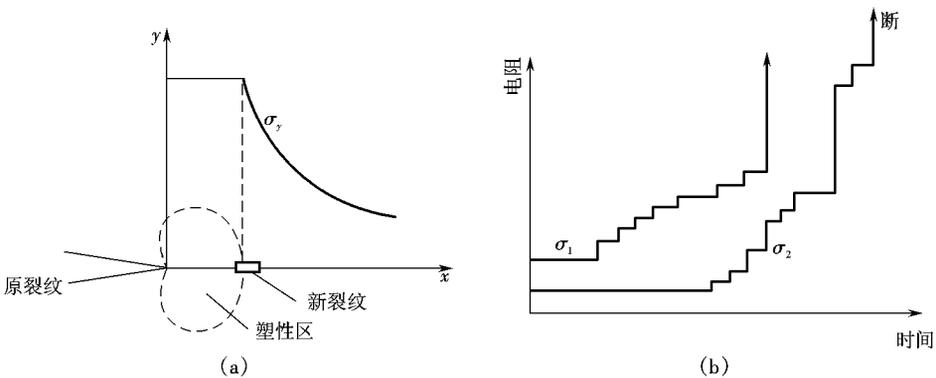


图 15-10 氢致裂纹的扩展过程和扩展方式  
(a)氢致裂纹的扩展过程 (b)氢致裂纹扩展过程中电阻的变化

高强度材料对氢脆特别敏感,这是因为随着材料强度的提高,其断裂韧性和裂纹顶端塑性区尺寸都相应减小,当氢原子向裂纹顶端富集后,很容易使这部分区域脆化,形成裂纹并产生断裂。

另外,氢脆只发生在一定的温度范围和慢的形变速率情况下。当温度太低时,氢原子的扩散速率太慢,能与位错结合形成气团的机会甚少;反之,当温度太高时,氢原子扩散速率太快,热激活作用较强,氢原子很难固定在位错下方,位错能自由运动,因此也不易产生氢脆。对钢来说,对氢脆最敏感的温度就在室温附近。同样,可以理解形变速率的影响。当形变速率太高时,位错运动太快,氢原子的扩散跟不上位错的运动,因而显示不出脆性。

### 2. 氢致断裂与应力腐蚀断裂的关系

应力腐蚀与氢致延滞断裂都是由于应力和化学介质共同作用而产生的延滞断裂现象,两者关系十分密切。图 2-10 是钢在特定化学介质中产生应力腐蚀与氢致滞后断裂的电化学原理图。由图可见,氢致断裂与应力腐蚀相比,其特点表现在以下几方面。

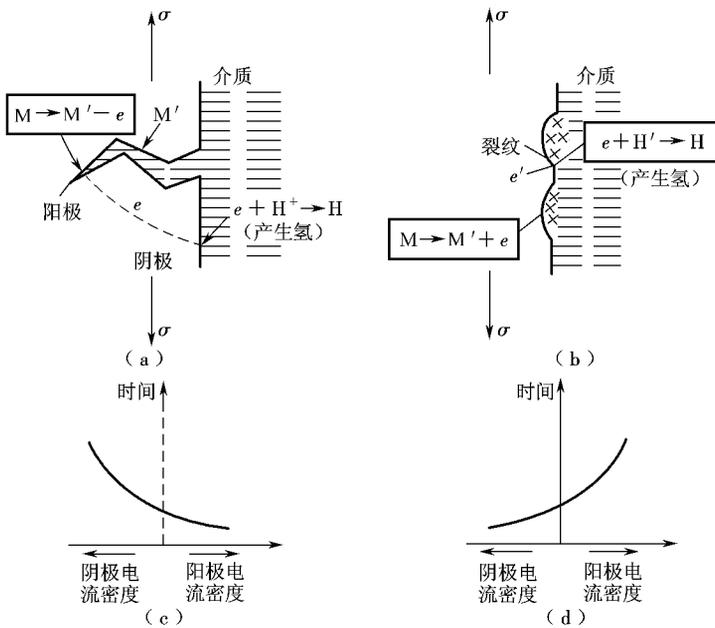


图 2-10 应力腐蚀与氢致滞后断裂电化学原理的比较

(a)、(b) 应力腐蚀断裂 (c)、(d) 氢致滞后断裂

①产生应力腐蚀时总是伴随有氢的析出,析出的氢又易于形成氢致延滞断裂。两者区别在于应力腐蚀为阳极溶解过程(图 2-10(a)),形成阳极活性通道而使金属开裂,而氢致滞后断裂为阴极吸氢过程(图 2-10(b))。在区分某一具体合金化学介质系统的延滞断裂究竟属于哪种断裂类型时,一般可采用极化试验方法,即利用外加电流对静载下产生裂纹的时间或裂纹扩展速率的影响来判断。当外加小的阳极电流而缩短产生裂纹时间的是应力腐蚀(图 2-10(c));当外加小的阴极电流而缩短产生裂纹时间的是氢致延滞断裂(图 2-10(d))。

②在强度较低的材料中,或者虽为高强度材料但受力不大时,氢致开裂的断裂源不在表面,而是在表面以下的某一深度处。

③氢致断裂的主裂纹没有分枝,这与应力腐蚀裂纹是截然不同的(表 2-10)。氢脆断裂可以是穿晶的也可以是沿晶的,或者从一种裂纹扩展形式转变成另一种形式,但就具体的材料—环境组合来说,氢脆有特定的裂纹形态。如在淬火回火钢中氢脆常沿着原奥氏体晶界扩展,而在钛合金中容易形成氢化物,裂纹是沿着氢化物与基体金属的界面上发展。

④氢脆断口一般较光亮,没有腐蚀产物或腐蚀产物的量很少。

⑤大多数的氢脆断裂(氢化物型氢脆除外),都表现出对温度和变形速率有强烈的依赖关系。氢脆只在一定的温度范围内出现,出现氢脆的温度区间取决于合金的化学成分和形变速率。形变速率越大,氢脆的敏感性越小,当形变速率大于某一临界值后,氢脆完全消失。氢脆对材料的屈服强度影响较小,但对断面收缩率则影响较大。

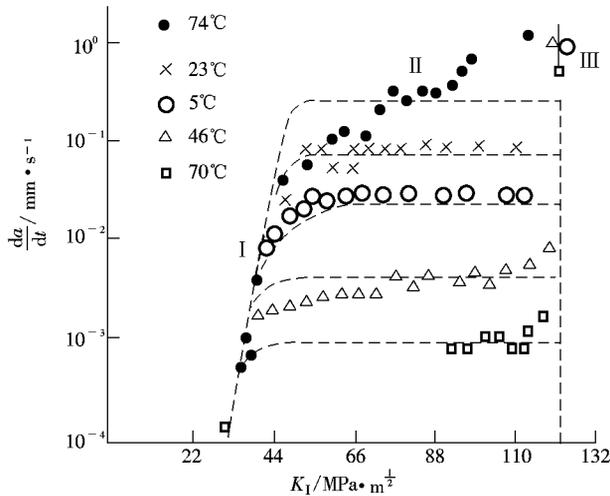
表 透源 钢的应力腐蚀与氢致滞后断裂断口形貌的比较

类型	断裂源位置	断口宏观特征	断口微观特征	二次裂纹
应力腐蚀	肯定在表面,无一例外,且常在尖角、划痕、点蚀坑等拉应力集中处	脆性、颜色较暗,甚至呈黑色,与最后静断区有明显界限,断裂源区颜色最深	一般为沿晶断裂,也有穿晶解理断裂;有较多腐蚀产物,且有特殊的离子如氯、硫等,断裂源区腐蚀产物最多	较多或很多
氢致滞后断裂	大多在表皮下,偶尔在表面应力集中处,且随外应力增加,断裂源位置向表面靠近	脆性,较光亮,刚断开时没有腐蚀,在腐蚀性环境中放置后,受均匀腐蚀	多数为沿晶断裂,也可能出现穿晶解理或准解理断裂。晶界面上常有大量撕裂棱,个别地方有韧窝,若未在腐蚀环境中放置,一般无腐蚀产物	没有或极少

### 透源 氢致断裂的测试与评价

研究氢脆的试验方法与研究应力腐蚀的方法基本相同。可以用光滑试样或缺口试样,加上一定的应力,并在相同的电流密度下动态充氢,然后测定试样发生氢致滞后断裂的时间,建立类似图透源那样的 $\sigma-t$ 曲线,从而确定氢致滞后断裂的临界应力 $\sigma_{th}$ 。

对预裂纹试样,可在电解阴极充氢或气体充氢条件下,测定裂纹扩展速率 $\frac{da}{dt}$ 与应力



图透源 温度对钛合金裂纹扩展速率的影响

强度因子  $K_{ISCC}$  的关系曲线,如图 2-10 所示。与图 2-9 应力腐蚀裂纹扩展速率相似,氢致滞后断裂的裂纹扩展也分为三个阶段:第 I 阶段与温度无关,受力学因素和介质因素的影响较大。将第 I 阶段外延,可得到氢致开裂的门槛值  $K_{ISCC}^H$ ,第 II 阶段与  $K_{ISCC}$  无关,保持为常数,主要决定于氢原子在基体中的扩散速率;第 III 阶段,裂纹已进入非稳定扩展阶段,受力学因素及温度的影响较大。裂纹体在环境介质作用下的服役时间,可由第 II 阶段的  $K_{ISCC}^H$  进行计算。

另外,材料的氢脆敏感性也可用光滑试样充氢前后拉伸试验中断面收缩率的变化表示,即

$$\text{氢脆敏感性} = \frac{\psi_{\text{原}} - \psi_{\text{氢}}}{\psi_{\text{原}}} \quad (2-10)$$

式中  $\psi_{\text{原}}$  和  $\psi_{\text{氢}}$  分别为不含氢和含氢试样的断面收缩率。此外,也有人提出用充氢前后试样断裂比功(即真实应力—应变曲线下的面积)的变化来反映材料的氢脆敏感性。

### 2.1.3 氢致断裂的防护措施

各种类型氢脆的产生原因不同,其预防和控制的方法也不一样。关于第一类氢脆的预防和控制,已结合其具体类型在氢致断裂的类型中介绍过。这里的论述仅限于第二类氢脆即氢致滞后断裂。由于这类脆性是在应力作用下氢与金属相互作用的结果,因此对氢脆一方面要阻止氢自环境介质进入金属和除去金属中已含有的氢,另一方面是要改变材料对氢脆的敏感性。

#### 1. 环境因素

阻止氢进入金属中的途径,或者控制这条途径上的某个关键环节,延缓在这个环节上的反应速率,使氢不进入或少进入金属中。如采用表面涂(镀)层,使机件表面与环境介质中的氢隔离,还可在含氢的介质中加入抑制剂,如在 1% 质量分数的  $\text{NaOH}$  水溶液中加入浓度为 0.01% 皂类的椰子素、 $\beta$ -氨基丙酸等,便可降低钢中的含氢量,延长高强度钢的断裂时间。又如在干燥空气中加入 0.1% 的  $\text{CO}_2$ ,可抑制裂纹的扩展。这主要是由于加入氧后,氧原子在裂纹顶端优先吸附,生成具有保护性的氧化膜,因而阻止了氢原子向金属内部的扩散。

对内部含氢的材料,要从严格执行工艺规定着手。如像汽轮发电机之类的大锻件,要实行真空浇铸,进行长时间的去氢退火;对于焊接构件,要采用低氢焊条、焊前预热、焊后去应力退火;对电镀零件,电镀后要经烘烤除氢。

#### 2. 材料因素

含碳量较低且硫、磷含量较少的钢,对氢脆的敏感性较低。铬、钼、钨、钛、钒和铌等碳化物形成元素,能细化晶粒,提高钢的塑性,对降低钢的氢脆敏感性是有利的。钙或稀土元素的加入,使钢中夹杂物形状圆滑、颗粒细化、分布均匀,从而降低钢的氢脆倾向。

钢的强度等级越高,对氢脆的敏感性越高,如 45 号钢在 1%  $\text{NaOH}$  溶液中,当硬度由  $210 \text{HV}$  升高到  $250 \text{HV}$  时,其氢脆裂纹扩展速率的应力强度因子大为降低。因此,对在含氢介质服役的高强度钢的强度应有所限制。

钢的显微组织对氢脆敏感性也有较大的影响,一般按下列顺序递增:球状珠光体—片状珠光体—回火马氏体或贝氏体—未回火马氏体。晶粒度对抗氢脆能力的影响比较复杂,因为晶界既可吸附氢,又可作为氢扩散的通道,总的倾向是细化晶粒可提高抗氢脆能力。因

此,合理选材与正确制定冷、热加工工艺,对防止材料的氢脆是十分重要的。

### 力学因素

在机件设计和加工过程中,应尽量排除各种产生残余拉应力的因素。相反,采用表面处理使表面获得残余压应力层,对防止氢致延滞断裂有良好的作用。

金属材料抗氢脆的力学性能指标与抗应力腐蚀性能指标的作用是一样的,因此对裂纹试样设计时,应力求使零件服役时的  $\sigma_{max}$  值小于  $\sigma_{th}$ 。

## 远猴 腐蚀疲劳断裂

### 远猴 腐蚀疲劳断裂的特点

材料或零件在交变应力和腐蚀介质的共同作用下造成的破坏,称做腐蚀疲劳断裂(悦那)。腐蚀疲劳是许多工业上经常遇到的重要问题,如船舶的推进器、海洋平台的构架、压缩机和燃气轮机叶片、化工机械中的泵轴、油田开采设备等,这些零件的破坏形式主要是腐蚀疲劳。

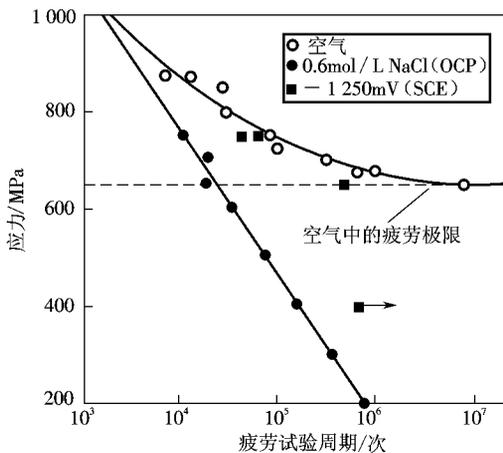


图 远猴 高强度钢在空气、0.6mol/L NaCl 溶液开路电位(悦那)和原(悦那)下的杂(悦那)曲线

腐蚀疲劳破坏中的腐蚀介质可以是包含空气在内的气体介质,也可以是包含水在内的液体介质。环境介质不同,材料的疲劳寿命也有很大的差异,如图 远猴 所示。由于许多疲劳试验结果都是在普通大气介质中获得的,因此常把在真空、惰性气体或普通大气介质中的疲劳称为纯机械疲劳或大气疲劳。与纯机械疲劳相比,在水介质中的腐蚀疲劳具有以下特点。

①在腐蚀疲劳的杂(悦那)晕曲线上,没有像大气疲劳那样具有水平线段,即不存在无限寿命的疲劳极限值。即使交变应力很低,只要循环次数足够大,材料总会发生断裂。一般用规定循环周次(如 远猴 次)下的循环应力为材料的条件疲劳极限。

②腐蚀疲劳极限与静强度之间没有直接的关系。实验表明,抗拉强度在 远猴 ~ 远猴 之间的碳钢、低合金钢和铬钢,在空气中的弯曲疲劳强度随钢的抗拉强度增高而连续增加,但碳钢与低合金钢在新鲜水溶液中的疲劳强度几乎与抗拉强度无关(图 远猴)。这表明,提高材料的静强度对材料在腐蚀介质中疲劳抗力的贡献较小。

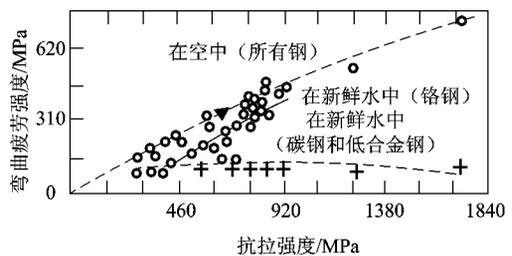


图 远猴 钢在空气和新鲜水中的弯曲疲劳强度

③在大气环境中,当加载频率小于  $10^4$  时,频率对疲劳极限基本上无影响。但腐蚀疲劳对加载频率十分敏感,频率越低,疲劳强度与寿命也越低。

④腐蚀疲劳条件下裂纹极易萌生,故裂纹扩展是疲劳寿命的主要组成部分。而大气环境下,光滑试样的裂纹萌生是疲劳寿命的主要部分。

从作用的应力看,虽然腐蚀疲劳和应力腐蚀都是在应力和腐蚀介质联合作用下的失效方式,但应力腐蚀中的应力是静应力,而且主要是拉应力,因此也叫静疲劳。而腐蚀疲劳中的应力是交变(循环)应力。与应力腐蚀相比,腐蚀疲劳主要具有以下特点。

①应力腐蚀是在特定的材料与介质组合下才发生的,而腐蚀疲劳却没有这个限制,它在任何介质中均会出现。只要环境介质对材料有腐蚀作用,在交变载荷下就可产生腐蚀疲劳,即腐蚀疲劳更具有普遍性。

②在应力腐蚀中,材料存在临界应力强度因子  $K_{ISCC}$ 。当外加应力强度因子  $K_I < K_{ISCC}$  时,材料不会发生应力腐蚀裂纹扩展。但对腐蚀疲劳,即使  $K_I < K_{ISCC}$ ,疲劳裂纹仍会扩展。

③应力腐蚀破坏时,只有一两个主裂纹,且主裂纹上有分支裂纹,而在腐蚀疲劳断口上,有多处裂纹源,裂纹很少或没有分岔情况。

④在一定的介质中,应力腐蚀裂纹顶端的溶液酸度是较高的,总是高于整体环境的平均值。而在腐蚀疲劳的交变应力作用下,裂纹能不断地张开与闭合,促使介质的流动,所以裂纹顶端溶液的酸度与周围环境的平均值差别不大。

### 3.2.2 腐蚀疲劳断裂的机制

对腐蚀疲劳断裂,虽然提出了许多模型,但由于腐蚀疲劳现象的复杂性,至今尚未得到统一的解释。目前广为接受的腐蚀疲劳机理主要有以下几方面。

#### 3.2.2.1 阳极滑移溶解机制

这种理论认为,循环的交变应力导致金属变形的不均匀性。在变形区发生强烈的滑移,出现了滑移台阶。在交变应力上升的过程中,由于滑移台阶露出了新鲜表面,此新鲜表面的原子比内部原子具有较高的活性,在腐蚀介质中将被优先溶解。在交变应力下降的过程中,金属发生反向滑移。但由于在应力增大过程中暴露于腐蚀介质的滑移台阶已被优先溶解,因而不能闭合。这样在反复交变载荷作用下,滑移台阶的不断溶解,促进了腐蚀疲劳裂纹的形成和发展(图 3-22)。

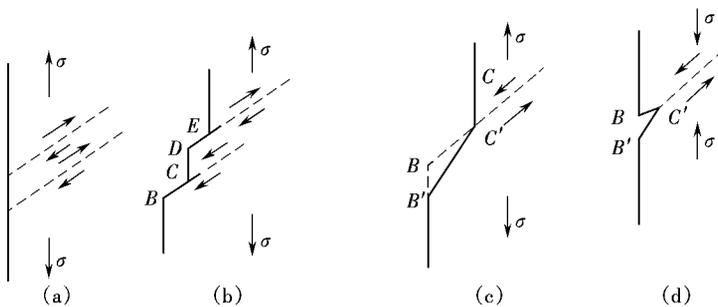


图 3-22 腐蚀疲劳的阳极滑移溶解示意图

(a)局部应变区 (b)生成滑移台阶 (c)滑移台阶溶解生成新表面 (d)形成裂纹

圆孔蚀形成裂纹机理

这是早期用来解释腐蚀疲劳现象的一种机理。金属在腐蚀介质的作用下在表面形成点蚀坑,由于蚀坑的缺口效应使坑底成为腐蚀疲劳的起裂点。这个机制很好地说明了腐蚀疲劳具有多源的特点,但人们发现在不产生孔蚀的介质中,腐蚀疲劳仍然可能发生;同时发现在有些发生孔蚀的情况下,而对腐蚀疲劳寿命却没有明显的影响。说明孔蚀虽然会促进腐蚀疲劳的发展,但并不是腐蚀疲劳的唯一决定因素。

表面保护膜破坏机理

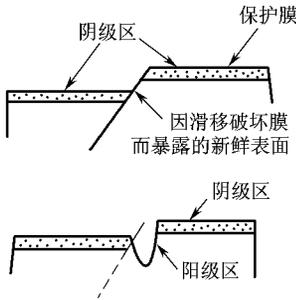


图 2-10 表面保护膜破裂形成裂纹的示意图

这个机制与应力腐蚀破裂机理中的保护膜破坏理论大致相同,如图 2-10 所示。当材料表面暴露在腐蚀介质中时,其表面将形成一层保护膜。由于保护膜与金属基体力学性能的差别,因而在膜与基体材料之间存在内应力。在外加循环交变载荷的作用下,表面膜会发生破裂。在膜的破裂处将暴露出新鲜的材料表面而成为微阳极,但其周围则为氧化膜覆盖的阴极区,从而产生电化学溶解。于是在交变载荷和介质的共同作用下,导致腐蚀疲劳裂纹的形成和扩展。

电化学吸附机制

这个理论认为,在金属与介质接触交界处,由于吸附了表面活性物质,使金属表面的键合强度削弱。于是在交变载荷作用下,表面滑移带的产生和微裂纹的扩展均变得非常容易,由此导致了腐蚀疲劳现象。如果吸附的物质是氢原子,氢原子进入金属,则将引起材料的氢致腐蚀疲劳断裂。

2-11 腐蚀疲劳裂纹的扩展速率

由于腐蚀疲劳断裂的特点是裂纹萌生较快,而裂纹扩展期相对较长(约占疲劳寿命的 80%),因此研究疲劳裂纹的扩展规律是非常重要的。

鉴于腐蚀疲劳与纯机械疲劳、应力腐蚀断裂的关系,腐蚀疲劳裂纹的扩展速率可通过与纯机械疲劳、应力腐蚀断裂下裂纹扩展速率的对比来描述,如图 2-11 所示。

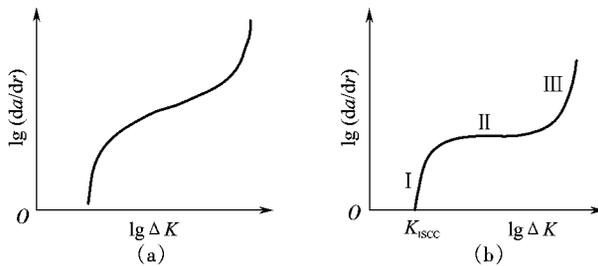


图 2-11 纯机械疲劳和应力腐蚀断裂下裂纹的扩展速率  
(a) 纯机械疲劳 (b) 应力腐蚀断裂

根据腐蚀与疲劳相互作用的情况,腐蚀疲劳裂纹扩展行为可以分为三种类型(图 2-12)。第一类为真腐蚀疲劳(图 2-12a),此情况下的腐蚀疲劳曲线与纯机械疲劳类似,介质的作用使门槛值  $\Delta K_{th}$  减小,裂纹扩展速率增大。当  $\Delta K_{th}$  接近  $\Delta K_{I SCC}$  时,介质的影响减小。当腐蚀环境不满足引起应力腐蚀破坏的合金-介质组合时,腐蚀疲劳可能表现为第一类腐蚀疲劳,即

应力腐蚀的作用可以忽略。第二类是应力腐蚀的疲劳行为,它是机械疲劳和应力腐蚀开裂的简单叠加(图 4-10(b))。当  $\Delta K$  约  $K_{ISCC}$  时,介质的作用可以忽略,而当  $\Delta K$  跃过  $K_{ISCC}$  时发生应力腐蚀,裂纹扩展速率急剧增加,并显示出与应力腐蚀类似的水平台阶或裂纹扩展渐趋平缓。钢在氢介质中的腐蚀疲劳即属此类。第三类是由真腐蚀疲劳和应力腐蚀疲劳结合起来产生的混合型腐蚀疲劳,如图 4-10(c)所示。这是腐蚀疲劳裂纹扩展最一般的形式,大多数工程合金与环境介质组合条件下的腐蚀疲劳就属于第三类腐蚀疲劳。

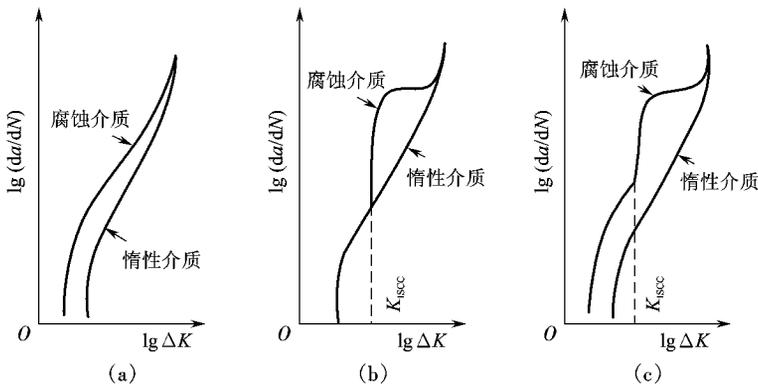


图 4-10 腐蚀疲劳裂纹扩展的基本类型速率  
(a) 真腐蚀疲劳型 (b) 应力腐蚀疲劳型 (c) 混合型腐蚀疲劳型

由于腐蚀疲劳试验的复杂性,人们常希望利用纯机械疲劳与应力腐蚀试验的结果,通过某种模型来定量计算腐蚀疲劳裂纹的扩展速率,进而预测其腐蚀疲劳寿命。目前主要有两种模型,即 1959 年提出的线性叠加模型和竞争模型。

线性叠加模型认为,腐蚀疲劳裂纹扩展是纯机械疲劳(在惰性环境中)和应力腐蚀开裂两个过程的线性叠加,即

$$\frac{da}{dN} = \frac{da_m}{dN} + \frac{da_{sc}}{dN} \quad (4-1)$$

式中:  $\frac{da}{dN}$  为腐蚀疲劳裂纹的扩展速率;  $\frac{da_m}{dN}$  为纯机械疲劳裂纹的扩展速率;  $\frac{da_{sc}}{dN}$  为一次应力循环下应力腐蚀裂纹的扩展量,如循环一次的时间周期为  $\tau$  ( $\tau$  越小,则)则有

$$\frac{da_{sc}}{dN} = \frac{da_{sc}}{dN} \cdot \tau \quad (4-2)$$

1960 年曾利用上述线性叠加模型估算过高强度钢在干氢、蒸馏水和水蒸气介质及钛合金在盐溶液中的疲劳裂纹扩展,当  $\Delta K$  跃过  $K_{ISCC}$  时,其结果还是令人满意的。但这一模型没有考虑应力和介质的交互作用,且只能适用于腐蚀疲劳和应力腐蚀受相同机理控制的情况。

竞争模型认为,腐蚀疲劳裂纹扩展是疲劳和应力腐蚀裂纹扩展相互竞争的结果。腐蚀疲劳裂纹扩展速率等于两者中裂纹扩展速率高的那个,而不是它们的线性叠加。这一模型虽然也有一些试验结果的支持,但也有不尽完善之处。

### 4.1 腐蚀疲劳的影响因素

#### 4.1.1 环境因素

在空气介质中,氧和水蒸气是引起腐蚀的主要成分,因而能很大程度地降低材料的腐蚀

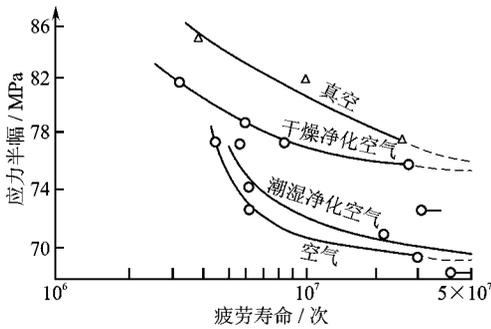


图 10-10 退火铜合金在不同环境中的 S-N 曲线

钢的疲劳强度会降低一半。溶液中的卤族元素离子有很强的腐蚀性,能加速疲劳裂纹的形成和发展,溶液的 pH 值越小,腐蚀性越强。pH 值在 4 以下时,腐蚀疲劳寿命明显降低;pH 值在 4-9 之间时,其保持恒定;pH 值在 9-12 之间时,腐蚀疲劳寿命显著增加。

### 电化学因素

一般来说,金属的腐蚀电位  $E_{cor}$  随应力循环次数的增加向负方向移动,而且应力幅或应变幅度越大,应变速率越慢(频率越低),腐蚀电位向负方向移动的程度也越大。在弹性范围内也能观察到上述变化,但塑性应变,尤其是塑性拉应变对腐蚀电位向负方向移动的影响更大,如图 10-11 所示。

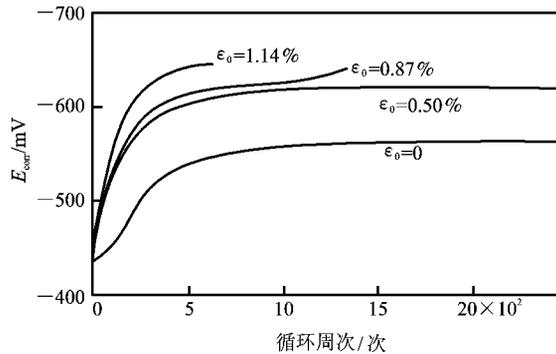


图 10-11 高强度钢在腐蚀溶液中的腐蚀电位随应力循环次数的变化曲线

循环变形对腐蚀的阳极反应和阴极反应的影响有所不同。实验表明,除接近断裂时外,阴极极化曲线几乎与循环次数无关,而阳极极化曲线的斜率随循环次数的增加而显著增加,这与阳极反应(金属溶解)平衡电位的降低有关。这表明,采取阴极保护时,用静态腐蚀的保护电位不能完全防止在腐蚀疲劳条件下材料的腐蚀。

### 力学因素

腐蚀疲劳试验中的力学参量,如平均应力、频率、波形和过载等,都会对腐蚀疲劳的裂纹扩展产生重要的影响,其中频率的影响可能是最主要的。在分析频率的影响时,要区分真腐蚀疲劳和应力腐蚀疲劳。图 10-12 是马氏体时效钢在不同加载频率下的疲劳裂纹扩展速率,在试验中保持  $\Delta K_{th}$  为真腐蚀疲劳。当频率由  $10^{-2}$  降低到  $10^{-4}$  时,曲线呈平行的直线方式向左上方移动。而对应力腐蚀型的疲劳,频率对裂纹扩

疲劳强度。对于铜、黄铜和碳钢等韧性材料,起腐蚀作用的主要是氧(图 10-10)。而对高强度钢、高强度铝合金等对应力腐蚀敏感的材料,水蒸气对裂纹扩展速率有很大影响。其原因可能是水蒸气与金属表面反应,生成了金属氧化物和氢,而氢扩散到裂纹顶端产生了氢脆。

另外,溶液的温度、氧含量和 pH 值等,都会对腐蚀疲劳裂纹的扩展速率有很大的影响。如碳钢在海水中,当温度从 15℃ 升高到 35℃ 时,

展速率的影响要比真腐蚀疲劳大得多(图 4-10)。

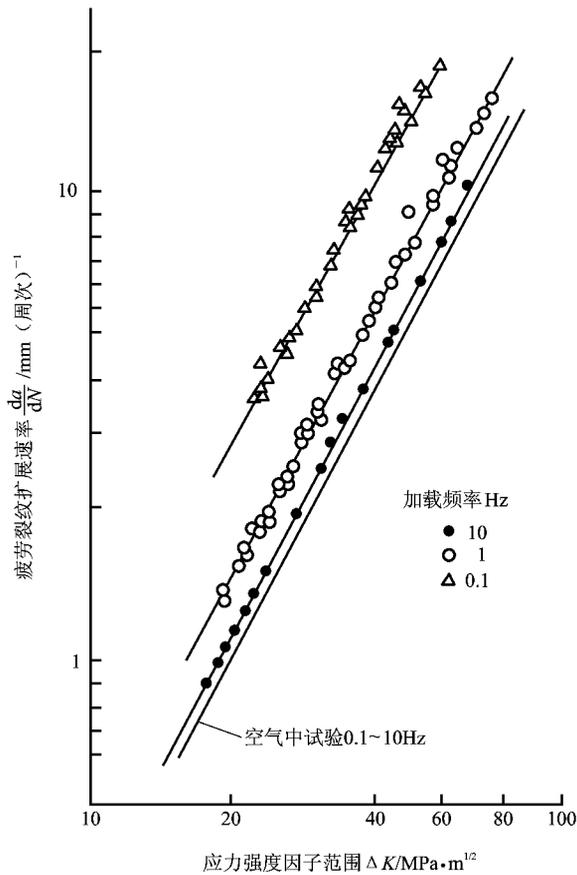


图 4-10 52100 钢在空气与 3% NaCl 溶液中、不同加载频率下的疲劳裂纹扩展速率

在循环频率保持不变的条件下,应力波形对腐蚀疲劳断裂行为也有很大的影响。用不同频率在 3% NaCl 溶液中对 52100 钢进行疲劳试验的结果表明,当应力波形为方波或负锯齿波时,与室温大气中(各种波形)的数据相比,氯化钠溶液环境对裂纹扩展的影响可以忽略。与此相反,当其他力学因素保持不变时,如应力波形为三角波、正弦波和正锯齿波三种波形时,腐蚀介质的存在可使疲劳裂纹扩展速率明显增大。这是因为方波和负锯齿波的加载是瞬间完成的,使环境的作用无法充分发挥出来而造成的。

### 4.3 腐蚀疲劳的防护措施

与应力腐蚀、氢脆一样,腐蚀疲劳也是在应力和环境介质共同作用下发生的失效破坏。因而对腐蚀疲劳的控制,也像应力腐蚀、氢脆一样要从材料、环境和力学等三个方面进行考虑和设计。

①从材料方面看,一般说来,抗孔蚀性能好的材料,其腐蚀疲劳强度也较高,而对应力腐蚀敏感的材料,其腐蚀疲劳强度也较低。钢中的夹杂物,尤其是硫化锰(MnS)对腐蚀疲劳裂纹形成的影响很大,因为 MnS 夹杂物往往是孔蚀的发源地。材料的强度越高,腐蚀疲劳裂纹的扩展速率也越快。

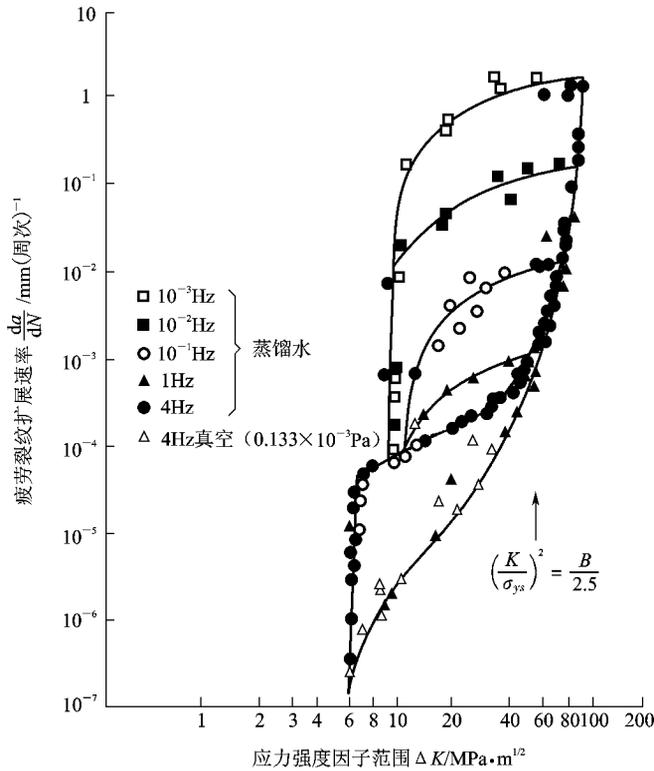


图 远源 远源钢在真空与蒸馏水中、不同加载频率下的疲劳裂纹扩展速率

②从力学方面看,在材料和构件的设计和制造过程中要尽量避免产生高度应力集中和缝隙腐蚀的几何构形;采取消除内应力的热处理,或采取喷丸、感应加热淬火、氮化等表面处理,使零件表层处于残余压应力状态,都可有效地抑制腐蚀疲劳破坏的发生。激光表面合金化和离子注入处理,也能明显地提高零件的腐蚀疲劳抗力。

③从环境介质看,对工作介质进行处理,如除去水溶液中的氧、添加 ~~缓蚀剂~~ 或 ~~缓蚀剂~~ 等缓蚀剂均可延长钢材的腐蚀疲劳寿命。

另外,对结构或零件进行表面保护,如零件表面镀锌、镀镉等阳极镀层,也可改善零件的腐蚀疲劳抗力;其他的表面保护,如涂漆、涂油或用塑料、陶瓷形成保护层,只要它在使用中不破坏,则对减少腐蚀疲劳都是有利的。

## 远源 腐蚀磨损脆性

### 远源 腐蚀磨损脆性的现象和特点

腐蚀磨损脆性(又称磨蚀或磨耗腐蚀)是指在腐蚀性介质中摩擦表面与介质发生化学或电化学反应而加速材料流失的现象。与应力腐蚀、氢脆或腐蚀疲劳现象一样,腐蚀磨损脆性也是在应力和化学介质协同作用下材料的过早失效现象,所不同的是在应力腐蚀、氢脆或腐蚀疲劳中的应力为正应力,而腐蚀磨损中的应力为表面切应力。对材

料的应力腐蚀、氢脆或腐蚀疲劳破坏,因其危险性大、危害严重而受到人们的广泛关注,并进行了大量的研究工作。但对表面剪切力作用下的材料腐蚀磨损研究,由于问题复杂、影响因素众多、材料为逐渐流失而起步较晚。

腐蚀磨损,又可称为腐蚀机械磨损(精加工与摩擦磨损)。考虑到腐蚀介质绝大多数是流体(液体或气体),由它携带的固体粒子(或气泡)对固体靶材冲击造成的材料表面流失在腐蚀磨损事件中占有极大的份额,故腐蚀磨损常指金属材料在承受摩擦力(即表面剪切应力)的同时,还与环境介质发生化学或电化学反应而出现在表面上的材料流失现象。它包括摩擦副的腐蚀磨损、腐蚀性料浆冲蚀、高温腐蚀性气体中的冲蚀和腐蚀液流中的气蚀等类型。

腐蚀磨损现象广泛存在于石油、化工化纤、煤矿和电力等工业领域的机械设备中,如水轮机、泵、阀、管道、喷嘴等部件,以及腐蚀介质中服役的摩擦副(如动密封面及轴承等零部件)等。研究分析表明,这些过流设备和部件失效损坏的主要原因是腐蚀磨损。据统计,在石油化工、能源交通、农机、建材、矿山以及冶金、水利电力等行业的机械设备中,腐蚀磨损造成的损失占总腐蚀量的 20%,磨损量的 50%。

在腐蚀磨损过程中,部件既有腐蚀又有磨损,但往往又与单独的腐蚀或磨损作用有较大的不同。这是因为材料在腐蚀磨损条件下,一方面由于介质的腐蚀作用,使材料表面性能恶化,增加了材料的机械磨损;另一方面在机械磨损条件下,又会使腐蚀速率大为增大,即在腐蚀磨损过程中既有机因素又有电学因素,同时还有二者的交互作用,而这种交互作用对材料的破坏往往比单纯腐蚀与单纯磨损之和大得多,从而会加速材料的过早破坏与流失。

### 3.1 腐蚀磨损脆性的机制

实验结果表明,对单纯的腐蚀作用,其失重与腐蚀时间的关系通常是凹曲线;而一般干磨损(在空气中磨损)中的材料流失量与载荷(速率)大多呈线性关系。但同时发现,腐蚀磨损造成的材料流失量不仅是单纯腐蚀与干磨损的失重之和,而是远远大于它们之和,即腐蚀与磨损之间还存在交互(协同)作用。据此,在 1950 年提出腐蚀磨损过程中存在交互作用,即腐蚀可以加速磨损,磨损也可以加速腐蚀。自发现腐蚀磨损存在交互作用以来,国内外已有不少学者致力于这方面的研究。为了能定量描述腐蚀磨损与腐蚀、磨损的关系,通常将腐蚀磨损造成的材料流失量表示为

$$\Delta W = W_c + W_m + \Delta W_{cm} \quad (3-1)$$

$$\Delta W_{cm} = k_c W_c + k_m W_m \quad (3-2)$$

式中: $\Delta W$ 是腐蚀磨损造成材料的总流失量,常用称量法或表面形貌法测定; $W_c$ 是单纯的腐蚀失重(静态下腐蚀),常由腐蚀失重法(浸泡)或电化学方法中腐蚀电流密度换算求得; $W_m$ 是单纯的磨损失重,常用空气中的干磨损或在腐蚀介质中阴极保护电位下的磨损量进行计算; $\Delta W_{cm}$ 是腐蚀与磨损间的交互作用量,由  $\Delta W_{cm} = k_c W_c + k_m W_m$  求得; $k_c$ 为磨损对腐蚀的加速量,常由在磨损条件下电化学方法测定的腐蚀电流密度换算求得; $k_m$ 为腐蚀对磨损的加速量,常由  $\Delta W_{cm} = k_c W_c + k_m W_m$  求得。

腐蚀磨损的交互作用,通常都表现为彼此间的相互加速。如 1950 年研究了 4 种金属材料的冲刷腐蚀,并定量给出了交互作用的数据:一般低合金钢的交互作用占腐蚀磨损总流失量的 20%~30%;对 304 不锈钢则占 10%~20%,即总的磨损损失中有 10%~20%为腐蚀磨损

的交互作用量。岳钟英等研究了高铬铸铁在稀硫酸砂浆介质的冲刷腐蚀,腐蚀磨损的交互作用与介质  $\Delta \eta$  值的变化关系见表 2-10。介质的  $\Delta \eta$  值低时,总失重量主要是由磨损造成的,这时交互作用大,而且主要是腐蚀对磨损增量的贡献,即腐蚀对磨损的加速作用;当介质的  $\Delta \eta$  值增加后,单纯磨损失重(干磨损)的比例增大,但交互作用明显减小。

表 2-10 铸铁在稀硫酸和沙粒混合溶液中的腐蚀磨损交互作用

$\Delta \eta$	$\Delta \eta_{\text{干}}$	$\Delta \eta_{\text{湿}}$	$\Delta \eta_{\text{交互}}$	$\Delta \eta_{\text{交互}}$	$\Delta \eta_{\text{交互}}$
0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
0.05	0.05	0.05	0.05	0.05	0.05
0.10	0.10	0.10	0.10	0.10	0.10

当然,在实验中也发现,在某些情况下,材料腐蚀磨损的总流失量比空气中的干磨损量还小。如 304 不锈钢在浓度为 0.1% 的溶液、304 不锈钢在浓度为 0.1% 的溶液中的腐蚀磨损量比空气中的干磨损量还小。出现这种现象主要是因腐蚀介质的腐蚀性较弱,材料的流失量以磨损为主;与空气中的磨损失重相比,介质改变了对摩擦副间的表面状态(起到润滑作用),从而降低了摩擦系数,减少了磨损失重所致。

由式(2-10)和式(2-11)可见,腐蚀磨损的交互作用由磨损加速腐蚀与腐蚀加速磨损两种作用构成。对磨损加速腐蚀作用,其原因有以下两点。①在腐蚀介质中,摩擦力破坏了材料表面的钝化膜,腐蚀电位负移,腐蚀倾向加大。如腐蚀介质的再钝化能力来不及修复破损的钝化膜,则露出新鲜的活性金属表面,从而使磨痕内外构成腐蚀原电池,加速材料的腐蚀。②在不存在表面膜的体系中,摩擦会除去腐蚀产物而露出新金属表面,而且还会使表层发生塑性变形、位错聚集或诱发微裂纹等,使之处于高能区,在腐蚀原电池中成为阳极区,从而加速材料的腐蚀。

关于腐蚀加速磨损作用,有以下几方面。①腐蚀会增加金属表面的粗糙度;②由于金属组织结构的不均匀性,腐蚀会破坏材料的晶界或其他组织的完整性,降低材料的结合强度,当磨头滑过时,很容易使材料剥落而增加磨损量。③在形成钝化膜的体系中,表面剪切力的存在会使钝化膜开裂、成片撕裂,从而产生脆性剥落,加速材料的流失。在这种情况下,由于材料不再是逐渐地被磨去,而是因在腐蚀介质中材料本身或表面膜的脆化,使得材料成片地开裂、剥落,因此材料的磨损量成倍地增加。

由 2-12 可知,在拉应力和腐蚀环境协同作用下会发生低应力脆断现象即应力腐蚀破裂,而且发生应力腐蚀破裂的化学介质具有特定性。例如低碳钢、低合金钢及镍基合金在碱性溶液中的“碱脆”和在硝酸盐溶液中的“硝脆”;不锈钢在含有氯离子溶液中的“氯脆”,铜合金在氨或铵离子介质中的“氨脆”等。这些化学介质一般都是弱腐蚀性的,如果材料不承受应力,材料是耐蚀的。当然如果没有化学介质的协同作用,材料会在更高的应力下长期服役而不致断裂。对比上述腐蚀磨损间的交互作用,可以看出:与应力腐蚀断裂中的低应力脆断相类似,在腐蚀磨损过程中也存在因腐蚀因素而使材料的磨损量成倍增加的过早失效现象。于是把这种腐蚀严重加速磨损( $\Delta \eta_{\text{交互}}$ )的现象,称为腐蚀磨损中材料的环境脆性。

### 2-12 典型材料的腐蚀磨损脆性

经过大量的研究工作发现,与应力腐蚀断裂中的“碱脆”、“氯脆”、“氨脆”等一样,在腐蚀

磨损过程中也存在不锈钢的“氢脆”、低合金高强度钢和钛合金的“氢脆”、化学镀镍层的“碱脆”、铜合金的“氢脆”和“硫脆”等。正是由于这些环境脆性,腐蚀磨损过程中的材料流失量明显增大。

双相不锈钢在氯化物溶液中的“氢脆”

双相不锈钢在质量分数为 10% 的 NaCl 溶液中腐蚀磨损是最简单的“氢脆”体系。实验结果表明,双相不锈钢腐蚀磨损的交互作用量随磨损载荷的增加而增大,且磨损对腐蚀的加速作用远小于腐蚀对磨损的加速作用。在 10 和 100 N 载荷下,腐蚀对磨损的加速量分别占腐蚀磨损交互作用总量的 80% 和 90%,而磨损对腐蚀的加速量则只占腐蚀磨损交互作用总量的 20% 和 10%,即材料的流失主要是由于腐蚀对磨损的加速作用。

不锈钢与含氯离子的酸性介质体系,是化学工业中常见的、易产生应力腐蚀破裂的材料—介质组合。双相不锈钢在 10% NaCl 溶液(质量分数,下同)中,在不同 NaCl 浓度、不同载荷下的腐蚀磨损交互作用量,如表 4-10 所示。氯离子的存在使不锈钢腐蚀磨损的交互作用量明显增加,其中以腐蚀加速磨损的作用为主。在 100 N 载荷下,双相不锈钢与浓度为 10% (质量分数,下同) NaCl 溶液体系中,当 NaCl 浓度由 10% 增加到 20% 时,腐蚀磨损的总量分别为 0.05 mm<sup>3</sup>、0.08 mm<sup>3</sup>、0.12 mm<sup>3</sup>,其中腐蚀对磨损的加速量  $\Delta W_w$  相应为 0.02 mm<sup>3</sup>、0.03 mm<sup>3</sup>、0.04 mm<sup>3</sup>,而磨损对腐蚀的加速量  $\Delta W_c$  仅有 0.01 mm<sup>3</sup>、0.02 mm<sup>3</sup>、0.03 mm<sup>3</sup>。即随 NaCl 浓度的增加,材料的腐蚀磨损量及腐蚀磨损的交互作用量显著增大,且腐蚀对磨损的加速量比磨损对腐蚀的加速量大得多(图 4-10)。

表 4-10 双相不锈钢在硫酸和硫酸 NaCl 溶液中的腐蚀磨损交互作用 (豫)

腐蚀介质	$\Delta W_w$	$\Delta W_c$	$\Delta W_w + \Delta W_c$
10% NaCl	0.02	0.01	0.03
20% NaCl	0.03	0.02	0.05
30% NaCl	0.04	0.03	0.07

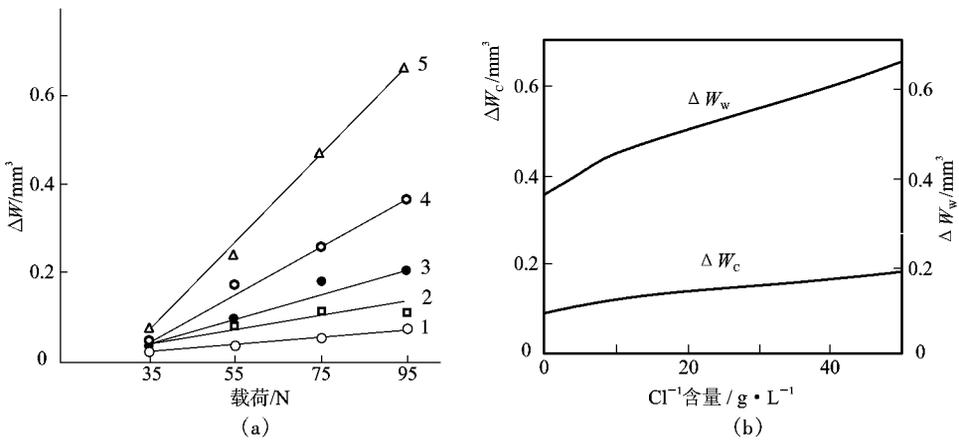


图 4-10 双相不锈钢的腐蚀磨损增量与载荷、NaCl 浓度的关系

(○—10 N (10% NaCl) △—100 N (10% NaCl))

1—10% NaCl 2—20% NaCl 3—30% NaCl 4—40% NaCl 5—50% NaCl  
 a—10 N 100 N 200 N 300 N 400 N 500 N 600 N 700 N 800 N 900 N 1000 N

腐蚀磨损后,对磨痕与磨屑的分析表明,当硫酸或磷酸溶液中不含氯离子时,磨痕为沿摩擦方向的犁沟,磨屑呈弯曲的细条状(图 10-15(a)),而有氯离子存在时,磨痕沿摩擦方向出现横向裂纹,磨屑呈脆性剥落的块状(图 10-15(b))。说明在含氯的溶液中,不锈钢腐蚀对磨损的加速是由氯致脆性引起的。

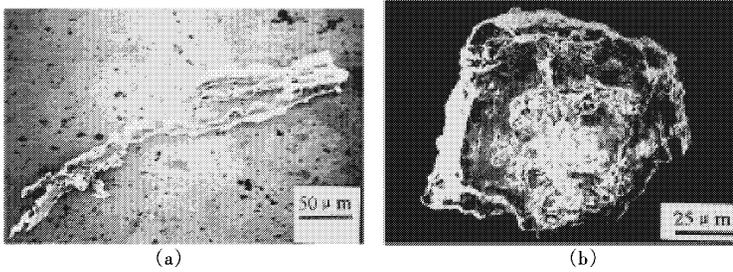


图 10-15 双相不锈钢在磷酸和磷酸含氯溶液中的磨屑形貌  
(a) 不含氯离子的磷酸溶液 (b) 含氯离子的磷酸溶液

氯致脆性的产生,不仅与溶液中氯离子的浓度有关,而且与磨损载荷的大小有关。氯对腐蚀磨损的影响存在一临界载荷,低于此载荷时,表面剪切应力不足以使钝化膜破裂,反而会因钝化膜或腐蚀产物膜的润滑作用,使得不锈钢的腐蚀磨损率随氯浓度的增加而略有降低,即不出现环境脆性;大于此载荷后,在表面剪切力和氯的作用下,可使不锈钢的钝化膜破裂、表面脆化,从而造成材料的脆性剥落,加速材料的腐蚀磨损,表现出环境脆性。另外,氯致脆性的产生还与不锈钢的微观结构、腐蚀磨损中施加的极化电位等因素有关。

合金高强度钢与钛合金在酸性介质中的“氢脆”

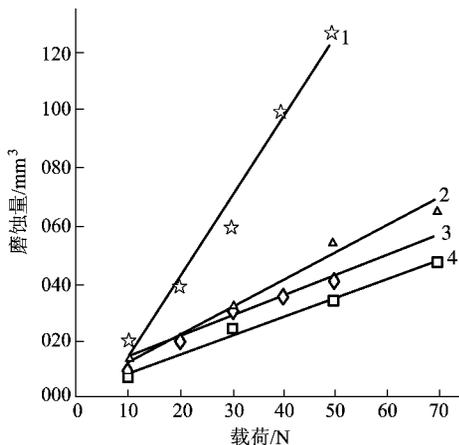


图 10-16 双相不锈钢在含氯溶液中的磨蚀腐蚀磨损量与载荷的关系曲线  
1—空气 2—原液 3—含氯 4—含氯+缓蚀剂

双相不锈钢在浓度为 0.1% 的溶液中的腐蚀电位为 -0.1V (相对于饱和甘汞电极),因此在从 -0.1V 到 0.1V 不同的极化电位下对双相不锈钢在含氯溶液、缓蚀剂下的腐蚀磨损行为进行了研究,实验结果如图 10-16 所示。阳极极化、阴极极化电位下双相不锈钢的腐蚀磨损量明显高于腐蚀电位下的腐蚀磨损量,且腐蚀磨损量随阳极、阴极极化电位的增加而增大。究其原因,阳极极化电位下高的腐蚀磨损量可归功于钢的阳极溶解及机械磨损,而在阴极极化电位下,按理说应该是材料受到保护,从而使腐蚀磨损量降低,但与实验结果恰恰相反。考虑到双相不锈钢在含氯溶液中的阴极极化反应为阴极析氢,所以有理由认为阴极极化电位下高的腐蚀磨损

是由于材料的氢致损伤与机械磨损造成的。

为验证这种观点,对双相不锈钢在阴极为氧去极化过程的含氯溶液中的腐蚀

磨损行为进行了研究,如图 4-25 所示。实验表明,阴极极化电位下的腐蚀磨损量与腐蚀电位下的腐蚀磨损量相当,即在氧去极化条件下,低碳钢不出现脆化现象。另外,二次离子质谱的实验结果显示,经 0.02 mol/L 的  $H_2SO_4$  溶液、线载荷、磨损后,低碳钢磨损中的氢含量成倍地增加,且氢含量随阴极极化电位的负移而升高,从而证明低合金高强度钢的腐蚀磨损与氢参与材料的脆化过程有关,即氢致脆性。

对 304 不锈钢合金与 0.4 mol/L  $Na_2SO_4$  的溶液体系,在线载荷、开路电位(原电池电位)和阴极析氢(原电池电位)条件下进行了腐蚀磨损试验。在阴极充氢 1 小时后,试样表面的氢含量为开路电位下的 4 倍,腐蚀磨损量也明显大于开路电位下的磨损量(图 4-26)。在开路电位下,304 不锈钢合金的磨屑为典型的切削型金属屑片(图 4-27a);而阴极充氢后,磨痕呈典型的脆性剥落特征,磨屑为具有明显棱角的粒片状(图 4-27b)。究其原因,在磨损过程中氢原子会在试样表面富集,以至于形成金属氢化物。而这种金属氢化物是脆性的,会在表面剪切力的作用下开裂、剥落,从而使得阴极析氢条件下钛合金的腐蚀磨损率剧增。

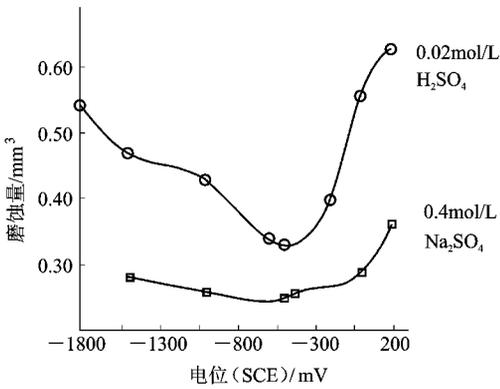


图 4-25 低碳钢在 0.02 mol/L  $H_2SO_4$  和 0.4 mol/L  $Na_2SO_4$  溶液中的腐蚀磨损量与电位的关系

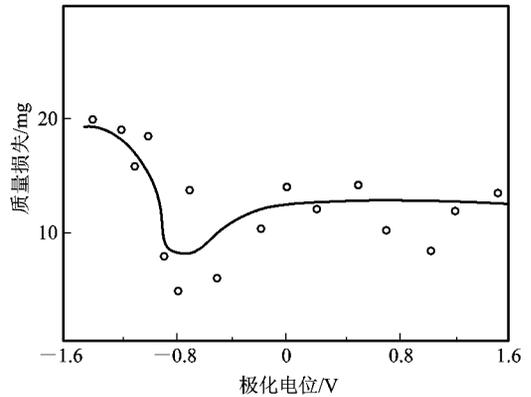
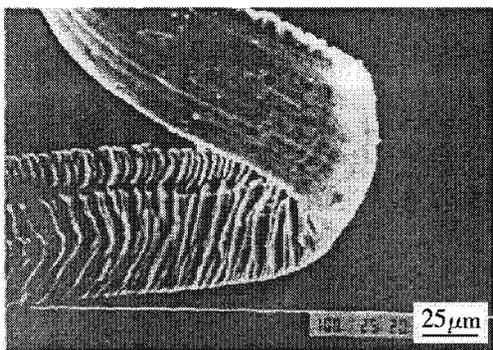
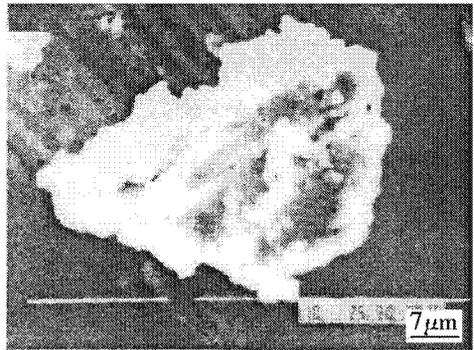


图 4-26 304 不锈钢在 0.4 mol/L  $Na_2SO_4$  溶液中的腐蚀磨损量与施加电位的的关系曲线



(a)



(b)

图 4-27 304 不锈钢在 0.4 mol/L  $Na_2SO_4$  体系、开路电位和阴极析氢下的磨屑形貌 (a)开路电位 (b)阴极析氢

### 化学镀镍—磷层在均匀溶液中的“碱脆”

利用化学镀技术在钢基体表面涂镀了三种不同磷含量(质量分数分别为 0.05%、0.10%、0.15%)的镍—磷镀层。对 0.05%、0.10%、0.15% 三种低、中、高磷含量的镍—磷镀层,在质量分数为 10% 的 NaOH 溶液、缘至 缘的载荷下进行了腐蚀磨损试验。在碱性介质中,中、高磷含量的镍—磷镀层有很高的腐蚀磨损率,且在磨痕中观察到大量垂直于摩擦方向的脆性裂纹(图 10-10),而同种镀层在空气中进行单纯磨损时,磨痕仅由平行于摩擦方向的犁沟组成,并未发现裂纹(图 10-11)。对 0.15% 镀层在 500℃ 进行去应力退火后,仍在磨痕中发现了许多脆性裂纹。由此表明,镍—磷镀层在碱性介质中对表面剪切力十分敏感。在表面剪切力和腐蚀介质的作用下,镀层会产生层片状的剥落即碱脆,加速材料的流失。

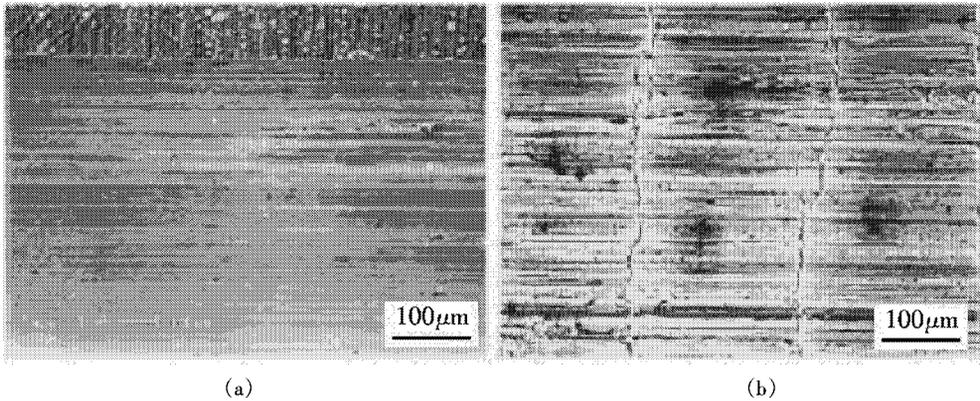


图 10-10 镍磷涂层在空气和 10% (质量分数) NaOH 溶液中的磨痕形貌  
(a) 空气 (b) 10% NaOH 溶液

### 铜合金在污染海水中的“氨脆”和“硫脆”

黄铜和青铜常被广泛地应用到电厂、海船等的冷凝管和其他耐蚀、耐腐蚀部件中,而海水和工业冷凝水中常含有硫化物、氨或铵离子等污染物。因此,研究铜合金在污染海水和工业水中的腐蚀磨损行为显得尤为必要。另外,氨或铵离子也是铜合金发生应力腐蚀破裂的敏感介质。

黄铜和青铜在 10% (质量分数) NaOH、 $\text{NH}_3$  溶液中的腐蚀磨损行为表明: $\text{NH}_3$ 、 $\text{NH}_4^+$  的存在,加速了铜合金的腐蚀磨损量,尤其是腐蚀磨损的交互作用量。腐蚀磨损的交互作用量随载荷和溶液中  $\text{NH}_3$ 、 $\text{NH}_4^+$  含量的增加而成倍地增大(图 10-12)。高  $\text{NH}_3$ 、 $\text{NH}_4^+$  浓度下,在铜合金的磨痕中还出现了许多平行和垂直于滑动方向的裂纹(图 10-13)。表明在腐蚀磨损过程中,铜合金因溶液中  $\text{NH}_3$ 、 $\text{NH}_4^+$  等污染物离子的存在而发生表面脆化、剥落,从而加速了材料的腐蚀磨损。

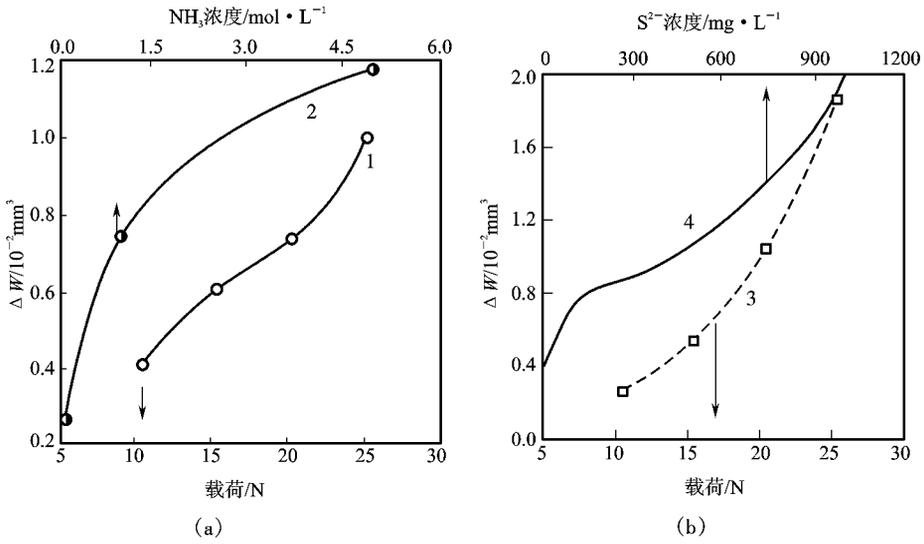


图 4-10 月藻菌联合合金腐蚀磨损的交互作用量与载荷、 $\text{NH}_3$  和  $\text{S}^{2-}$  浓度的关系  
 (月藻菌联合合金溶液中) (月藻菌联合合金溶液中)  
 图—载荷 图—载荷

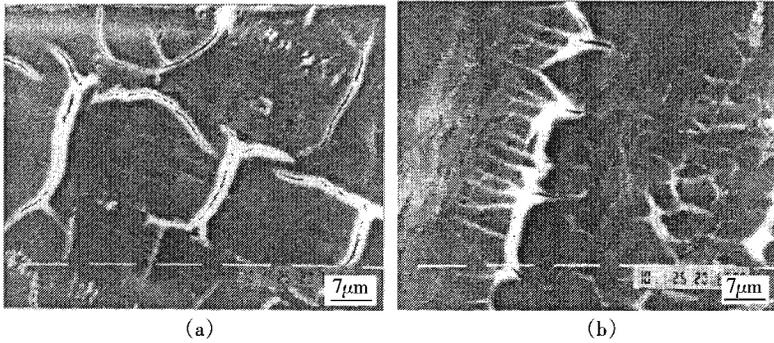


图 4-11 月藻菌联合合金在月藻菌和月藻菌溶液中的磨损形貌  
 (月藻菌溶液) (月藻菌溶液)

### 4.1.1 腐蚀磨损脆性的测试方法与评价指标

#### 1. 测试方法

由于腐蚀磨损主要发生在过流部件和腐蚀介质中的摩擦副间,因此腐蚀磨损脆性的试验和测试方法应尽可能地与实际工况接近。试验参数如摩擦副的接触形式(点、线或面接触)、运动方式(滑、滚或振动)、承受载荷或压力的方式(平稳或脉动)和数值、运行速率等磨损参数及介质的种类(酸、碱、盐或自然界存在的介质)、浓度、温度等腐蚀参数应该能模拟材料的服役表现。

鉴于过流部件和摩擦副的实际工况种类繁多,因而也就出现各种各样的腐蚀磨损试验机。常用的典型腐蚀磨损试验机,可分为稳态腐蚀磨损试验机、料浆冲蚀试验机、暂态腐蚀

磨损试验机。但由于目前尚缺乏腐蚀磨损试验的国家或国际标准,因而试样的形状、力学参数(载荷、运行速率等)、化学介质(温度、pH值、浓度等)和电化学参数(电位等)也各不相同。关于试验机的原理、构造和试验方法,可详见化学工业出版社出版的《金属的腐蚀磨损》等专著。

**圆评价指标**

由上述典型材料的腐蚀磨损脆性实验结果可以看出,腐蚀磨损中材料的环境脆性化程度,主要由腐蚀对磨损的加速量占磨损总量及交互作用量的相对大小、磨痕与磨屑的形貌来确定。然而材料的韧性或脆性,是材料的力学性能指标,因而材料的环境脆化程度,还需要通过材料的力学方法与指标来对其进行表征和评价。

**员比能耗 (泽莱源管金精液理增器译言表)**

由材料的力学性能可知,材料的脆性常通过缺口试样冲击实验过程中材料的冲击功来表示。冲击功越大,材料的韧性越好。根据缺口冲击及腐蚀磨损实验的特点,中国科学院金属研究所研制出单摆冲击划痕试验机。实验结果表明,单摆冲击划痕实验是较好的评价材料表面力学行为的方法。单摆冲击划痕试验机的结构见图 1-1。可用比能耗,即冲击划痕造成材料表层单位体积流失所需要的能量,直观地反映经过腐蚀磨损后材料表层性能的变化情况。

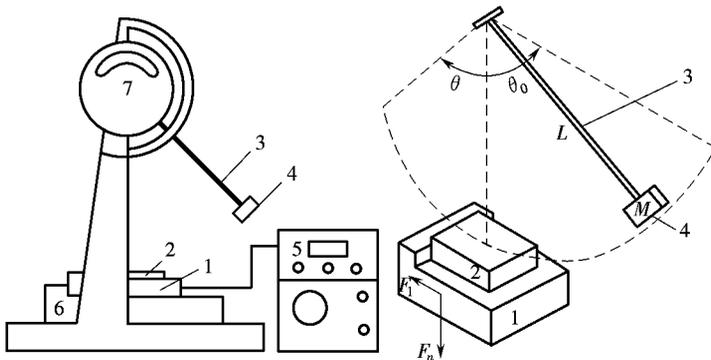


图 1-1 单摆冲击划痕试验机的结构示意图

员-双向测力仪 圆-试验样品 猿-摆杆和摆锤 源-划头

缘-双向力放大动态记录装置 远-试样台升降调节装置 苑-光电测能量损耗装置

研究发现,腐蚀磨损前,猿源不锈钢的比能耗为 员愿先能;而经 员晕载荷、员皂匀溶液腐蚀磨损后,不锈钢的比能耗分别降低为 员愿先能、员愿先能和 员愿先能。由此可以看出,随着悦浓度的增加,材料的比能耗明显降低,材料变脆。

图 1-2 是 匀原钢在 园%皂匀和 园%皂匀的匀原介质中腐蚀磨损后表面的比能耗与划痕体积关系曲线。由图可见,匀原钢在酸性介质中腐蚀磨损后的比能耗随试验载荷和硫酸浓度的增加而下降,即脆性增大。月云铜合金在猿%晕和猿%晕溶液腐蚀磨损后,表面的比能耗与划痕体积关系曲线,如图 1-3 所示。在相同划痕体积下,含杂的晕溶液中浸泡样品的比能耗值均小于晕溶液中浸泡的样品,说明杂的存在会使铜合金在腐蚀磨损过程产生明显的脆化。对经在 源%晕(质量分数,下同)晕溶液腐蚀磨损后的晕镀层及对经在猿%晕(晕)溶液中腐蚀磨损后铜合金的单摆

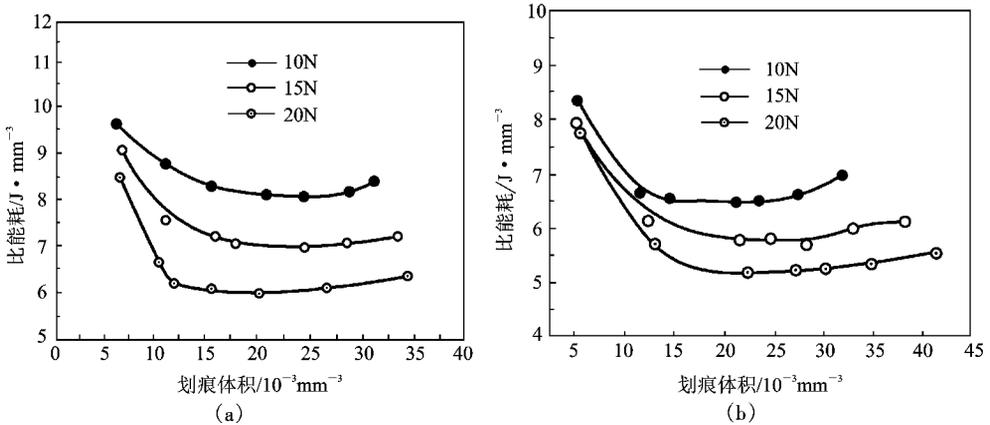


图 4-10 圆缘 匀原钢在 匀原的溶液中腐蚀磨损后表面的比能耗与划痕体积的关系曲线  
(圆缘 匀原钢在 匀原的溶液中腐蚀磨损后表面的比能耗与划痕体积的关系曲线)

冲击划痕实验,也可得出相同的结论。

### 圆磨痕硬度

材料的硬度与材料的韧性或脆性密切相关。一般情况下,材料的硬度越高,脆性往往越大。双相不锈钢未磨损表面的硬度为 猿园匀增经 缘晕载荷、透缘 匀孕的、透缘 匀孕的、匀原早脆悦、透缘 匀孕的、匀原早脆悦溶液腐蚀磨损后磨痕的显微硬度分别增加为 缘园匀增透园匀增透园匀增经 缘晕载荷、园缘自建蓝匀孕的、园缘自建蓝匀孕的、匀原早脆悦溶液腐蚀磨损后磨痕的显微硬度分别增加为 源园匀增缘园匀增 猿原不锈钢经 员晕员自建蓝匀孕的、员自建蓝匀孕的、匀原早脆悦、员自建蓝匀孕的、匀原早脆悦、员自建蓝匀孕的、匀原早脆悦溶液腐蚀磨损后,磨痕的硬度分别为 圆园匀增圆园匀增圆愿匀增猿猿匀增 完全相同的磨损条件下,磨痕的硬度随 悦透浓度的增加而增加,即 悦透促进了磨损表面的硬化,会加速材料的脆性剥落。这是 悦透参与表面脆性剥落的又一证明。对 匀原钢、猿原合金在稀硫酸溶液腐蚀磨损后的磨痕硬度测试结果,也可得出材料表面变硬、变脆的结论。

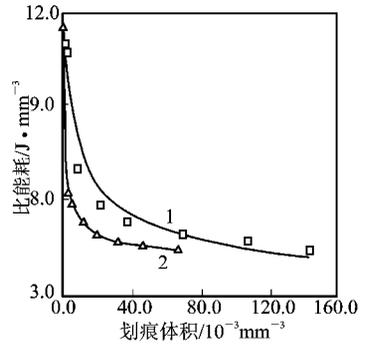


图 4-11 圆缘 匀原钢在 匀原的溶液中腐蚀磨损后表面的比能耗与划痕体积的关系  
圆缘 匀原钢在 匀原的溶液中腐蚀磨损后表面的比能耗与划痕体积的关系  
圆缘 匀原钢在 匀原的溶液中腐蚀磨损后表面的比能耗与划痕体积的关系

### 圆原缘 腐蚀磨损脆性与应力腐蚀、氢脆、腐蚀疲劳的关系

断裂、腐蚀和磨损是材料失效的三种主要形式。虽然材料的应力腐蚀开裂、氢脆和腐蚀疲劳断裂与腐蚀磨损脆性相似,都是由于力学和电化学因素同时作用而造成的失效。但因有疲劳和腐蚀学科作基础,应力腐蚀和腐蚀疲劳分别作为一门学科领域,其完整性和系统性远比腐蚀磨损成熟。腐蚀磨损研究较少、起步较晚的原因可能是其失效形式与应力腐蚀和腐蚀疲劳不同,后两者往往会导致突发性事故,甚至灾难性事故,而腐蚀磨损却是逐渐失效,从而就比较容易忽视。

由于材料的应力腐蚀、氢脆和腐蚀疲劳与腐蚀磨损同为力学及电化学协同作用造成的

破坏,因而它们之间存在许多相似之处。如高强度钢和钛合金在酸性介质中会发生氢脆,这与高强度钢和钛合金在酸性体系中的腐蚀磨损脆性一致(图 2-10 至图 2-11)。又如腐蚀磨损致脆是应变疲劳与化学介质共同作用下的脆性破坏,而腐蚀疲劳是应力疲劳与化学介质共同作用下的脆性破坏。

与应力腐蚀断裂相比,腐蚀磨损中环境脆性的特点如下。

(应力) 两种破坏形式都有外加应力的作用,腐蚀磨损环境致脆的外力为剪切应力;应力腐蚀断裂则为拉应力。前者是剪切应力导致材料表面产生微裂纹,在随后的磨损中造成表层材料剥落,使材料流失加剧;后者是拉应力使金属表面出现裂纹,裂纹向内部扩展并最终使材料发生断裂报废。

造成材料应力腐蚀断裂的拉应力有可能采取一些措施来消除,而腐蚀磨损中的剪切力是服役中存在的,不可能消除。

(圆材料和介质配合的特定体系) 通过试验结果可以看出,腐蚀磨损中的环境致脆体系均是可以导致材料应力腐蚀断裂的材料环境体系,如奥氏体不锈钢在含氯离子的酸性溶液中、高强度低合金钢在稀酸溶液中、铜合金在氨或铵溶液中等。介质浓度对应力腐蚀断裂体系和腐蚀磨损体系都有影响。

应力腐蚀断裂与材料在介质中是否钝化关系密切,即对所处的电位区敏感,尤其是不锈钢的应力腐蚀断裂行为,但腐蚀磨损中,外加的剪切力常常足以使表面膜破裂,而有的体系则根本无膜存在(如高强度钢在稀酸中)。

(失效形式) 应力腐蚀断裂的破坏形式为脆性断裂,一旦发生断裂将造成突发事故,导致工件报废。腐蚀磨损致脆是应变疲劳与化学介质共同作用下造成的材料表面破坏,磨损使材料表面产生裂纹,腐蚀加速裂纹的扩展,材料流失主要是表面脆性剥落,缩短工件寿命,失效速率低于应力腐蚀断裂。

(源) 阈值问题) 腐蚀磨损环境致脆体系中具有临界载荷、浓度阈值。大于阈值时,随载荷、浓度的增加,材料流失率增加,如镍磷镀层在较高浓度碱液中(大于 10g/L),高磷镀层的临界载荷为 150N,低磷镀层的临界载荷为 100N 等,与应力腐蚀断裂中的临界应力  $\sigma_{\text{临界}}$  类似。低于该临界值  $\sigma_{\text{临界}}$  时,就不会发生应力腐蚀断裂。

## 2.10 腐蚀磨损脆性的防护措施

由于材料的腐蚀磨损性能不是材料固有的特性,而是其在使用条件下的一个系统特性,因此对材料的腐蚀磨损,可从材料、环境介质和电化学保护等方面加以控制和防止。

### 1. 材料方面

根据材料在使用工况中力学因素与电化学因素相对强弱程度的高低,选择合适的材料。对弱力学—弱腐蚀作用环境,一般的材料即可胜任,无须特殊要求。对强力学—弱腐蚀作用环境,机械磨损是材料流失的主要原因,因此材料应具备良好的耐磨性,同时兼有一定的耐蚀性,如高铬铸铁在中性介质中的成功应用。对弱力学—强腐蚀作用环境,材料必须具有优良的耐蚀性能以抵抗环境剧烈的腐蚀作用,如加 0.5% 钼的不锈钢耐海水腐蚀磨损的能力比 304 不锈钢好。对强力学—强腐蚀作用环境,可通过高合金化、适当热处理使组织尽量均匀化、不含强阴极性第二相、晶粒细化等手段提高材料的耐蚀性,耐磨性的提高以变形强化最为有效,弱阴极性第二相强化也可适当应用。

### 环境介质

在腐蚀磨损的环境介质中,加入阳极成膜型缓蚀剂,如铬酸盐、亚硝酸盐、正磷酸盐、硅酸盐及苯甲酸盐等,可大大降低材料的腐蚀磨损流失量。如在 0.5% 硫酸溶液中加入 0.01% 的亚硝酸钠(均为质量分数)等缓蚀剂,可不同程度地降低纯铁的腐蚀磨损量(图 4-10)。

### 电化学保护

对非氢敏感的材料—环境组合,如普通碳钢、铸铁在海水体系中等,可采用阴极保护措施,提高材料的腐蚀磨损抗力。

### 表面处理

对材料进行表面处理,如化学镀、刷镀、渗氮、渗碳、碳氮共渗、气相沉积、涂覆超硬膜等,也可改善材料的抗腐蚀磨损性能。

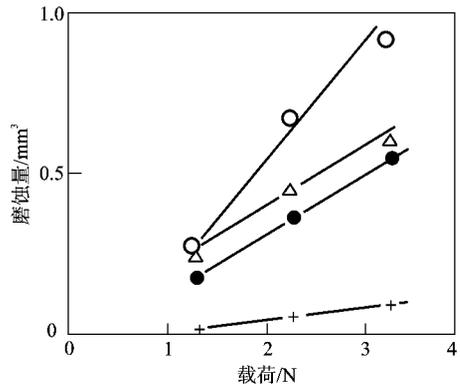


图 4-10 纯铁在不同缓蚀剂溶液中的磨损量—载荷曲线

○—0.5% 硫酸 + 0.01% 亚硝酸钠  
 ●—0.5% 硫酸 + 0.01% 正磷酸钠  
 △—0.5% 硫酸 + 0.01% 苯甲酸钠  
 +—0.5% 硫酸

## 辐照脆性

从 20 世纪 50 年代以来,原子反应堆得到了迅速的发展。反应堆压力容器须在一定温度、压力和严重的中子辐照下工作。钢在中子辐照下会导致金属内空洞成核和长大、氦气泡等辐照损伤,从而使材料脆化。为确保原子反应堆的安全性,避免反应堆压力容器脆性断裂,需要对钢及合金中子辐照损伤机理、辐照脆化的影响因素、辐照脆化的评定标准等进行大量的研究,以便为材料选择和防止原子能反应堆压力容器脆性断裂设计提供依据。

### 辐照损伤

辐照损伤是指材料受载能粒子轰击后产生的点缺陷和缺陷团及其演化的离位峰、层错、位错环、贫原子区和微空洞以及析出的新相等。

反应堆中射线的种类很多,也很强。但对金属材料而言,主要影响来自快中子,β和γ的影响则较小。结构材料在反应堆内受中子辐照后,主要产生以下几种效应。

### 电离效应

这是指反应堆内产生的带电粒子和快中子撞出的高能离位原子与靶原子轨道上的电子发生碰撞,而使其跳离轨道的电离现象。从金属键特征可知,电离时原子外层轨道上丢失的电子,很快被金属中共有的电子所补充,所以电离效应对金属性能影响不大。但对高分子材料,电离破坏了它的分子键,故对其性能变化的影响较大。

### 嬗变

嬗变即受撞原子核吸收一个中子变成异质原子的核反应。例如  $^{59}\text{Fe} + n \rightarrow ^{60}\text{Fe}$  的嬗变反应对含硼控制材料有影响,其他材料因热中子或在低注入量下引起的嬗变反应较少,对性能影响不大。高注入量的快中子对镍的嬗变反应较明显,因此快堆燃料元件包壳用的奥氏体不锈钢,有氦脆问题。

### 源离位效应

碰撞时,若中子传递给原子的能量足够大,原子将脱离点阵节点而留下一个空位。当离位原子停止运动而不能跳回原位时,便停留在晶格间隙之中形成间隙原子。此间隙原子和它留下的空位合称为云团缺陷。堆内快中子引起的离位效应会产生大量初级离位原子,随之又产生级联碰撞,伴生许多点缺陷。它们的变化行为和聚集形态是引起结构材料辐照效应的主要原因。

### 源离位峰中的相变

有序合金在辐照时转变为无序相或非晶态相(原子排列混乱、无特定点阵间隙的密集聚集体),这是在高能快中子或高能离子辐照下,产生液态似离位峰快速冷却的结果。无序或非晶态区被局部淬火保存下来,随着注入量增加,这样的区域逐渐扩大,直到整个样品成为无序或非晶态。

### 远源辐照效应

由辐照损伤缺陷引起的材料性能变化,称为辐照效应。辐照效应因危及反应堆安全,深受反应堆设计、制造和运行人员的关注,也是反应堆材料研究的重要内容。辐照效应包含了冶金与辐照的双重影响,即在原有的成分、组织和工艺对材料性能影响的基础上又增加了辐照产生的缺陷影响,所以是一个涉及面比较广的多学科问题。其理论比较复杂,模型和假设也比较多。其中有的已得到证实,有的尚处于假设、推论和研究阶段。

低合金高强度钢、奥氏体不锈钢、耐热钢、铝合金、镁合金、钛合金和高温合金,是目前反应堆中使用最多的材料。虽然材料的种类、结构和性能有很大的差异,但大量实验的表明,受快中子照射后,材料的辐照行为存在许多的共同点,如强度升高、塑性下降(辐照硬化),韧性降低、脆性转变温度提高(辐照脆化),蠕变速率增大(辐照蠕变)和几何尺寸变化、密度减小(辐照生长、辐照肿胀)等。在本节里,只介绍与力学性能变化有关的辐照硬化和辐照脆性效应。

### 源辐照硬化

被快中子轰击后,低碳钢拉伸应力—应变曲线如图 2-10 所示;辐照前后奥氏体不锈钢的应力—应变曲线,如图 2-11 所示。这些曲线说明,经过一定剂量中子辐照之后,金属强度有明显的增加,其中屈服强度可提高一倍以上;而加工硬化率却下降,即抗拉强度虽然也增加,但不如屈服强度敏感。在大剂量(如  $10^{21}$   $\text{cm}^{-2}$ )照射之后,将出现屈服之后立即发生颈缩,没有均匀硬化阶段,这时屈服强度就是最大强度。同时均匀延伸率明显降低,严重时可达均匀延伸为零的情况。

对不同的材料进行研究后发现,强度上升、塑性下降几乎是所有材料受辐照后的普遍规律,如表 2-1 所示。另外,还发现原来变形时具有明显屈服点的一些金属材料(如体心立方结构的铁、钼、铌和低碳钢等)经照射后,屈服现象往往变得不明显甚至会消失,但一般没有屈服效应的面心立方金属(如多晶体铝、镍、铜及合金以及奥氏体不锈钢等)被照射后却发现了屈服点(图 2-12)。这说明,在不同金属中点缺陷对位错钉扎的情况,在辐照后发生了不同的变化。

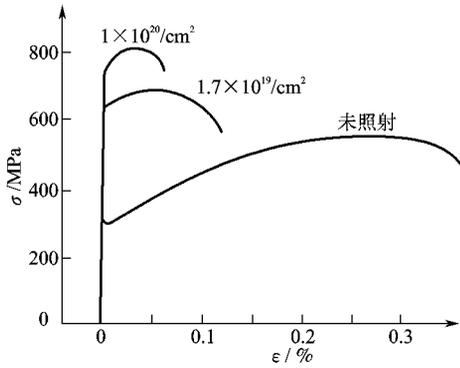


图 4-15 中子辐照前后低碳钢的应力—应变曲线

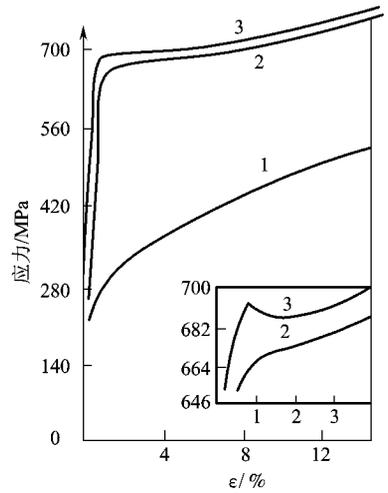


图 4-16 中子辐照前后奥氏体不锈钢的应力—应变曲线

员—未辐照  
 圆— $1 \times 10^{20}$  辐照, 变形速率  $10^{-3}$  s<sup>-1</sup>  
 猿— $1.7 \times 10^{19}$  辐照, 变形速率  $10^{-3}$  s<sup>-1</sup>

表 4-1 中子辐照对材料力学性能的影响

材 料	辐照剂量 量 / 量	屈服强度 / 量		抗拉强度 / 量		延伸率 / 量	
		辐照前	辐照后	辐照前	辐照后	辐照前	辐照后
酥燥	缘伊员	远猿	远圆	缘苑	苑远	圆原	圆
悦志	缘伊员	缘	圆	员	圆	源	圆
晕蚤	缘伊员	圆	源	源	源	猿	圆
匀葬藻藻	圆伊员	猿	苑	苑	愿	缘	源
陨藻藻	员伊员	苑	员	员	员	圆	员

辐照脆性

在高速电子、中子、离子流的辐射下, 结构材料发生的脆化称为辐射脆化。辐照前后某容器钢的断裂韧性, 如图 4-17 所示。可见经中子辐照后, 容器用钢的韧性明显降低, 即发生了脆化。

对于体心立方晶格的铁素体钢, 辐照脆性常以其脆性转变温度行为来衡量。经中子辐照后, 随辐照剂量的增加, 钢的冲击功—试验温度曲线右移、脆性转变温度提高(图 4-18)。对面心立方晶格的奥氏体钢, 其辐照脆性常以钢的塑性降低作为衡量标准。

一般情况下, 辐照对体心立方晶格铁素体钢的冲击韧性与试验温度关系的影响, 如图 4-19 所示。辐照脆性有下列特点。

- ① 完全韧性断裂的冲击功的绝对值降低, 即辐照后冲击温度曲线上限的水平段下降了  $\Delta K_{IC}$
- ② 辐照后脆性转变温度提高了  $\Delta T_c$ 。现广泛接受  $K_{IC}$  的冲击功所对应的温度作为脆性转变温度。 $\Delta K_{IC}$  和  $\Delta T_c$  在辐照脆性评定中是两个重要的性能指标。许多文献根据钢材经

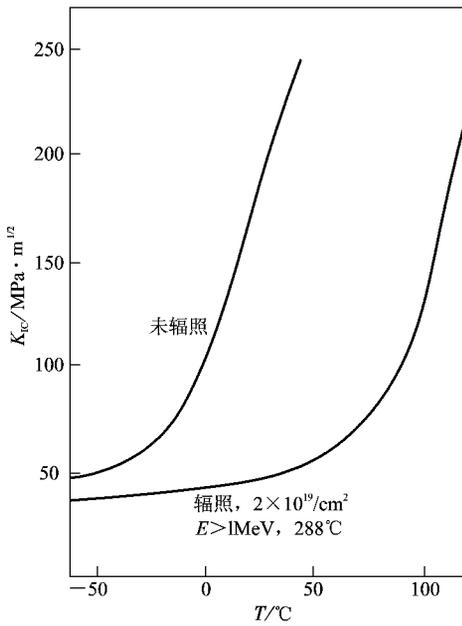


图 10-10 辐照前后某容器钢的断裂韧性与试验温度的关系

辐照后测定的  $\Delta T_{IC}$  和  $\Delta K_{IC}$  值, 建立起由辐照剂量来推断  $\Delta T_{IC}$  的经验公式。如表 10-1 对奥氏体和铁素体钢经辐照后脆性转变温度的变化详细研究后, 提出如下的经验公式:

$$\Delta T_{IC} = \frac{K_1 \phi t}{K_2} \quad (10-1)$$

式中:  $K_1$  是常数;  $\phi t$  为辐照剂量,  $cm^2$ 。对奥氏体钢在不同热处理状态和辐照后不退火条件下的试验结果如图 10-11 所示。图中上、下限的  $\Delta T_{IC}$  与  $\phi t$  的经验关系为

$$\Delta T_{IC} = \frac{K_3 \phi t}{K_4} \quad (10-2)$$

$$\Delta T_{IC} = \frac{K_5 \phi t}{K_6} \quad (10-3)$$

需要指出的是, 经验公式只适用于试验的钢种。事实上, 辐照后材料的脆性升高并不单纯取决于辐照剂量, 还取决于辐照温度、钢材的成分、相结构及其他因素。由于辐照使低碳钢脆化温度升高, 因而往往使钢在室温下呈脆性状态。

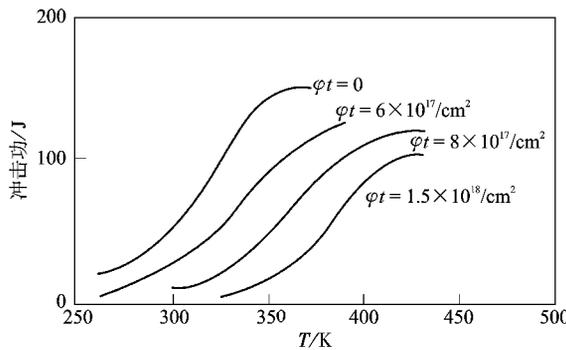


图 10-11 中子辐照剂量对钢的冲击功—试验温度曲线的影响

对面心立方晶格的奥氏体钢, 其辐照脆性常由塑性的降低来衡量(图 10-12)。无论试验温度如何, 奥氏体钢的辐照脆性随中子辐照剂量增加而增加, 而且辐照脆性对温度是敏感的。

### 10-3 辐照致脆机理

高能粒子与固体内部原子碰撞时, 会把原子撞离平衡位置而成为离位原子, 原来的地方就成空位。离位原子是正离子, 倘若它接受的能量不够大, 离子很快停止运动, 停留在点阵的间隙上成为间隙原子。这一对间隙原子和空位缺陷合称为 Frenkel 对。为形成一个 Frenkel 对所需要的临界能量值为离位阈能, 离位阈能大约在 0.5 eV 左右。假如离位原子从碰撞粒子中吸取了很大的能量而具有比较高的速率, 同样可看成高能粒子, 它在物体内部运动中

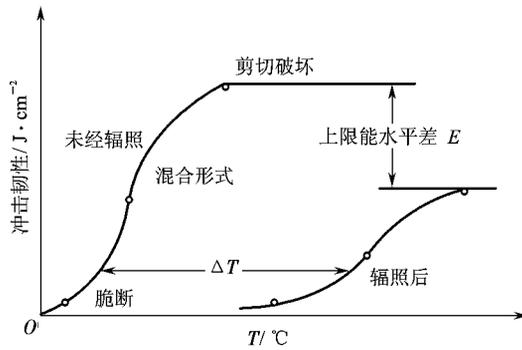


图 4-10 辐照对铁素体钢冲击韧性与试验温度的关系

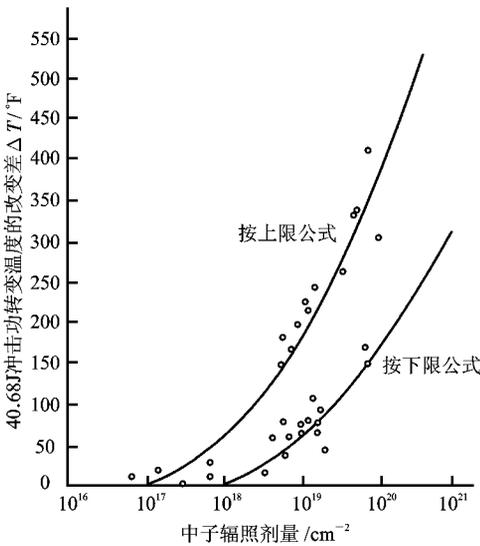


图 4-11 辐照对奥氏体钢 ΔT 的影响

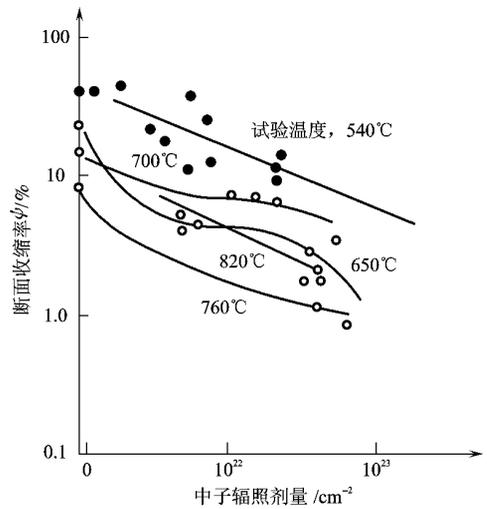


图 4-12 快中子辐照对奥氏体不锈钢塑性的影响

也会产生电离效应、离位效应和其他反应。

中子流是核反应的产物。在这种核裂变过程中产生的中子流中,各个中子平均拥有的能量大约是  $2 \times 10^6$  eV, 因其速率约为  $2 \times 10^8$  m/s, 故称为快中子。快中子所具有的能量远远大于使原子离位所需要的能, 而点阵原子受轰击后所吸收的能量亦远远大于其离位阈能。一个  $2 \times 10^6$  eV 的中子在与铁原子作正面撞击时可输出的能量为  $2 \times 10^6$  eV, 而离位阈能只要  $24$  eV, 于是碰撞的结果不仅仅形成空位, 对本身, 大部分一级离位原子还具有很大的能量, 它们能够以相当高的速率在点阵中穿行, 连续地和点阵原子碰撞, 造成二级、三级以至更高级的离位原子。然而, 由于离位原子带有电荷, 在旅途中受到强烈的电学作用, 只能通过很短的一段距离。离位原子的级数越高, 它拥有的能量就越有限, 穿行的距离就越短。因此, 在离位原子碰撞的最后里程上就会形成一个密度相当大的离位原子和空位密集区域, 是一群空位和离位原子的集合体, 称为离位峰, 如图 4-13 所示。

与离位峰对应的, 还有热峰。中子、离位原子或被激发的电子在物质内部运动时还会与原子多次侧面碰撞, 它不一定造成点阵原子离位, 却能使点阵原子热振动加剧。在离位峰区

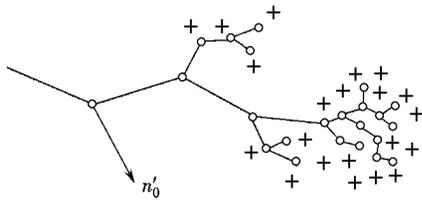


图 10-15 离位效应  
○—空位    +—间隙原子

域,离位原子最后把本身能量转化为热能,由于这个区域内的离位原子非常密集,因此转化成的热能可使该地区被加热到相当高的温度。

离位峰中空位群可聚集成空洞,而间隙原子可形成位错环。因此,钢在高的中子剂量辐照下,会产生空洞和位错环等缺陷。但这些缺陷会引起晶格畸变,对位错起到钉扎作用,使位错在滑移面上启动困难,从而增加了解除位错钉扎所需的应力。另外,位错启动后,滑移面上的辐照缺陷如同

障碍物,对位错运动有阻碍作用,即增加了位错运动所需的应力,从而使材料硬化、塑性和韧性下降,并使冲击功减小、脆性转变温度升高。

金属辐照致脆的另一种机制是辐照可在金属内部产生气态裂变产物。这些反应产物常扩散到晶体缺陷处,并在那里聚集成气泡。当气泡压力足够大时,可能引起内部开裂。例如奥氏体钢辐照后可产生氦泡,氦泡易于在空洞处形成,或空位流入氦泡而长大,并且相互连接成较大的晶界裂纹。

另外,辐照时局部受热造成晶体局部膨胀,有些晶体热膨胀的各向异性程度可能比较严重,这将在取向混乱的多晶体内产生内应力。

### 10-3 辐照损伤的回复与控制

受到辐照损伤的材料当所处的环境温度有利时,间隙原子或空位会在热激活的作用下迁移使它们彼此复合,从而使因辐照而形成的缺陷被消灭一部分甚至全部,随着内部缺陷的消失,材料的物理、化学、力学性能也不断得到恢复,这种现象称为辐照损伤退火效应。

由于辐照损伤和损伤回复是两个相反的动态过程,而这个过程在材料受辐照的当中就同时存在着,因而回复过程在相当低的温度下就能发生,甚至在液氮温度(约-196℃)下也能表现出来,只不过辐照缺陷的完全恢复需要在相当高的温度下才能实现。经辐照后的低碳钢在退火过程中,明显的回复是从300℃开始,在400℃左右时回复率可达90%左右(见图10-16)。

至于辐照损伤退火温度,可以设想,若离位原子穿行的距离相当于快中子和点阵原子相互作用而引起的位错环的半径(约 $10^{-8}$ cm),则由辐照损伤产生的缺陷将会消失,材料的性能得到恢复。对多数常用的反应堆材料,设每个中子平均产生 $10^{-2}$ 个离位原子,且注意到其扩散系数频率因子 $D_0$ 越大,则辐照损伤退火温度可按下式计算:

$$T = \frac{E_a}{k \ln \left( \frac{D_0}{D} \right)} \quad (10-15)$$

式中: $E_a$ 为自扩散激活能。用式(10-15)计算的辐照损伤退火温度与其实验值的比较,如表10-1所示。

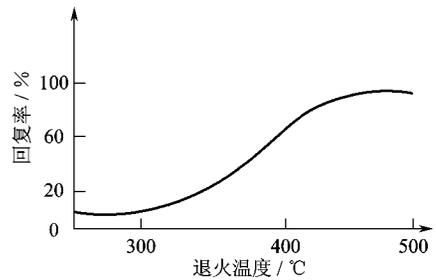


图 10-16 受辐照后低碳钢的力学性能随退火温度的变化曲线  
(辐照温度 300℃, 剂量  $10^{21}$  n/cm<sup>2</sup>, 退火时间 15min, 回复率指  $\sigma_{0.2}$  或  $\delta$ )

表 4-1 典型材料的辐照损伤退火温度

材 料	自扩散激活能 $E_d$ (eV)	退火温度 $T_d$	
		计算值	试验值
铀合金	1.80	250	250~300
铀钢	1.80	250	250~300
铍	1.50	250	250~300
铝	1.40	250	250
石墨	1.20	250	250~300
锆	1.80	250	250~300
铜	1.80	250	250
镁	1.50	250	250

注:  $D_0$  为扩散系数频率因子,  $D_0$  随材料不同而略有差异。

从材料方面看,反应堆材料除应具有足够的力学性能、耐蚀和热强性外,还应具备抗辐照的特点,即要求辐照损伤引起的性能变化小。通过大量的国内外实践发现,需要从以下几方面采取措施,来提高钢的韧性,减小辐照效应的影响。

- ① 冶炼前严格控制原料中天然有害杂质(痕迹元素)和辐照敏感元素(铪、钆)的含量。
- ② 尽量减少钢中非合金化元素,尤其是硅的含量。
- ③ 真空除气要充分,尽量减少气体含量尤其是氧和氮,以便减少非金属夹杂物,提高钢的纯洁度。
- ④ 在满足韧性要求下,碳含量不宜过高,取中上限为宜;在满足强度要求下,碳取中限较好。若为了改善钢的韧性而需要提高碳含量时,应尽量降低铪、钆含量。
- ⑤ 当铜含量不超过 0.01% 时,辐照脆化的趋势明显减小,因此在可能的情况下应尽量降低铪、钆含量。若降低铪、钆实在有困难,则降低磷含量。
- ⑥ 锻压比尽可能地高,如能达到等轴晶最好;奥氏体化温度不宜过高,应保证晶粒度  $\geq$  5 级,热处理组织最好是下贝氏体。

## 4.1 液(固)态金属脆性

### 4.1.1 金属脆性的现象和特点

当低熔点金属与高熔点的金属接触时,在一定的温度和拉应力作用下,在高熔点金属中发生的脆性断裂现象,称为金属脆性(或称低熔点金属脆化)。其中的低熔点金属可以是固相,也可以是液相,但液相金属脆性(或称液相金属脆化)的危害和裂纹扩展速率比固相金属脆性(或称固相金属脆化)高得多。

金属脆性现象,虽然不如应力腐蚀、氢致开裂、腐蚀疲劳和腐蚀磨损现象普遍,但实际工程中也时有发生,如工业镀锌过程中,镀槽材料和设备发生的脆性断裂,航天工业中,镀锡的钛合金、高强度钢、铝合金等常发生的金属脆化等等。容易发生金属脆化的材料组合,如表 4-2 所示。

表 透愿 易发生金属脆性的金属—金属组合体系

环境脆性金属	粤合金	恍合金	钢	配早合金	晕合金	糕合金	砌合金
月蚤		蕴					
恍楷			蕴杂			蕴杂	蕴杂
肆肆	蕴	蕴	蕴				
勺早	蕴	蕴杂	蕴		蕴	蕴	
附	蕴杂	蕴	蕴杂				
蕴蚤		蕴	蕴		蕴		
肆肆	蕴杂	蕴		蕴	蕴		
孕遭		蕴	蕴杂				
杂社	蕴	蕴	杂				
砌社	蕴		蕴杂	蕴			

注：蕴指液态金属脆性，杂指固态金属脆性。

由上可见，金属脆性是一个包含材料组合、温度、应力(应变)速率、冶金和化学因素在内的综合过程。通过大量的研究发现，由于金属脆性引起的破坏，常具有以下的特点。

①必须要有拉应力存在，拉应力可以是工作应力，也可以是残余应力。

②只有在特定的金属—金属组合体系中，才会产生金属脆性(表 透愿)，如镀镉钢板的金属脆性等。

③金属脆性只会在特定的温度和应力(应变)速率下发生。低于或高于此温度区间，金属脆性的程度降低甚至消失；改变应力(应变)的速率，温度区间将发生移动。

④低熔点金属必须能润湿高熔点金属，但一般情况下两者间相互不溶，且不形成金属间化合物。当然，也会有例外，如 砌和 杂能使钢发生脆化等。

⑤金属脆性的裂纹，通常是多枝裂纹或与主裂纹相连接的网状裂纹。在断口上，多为沿晶断口，也有穿晶解理断口，并常在断口表面上含有低熔点的金属。这是判断金属脆性断裂的主要依据。

### 透愿圆 典型材料的金属脆性

#### 员钢的金属脆性

由表 透愿可见，液态或固态金属镉、钠、汞、锡、铅、铋、锌、铟、锂等，均能使钢发生金属脆化。

由于镉对钢制零件具有较好的电化学保护作用，因而在生产实际中常在钢制零件镀镉。匀原钢制螺栓镀镉后在 怨皂外加扭矩下脆性裂纹的长度与试验温度的关系，如图 透愿所示。匀原钢脆性裂纹的长度与试验温度呈良好的指数关系：试验温度越高，裂纹的长度越大。另外，匀原钢的强度水平对其金属脆性也有较大的影响：当钢的强度在 怨皂~ 员皂时，钢对金属脆性断裂不敏感，而在强度大于 员皂后，发生金属脆性的敏感性明显增大，如图 透愿所示。

如将图 透愿和图 透愿中 匀原钢的脆性裂纹扩展速率与应力强度因子 运作图，则有如图 透愿所示的 曲线。与应力腐蚀破裂的裂纹扩展速率 曲线的关系类似(图 透愿)。在金属脆性的裂纹扩展速率 曲线上也存在三个区域：在 区，当 运约 运时，金属脆性裂纹不发生扩展；但 运超过 运后，脆性裂纹开始迅速扩展。因此把 运称为发生金属脆性破裂的门槛值。在 区， 为常数，与 运无关，仅受到脆化物质

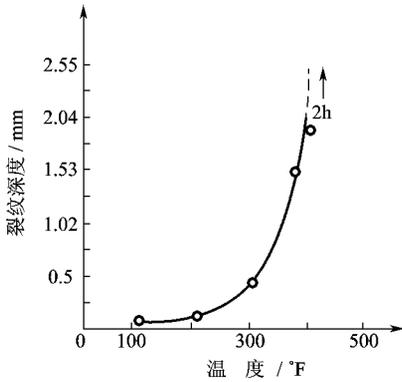


图 4-1 温度对低碳钢脆性裂纹深度的影响

(压力板螺栓的外加扭矩为 100 磅, 应力为该温度下合金  $\sigma_s$  的 1.5 倍)

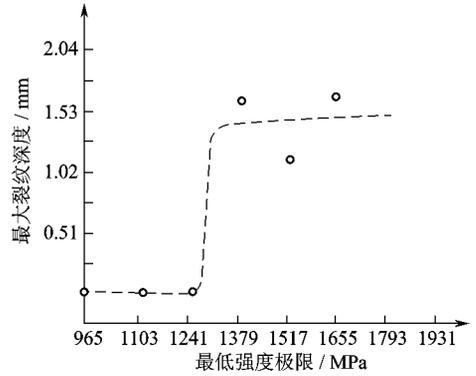


图 4-2 镀锌低碳钢的开裂敏感性与热处理强度水平的关系

(压力板螺栓的外加扭矩为 100 磅, 应力为该温度下合金  $\sigma_s$  的 1.5 倍)

传输到裂纹顶端速率的影响。在 III 区, 因金属脆性裂纹的应力强度因子  $K$  接近材料的  $K_{IC}$ , 裂纹扩展速率急剧增大。

除锡外, 其他低熔点的金属如铅和汞等, 也能使钢发生金属脆化。不同温度下, 铅对 40Cr 高强钢相对断面收缩率  $\psi_{Pb}$  的影响 (  $\psi_{Pb}$  为含 40Cr 钢的断面收缩率;  $\psi_0$  为不含 40Cr 钢的断面收缩率) 的影响, 如图 4-3 所示。在 40Cr 的熔点 (1380°C) 附近, 含 40Cr 钢的断面收缩率明显降低, 且存在一个易发生金属脆性的温度敏感区间。低于此温度区间时, 40Cr 的活动性较小, 不足以及时达到裂纹顶端, 金属脆性的敏感性很小; 高于此温

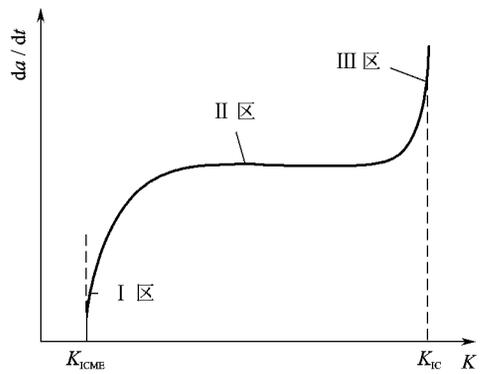


图 4-3 金属脆性裂纹扩展速率与应力强度因子  $K$  的关系

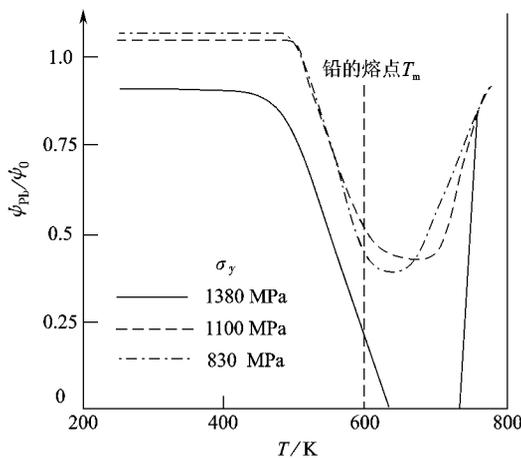
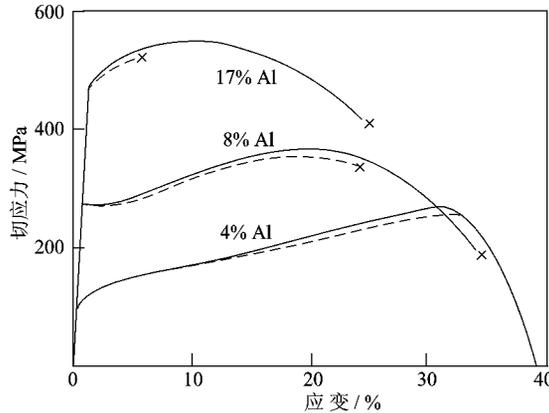


图 4-4 铅对不同强度的低碳钢相对断面收缩率的影响

度区间后,塑性因温度较高而得以回复,脆性降低。增大应变速率,此温度区间将向温度升高的方向移动。另外,增大材料的晶粒尺寸和屈服强度,都会提高钢的金属脆性倾向。

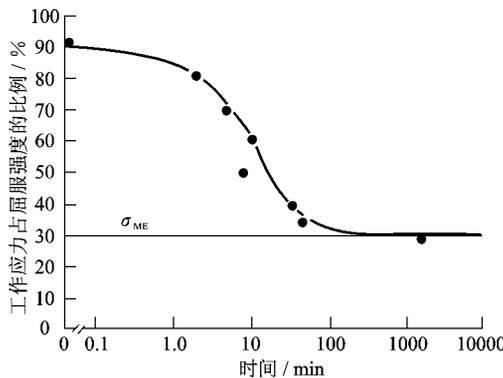
多晶云藻合金在液态匀用涂层中的室温拉伸应力—应变曲线,如图透藻所示。虽然云藻合金拉伸应力—应变曲线的形状并未受到液态匀用的影响,但与匀用涂层接触后,合金(尤其是含愿粤粤和员豫粤的合金)的延伸率和断面收缩率明显下降。



图透藻 液态匀用涂层对云藻多晶体拉伸应力—应变曲线的影响  
实线为无匀用涂层,虚线为有匀用涂层

### 圆铝合金的金属脆性

对高强度铝合金,能发生金属脆化的环境介质主要有汞、镓、钠、钷、锡和锌等。圆铝合金在猿猿运镀汞条件下的静态疲劳(滞后断裂)曲线,如图透藻所示。与光滑试样的应力腐蚀断裂曲线(图透藻类似,在金属脆性滞后断裂的曲线上也存在一个临界应力  $\sigma_{\text{圆云}}$ ,当外加应力低于此临界应力  $\sigma_{\text{圆云}}$  时,金属脆性的断裂时间 圆于无限长。圆铝合金在猿猿运镀汞条件下的临界应力  $\sigma_{\text{圆云}}$  约为屈服强度的猿豫(图透藻)。



图透藻 圆铝合金的滞后断裂应力与时间的关系曲线

### 猿合金的金属脆性

钛合金在镉和汞的环境中,也能发生金属脆化。镀镉的猿合金在员圆益、怨晕皂扭矩下的裂纹深度与时间的关系曲线,如图透藻所示。由图可以看出,脆性裂纹的深度与

试验时间成抛物线关系。结合低熔点原子的扩散规律,金属脆性裂纹的扩展受到低熔点金属原子扩散速率的控制。

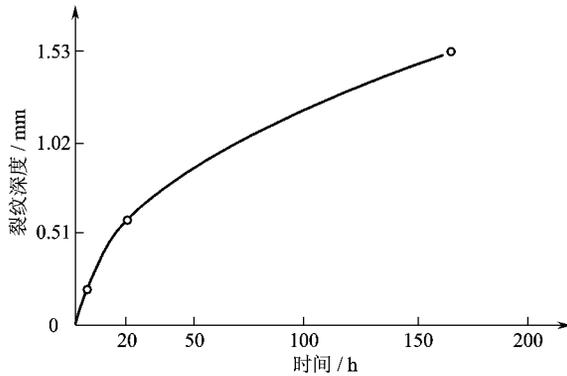


图 4-28 150°C 时,镀锌螺栓试样裂纹深度与时间的关系曲线  
(压力板螺栓的外加扭矩为 20 N·m,应力为该温度下合金  $\sigma_{0.2}$  的 90%)

### 其他材料的金属脆性

除钢、铝合金和钛合金外,其他的金属和合金在特定的条件下也会出现金属脆性,如在单晶在液态  $\text{Hg}$  中的金属脆性(图 4-29)等。与  $\text{Zn}$  合金在液态  $\text{Hg}$  中的应力—应变曲线类似, $\text{Hg}$  等脆化介质并不影响在单晶的整体性能,只是使其塑性下降,即只对小范围内的局部裂纹萌生和扩展起作用。

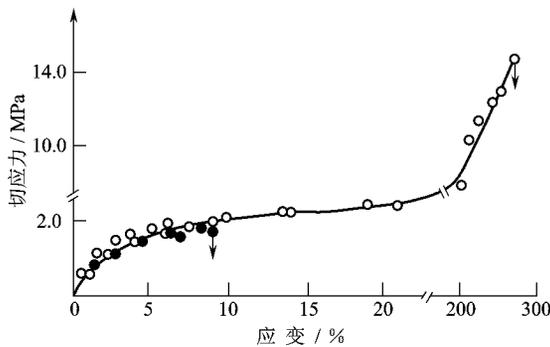


图 4-29 锌单晶在室温下的剪切应力—应变曲线  
●—涂覆汞层;○—未涂覆汞层

### 金属脆性的机制

与应力腐蚀、氢致开裂、腐蚀疲劳一样,金属脆性的断裂也存在裂纹的萌生、扩展和断裂的过程。对金属脆性裂纹的萌生,一致的观点是环境脆化原子经扩散进入材料表面形成薄膜,提高了材料的流变强度,因而有利于裂纹的萌生,增加了金属脆性的敏感性。

对金属脆性裂纹的扩展,有两种机制:一种是由  $\text{Zn}$  合金在液态  $\text{Hg}$  中的应力—应变曲线提出的吸收环境脆化粒子降低内聚能模型(杂质模型)。该模型认为,环境吸附粒子被裂纹顶端所吸收(图 4-30),从而降低了材料原子间的结合能和键合力(图 4-31),使材料的断裂强度  $\sigma_b$  降低(图 4-32)。这种模型,与断口上的解理断裂特征相符合。

为解释某些金属脆性破坏中的韧性特征,提出了环境脆化粒子吸附降低塑性流变

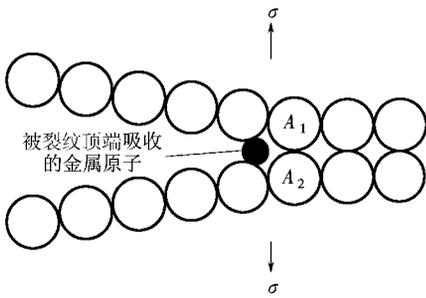


图 2-2-1 裂纹顶端吸收脆性粒子降低内聚能模型示意图

阻力模型(阻力模型)。该模型认为,环境吸附离子吸附在裂纹顶端(图 2-2-1),降低了材料的塑性流变阻力,从而使裂纹顶端的剪切应力增大,裂纹更容易与裂纹后端的孔洞(第二相与基体界面间的开裂)连接,加速了裂纹的扩展。

不管是阻力模型还是阻力模型,发生金属脆性破坏的必要条件是环境致脆粒子到达并吸附在裂纹顶端。如致脆粒子为液态时(液态金属脆性),因液态金属的黏度低、流动性好,粒子可通过流动的方式到达裂纹顶端。于是液态金属脆性具有较高的裂纹扩展速率,有时竟高达 1000 倍。当

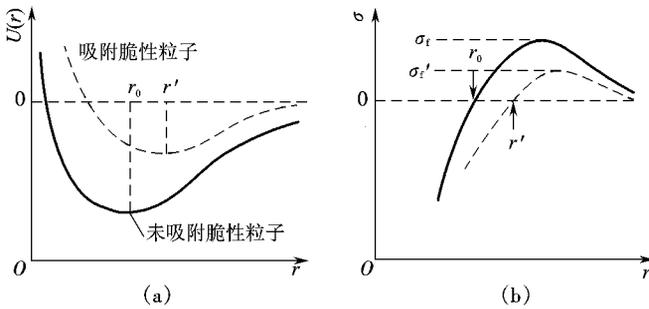


图 2-2-2 裂纹顶端吸收脆性粒子前后的结合能、结合强度与原子间距的关系曲线 (a)结合能 (b)结合强度

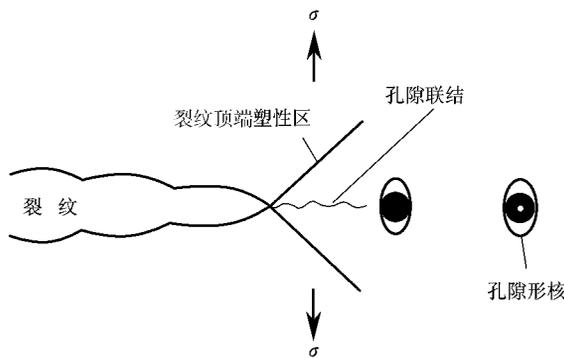


图 2-2-3 液态金属脆性中的化学吸附增加裂纹顶端的滑移示意图

致脆粒子为固态时,可通过固态物质的升华或表面扩散达到裂纹顶端,因而固态金属脆性的裂纹扩展速率与物质的升华热和表面扩散激活能有关。

对由表面扩散控制的固态金属脆性裂纹速率,可利用下述关系进行计算:

$$v = D_s \frac{\sigma}{kT} \exp\left(-\frac{U_s}{kT}\right)$$

(2-2-1)

式中:  $D_s$  为低熔点金属原子界面扩散系数,  $\sigma$  为原子扩散的距离,  $k$  为原子扩散的

时间, 当温度一定时,  $n$  为常数, 且为温度的指数函数。若将裂纹的起裂至断裂的长度定为  $a_0$ ,  $t_0$  为起裂至断裂的时间。因而用上式可以进行金属脆性断裂寿命的估算。同时从上式可以看出, 裂纹长度与时间成抛物线关系, 而与温度则成指数函数关系, 这与图 2-10 和图 2-11 的实验结果一致。

另外, 金属脆性裂纹的敏感性还与应变速率和温度的配合有关。增大应变速率时, 就需要提高环境的温度以便使脆性粒子及时传送到裂纹顶端, 从而促进材料在拉应力下产生金属脆性破坏。

## 2.2 无机材料的环境脆性

### 2.2.1 无机材料环境脆性的现象和特点

无机非金属材料如玻璃、陶瓷、耐火材料、建筑材料等, 是工程材料的重要构成部分。它的性能不仅与材料本身的性质有关, 而且会随环境作用状态的改变而变化。因此研究无机材料在环境作用下的力学行为, 对无机材料的设计、生产和应用具有重要的意义。

大量实验表明, 当无机材料长期置于腐蚀性环境如潮湿气体(空气、氮气、水蒸气等)、水性溶液(氨水、氟化氢等)、有机溶剂(甲苯、甲醇、乙醇、甲酸酰胺等)等中使用, 并受到外部机械载荷的影响时, 材料的强度会随时间的延长而降低, 或材料内部的裂纹将缓慢扩展。这种现象称为无机材料的应力腐蚀破坏(应力腐蚀断裂)或无机材料的环境脆性。

玻璃和陶瓷材料在不同环境中的压缩强度, 如表 2-1 所示。在液氮中, 由于温度低、材料的扩散系数很小, 因此可视为惰性环境。在干燥氮气中, 由于气体中杂质的存在而使材料的强度下降。强度损失最严重的环境是水蒸气, 如花岗岩的强度比液氮中降低了 20%。

表 2-1 玻璃和陶瓷材料在不同环境中的压缩强度(加载速率为  $10^{-3}$  s $^{-1}$ )

环 境	强 度 / MPa			
	液 氮	干燥氮气	饱和水蒸气	
材 料	玻璃	陶瓷	玻璃	陶瓷
熔凝硅玻璃	100	100	100	100
花岗岩	100	80	60	40
巴西玻璃	100	100	100	100
砷的晶体	100	100	100	100
硼的晶体	100	100	100	100

除强度损失外, 无机材料的环境脆性或应力腐蚀的另一个特征是材料内部裂纹的缓慢扩展。钠钙玻璃在湿度为 65% 空气中的裂纹扩展行为, 如图 2-12 所示。可以看出, 玻璃试样的断裂是在外力作用一段时间之后发生的, 而在断裂破坏之前, 试样中的裂纹已经发生了一定程度的扩展。

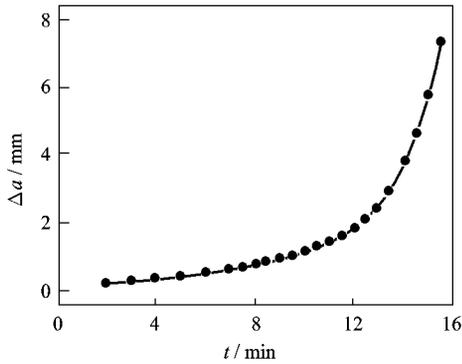


图 10-25 钠钙玻璃在湿度为 75% 空气中的裂纹扩展行为

### 10-3 玻璃和陶瓷材料的环境脆性

#### 10-3-1 玻璃

与应力腐蚀破裂一样,无机材料的环境脆性常用静态疲劳实验进行测定和表征。硼硅酸玻璃在干、湿空气中的静态疲劳曲线,如图 10-26 所示。在潮湿的空气环境中,硼硅酸玻璃的静态疲劳曲线下移;同样断裂时间下,潮湿空气中材料的强度约为干燥空气的 50%。

玻璃的强度除与空气的湿度有关外,还与环境的试验温度有关。在材料的断裂强度与试验温度曲线上,存在一个强度明显降低的温度

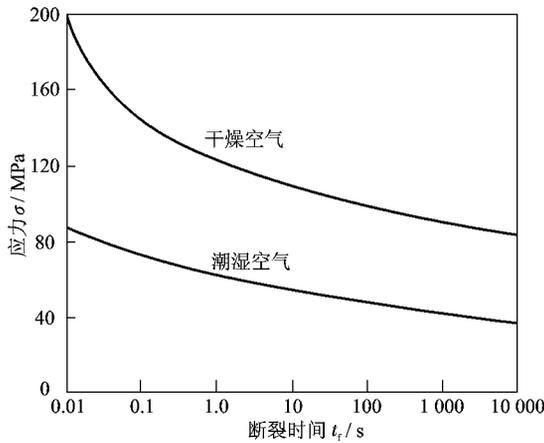


图 10-26 硼硅酸玻璃在干燥和潮湿空气中的静载疲劳曲线

敏感区间(图 10-27)。当温度低于此温度区间下限时,由于原子的活性小,空气中的水分子扩散到裂纹顶端的速率较低,因而裂纹顶端的腐蚀速率较小。于是在此条件下,即使暴露时间延长也不会产生环境脆性。而当高于此温度区间后,由于材料表面水蒸气吸附能力的下降,及高温下裂纹顶端塑性变形能力的增加,材料发生脆化的程度较低。

根据图 10-25 的  $\Delta a$  与  $t$  的关系曲线,可确定材料的裂纹扩展速率  $\frac{da}{dt}$ 。结合裂纹顶端的应力强度因子  $K_{Ic}$ ,可建立图 10-28 所示的裂纹扩展速率曲线  $\frac{da}{dt} - K_{Ic}$ 。可以看出,在相对湿度一定的前提下,玻璃中裂纹的缓慢扩展一般都经历了三个阶段,  $\frac{da}{dt} - K_{Ic}$  曲线可以分为三个区域。在应力强度较小的 I 区,也存在应力强度因子的门槛值  $K_{Ic}$ ,此门槛值随空气湿度的增加而降低。当  $K_{Ic}$  跃过  $K_{Ic}$  后,裂纹扩展速率随应力场强度因子  $K_{Ic}$  的增大而增大,且与环境介质中的水汽含量密切相关,在相同的应力场强度水平下,裂纹扩展速率随相对湿度的增大而提高。在曲线的平台即 II 区,裂纹扩展速率几乎与外加应力场强度  $K_{Ic}$  无关,只是仍然明显地依赖于环境介质中的水汽含量。当应力场强度  $K_{Ic}$  继续增大时,裂纹扩展速率又随应力场强度  $K_{Ic}$  的增大而增大,但此时环境介质中的水汽含量对  $\frac{da}{dt} - K_{Ic}$  曲线的位置就不再有了影响。

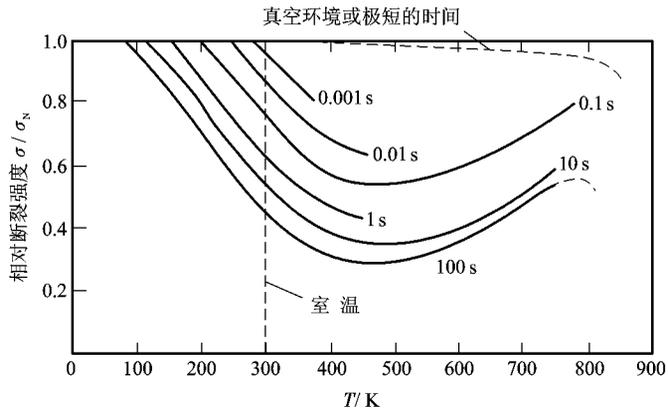


图 10-10 玻璃的相对断裂强度与潮湿空气中暴露时间、试验温度的关系曲线 ( $\sigma_s$ 是在液氮介质中的断裂强度)

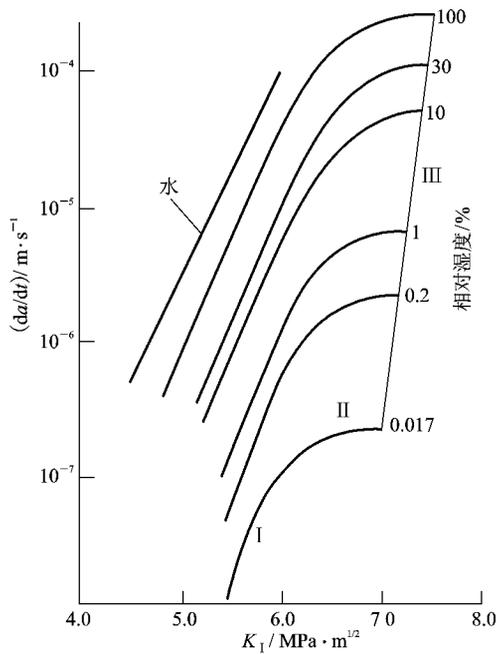


图 10-11 不同湿度下碱石灰—硅酸盐玻璃的裂纹扩展速率与应力强度因子的关系曲线

### 圆 陶瓷材料

除玻璃外,大多数单晶或多晶陶瓷材料,如氧化铝、氧化锆、碳化硅、氮化硅等,在特定的环境条件如潮湿气体(空气、氮气、水蒸气等)、水性溶液(氨水、羧酸等)、有机溶剂(甲苯、甲醇、乙醇、甲酸酰胺等)等介质中使用时,也会表现出强度损失和裂纹缓慢扩展的行为,从而产生环境脆性断裂。如莫来石陶瓷(狭义的陶瓷)在水(贵州)和羧酸溶液(贵州)中进行静态疲劳试验时,也存在强度损伤和延滞断裂的现象(图 10-12);又如氧化铝的晶体在潮湿空气中的缓慢裂纹扩展行为,与玻璃的裂纹扩展曲线相类似(图 10-13)等。

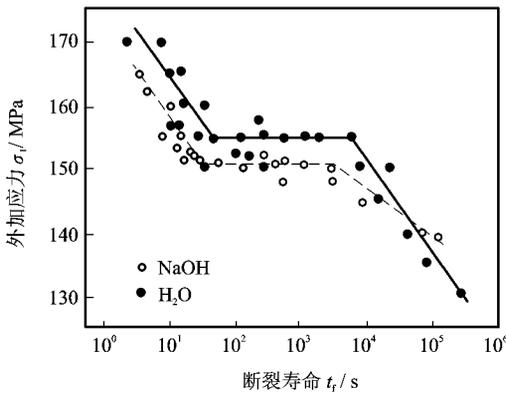


图 10-10 莫来石陶瓷在不同环境介质中的静态疲劳曲线

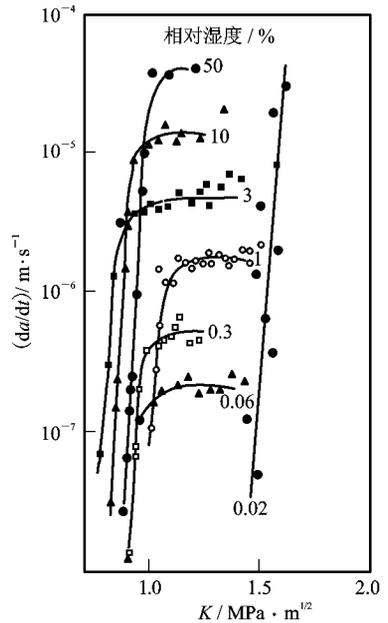


图 10-11 氧化铝晶体的裂纹扩展速率与 K 的关系曲线

### 10-10 无机材料环境脆性的裂纹扩展速率

玻璃和陶瓷材料中的裂纹扩展无论以什么机理发生,其扩展速率与裂纹顶端的应力场强度之间的关系都大致表现为图 10-10 所示的形式。

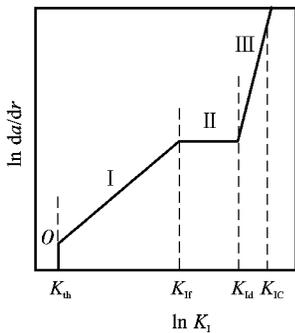


图 10-10 陶瓷材料的典型裂纹扩展速率与 K 的关系曲线

根据裂纹顶端应力场强度的大小,可将裂纹扩展速率与 K 的关系曲线近似地划分为三个特征区域:Ⅰ区(线性区);Ⅱ区(平台区);Ⅲ区(临界区);其中Ⅰ区、Ⅱ区及Ⅲ区为 da/dN-K 曲线的特征参数, K\_{Ic} 为材料的断裂韧性。

当 K < K\_{I1} 时,裂纹扩展速率几乎为零。于是 K\_{I1} 称为裂纹扩展的门槛值。当裂纹顶端的应力场强度 K 处于门槛值 K\_{I1} 与断裂韧性 K\_{Ic} 之间时,裂纹将发生缓慢的扩展。一般认为,由于进入到Ⅱ区之后,裂纹扩展速率较高,于是裂纹由初始尺寸扩展到临界状态所需的时间基本上可由Ⅱ区的裂纹扩展时间来决定。因而大量的研究工作,主要集中在对 da/dN-K 曲线上Ⅱ区的研究上。在这一区域,裂纹的扩展较为缓慢,可用下述的经验关系表示:

$$\frac{da}{dN} = C \left( \frac{K - K_{I1}}{K_{Ic}} \right)^m \quad (10-10)$$

式中: C 是材料常数,强烈依赖于环境和温度等参数; m 是应力腐蚀敏感参数(较少依赖于环境)或裂纹缓慢扩展系数; K 为外加应力强度因子; K\_{Ic} 为材料的断裂韧性。随温度的升高,

裂和 裂分别呈增大和降低的趋势。大量的实验表明,式(4-10)能够很好地描述陶瓷材料裂纹缓慢扩展的规律。

为表述裂纹扩展速率随试验温度的变化关系,辛德海恩等人提出了如下的经验公式:

$$\frac{da}{dt} = A \exp\left(-\frac{\Delta G^*}{RT}\right) \quad (4-11)$$

式中:  $A$  和  $\Delta G^*$  分别为材料—环境系统常数;  $\Delta G^*$  为裂纹扩展的激活能;  $R$  为气体常数;  $T$  为试验温度。由式(4-11),可通过测定同一  $K_{Ic}$  水平、不同温度下的裂纹扩展速率以获得裂纹扩展的激活能,进而对裂纹扩展的机理进行分析。

裂纹扩展速率,除与应力强度因子  $K_{Ic}$  和试验温度有关外,还与材料的成分和环境介质(如潮湿空气中的相对湿度)等因素密切相关。如将图 4-10 和图 4-11 中玻璃和氧化铝的裂纹扩展速率与相对湿度在双对数坐标上作图(图 4-12),发现同一湿度下,玻璃的裂纹扩展速率高于氧化铝的扩展速率,但不论是玻璃还是氧化铝材料的裂纹扩展速率均与相对湿度呈良好的线性关系,且具有几乎相同的斜率:

$$\frac{da}{dt} \propto (\text{相对湿度})^{0.5} \quad (\text{玻璃})$$

$$\frac{da}{dt} \propto (\text{相对湿度})^{0.5} \quad (\text{氧化铝})$$

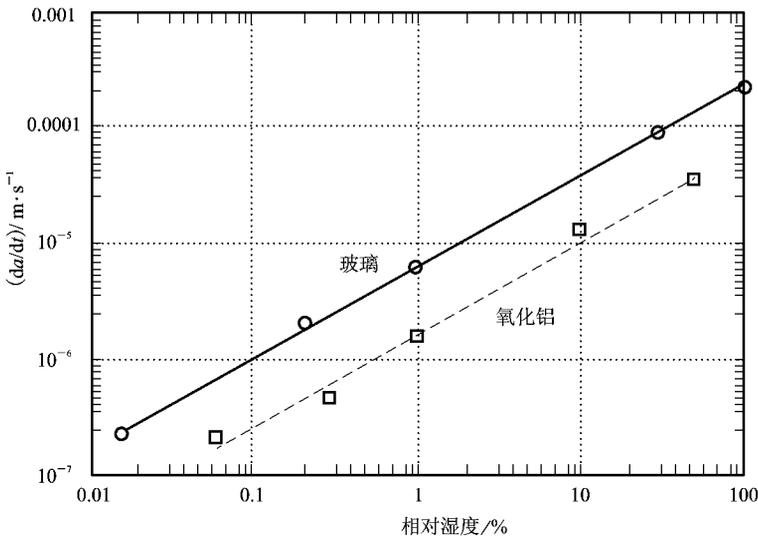


图 4-12 玻璃和氧化铝的裂纹扩展速率与相对湿度的关系曲线

### 4.3 无机材料环境脆性的机制

由上述的实验结果可以看出,环境中存在较少的水汽就会明显地降低玻璃和陶瓷材料的强度,并使其中的裂纹发生缓慢的扩展,从而产生应力腐蚀破裂或环境脆性。

与金属的环境脆性一样,无机玻璃的环境脆性也可以解释为裂纹顶端的优先溶解。但由于在一般情况下水与玻璃之间是不会发生全化学反应的,因此玻璃的裂纹缓慢扩展过程中发生的水与玻璃之间的化学反应显然应该与裂纹顶端处原子键受力而处于高能状态有关。即在外加应力作用下,使得原本为惰性的低浓度反应物——水得以与玻璃在一个特定的局部区域——裂纹顶端处发生应力诱导的化学反应,促进裂纹的缓慢扩展。

基于此种考虑,1954年,辛德海恩和云里森提出了水与玻璃中裂纹缓慢扩展的作用机

理。该机理认为,处于应变状态的  $Si-O-Si$  键可以与进入裂纹顶端的环境介质发生反应。在变形状态下,  $Si-O$  键长增加,围绕  $Si$  原子四面体的对称性受到破坏,从而使得  $Si$  呈现出较强的亲碱性,而桥氧则相应呈现较强的亲酸性。因此在具有一定湿度的环境中,水分子中氢原子就可能与桥氧形成氢键,而水中的氧原子则与  $Si$  原子发生相互作用。水中的氢原子转移到  $Si$  的桥氧上,而氧原子中的电子则转移到  $Si$  原子上,从而形成两个新键:一个连接水中氢原子与  $Si$  中的桥氧,另一个则连接水中的氧原子与  $Si$  键中的  $Si$  原子。于是  $Si-O-Si$  中的氧的架桥键断裂,最后桥氧与已转移的氢原子之间的氢键断裂。通过这一反应,原有的  $Si-O-Si$  裂纹顶端消失,在新的裂纹顶端附近的两个新鲜表面上形成了两个  $Si-OH$ ,这样就导致了裂纹的向前扩展,如图 10-10 所示。结合图 10-9 的分区裂纹扩展规律,Ⅱ区的裂纹扩展受到裂纹顶端化学反应速率的限制,而Ⅲ区的裂纹扩展则受到了环境介质向裂纹顶端迁移速率的限制。

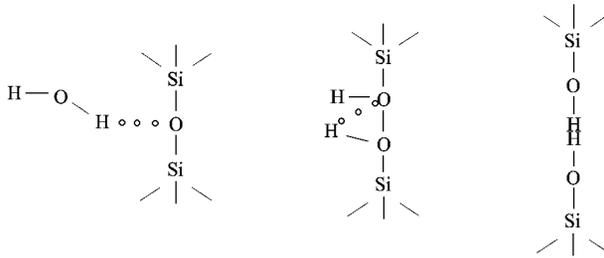


图 10-10 水与  $Si-O-Si$  之间的应力诱导反应过程示意图

按照  $Si-O-Si$  模型可以说明,任何一种环境介质,只要它具有与水相似的结构和键合特征即可以提供一个质子,并且与质子成键的另一个原子未共对轨道,就可能诱发  $Si-O-Si$  中裂纹的缓慢扩展。

多晶陶瓷材料在室温下发生的裂纹缓慢扩展,也可利用  $Si-O-Si$  模型进行解释。因为大多数多晶材料中或多或少总是存在一些晶界玻璃相,在外力作用下,环境中的水将与这些玻璃相发生应力诱导化学反应,从而诱发裂纹的缓慢扩展。

当然,晶界玻璃相的存在并不是多晶陶瓷发生应力诱导化学反应以及诱发应力腐蚀裂纹扩展(环境脆性)的必要条件,因为在单晶材料(如蓝宝石)以及从一些不含晶界玻璃相的多晶陶瓷材料中也观察到了类似的环境脆性现象。为此,  $Si-O-Si$  等人又进一步对无机材料的应力腐蚀理论进行了拓展,认为只要材料中具有与  $Si-O-Si$  相似的离子键价混合键特性,就能发生类似化学吸附的反应(如在蓝宝石中);或环境中的腐蚀性介质能中和材料中离子键的静电作用力(如  $Si-O$ ),从而就能使陶瓷材料发生应力腐蚀开裂(环境脆性)。

## 10.11 高聚物的环境脆性

当高聚物暴露在特定的环境中时,往往发现聚合物的强度和延伸率将会明显减小,或在特定的环境介质中使用时,由于环境介质和应力的共同作用会加速聚合物的开裂。把这种现象称为聚合物的环境脆性(  $Si-O-Si$  )或聚合物的环境应力开裂(  $Si-O-Si$  )。

使聚合物产生环境脆性或开裂的环境介质很多,可以是氧、水或水蒸气等,也可以是阳

光中的紫外线。另外,如各种酸和有机溶剂也会使聚合物的性能降低,从而产生过早的失效。

### 4.2.2 水性介质中聚合物的脆性

潮湿空气、水、水蒸气、雾、均匀溶液等,是使聚合物发生脆化的主要环境介质。尼龙在不同环境中的弹性模量和屈服强度,如表 4-2 所示。可见环境中水分的存在,使尼龙的弹性模量和屈服强度明显降低。

表 4-2 不同环境中尼龙的弹性模量和屈服强度

环境介质	干燥空气	潮湿空气	水
弹性模量	1.15 × 10 <sup>10</sup> N/m <sup>2</sup>	0.8 × 10 <sup>10</sup> N/m <sup>2</sup>	0.6 × 10 <sup>10</sup> N/m <sup>2</sup>
屈服强度	100 MPa	70 MPa	50 MPa

除与环境中的水分外,聚合物在环境介质中的强度损失还与介质的种类和接触时间有关。实验发现,与空气中的断裂强度相比,在水中短时浸泡后尼龙 66 纤维的强度降低了约 20%;在水中浸泡 1 周后,其强度又降低了 10%。在 10% 的盐酸溶液中浸泡后,尼龙 66 纤维的强度将会降低 50%。

另外,环境介质中的水分,还能使玻璃态聚合物引发银纹所需的应力或应变大为降低(环境银纹效应)。银纹的生成是玻璃态高聚物脆性断裂的先兆。银纹中物质的破裂往往造成裂纹的引发和生成,以至于最后发生断裂。有机玻璃吸水后,引发银纹的临界应力  $\sigma_c$  逐渐下降(图 4-3)。与干燥试样相比,吸水率仅为 0.1% 时,有机玻璃的临界应力  $\sigma_c$  值就降低了 10%,且银纹变得又细又密。

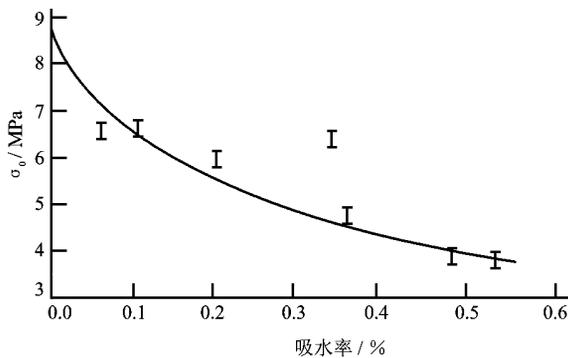


图 4-3 有机玻璃(聚甲基丙烯酸甲酯)的临界应力  $\sigma_c$  随吸水率的变化关系

聚合物的环境脆性,也可用静态疲劳曲线来表征。聚酯在不同温度和介质中的静态疲劳曲线,如图 4-4 所示。在 90% 相对湿度、无应力环境中,聚酯的延迟断裂强度随时间的增加而直线下降,但同一工作应力下,聚酯在 90% 水环境中的延迟断裂寿命更短,即脆性更大。

究其原因,水和水蒸气会使聚合物链发生断裂或交联。聚合物链的断裂,使聚合物的强

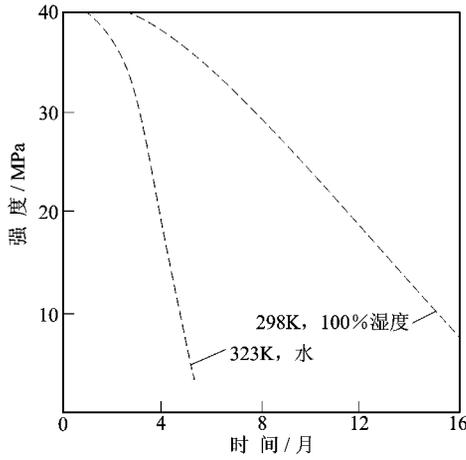


图 10-28 聚酯在不同环境中的静态疲劳曲线

度降低,而聚合物的交联,会使聚合物的刚度增大、塑性降低。如暴露在空气中的橡胶会因氧化而发生交联,增大了橡胶的体积,使橡胶变脆。

### 10.3.2 有机溶剂体系中聚合物的应力开裂

引起高聚物材料发生环境应力开裂的介质,主要是有机溶剂、水、某些表面活性剂和臭氧等。如有机玻璃在苯、丙酮、甲醇、乙醇、乙酸乙酯和石油醚中,聚烯烃在洗涤剂和醇类溶液,聚碳酸酯在四氯化碳中的环境应力开裂,水和表面活性剂容易引起聚乙烯发生环境应力开裂;臭氧容易使不饱和碳链高聚物,尤其是不饱和碳链橡胶发生环境应力开裂;天然橡胶只要在微量臭氧和缘的应变条件下就能开裂等。介质对高聚物的作用是促进高聚物的降解或对高聚物产生溶剂化作用,从而降低局部材料的屈服强度或断裂强度,促使材料产生银纹或裂纹。

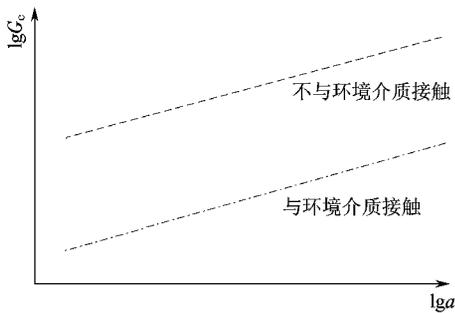


图 10-29 环境介质对聚合物裂纹扩展能量的影响

由于有机溶剂的反应活性高于水和空气,环境的有机溶剂更容易通过扩散进入聚合物内部及裂纹顶端,一方面使裂纹顶端发生肿胀,降低了材料的表面能或裂纹扩展所需要的能量(图 10-29);另一方面,环境介质通过使聚合物发生塑性化转变降低了聚合物开裂所需的临界应变和流变应力,从而使聚合物的开裂倾向增大,加速了聚合物的应力开裂。因此常把在有机溶剂体系和外加载荷的共同作用下聚合物的环境应力开裂称为溶剂应力开裂(溶剂应力开裂)。

一般情况下,高聚物所受的应力水平越高,环境应力开裂所需要的时间越短。表面看来,环境应力开裂的速率是受应力水平控制的,其实介质与聚合物溶解度参数的差异(反映出高聚物与环境介质的组合配对情况)及介质向材料内的扩散速率也是重要的控制因素。应力水平提高时,除了应力对裂纹扩展的直接加速作用之外,更重要的是促进介质向材料内

的扩散速率,从而加快了应力开裂的速率。

聚甲基丙烯酸甲酯 (PMMA) 在甲醇溶液浸泡后的银纹长度  $a$  与试验时间  $t$  及应力场强度  $K_I$  的关系如图 4-20 所示。从应力场强度  $K_I$  来看,与应力腐蚀、氢致开裂、金属脆性等一样,也存在应力场强度的临界值  $K_{Ic}$ ,低于此临界值时,银纹不发生扩展。当  $K_I \approx K_{Ic}$  时,在给定的应力场强度  $K_I$  下,银纹的长度  $a$  与试验时间  $t$  的平方根成正比,即  $a \propto t^{0.5}$ 。这一规律,与聚碳酸酯 (PC) 在乙醇溶液中的环境应力开裂行为一致(图 4-21),表明在此过程中,裂纹的扩展受到溶剂粒子向裂纹顶端扩散的控制。

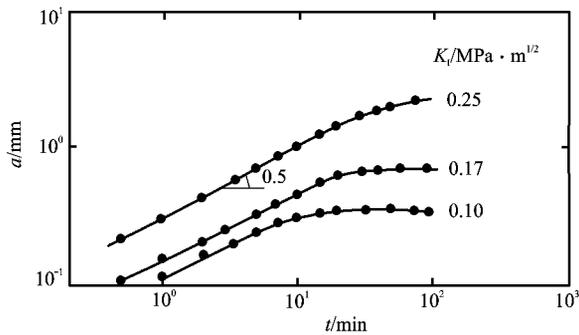


图 4-20 聚甲基丙烯酸甲酯 (PMMA) 在甲醇溶液浸泡时银纹长度  $a$  与时间  $t$  的关系

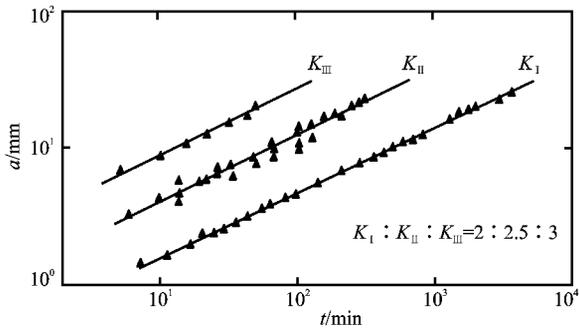


图 4-21 聚碳酸酯 (PC) 在乙醇溶液浸泡时银纹长度  $a$  与时间  $t$  及应力场强度  $K_I$  的关系

结合银纹长度  $a$  与应力场强度  $K_I$  的线性变化规律(图 4-20),可得出如下的关系:

$$a \propto \sqrt{\frac{K_I}{\eta}} \quad (4-20)$$

式中: $\eta$ 为与聚合物种类和环境有关的常数; $P$ 为流体的压力。此外,银纹的长度还与溶剂的黏度  $\eta$  成正比。

当  $K_I > K_{Ic}$  后,银纹先快速扩展张大,而后逐渐减慢到匀速扩展直至断裂,如图 4-22 所示。对这一过程,实验发现, $K_{Ic}$  随试样厚度的增加而增大,如果将试样侧面密封起来而不与溶剂接触,则银纹的扩展速率会明显降低。因而证实了在此过程中,银纹的扩展与溶剂从试样侧面向银纹顶端的流动有关。

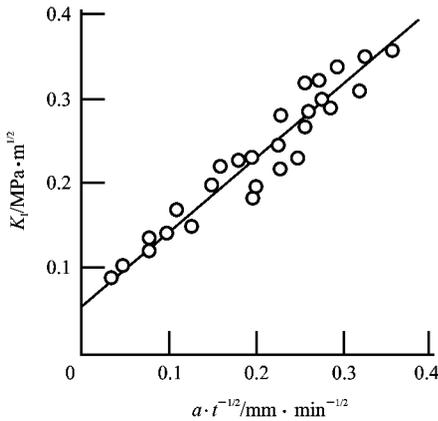


图 1 聚甲基丙烯酸甲酯(有机玻璃)在甲醇中浸泡时银纹长度  $a$  与应力场强度  $K_I$  的关系

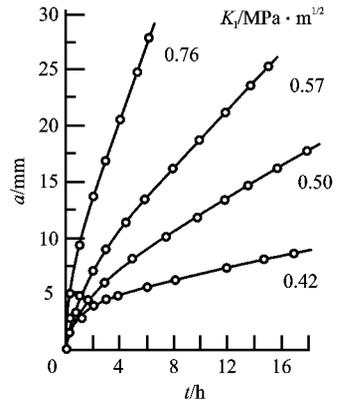


图 2 高载荷(高应力强度)下聚甲基丙烯酸甲酯在甲醇溶液浸泡时银纹长度  $a$  与时间  $t$  的关系

紫外线辐照,也会使聚合物的主分子链发生断裂,抗银纹能力降低,从而产生脆性断裂。如有机玻璃强度的银纹临界抗力  $\sigma_{cr}$  随紫外线辐射时间的增加而逐渐下降,最后趋于一平衡值,如图 3 所示。

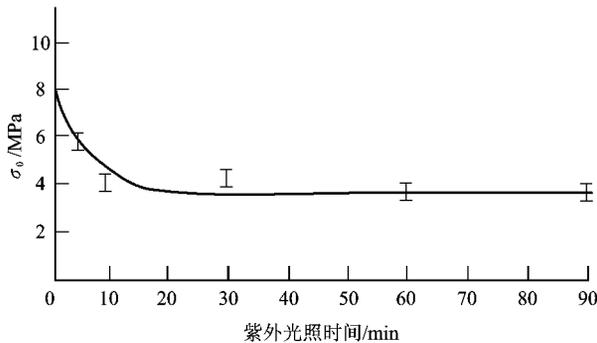


图 3 有机玻璃(有机玻璃)的银纹临界抗力  $\sigma_{cr}$  随紫外光照射时间的变化关系

聚合物的环境脆性,可通过对聚合物进行化学处理、改性等措施,增强其抗氧化和抗环境腐蚀能力来加以消除。这些内容将在高分子化学课程中进行学习,在此不做更多的讨论。

### 复习思考题

解释下列名词:①应力腐蚀;②氢致开裂;③腐蚀疲劳;④腐蚀磨损脆性;⑤辐照脆性;⑥液(固)态金属脆性。

说明下列力学性能指标的意义:①  $\sigma_{cr}$ ;②  $\sigma_{cr}$ ;③  $K_I$ ;④  $K_I$ ;⑤  $K_I$ ;⑥  $\Delta K_{th}$ ;⑦  $\Delta K_{th}$ 。

环境条件下,材料受应力作用时会发生哪些形式的损伤和失效?对材料的环境力

学行为,通常如何进行分类?

问为什么说应力腐蚀破坏是一种脆性破坏?其破坏特征是什么?

问简述金属材料发生应力腐蚀破裂的条件和机理。碳钢、不锈钢、黄铜最容易产生应力腐蚀的敏感介质各有哪些?

问在应力腐蚀滞后断裂的初试应力强度因子—延迟断裂时间( $K_{ISCC}$ — $t_{ISCC}$ )图中,在  $K_{ISCC}$  和  $t_{ISCC}$  的区间内,通常有哪两个阶段?试分别阐述其物理含义。

问在应力腐蚀裂纹的扩展曲线  $K_{ISCC}$ — $t_{ISCC}$  图上,可分为哪三个阶段?试述每个阶段的特点。

问测量材料应力腐蚀敏感性有哪些常用的试验方法?相应的评定指标是什么?

问影响应力腐蚀的主要因素有哪些?如何预防和降低材料的应力腐蚀破裂倾向?

问某高强度钢的  $\sigma_{TS}$  为  $1000 \text{ MPa}$ ,  $K_{ISCC}$  为  $10 \text{ MPa}\sqrt{\text{cm}}$ ,在腐蚀介质中的工作应力  $\sigma$  为  $600 \text{ MPa}$ ,如材料在该腐蚀介质中的  $K_{ISCC}$  为  $5 \text{ MPa}\sqrt{\text{cm}}$ ,试估算可不考虑应力腐蚀问题的初始裂纹尺寸(按半圆表面裂纹  $K_{ISCC}$  考虑)。如果取第 I 阶段平台裂纹扩展速率的开始和终止的应力强度因子分别为  $K_{ISCC1}$  和  $K_{ISCC2}$ ,且已知 I 阶段平台的裂纹扩展速率为  $10^{-7} \text{ cm/cycle}$ ,试估算有初始半圆裂纹尺寸  $a_0$  的构件的剩余寿命。

问对一开有单边缺口的大试件,在持久载荷作用下的裂纹扩展速率进行了观察,发现材料在腐蚀介质加速下裂纹扩展呈第 I 阶段和第 II 阶段而无第 III 阶段。当预制裂纹深度  $a_0$  为  $1 \text{ mm}$  时,在  $10^6$  次循环载荷作用下裂纹刚好扩展,当裂纹扩展至  $a_c$  深时,进入第 III 阶段,其  $K_{ISCC}$  为  $10 \text{ MPa}\sqrt{\text{cm}}$ ,试问裂纹在第 III 阶段扩展能经历多长时间?已知材料的  $K_{ISCC}$  为  $5 \text{ MPa}\sqrt{\text{cm}}$ 。

问金属中的氢是如何来的?以什么形式存在?对金属的性能有什么影响?

问氢脆可分为哪几类?各自的产生机制是什么?如何预防金属材料的氢脆现象?

问什么是氢致延滞断裂?为什么高强度钢的氢致延滞断裂总是在一定的应变速率和一定的温度范围内出现?

问氢脆与应力腐蚀有何关系?试叙述区分高强度钢应力腐蚀与氢致延滞断裂的方法。

问什么是腐蚀疲劳?与纯机械疲劳和应力腐蚀断裂相比,腐蚀疲劳有何特点?

问材料的腐蚀疲劳裂纹扩展曲线有哪些典型的形式?试将该曲线与机械疲劳、应力腐蚀裂纹扩展速率曲线进行比较。

问影响腐蚀疲劳的主要因素有哪些?给出提高材料抗腐蚀疲劳性能的主要技术措施。

问试分析应力腐蚀、氢致开裂、腐蚀疲劳之间的关系,它们产生的条件各有何特点。

问什么是腐蚀磨损脆性?产生腐蚀磨损脆性的机制是什么?

问试阐述在腐蚀磨损过程中,腐蚀是如何加速磨损、磨损是如何加速腐蚀的?

问评价材料的腐蚀磨损脆性有哪些指标?其各自的物理意义是什么?

问与应力腐蚀破裂相比,腐蚀磨损脆性有什么特点?

问试从力学因素和电化学因素的相对强弱出发,分析提高材料抗腐蚀磨损脆性的技术措施。

问什么是辐照损伤?材料经辐照后,会产生哪些辐照效应?

问低碳钢和奥氏体不锈钢经辐照后的力学性能变化规律有何异同?为什么?

104.1 试阐述材料产生辐照脆化的机制,并说明如何使辐照损伤得以回复。

104.2 材料的液(固)态金属脆性破坏有哪些特点?并与应力腐蚀、氢致开裂的产生条件进行对比。

104.3 发生金属脆性的物理机制是什么?金属脆性裂纹的扩展受到哪些因素的影响?规律如何?

104.4 无机材料产生环境脆性的特征是什么?如何测定和表征无机材料的环境脆性?

104.5 无机材料在环境中的裂纹扩展速率与应力强度因子的关系可分为哪几个特征区域?各区域的特点是什么?

104.6 试论述无机材料产生环境敏感破裂的机制。

104.7 高聚物产生环境脆性的特征是什么?如何测定和表征高聚物的环境脆性?

104.8 高聚物在有机溶剂体系中的裂纹扩展速率与应力强度因子、试验时间之间的规律是什么?

## 第 7 章 材料在高温条件下的力学性能

在高压蒸汽锅炉、汽轮机、燃气轮机、柴油机、化工炼油设备以及航空发动机中,很多机件是长期在高温条件下工作的。对于这些机件的性能要求,就不能以常温下的力学性能来衡量,因为材料在高温条件下的力学性能明显地不同于室温。

首先,材料在高温下将发生蠕变现象,即在应力恒定的情况下,材料在应力的持续作用下不断地发生变形。这样,材料在高温下的强度便与载荷作用的时间有关了。载荷作用的时间越长,引起一定变形速率(如蠕变速率)或变形量的变形抗力(蠕变极限)以及断裂抗力(持久强度)就越低。粗略地说,发生蠕变现象的温度,对金属材料为  $T_{0.2}$  (  $T_m$  为材料的熔点,以绝对温度计);对陶瓷为  $T_{0.2}$ ;对高分子材料为  $T_g$ ,  $T_g$  为玻璃化转变温度,多数高分子材料在室温下就发生蠕变。由于蠕变的产生,就不能笼统地说材料在某一高温下其强度是多少,因为高温强度与时间这一因素有关。而材料在常温下的强度是不考虑时间因素的,除非试验时加载的应变速率非常高。材料在高温下不仅强度降低,而且塑性也降低。应变速率越低,载荷作用时间越长,塑性降低得越显著。一个在常温下有很好的塑性的材料,在高温长时间作用下甚至会出现脆性断裂。此外,温度和时间的作用还影响材料的断裂路径。图 7-10 表示试验温度对长期载荷作用下断裂路径的影响。随试验温度升高,金属的断裂由常温下常见的穿晶断裂过渡为沿晶断裂。这是因为温度升高时晶粒强度和晶界强度都要降低。但由于晶界上原子排列不规则,扩散容易通过晶界进行,因此,晶界强度下降较快。晶粒与晶界两者强度相等的温度称为“等强温度”,用  $T_E$  表示。金属材料的等强温度不是固定不变的,变形速率对它有较大影响。由于晶界强度对变形速率敏感性要比晶粒大得多,因此等强温度随变形速率的增加而升高,如图 7-11 所示。

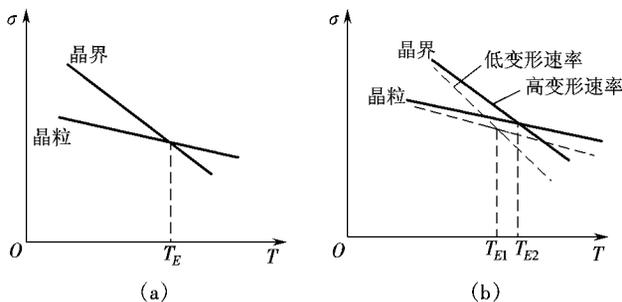


图 7-10 温度和变形速率对断裂路径的影响  
(等强温度  $T_E$  随变形速率的影响)

与蠕变现象相伴随的还有高温应力松弛。一个紧固螺栓在高温下长时间作用,其初始预紧力逐渐下降,这种现象也是由蠕变造成的。另外,蠕变还会产生疲劳损伤,使高温疲劳强度下降。为此,必须研究蠕变与疲劳的交互作用。

陶瓷材料在常温下,一般不发生或仅有微量的塑性变形即发生脆性断裂。但随着温度的升高和时间的延长,陶瓷材料在室温下塑性差的致命弱点有所改善,而在高温时具有良好的耐热性和化学稳定性。因此,陶瓷材料的高温性能,特别是高温下的塑性变形行为的研究是十分重要的。

高分子材料的力学性能随着温度的变化有明显的改变,呈现出不同的力学状态,并具有显著的黏弹性行为。

综上所述,对于材料高温力学性能,不能只简单地用常温下短时拉伸的应力—应变曲线来评定,还必须加入温度与时间两个因素,研究温度、应力、应变与时间的关系,建立评定材料高温力学性能的指标,并应适当讨论材料高温长时载荷作用下变形和断裂的机理,了解提高高温力学性能的途径。

## 2.1 材料的蠕变

蠕变是指材料在恒应力长期作用下发生的塑性变形现象。金属材料的蠕变可以在任何温度范围内发生,不过高温时,变形速率高,蠕变现象更明显。因此,对于一些高温条件下长时间工作的零件,如化工设备、锅炉、汽轮机、燃气轮机及其他热机部件,因蠕变导致的变形、断裂和应力松弛等就会导致零件失效。常温下陶瓷呈现脆性,一般不需考虑蠕变,但在高温下陶瓷材料却具有不同程度的蠕变行为,因而在高温下使用陶瓷材料时,就必须考虑蠕变。高分子材料的蠕变在室温下就可以发生。例如软聚氯乙烯丝(含增塑剂)钩着一定质量的砝码,就会慢慢地伸长,解下砝码后,丝会慢慢缩回去,这就是聚氯乙烯丝的蠕变现象。

### 2.1.1 蠕变曲线

#### 金属与陶瓷材料的蠕变曲线

描述蠕变变形规律的参量主要有应力、温度、时间及蠕变速率、蠕变变形量,即

$$\dot{\epsilon} = f(\sigma, T, \epsilon, \tau_0, \tau_0') \quad (2-1)$$

式中  $\dot{\epsilon}$  为蠕变速率;  $\sigma$  为应力;  $T$  为绝对温度;  $\epsilon$  为蠕变变形量;  $\tau_0$  和  $\tau_0'$  分别为与晶体结构特性(如弹性模量等)和组织因素(如晶粒度等)有关的参量。

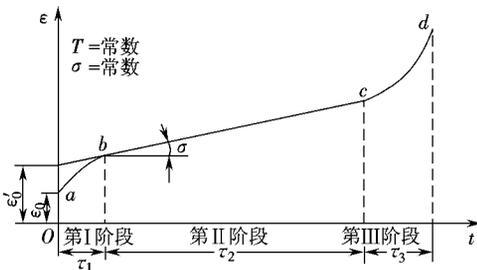


图 2-1 典型蠕变曲线

金属与陶瓷材料的蠕变曲线比较相似,如图 2-1 所示。图中  $\epsilon_0$  为试样刚加上荷载后所产生的瞬时应变,是外加载荷引起的一般变形。从  $\epsilon_0$  点开始随时间延长而产生的应变属于蠕变变形。图中  $\epsilon_0 + \epsilon_0'$  曲线即为蠕变曲线。

蠕变曲线上任何一点的斜率,表示该点的蠕变速率(即  $\dot{\epsilon}$ )。按蠕变速率的变化情况,蠕变过程可分为三个阶段。

第 I 阶段为蠕变第 I 阶段,称为减速蠕变阶段。其蠕变速率与时间的关系可用下式表示:

$$\dot{\epsilon} = \frac{A}{t^n} \quad (7-1)$$

式中: A、n 皆为常数,且  $n > 1$ 。

第 II 阶段为蠕变的第 II 阶段,此阶段蠕变速率基本不变,为恒速蠕变阶段。此时的蠕变速率称最小蠕变速率,亦即通常所谓的蠕变速率,其蠕变量可表示为

$$\epsilon = \dot{\epsilon} t \quad (7-2)$$

式中  $\dot{\epsilon}$  为蠕变速率。

第 III 阶段为蠕变的第 III 阶段,为加速蠕变阶段。此时材料因产生颈缩或裂纹而很快于一点断裂。蠕变断裂时间及总变形量为  $t_f$  及  $\epsilon_f$ 。

第 II 阶段的蠕变速率  $\dot{\epsilon}$  及  $t_f$  (持久断裂时间)、 $\epsilon_f$  (持久断裂塑性) 是材料高温力学性能的重要指标。

### 高分子材料的蠕变曲线

图 7-1 是描写高分子材料蠕变及回复过程的曲线,其中  $t_1$  是加荷时间,  $t_2$  是释荷时间。

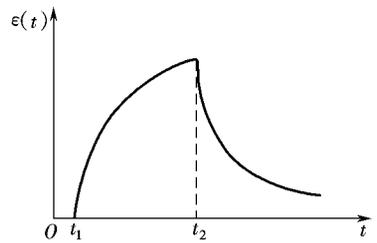


图 7-1 高分子材料蠕变及回复曲线

### 金属材料的蠕变机制

#### 金属材料蠕变的变形机制

关于蠕变过程的变形机制一般认为,第 I 阶段和第 III 阶段的变形是滑移为主,此时温度的影响是由于温度升高使扩散加速、发生回复而消除变形硬化,从而促使

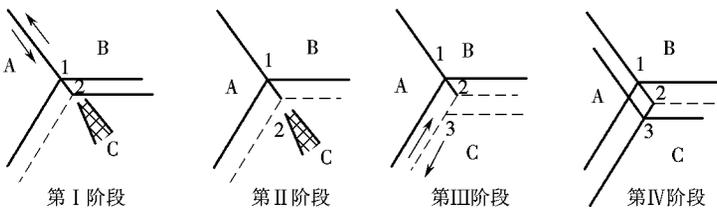


图 7-2 晶界滑移及晶界迁移示意图  
(虚线为迁移前晶界,实线为迁移后晶界)

蠕变速率加大。而 II 阶段的变形,变形速率很小,其变形机制除滑移外,还有由于原子扩散而发生的流变。在高温低应力蠕变时,变形机制以后者为主。在高温低应力蠕变条件下,晶界滑移及晶界迁移被认为是其控制过程因素为应力导致的扩散(空位从受拉伸晶界向受压缩晶界流动,而原子或离子则反向流动),而流变则认为是原子沿晶界的扩散。从蠕变速率和晶粒度的关系来看,晶界滑移模型更符合试验结果。对晶界附近高应力的蠕变,一般认为是由位错运动所控制的扩散过程。这些扩散过程导致晶界迁移及晶粒的逐步变形(拉长)。蠕变过程还伴随着晶界的滑动,晶界的变形在高温时很显著,甚至能占总蠕变变形量的一半。晶界的滑动是通过晶界的滑移和晶界的迁移来进行的。如图 7-2 所示,晶粒的交点由 A 移至 B 再移至 C 点。

在蠕变过程中,因环境温度和外加应力的不同,控制蠕变过程的机制也不同。为了研究工作和工程使用方便,用变形机制图表示不同蠕变机理对蠕变过程起主导作用的温度和应

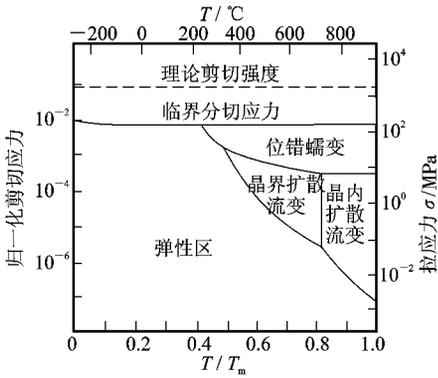


图 苑缘 银的变形机制图

力范围。银的变形机制图如图 苑缘 所示。这类图形是根据一些蠕变的数学模型建立起来的。工程实际中,可根据材料的高温服役环境、高温试验的具体温度和应力范围,在变形机制图上确定对蠕变过程起主导作用的机制,以及温度和应力的变化引起的蠕变机制相应变化,并据此寻求提高材料蠕变抗力的措施。

### 圆 陶瓷材料的蠕变机制

陶瓷的高温蠕变机理和金属类似,主要有扩散蠕变机制、位错运动蠕变机制和晶界蠕变机制。但是,由于陶瓷材料中位错运动需要克服较高的马基力,因此在陶瓷蠕变中,扩散蠕变机

制占有重要的地位。

### 圆 扩散蠕变机理

陶瓷中最常见的蠕变和高温变形机理如图 苑 所示。

图 苑 表明扩散机理。按照这种机理,应变是由原子通过或绕过多晶材料晶粒的扩散流动所产生。当扩散途径是通过晶粒时,称为晶内扩散蠕变;当扩散途径是通过晶界进行时,则称为晶界蠕变。

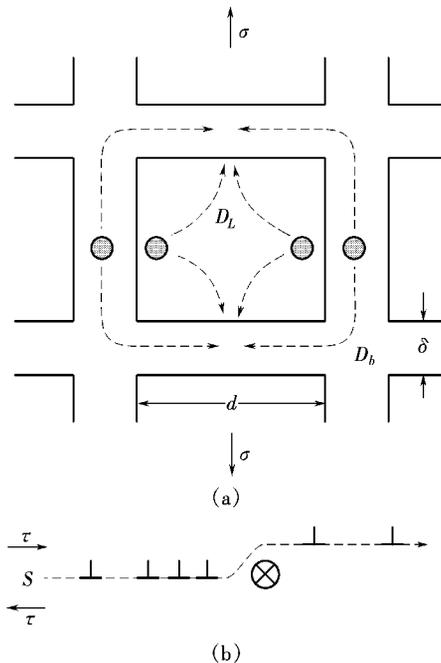


图 苑 简单的蠕变机理

( $D_L$ —晶内扩散率 ( $D_b$ —晶界扩散率)  $\delta$ —晶界厚度)

### 圆 高温蠕变的位错运动机理

这种理论认为,陶瓷材料晶相中的位错在低温下由于遇到障碍难以运动,在高温下由于

原子热运动加剧,有可能使位错克服障碍而发生运动,引起蠕变。当温度较高时,除位错滑移产生形变外,位错攀移也能产生宏观上的形变。

图 苑 越 表示 宰 提出的位错攀移和滑移模型。此模型是基于在一个 杂源上产生的刃型位错的滑移和攀移。当它们滑移时,位错遇到障碍,它们越过此障碍而攀移到不同的滑移面。因为攀移需要空位向位错芯扩散,所以攀移是通过扩散进行的。

猿晶界蠕变

多晶陶瓷中存在大量晶界,晶界是低熔点氧化物聚集之处,易于形成玻璃相。在温度较高时,晶界黏度迅速下降。外力导致晶界黏滞性流动,发生蠕变。

猿高分子材料的蠕变机理

从分子运动和变化的角度来看,蠕变过程包括下面三种形变。

当高分子材料受到外力作用时,分子链内部键长和键角立刻发生变化,这种形变量很小,是普弹形变,即

$$\epsilon_{普} \propto \frac{\sigma}{E_{普}}$$

式中:  $\sigma$  为应力,  $E_{普}$  为普弹形变模量。外力除去后,普弹形变能立刻完全回复。

高弹形变是分子链通过链段运动逐渐伸展的过程,形变量比普弹形变要大得多,但形变与时间成指数关系:

$$\epsilon_{高} \propto \frac{\sigma}{E_{高}} (1 - e^{-t/\tau})$$

式中:  $\epsilon_{高}$  即高弹形变;  $\tau$  是松弛时间(或称推迟时间),它与链段运动的黏度  $\eta_{链}$  和高弹模量  $E_{高}$  有关,  $\tau \propto \eta_{链}/E_{高}$ 。外力除去后,高弹形变逐渐回复。

对分子间没有化学交联的线形高聚物,还会产生分子间的相对滑动,称为黏性流动,用  $\epsilon_{黏}$  表示为

$$\epsilon_{黏} \propto \frac{\sigma}{\eta_{黏}} t$$

式中:  $\eta_{黏}$  为本体黏度。外力去除后黏性流动不能回复。因此普弹形变和高弹形变是可逆变形,而黏性流动称为不可逆形变。

聚合物受到外力作用时,以上三种变形一起发生,材料的总形变

$$\epsilon_{总} = \epsilon_{普} + \epsilon_{高} (1 - e^{-t/\tau}) + \epsilon_{黏} \quad (7-1)$$

三种形变的相对比例依具体条件不同而不同。

猿 蠕变的影响因素

猿金属材料

在工程中有重要意义的是恒速蠕变阶段。由蠕变速率  $\dot{\epsilon}$  可以计算出材料在高温下长期使用时的变形量及其确定的蠕变极限。显然在应力增大或温度升高时,  $\dot{\epsilon}$  会增大,如图 苑 苑 所示。

有人综合各种金属材料的试验结果,对高温低应力蠕变速率有

$$\dot{\epsilon} = A e^{-Q/RT} \sigma^n \quad (7-2)$$

式中:  $A$  为与材料有关的常数;  $Q$  为蠕变激活能,与材料的自扩散激活能相等。

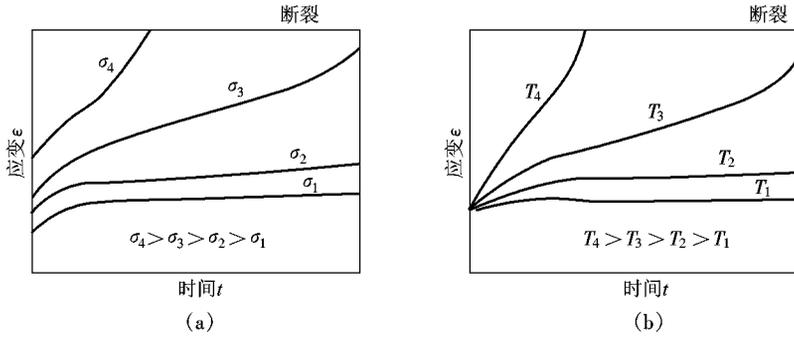


图 7-7 应力及温度对蠕变曲线的影响  
(a) 温度恒定 (b) 应力恒定

陶瓷材料

影响陶瓷材料蠕变的因素很多,主要有以下三方面。

晶体结构

对氧化铝、二氧化硅和氧化铝的四种氧化物的抗扭蠕变性能试验表明,六方结构的氧化铝和立方结构的二氧化硅的塑性变形量很小,因为它们仅有一个滑移系;而体心立方结构的氧化铝由于有多个滑移面,并有两个滑移方向,塑性变形最大。

显微结构

陶瓷材料的蠕变对显微结构比较敏感,气孔、晶粒尺寸、玻璃相等都对蠕变有很大影响。图 7-8 表示气孔对蠕变率的影响。

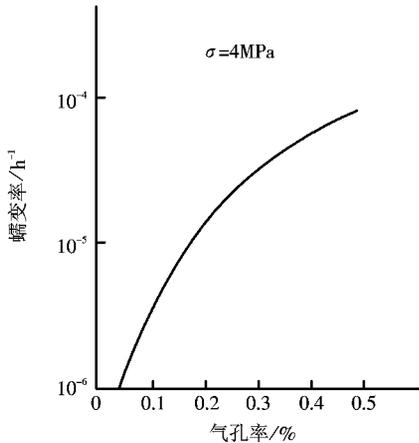


图 7-8 多晶氧化铝的气孔率对蠕变率的影响

从图中可以看出,蠕变速率随气孔率增加而增大。一方面是因为气孔减少了有效承载面积;另一方面是,当晶界发生黏性流动时,气孔体积中可以容纳晶粒所发生的变形。

晶粒尺寸对蠕变速率有很大影响,晶粒越小,蠕变率越大。这是因为晶粒越小,晶界比例就越大,晶界扩散及晶界流动对蠕变的贡献就越大。

玻璃相对蠕变的影响也很大。当温度升高时,玻璃相的黏度降低,因而蠕变率增大。玻璃相

对蠕变的影响还与玻璃相对晶相的湿润程度有关。如果玻璃相不湿润晶相(图 7-9(a)),则在晶界处为晶粒与晶粒结合,抗蠕变性能就好;如果玻璃相完全湿润晶体相(图 7-9(b)),则玻璃相包围晶粒,抗蠕变的性能最弱。其他湿润程度处在以上二者之间。

温度

随着温度升高,位错运动和晶界滑动速率加快,扩散系数增大,因此,当温度升高时,蠕变增大。

高分子材料

蠕变与温度高低和外力大小有关(图 7-10),温度过低,外力太小,蠕变很小而且很慢,在短时间内不易觉察;温度过高,外力过大,变形发展过快,也感觉不出蠕变现象;在适当的外

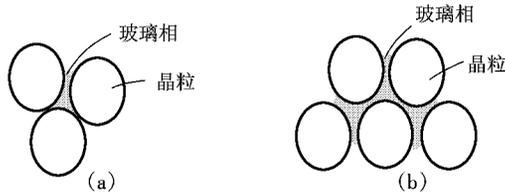


图 7-2 玻璃相对晶相的湿润情况  
(a) 不湿润 (b) 完全湿润

力作用下,通常在高聚物的链段以上不远,链段在外力作用下可以运动,但运动时受到的内摩擦力又较大,只能缓慢运动,则可观察到较明显的蠕变现象。

各种高聚物在室温时的蠕变现象很不相同,了解这种差别,对于材料实际应用非常重要。对各种材料的蠕变现象的研究,将帮助我们合理地选择适当的材料。图 7-3 是几种高聚物在室温时的蠕变曲线,可以看出,主链含芳杂环的刚性链高聚物,具有较好的抗蠕变性能,因而成为广泛应用的工程塑料,可用来代替金属材料加工成机械零件。对于蠕变比较严重的材料,使用时则需采取必要的补救措施。如硬聚氯乙烯有良好的抗腐蚀性能,可以用于加工化工管道、容器或塔等设备,但它容易蠕变,使用时必须增加支架以防止蠕变。聚四氟

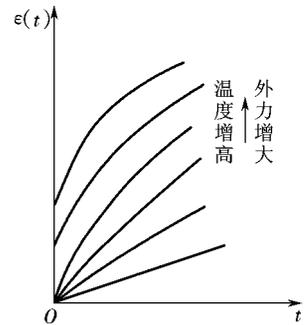


图 7-3 蠕变与温度和外力关系示意图

乙烯是塑料中摩擦系数最小的,因而具有很好的自润滑性能,可是由于其蠕变现象很严重,虽然不能做成机械零件,却是很好的密封材料。橡胶采用硫化交联的办法来防止由蠕变产生分子间滑移而造成的不可逆变形。蠕变断裂在未增强的聚氯乙烯的水管管道中以及聚乙烯的天然气管道中是个重要问题,设计者需考虑管壁在压力作用下在设计寿命范围内不发生破裂,这一要求就相当于金属材料的持久强度指标一样。一般管道的设计寿命为 10 年,照此要求,一般的低密度和高密度聚乙烯都不适合作天然气管道。现发展出中密度聚乙烯,

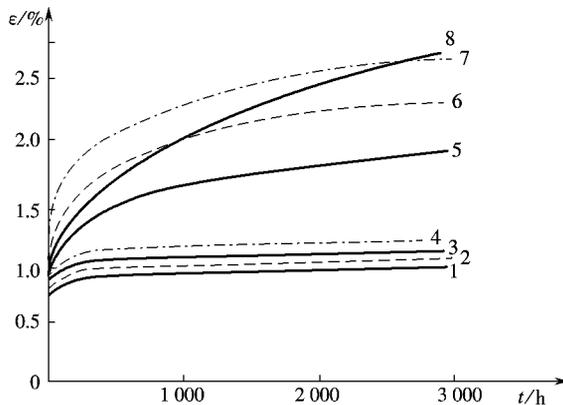


图 7-4 几种高聚物室温时的蠕变性能比较  
1—聚砜 2—聚苯醚 3—聚碳酸酯 4—改性聚苯醚  
(耐热级) 5—聚甲醛 6—尼龙 7—聚苯  
8—聚四氟乙烯

它控制了支化,降低了结晶程度,提高了韧性,比高密度聚乙烯有更好的蠕变抗力,因而被选作天然气管道材料。

## 苑圆 蠕变极限及持久强度

### 苑圆圆 蠕变极限

为保证在高温长期载荷作用下的机件不致产生过量变形,要求金属材料具有一定的蠕变极限。和常温下的屈服强度  $\sigma_{\text{圆}}$  相似,蠕变极限是高温长期载荷作用下材料的塑性变形抗力指标。

蠕变极限一般有两种表示方式。一种是在给定温度(栽)下,使试样产生规定蠕变速率的应力值,以符号  $\sigma_{\text{圆}}^{\text{栽}}$  表示(其中  $\sigma_{\text{圆}}^{\text{栽}}$  为第二阶段蠕变速率,豫)。在电站锅炉、汽轮机和燃气轮机制造中,规定的蠕变速率大多为  $\frac{\text{圆}}{\text{圆}} \times 10^{-5}$  豫或  $\frac{\text{圆}}{\text{圆}} \times 10^{-6}$  豫。例如,  $\sigma_{\text{圆}}^{\text{栽}}$  越 越表示温度在 越的条件下,蠕变速率为  $\frac{\text{圆}}{\text{圆}} \times 10^{-5}$  豫的蠕变极限为 越。另一种是在给定温度(栽)下和在规定的试验时间(栽)内,使试样产生一定蠕变伸长率( $\delta$ ,豫)的应力值,以符号  $\sigma_{\text{圆}}^{\text{栽}}$  表示。例如,  $\sigma_{\text{圆}}^{\text{栽}}$  越 越就表示材料在 越温度下,圆万小时后伸长率为 豫的蠕变极限为 越。试验时间及蠕变伸长率的具体数值是根据零件的工作条件来规定的。

以上两种蠕变极限都需要试验到蠕变第二阶段若干时间后才能确定。这两种蠕变极限与伸长率之间有一定的关系。例如,以蠕变速率确定蠕变极限时,恒定蠕变速率为  $\frac{\text{圆}}{\text{圆}} \times 10^{-5}$  豫就相当于  $\frac{\text{圆}}{\text{圆}} \times 10^{-5}$  豫的伸长率为 豫。这与以伸长率确定蠕变极限时的  $\frac{\text{圆}}{\text{圆}} \times 10^{-5}$  豫的伸长率 豫相比,仅相差  $\epsilon_{\text{圆}}$ (图 苑圆),其差值甚小,可忽略不计。因此,就可认为两者所确定的伸长率相等。同样,蠕变速率为  $\frac{\text{圆}}{\text{圆}} \times 10^{-6}$  豫就相当于  $\frac{\text{圆}}{\text{圆}} \times 10^{-6}$  豫的伸长率为 豫。在使用上究竟选用哪种表示方法,应视蠕变速率与服役时间而定。若蠕变速率大、服役时间短,取前一种表示方法( $\sigma_{\text{圆}}^{\text{栽}}$ )。反之,服役时间长,则取后一种表示方法( $\sigma_{\text{圆}}^{\text{栽}}$ )。

对于应以蠕变试验结果为基础进行强度计算的机件,若取  $\sigma_{\text{圆}}$  为蠕变极限,则  $\sigma_{\text{圆}}$  除以安全系数  $\text{灶}$  便得许用应力。应保证机件所承受的应力不大于许用应力。一般对  $\frac{\text{圆}}{\text{圆}} \times 10^{-5}$  豫的蠕变极限的安全系数  $\text{灶}$  对变形合金可取 圆,对铸造合金可取 圆。

### 苑圆圆 持久强度

与常温下的情况一样,金属材料在高温下的变形抗力与断裂抗力也是两种不同的性能指标。因此,对于高温材料除测定蠕变极限外还必须测定其在高温长时载荷作用下抵抗断裂的能力,即持久强度。

金属材料的持久强度,是在给定温度(栽)下,恰好使材料经过规定的时间(栽)发生断裂的应力值,以  $\sigma_{\text{圆}}^{\text{栽}}$  来表示。这里所指的规定时间是以机组的设计寿命为依据的。例如,对于锅炉、汽轮机等,机组的设计寿命为数万以至数十万小时,而航空喷气发动机则为一千或几百小时。某材料在 越承受  $\frac{\text{圆}}{\text{圆}} \times 10^{-5}$  豫的应力作用,经 圆万小时后断裂,则称这种材料在 越、圆万的持久强度为  $\frac{\text{圆}}{\text{圆}} \times 10^{-5}$  豫,写成  $\sigma_{\text{圆}}^{\text{栽}}$  越  $\frac{\text{圆}}{\text{圆}} \times 10^{-5}$  豫。

对于某些在高温运转过程中不考虑变形量的大小,而只考虑在承受给定应力下使用寿命

命的机件来说,金属材料的持久强度是极其重要的性能指标。

金属材料的持久强度是通过作持久试验测定的。持久试验与蠕变试验相似,但较为简单,一般不需要在试验过程中测定试样的伸长量,只要测定试样在给定温度和一定应力作用下的断裂时间。

对于设计寿命为数百至数千小时的机件,其材料的持久强度可以直接用同样时间的试验来确定。但是对于设计寿命为数万以至数十万小时的机件,要进行这么长时间的试验是比较困难的。因此,和蠕变试验相似,一般做出一些应力较大、断裂时间较短(数百至数千小时)的试验数据,画在  $\lg t - \lg \sigma$  坐标图上,连成直线,用外推法求出数万以至数十万小时的持久强度。图 7-10 为 15CrMo 钢在 580℃ 及 800℃ 时的持久强度曲线。

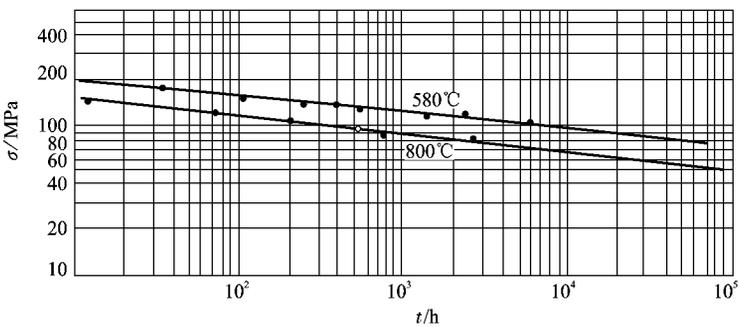


图 7-10 15CrMo 钢的  $\sigma-t$  对数曲线

由图可见,试验最长时间为几千小时,但用外推法可得到一万至十万小时的持久强度值。例如,15CrMo 钢在 580℃、 $10^5$  h 的持久强度为  $\sigma_{580} = 100$  MPa。

高温长时试验表明,在  $\lg t - \lg \sigma$  双对数坐标中,各试验数据并不真正符合线性关系,一般均有折点,如图 7-11 所示。其折点的位置和曲线的形状随材料在高温下的组织稳定性和试验温度高低等不同。因此,最好是测出折点后,再根据时间与应力的对数值的线性关系进行外推。一般还限制外推时间不超过一个数量级,以使外推的结果不致误差太大。

通过持久强度试验,测量试样在断裂后的伸长率及断面收缩率,还能反映出材料在高温下的持久塑性。许多钢种在短时试验时其塑性可能很高,但经高温长时加载后塑性有显著降低的趋势,有的持久塑性仅为  $\delta_5$  左右,呈现出蠕变脆性现象。

持久强度试验一般是用光滑试样在单向应力状态下确定的,但许多在高温条件下工作的机件往往带有各种缺口,引起应力集中,从而使钢的持久强度降低。为了考虑应力集中对持久强度的影响,有时需作缺口持久强度试验。试验表明,钢的持久缺口敏感性与持久塑性密切相关,随着持久塑性的降低,钢的持久缺口敏感性增加。因此,对于高温合金为了降低其缺口敏感性,不得不牺牲一些强度以提高持久塑性。对于高温合金持久塑性指标的要求,目前还没有统一规定。用于制造汽轮机、燃气轮机紧固件的低合金铬钼钢,一般希望持久塑性  $\delta_5$  不小于 10%,以防止蠕变脆断。

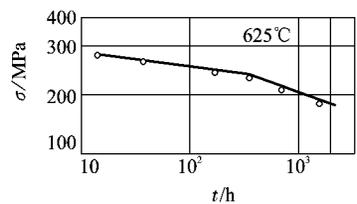


图 7-11 某种钢持久强度曲线的转折现象

## 蠕变极限和持久强度的影响因素

由蠕变变形和断裂机理可知,要降低蠕变速率提高蠕变极限,必须控制位错攀移的速率;要提高断裂抗力,即提高持久强度,必须抑制晶界的滑动和空位扩散,也就是说要控制晶内和晶界的扩散过程。这种扩散过程主要取决于合金的化学成分,但又与冶炼工艺、热处理工艺等因素密切相关。

### 合金化学成分的影响

耐热钢及合金的基体材料一般选用熔点高、自扩散激活能大或层错能低的金属及合金。这是因为在一定温度下,熔点越高的金属自扩散激活能越大,因而自扩散越慢;如果熔点相同但晶体结构不同,则自扩散激活能越高者,扩散越慢,堆垛层错能越低者越易产生扩展位错,使位错难以产生割阶、交滑移及攀移。这些都有利于降低蠕变速率。大多数面心立方结构金属的高温强度比体心立方结构的高,这是一个重要原因。

在基体金属中加入铬、钼、钨、铌等合金元素形成单相固溶体,除产生固溶强化作用外,还因合金元素使层错能降低,易形成扩散位错,以及溶质原子与溶剂原子的结合力较强,增大了扩散激活能,从而提高蠕变极限。一般来说,固溶元素的熔点越高,其原子半径与溶剂相差越大,对热强性提高越有力。

合金中如果含有弥散相,由于它能强烈阻碍位错的滑移,因而是提高高温强度更有效的办法。弥散相粒子硬度越高、弥散度越大、稳定性越高,则强化作用越大。对于时效强化合金,通常在基体中加入相同原子百分数的合金元素的情况下,多种元素要比单一元素的效果好。

在合金中添加能增加晶界扩散激活能的元素(如硼及稀土等),则既能阻碍晶界滑动,又增大晶界裂纹的表面能,因而对提高蠕变极限,特别是持久强度是很有效的。

### 冶炼工艺的影响

各种耐热钢及其合金的冶炼工艺要求较高,因为钢中的夹杂物和某些冶金缺陷会使材料的持久强度降低。高温合金对杂质元素和气体含量要求更加严格,常存杂质除硫、磷外,还有铅、锡、铋、铪等,即使含量只有十万分之几,当杂质在晶界偏聚后,会导致晶界严重弱化,而使热强性急剧降低,持久塑性变差。例如,某些镍基合金的实验结果表明,经过真空冶炼后,由于铅的含量由百万分之五降至百万分之二以下,其持久时间增长了一倍。

由于高温合金在使用中通常在垂直于应力方向的横向晶界上容易产生裂纹,因此,采用定向凝固工艺使柱状晶沿受力方向生长,减少横向晶界,可以大大提高持久寿命。例如,有一种镍基合金采用定向凝固工艺后,在  $700^{\circ}\text{C}$  温度、 $100\text{MPa}$  应力作用下的断裂寿命可提高 3~5 倍。

### 热处理工艺的影响

珠光体耐热钢一般采用正火加高温回火工艺。正火温度应较高,以促使碳化物较充分而均匀地溶于奥氏体中。回火温度应高于使用温度  $50\sim 100^{\circ}\text{C}$  以上,以提高其在使用温度下的组织稳定性。

奥氏体耐热钢或合金一般进行固溶处理和时效,使之得到适当的晶粒度,并改善强化相的分布状态。有的合金在固溶处理后再进行一次中间处理(二次固溶处理或中间时效),使碳化物沿晶界呈断续链状析出,可使持久强度和持久塑性进一步提高。

采用形变热处理改变晶界形状(形成锯齿状),并在晶内形成多边化的亚晶界,可使合金

进一步强化。如 20Cr13Ni2 型铁基合金采用高温形变热处理后,在 500℃ 和 600℃ 的 10<sup>7</sup>h 持久强度分别提高 10% 和 15% 左右,而且还具有较高的持久塑性。

### 晶粒度的影响

晶体大小对金属材料的高温性能影响很大。当使用温度低于等强温度时,细晶粒钢有较高的强度;当使用温度高于等强温度时,粗晶粒钢及合金有较高的蠕变抗力与持久强度。但是晶粒太大会使持久塑性和冲击韧性降低。为此,热处理时应考虑采用适当的加热温度,以满足晶粒度的要求。对于耐热钢及合金来说,随合金成分及工作条件不同有一最佳晶粒度范围。例如,奥氏体耐热钢及镍基合金,一般以 5~9 级晶粒度较好。

在耐热钢及合金中,晶粒度不均匀会显著降低其高温性能。这是由于在大小晶粒交界处出现应力集中,裂纹就易于在此产生而引起过早的断裂。

## 7.2 应力松弛

零件或材料在总应变保持不变时,其应力随着时间自行降低的现象,叫做应力松弛,如图 7-1 所示。

### 7.2.1 金属材料的应力松弛

高温条件下金属材料会出现明显的应力松弛现象。例如高温条件下工作的紧固螺栓和弹簧都会出现应力松弛现象。

零件总应变  $\epsilon$  可写作弹性应变  $\epsilon_{\text{弹}}$  和塑性应变  $\epsilon_{\text{塑}}$  之和,即

$$\epsilon = \epsilon_{\text{弹}} + \epsilon_{\text{塑}} \quad (7-1)$$

由于随着时间增长,一部分弹性变形转变为塑性变形,即弹性应变  $\epsilon_{\text{弹}}$  不断减小,所以零件中的应力相应地降低。零件中弹性变形的减小与塑性变形的增加是同时等量产生的。蠕变与松弛在本质上差别不大,可以把松弛现象看作是应力不断降低时的“多级”蠕变。蠕变抗力高的材料,其应力松弛抗力一般也高,不过目前用蠕变数据来估算松弛数据还是很困难的。某些材料即使在室温下也存在应力松弛现象,但进行非常缓慢,在高温下这种现象却比较明显。松弛现象在工业设备的零件中是较为普遍存在的。例如,高温管道接头螺栓需定期再拧紧一次,以免发生泄漏事故。

应力松弛曲线是在给定温度和总应变条件下,测定的应力随着时间的变化曲线,如图 7-2 所示。加在试件上的初应力  $\sigma_0$  在开始阶段下降很快,称为松弛第 I 阶段。以后应力下降逐渐减缓,称为松弛第 II 阶段。最后,曲线趋向于与时间轴平行,此时的应力称为松弛极限  $\sigma_{\text{残}}$ 。它表示在一定的初应力和温度下,不再继续发生松弛的剩余应力。目前对应力松弛机制还理解得不够。但一般认为,在应力松弛第 I 阶段中,由于应力在各晶粒间分布不均匀,促使晶界扩散产生塑性变形,而应力松弛第 II 阶段主要发生在晶内,亚晶的转动和移动引起应力松弛。

金属材料抵抗应力松弛的性能称为松弛稳定性。常用金属材料在一定温度  $T$  和一定初应力  $\sigma_0$  作用下,经规定时间  $t$  后的“残余应力”  $\sigma$  的大小作为松弛稳定性的指标。对不同

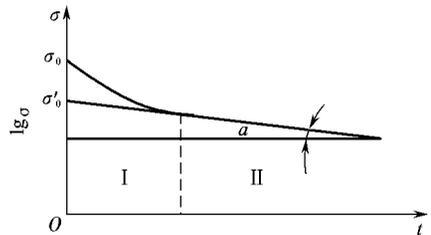


图 7-1 松弛曲线

材料,在相同试验温度和初应力下,经时间  $t$  后,如残余应力值越高,说明该种材料有较好的松弛稳定性。图 9-10 为制造汽轮机、燃气轮机紧固件用的两种钢材(1Cr18Ni9Ti 及 1Cr12Mn2Si)分别经不同热处理后的松弛曲线。由图可见 1Cr18Ni9Ti 钢的松弛稳定性比 1Cr12Mn2Si 钢好。

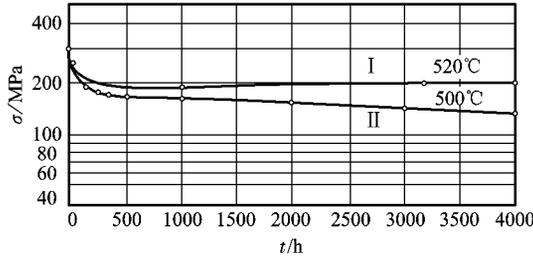


图 9-10 两种钢材松弛曲线的比较

限-1Cr18Ni9Ti 钢 限-1Cr12Mn2Si 钢

此外,还可通过应力松弛曲线来评定材料的松弛稳定性。注意到松弛过程的总应变  $\epsilon$  为常量,而  $\epsilon_{\text{弹}}$  和  $\epsilon_{\text{蠕}}$  为变量,将式(9-10)对  $t$  求导,得

$$\frac{d\epsilon_{\text{蠕}}}{dt} = -\frac{d\epsilon_{\text{弹}}}{dt} = -\frac{d\sigma}{dt} \frac{1}{E} \quad (9-11)$$

其中  $\frac{d\epsilon_{\text{蠕}}}{dt}$  是弹性应变转化为蠕变应变的速率,因为

$$\epsilon_{\text{蠕}} = \frac{\sigma}{E} \quad (9-12)$$

其中  $\frac{1}{E}$  是与材料有关的常数。松弛开始时  $t=0$  应力为  $\sigma_0$ ,而时间为  $t$  时,应力为  $\sigma$ ,由式(9-12)可得

$$\frac{d\sigma}{dt} = -E \frac{d\epsilon_{\text{蠕}}}{dt} \quad (9-13)$$

当  $t \rightarrow \infty$  时

$$\frac{d\sigma}{dt} = -\frac{\sigma}{\tau} \quad (9-14)$$

当  $t=0$  时

$$\frac{\sigma}{\sigma_0} = \exp\left(-\frac{t}{\tau}\right) \quad (9-15)$$

式中,  $\tau = \frac{1}{E \frac{d\epsilon_{\text{蠕}}}{dt}}$  式(9-14)和式(9-15)可用于描述松弛曲线,因而也可用  $\tau$  和  $\ln \frac{\sigma}{\sigma_0}$  值的大小来评定松弛稳定性。对用镍基合金材料做成的弹簧,测得  $\tau = 10^5$  s

### 9.10 高分子材料的应力松弛

与金属材料相似,在恒定温度和变形保持不变的情况下,高聚物内部的应力也会随时间增加而逐渐衰减。例如拉伸一块未交联的橡胶到一定长度,并保持长度不变,随着时间的增长,这块橡胶的回弹力会逐渐减小。这是因为橡胶内部的应力在慢慢地减小,甚至可以减小到零。因此想用未交联的橡胶来做传动带是不可想像的。此时,应力与时间也成指数关系。

高聚物中的应力为什么会松弛掉呢？其实应力松弛和蠕变是一个问题的两个方面，都反映高聚物内部分子的三种运动情况。当高聚物一开始被拉长时，其中分子处于不平衡的构象，要逐渐过渡到平衡的构象，也就是链段顺着外力的方向运动以减少或消除内部应力。如果温度很高，远远超过  $T_g$ ，像常温下的橡胶，链段运动时受到的内摩擦力很小，应力很快就松弛掉了，甚至可以快到几乎觉察不到的地步。如果温度太低，比  $T_g$  低得多，如常温下的塑料，虽然链段受到很大的应力，但是由于内摩擦力很大、链段运动的能力很弱，所以应力松弛极慢，也就不容易觉察得到。只有在玻璃化温度附近的几十度范围内，应力松弛现象比较明显(图 7-10)。例如含有增塑剂的聚氯乙烯丝，用它缚物，开始扎得很紧，后来会变松，就是应力松弛现象比较明显的例子。对于交联的高聚物，由于分子间不能滑移，所以应力不会松弛到零，只能松弛到某一数值。正因为这样，橡胶制品都是经过交联的。

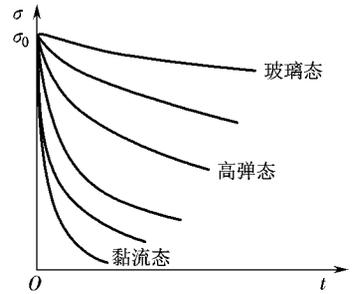


图 7-10 不同温度下的应力松弛曲线

由于蠕变和应力松弛都与温度有关，而它们又都反映高聚物内部分子运动的情况，因而可利用蠕变和应力松弛对温度的依赖性来研究高分子的分子运动和高聚物的转变。

### 7.1 高温疲劳及疲劳与蠕变的交互作用

通常把高于再结晶温度所发生的疲劳叫高温疲劳。高温疲劳除与室温疲劳有类似的规律外，还存在自身的一些特点。

#### 7.1.1 基本加载方式和 $\sigma-\epsilon$ 曲线

高温下疲劳试验通常采用控制应力和控制应变两种加载方式，有时在最大拉应力下保持一定的时间，简称为保时，或在保时过程中叠加高频波以模拟实际使用条件。如图 7-11 所示为控制应变加载方式以及记录的各种曲线。图中  $\Delta\sigma$  表示保时过程中松弛的应力， $\Delta\epsilon_{\text{非}}$  是松弛过程中产生的非弹性应变。由图 7-11 可得

$$\Delta\epsilon_{\text{非}} \propto \frac{\Delta\sigma}{E} \quad (7-1)$$

而由图 7-11 有

$$\Delta\epsilon_{\text{非}} \propto \frac{\Delta\sigma}{E} \quad (7-2)$$

对比以上两式可得

$$\Delta\epsilon_{\text{非}} \propto \frac{\Delta\sigma}{E} \quad (7-3)$$

图 7-12 所示是控制应变加载曲线，图 7-13 所示是这种条件下记录的滞后回线随循环周次的变化过程。其中循环周次为  $N_f$  的滞后回线已经表明试件上出现了裂纹，因为出现裂纹后压缩载荷增加很少，使得相应的变形量很大，表现在滞后环的下部出现了凹陷现象。

在控制应变的试验条件下，疲劳寿命常以循环进入稳定时的应力下降缘来定义（也可用  $\sigma_{\text{残}}$  来定义），即相当于图 7-14 中的  $\sigma_{\text{残}}$  点。

图 7-15 所示为控制应力加载及记录的几种曲线。无论是控制应力或引入保时(图 7-16)

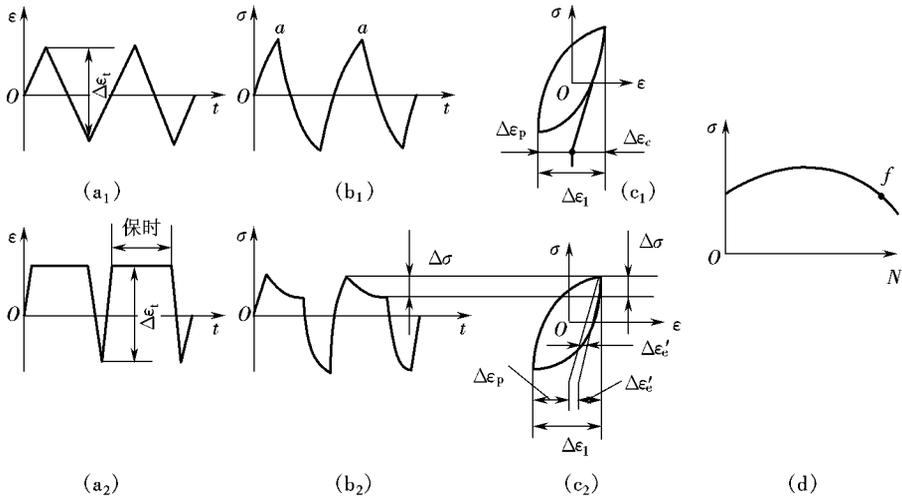


图 7-10 控制应变加载

(a<sub>1</sub>)、(b<sub>1</sub>)、(c<sub>1</sub>) 控制应变无保时加载的记录曲线 (a<sub>2</sub>)、(b<sub>2</sub>)、(c<sub>2</sub>) 控制应变有保时加载的记录曲线  
 (d) 疲劳点应力随循环周次变化的曲线

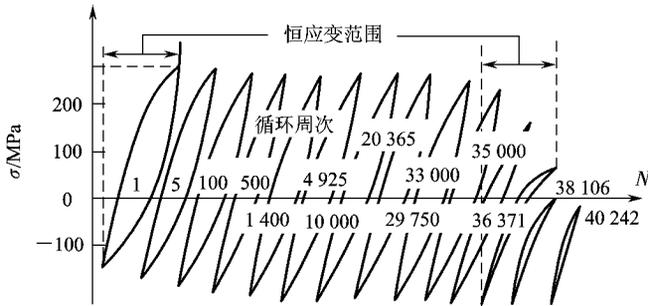


图 7-11 滞后回线随循环周次的变化

(a) 试验机的记录系统均可以表示为如图 7-10 所示的  $\epsilon$ — $N$  曲线。显然,该曲线与蠕变曲线极为相似。这种在变动载荷条件下应变量随时间而缓慢增加的现象称为动态蠕变,简称动蠕变,而把通常在恒定载荷下的蠕变叫静蠕变。控制应力加载条件下的疲劳寿命  $N_f$  与室温疲劳的定义方法相同。

### 7.2 高温疲劳的一般规律

无论光滑试件或缺口试件,总的趋势是试验温度提高,高温疲劳强度降低。据统计,当温度上升到 400℃ 以上时,每升高 50℃,钢的疲劳抗力下降 10%~15%。而耐热合金,则每升高 50℃,疲劳抗力下降 5%~10%。某些合金因物理化学过程的变化,温度升高到某一温度区间,疲劳抗力有所回升。例如,应变时效合金有时会出现这种现象。在高温下金属材料的  $\sigma$ — $N$  曲线不易出现水平部分,随着循环次数的增加,疲劳强度不断下降。

温度升高,疲劳强度下降,但和持久强度相比下降较慢,所以它们存在一个交点(图 7-12)。在交点左边时,材料主要是疲劳破坏,这时疲劳强度比持久强度在设计中更为重要;在交点以右时,则以持久强度为主要设计指标。交点温度随材料不同而变化。

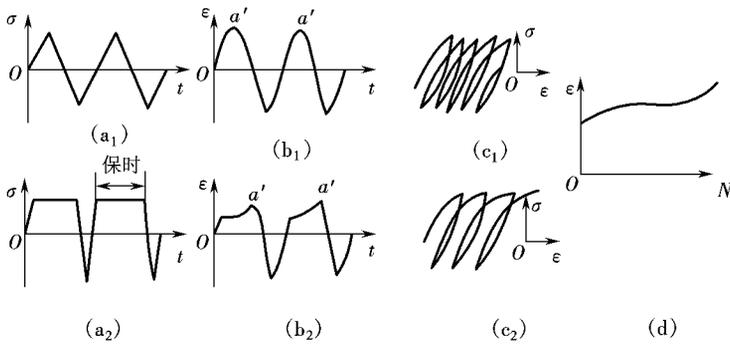


图 7-10 控制应力加载

(a<sub>1</sub>)、(b<sub>1</sub>)、(c<sub>1</sub>) 控制应力无保时加载的记录曲线  
 (a<sub>2</sub>)、(b<sub>2</sub>)、(c<sub>2</sub>) 控制应力有保时加载的记录曲线  
 (d) 疲劳点应力随循环周次变化的曲线

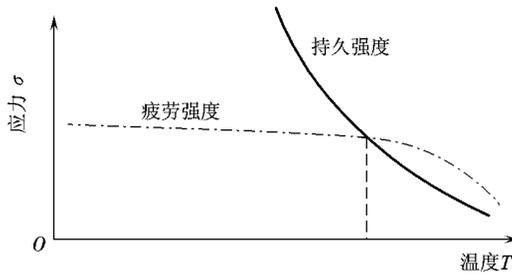


图 7-11 疲劳强度、持久强度与温度的关系

高温疲劳的最大特点是与时间相关，所以描述高温疲劳的参数除与室温疲劳相同的以外，还需增添与时间有关的参数。与时间有关的参数包括加载频率、波形和应变速率。试验表明，降低加载过程中的应变速率或频率，增加循环中拉应力的保持时间，都会缩短疲劳寿命，而断口形貌也会相应地从穿晶断裂过渡到穿晶加沿晶断裂，乃至完全沿晶断裂。造成上述现象的原因是降低应变速率或频率，增加拉应力保时，将引起下面两种损伤过程加剧：一是引起沿晶蠕变损伤增加；二是环境侵蚀（例如拉应力使裂纹张开后的氧化侵蚀）的时间也增加了。高温下原子容易沿晶界扩散，所以环境侵蚀主要是沿晶发展。因此无论是蠕变或是环境侵蚀，造成的损伤主要都在晶界，从而出现上述从穿晶断裂到沿晶断裂的变化过程。两种损伤在整个损伤中所占的比例大小因试验条件和材料的不同而异。

不同的材料易受损伤的波形不一定相同。图 7-10 是典型的四种加载波形。试验表明，镍基合金易受损伤的波形为  $\epsilon$  型，而钛合金材料（特别是 Ti-6Al-4V）易受损伤的波形是  $\epsilon$  型。

在线弹性条件下，描述高温裂纹扩展速率  $\frac{da}{dN}$  的方法与室温时的相同。通常，随温度的升高，疲劳裂纹扩展速率增加， $\Delta K_{th}$  降低（也有例外）。由于高温条件下不可避免存在着蠕变损伤，所以高温疲劳裂纹扩展可以看作是疲劳和蠕变分别造成裂纹扩展量的叠加。两部分相对量的大小与许多因素有关，其中与载荷的关系为：在低载荷时，蠕变裂纹扩展速率较低，以此疲劳对裂纹扩展的贡献为主，而在较高载荷时，情况相反，以蠕变对裂纹扩展的

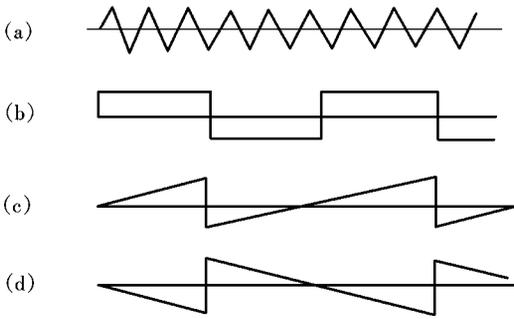


图 10-10 四种加载波形  
(静蠕变型) (动蠕变型) (静蠕变型) (动蠕变型)

贡献为主。同一材料在最大载荷相同的条件下,动蠕变速率和静蠕变速率相对大小是不同的。在应力循环过程中,材料出现循环软化时,静蠕变速率小于动蠕变速率;反之,材料循环硬化时,则动蠕变速率小于静蠕变速率,所以对循环软化材料,设计中应主要考虑材料的静蠕变性能。前者出现在如 2024-T3 铝合金和部分高温合金中,后者出现在如 7050 铝合金、7030 铝合金及部分高温合金中。

### 10.3 疲劳和蠕变的交互作用

前面已经介绍过,高温疲劳中主要存在疲劳损伤成分和蠕变损伤成分。近年来的研究表明,在一定条件下,两种损伤过程不是各自独立发展,而是存在交互作用。交互作用的结果可能会加剧损伤过程,使疲劳寿命大大减小。

根据损伤的造成原因,把蠕变和疲劳的交互作用大致分为两类:一类叫瞬时交互作用(瞬时交互作用);另一类叫顺序交互作用(顺序交互作用)。交互作用的方式是一个加载历程对以后加载历程产生影响。

在顺序交互作用中,疲劳硬化造成一定损伤后影响着以后的蠕变行为。如对 2024-T3 钢循环产生软化后再经受高应力蠕变时,由于存在很强的交互作用,使随后的蠕变寿命减小,蠕变第 I 阶段的速率增加了一个数量级;产生类似的疲劳损伤以后在经受随后的低应力蠕变时,则交互作用较小或不存在。若材料是循环硬化的,通常比循环软化材料对随后的蠕变造成的危害程度减小。

瞬时交互作用中,一般认为拉应力时的停留造成的危害大,因为在拉伸保持期内晶界空洞成核多、生长快,而在同一循环的随后压缩保持期内空洞不易成核,在某种情况下甚至会使用拉保期内造成的损伤愈合。所以加入压缩保时会延长疲劳寿命(仅少数合金例外)。通常随保时增加有一个饱和效应,即超过一个保时临界值时,进一步增加保时产生的效果趋向于恒定。

图 10-11 为四种可能的蠕变—疲劳损伤破坏模式,用  $N_f$ ,  $N_c$ ,  $N_{cr}$  分别表示失效循环次数、疲劳裂纹出现时的循环次数、蠕变空位形成时的循环次数。由于蠕变损伤和疲劳损伤在机理上的差异,这两种损伤之间的耦合在损伤发展的早期不会出现。在损伤发展的后期,蠕变损伤会促进疲劳损伤的发展,而疲劳损伤对于蠕变损伤的影响则较小。另外,疲劳裂纹的存在会加速裂纹前端晶粒间蠕变空位的形成,这是由于裂纹前端应力集中的结果。

交互作用的大小与材料的持久塑性有关。试验表明,材料的持久塑性越好,则交互作用的程度越小。反之,材料持久塑性越差,则交互作用的程度越大。交互作用与试验条件有关,例如循环的应变幅值、拉压保时的长短(影响  $\Delta\epsilon_{\text{蠕}}$  的大小)、温度等。图 10-12 为交互作用区域和温度与应力的关系。

工程中广泛采用的是用线性累积损伤法则进行疲劳蠕变损伤寿命预测,即

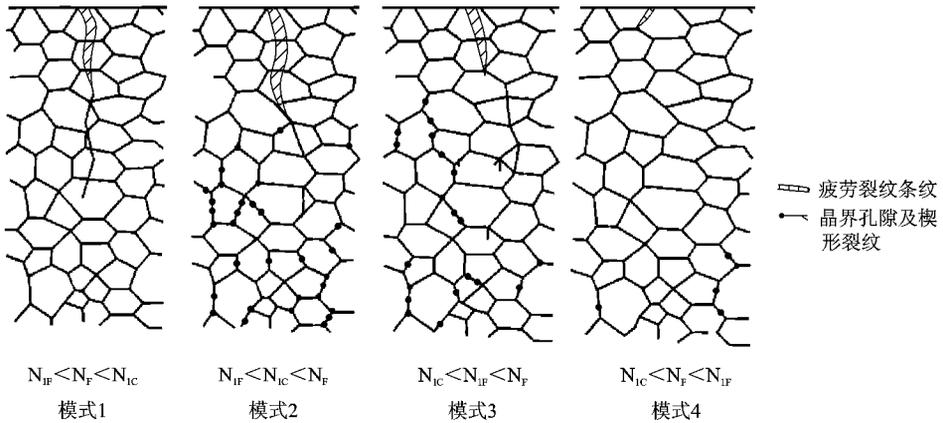


图 7-10 四种可能的蠕变—疲劳损伤破坏模式

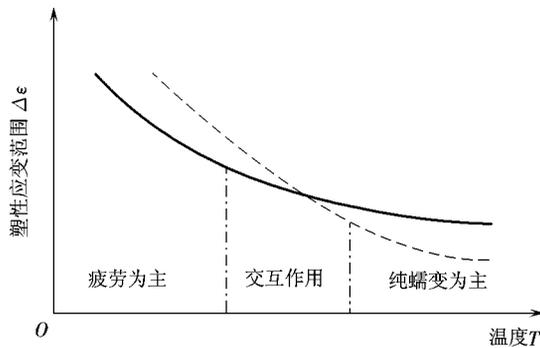


图 7-11 交互作用区域和温度与应力的关系

$$\sum \frac{N_{iF}}{N_{iF0}} + \sum \frac{t_{iC}}{t_{iC0}} = 1 \quad (7-10)$$

式中： $N_{iF}$ 为某循环波形下的循环周次； $N_{iF0}$ 为相同应力不带保时的对称循环即纯疲劳条件下的疲劳寿命； $N_{iC}$ 为在某波形条件下的疲劳损伤分数； $t_{iC}$ 为某循环波形下的累积保持时间； $t_{iC0}$ 为相同应力下的持久断裂时间； $N_{iC}$ 为蠕变损伤分数。

用线形累积损伤法则忽视了疲劳和蠕变的交互作用，即疲劳和蠕变不是平行发展的，而是相互促进的。因此，用线形累积损伤法则预测寿命不够准确。紧接着又出现了非线性累积损伤法则，典型的有藤原隆雄计算方法，即

$$\sum \frac{N_{iF}}{N_{iF0}} + \sum \left( \frac{N_{iC}}{N_{iC0}} \right)^{\beta} = 1 \quad (7-11)$$

式中，当交互作用系数  $\beta > 1$  时，是正交互； $\beta < 1$  时，是负交互。我国学者提出的计算公式如下：

$$\sum \frac{N_{iF}}{N_{iF0}} + \sum \left( \frac{N_{iC}}{N_{iC0}} \right)^{\beta} \left( \frac{t_{iC}}{t_{iC0}} \right)^{\gamma} = 1 \quad (7-12)$$

式中， $\beta, \gamma > 1$  这些疲劳和蠕变交互作用下的寿命预测公式都在一定条件下是成立的，但需要进一步的发展。

### 苑缘 高温热暴露

热暴露(又称为高温浸润。材料长时间处于高温条件下即使不受力,也可使其力学性能发生变化。通常导致室温和高温强度下降,脆性增加,可称为热暴露效应。其原因是材料的组织发生变化、环境中的氧化和腐蚀导致力学性能发生变化。因此,热暴露效应不仅与材料有关(因为组织、结构和性质不同),还与温度和环境有关。不同材料在不同条件下对热暴露效应的敏感程度不同。航空、航天、能源、石化和冶金工业中的构件对这一现象在设计和使用中非常重视。

#### 苑缘.1 热暴露评定指标

评定热暴露效应可采用以下方法:测量暴露温度  $t_{\text{暴}}$  经过时间  $t_{\text{暴}}$  热暴露后的室温及高温瞬时拉伸强度  $(\sigma_{\text{拉}})_{\text{暴}}$  和  $(\sigma_{\text{拉}})_{\text{暴}}$  高温瞬时拉伸强度  $\sigma_{\text{拉}}$  是将材料在空气介质中升温到  $t_{\text{暴}}$ ,保温  $t_{\text{暴}}$  后作拉伸试验测得的抗拉强度值,所以高温瞬时拉伸强度也就是热暴露时间  $t_{\text{暴}}$  下的热暴露强度值  $(\sigma_{\text{拉}})_{\text{暴}}$ 。显然,热暴露强度不同于温度和应力同时施加到试样上得出的持久强度和蠕变极限。

高温瞬时拉伸强度通常以室温强度  $\sigma_{\text{拉}}$  的百分数表示,即

$$\frac{(\sigma_{\text{拉}})_{\text{暴}}}{\sigma_{\text{拉}}} = \frac{(\sigma_{\text{拉}})_{\text{暴}}}{\sigma_{\text{拉}}} \quad (7-1)$$

式中,  $\frac{(\sigma_{\text{拉}})_{\text{暴}}}{\sigma_{\text{拉}}}$  为温度  $t_{\text{暴}}$  下的高温瞬时拉伸强度降低系数; $\frac{(\sigma_{\text{拉}})_{\text{暴}}}{\sigma_{\text{拉}}}$  为降低系数。

同样,热暴露后的室温强度

$$(\sigma_{\text{拉}})_{\text{暴}} = \frac{(\sigma_{\text{拉}})_{\text{暴}}}{\sigma_{\text{拉}}} \sigma_{\text{拉}} \quad (7-2)$$

式中,  $\frac{(\sigma_{\text{拉}})_{\text{暴}}}{\sigma_{\text{拉}}}$  为温度  $t_{\text{暴}}$  下经过  $t_{\text{暴}}$  小时热暴露后室温强度的降低系数。

热暴露后的高温强度

$$(\sigma_{\text{拉}})_{\text{暴}} = \frac{(\sigma_{\text{拉}})_{\text{暴}}}{\sigma_{\text{拉}}} (\sigma_{\text{拉}})_{\text{暴}} \quad (7-3)$$

式中,  $\frac{(\sigma_{\text{拉}})_{\text{暴}}}{\sigma_{\text{拉}}}$  为热暴露  $t_{\text{暴}}$  后高温强度降低系数。

热暴露后其他强度值的表达形式依次类推。通常以  $\frac{(\sigma_{\text{拉}})_{\text{暴}}}{\sigma_{\text{拉}}}$  为纵坐标,  $t_{\text{暴}}$  为横坐标,给出对应不同热暴露时间的室温及高温的热暴露强度曲线,如图 7-1 所示。

#### 苑缘.2 热暴露的特点

现以铝合金为例说明热暴露的几个特点。

①热暴露效应存在一个起始温度,在该温度以下高温热暴露对材料的强度几乎没有影响,个别材料甚至强度还略有提高。只有超过起始温度才会对材料的强度有显著影响,一般会使强度降低。例如 2024 铝合金若要求热暴露时间为 1000h 则热暴露起始温度为 150℃;热暴露时间为 100h 时,热暴露起始温度为 175℃,热暴露时间为 10h 时,热暴露起始温度为 200℃。对于 7075 铝合金若热暴露时间为 1000h 热暴露起始温度为 175℃。

②热暴露效应存在一个最高的终止温度。在此温度以上,材料已接近退火状态,热暴露时间的长短不再影响材料的强度性能,其性能与退火性能相当。

③在热暴露起始温度和终止温度之间,任意给定热暴露温度,在该温度下暴露时间越

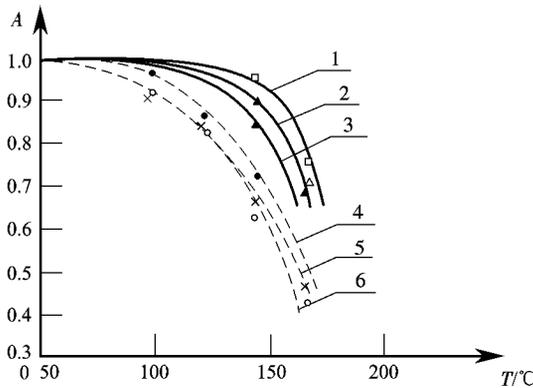


图 7-1 铸造铝合金热暴露后的室温及高温强度降低系数曲线

- 员(粤) 铸造铝合金热暴露后的室温强度降低曲线
- 圆(粤) 铸造铝合金热暴露后的室温强度降低曲线
- 猿(粤) 铸造铝合金热暴露后的室温强度降低曲线
- 源(粤) 铸造铝合金热暴露后的高温强度降低曲线
- 缘(粤) 铸造铝合金热暴露后的高温强度降低曲线
- 远(粤) 铸造铝合金热暴露后的高温强度降低曲线

长,则材料的强度下降越多,脆性越大,但不是线形关系。热暴露在最初的强度下降最大,最初的约 100℃ 范围内,材料对热暴露最敏感。在同样的热暴露时间内,热暴露温度越高,则其强度下降越大,试验数据分散性亦越大。

### 7.2.2 热暴露的影响因素

热暴露效应随材料的成分、热处理状态和加工工艺过程而异。一般高温强度差的材料,其热暴露强度也差。反之,高温强度好的材料,其热暴露强度也好。用淬火大幅度提高强度的材料,热暴露中强度降低的幅度也大。有些材料经过冷作硬化提高室温强度的同时,也提高了热暴露强度,但有些材料用冷作硬化提高室温强度的同时,却降低了热暴露强度。铸造铝合金热暴露强度的降低,大致与变形铝合金相似。铸造铝合金在热暴露保持室温条件下热暴露起始温度为 100℃,强度仅降低 10%;在 150℃ 保持 100h 强度降低 20% 左右。合金钢大约在 100℃ 开始有较轻微的热暴露强度降低。

热暴露后并非所有的力学性能都下降,例如 700℃ 高温合金及该合金的几种带涂层的样品在 1000h 热暴露后,其断裂强度  $\sigma_{\text{断}}$  和屈服强度  $\sigma_{\text{屈}}$  并无明显变化,但试件的延伸率有较大变化。其中 700℃ 的延伸率大大低于毛坯暴露条件下的延伸率,这是因为试件表面氧化和氧脆所致。一方面 700℃ 高温合金形成的氧化膜保护性甚差;另一方面氧原子渗透到基体中与基体形成固溶体。在 700℃ 中的氧原子分数高达 0.001,而当氧含量高于 0.001 时合金塑性即明显下降。虽然脆性区仅位于表面薄区,但表面出现裂纹引起应力集中,在很小应变下出现开裂,使塑性明显下降。带涂层的样品热暴露后的延伸率均高于无涂层样品,涂层效果依次为 700℃ 的 700h 热暴露的 700h 热暴露的 700h 热暴露的。涂层首先有效地阻止了合金的氧化和氧脆,提高了合金的热稳定性;其次,涂层和基材之间存在互扩散,特别是 700℃ 和 700h 涂层,700℃ 和 700h 向基体扩散形成

脆性的扩散区,同样影响基材的塑性。因氧脆及涂层基材扩散区均位于表面薄区,故对试件的 $\sigma_{\text{准}}$ 和 $\sigma_{\text{破}}$ 无明显影响。镍铬不锈钢(如 1Cr18Ni9Ti、3Cr18Ni9Ti)的热暴露一般会提高其强度值,只有当热暴露温度超过其实际使用的温度后,才表现出较大的强度降低。有些非金属材料也存在热暴露效应,例如 陶瓷化合物在 1000℃左右热暴露时,材料出现表面崩裂现象,强度大幅度下降,称之为疫病(灾难)现象。陶瓷化合物在单晶状态或密度大于 3.5g/cm<sup>3</sup>及无裂纹和孔隙时,不会出现疫病现象。疫病现象的出现是氧化造成的。该材料在 1000℃以下热暴露后易显示脆性,但高于 1000℃却是韧性的,并具有良好的抗氧化性,韧—脆转变温度约为 1000℃。

### 3.2.2 热暴露机理

热暴露的机理是环境侵蚀,主要是氧化。除少数贵金属外,几乎所有的金属都会发生氧化反应。实用金属材料室温下氧化缓慢,热暴露使氧化行为剧烈进行并具有破坏性。多数合金与氧反应生成氧化膜,称之为外氧化。力学性能发生变化与氧化膜的性质(如致密性)、结构、氧化膜的内应力及基体的结合强度有关,但多数情况下使材料力学性能下降。氧溶解到合金相中并在合金内扩散,当氧的浓度超过其在合金的固溶度时,合金中较活泼的元素与氧反应生成氧化物,这一过程叫内氧化。氧元素扩散到金属内部致脆的主要几种观点为:氧降低了裂纹前沿原子键的结合能,这是目前流行的弱键理论;或因吸附氧导致裂纹表面能下降;或因氧促进位错运动以及生成氧化物等。氧原子沿晶界扩散比晶内大得多,因此内氧化往往发生在晶界,使晶界结合减弱,合金强度下降,脆性增加。相当多的合金在外氧化的同时伴随着内氧化。若有外加应力和残余张应力时,其影响机制有以下几种。①在张应力的作用下,氧化膜和合金内平衡的缺陷浓度增大,主要是空位浓度增大,通过氧化膜扩散的离子浓度增大。②应力足够高时,金属应变速率很高,氧化膜不能充分随之变形而开裂,氧化速率加快。③改变了氧化膜的显微结构,从而加快了离子传输速率和氧化速率。因为金属基体沿张力方向伸长,氧化膜沿与张力垂直方向增厚,导致显微结构发生变化。④外应力影响氧化膜内应力(通常为压应力)状态,影响了氧化膜的破裂行为。⑤外力对合金内元素的化学位有影响,从而改变了合金元素的选择性氧化。氧脆与形变速率和温度有关。因为氧脆是氧与裂纹顶端和侧表面发生氧化反应引起的。当应变速率高时,引起动态脆性的氧化反应来不及进行,于是发生韧断;当应变速率较低时,因塑性应变引起的合金表面裸露的速率低于裸露表面再氧化的速率,此时仍发生韧断。只有当氧化膜的破坏速率略大于修复速率时,才能使裂纹两端不能保持致密的氧化膜,裂尖持续被氧化,从而产生动态脆化。

### 3.2.3 陶瓷材料的抗热震性

大多数陶瓷在生产和使用过程中都处于高温状态,要经受温度的急剧变化。而陶瓷材料的导热性差,因此,温度变化引起的热应力,会导致陶瓷构件的失效。材料承受温度骤变而不破坏的能力称为抗热震性。材料热震失效可分为两大类:一类是瞬时断裂,称为热震断裂;另一类是在热冲击循环作用下,材料先出现开裂、剥落,然后碎裂和变质,终至整体破坏,称为热震损伤。以下分别给出抗热震参数的计算方法。

### 4.1.1 抗热震断裂

表征材料抗热震断裂的性能参数,是根据热弹性理论导出的,并以材料的力学和热学性能参数加以表征。对急剧受热或冷却的陶瓷材料,若温差  $\Delta T$  引起热应力达到陶瓷材料断裂强度  $\sigma_{\text{裂}}$ ,则热震断裂发生。据此,可导出引起热震断裂的临界温差  $\Delta T_{\text{裂}}$  的公式为

$$\Delta T_{\text{裂}} = \frac{(\alpha_{\text{裂}}) \sigma_{\text{裂}}}{\beta E} \quad (4.1.1)$$

$$\beta = \frac{(\alpha_{\text{裂}}) \sigma_{\text{裂}}}{E} \quad (4.1.2)$$

式中:  $\beta$  为抗热震断裂参数;  $E, \nu, \alpha_{\text{裂}}$  分别为弹性模量、泊松比、热膨胀系数和试件的形状因子。

在缓慢受热和冷却的条件下的传热系数  $\lambda$  较小时,陶瓷材料的热震断裂的临界温度差  $\Delta T_{\text{裂}}$  可表示为

$$\Delta T_{\text{裂}} = \frac{(\alpha_{\text{裂}}) \sigma_{\text{裂}}}{\beta} \frac{\lambda}{\lambda_0} \quad (4.1.3)$$

$$\beta = \frac{(\alpha_{\text{裂}}) \sigma_{\text{裂}}}{E} \quad (4.1.4)$$

式中:  $\lambda$  为材料导热率,  $\lambda_0$  为与材料热导率有关的抗热震断裂参数。

### 4.1.2 抗热震损伤

热震损伤理论是基于断裂力学理论而提出的,以热弹性应变能  $\epsilon$  和材料的断裂能  $G_c$  之间的平衡条件作为热震损伤的判据,即

$$\epsilon \geq G_c \quad (4.1.5)$$

当热应力导致的储存于材料中的应变能  $\epsilon$  足以支付裂纹成核和扩展而新生表面所得的能量  $G_c$  时,裂纹就形成和扩展。

根据上述判据,可以得到热震损伤参数  $\beta$  的表达式

$$\beta = \frac{\gamma_{\text{裂}}}{(\alpha_{\text{裂}}) \sigma_{\text{裂}}} \quad (4.1.6)$$

式中  $\gamma_{\text{裂}}$  为新生裂纹的断裂表面能;  $E, \sigma_{\text{裂}}, \nu$  分别为材料的弹性模量、断裂强度和泊松比。由式(4.1.6)可以看出,抗热震损伤性能好的材料应该具有尽可能高的弹性模量、断裂表面能和尽可能低的强度。但这些要求正好与式(4.1.1)中高热震断裂抗力的要求相反。

在工程应用中,陶瓷构件的失效分析是十分重要的。如果材料的失效主要是热震断裂,例如对高强、微密的精密陶瓷,则裂纹的萌生起主导作用;为了防止热震失效、提高热震断裂抗力,应提高材料的强度,并降低它的弹性模量和膨胀系数。若导致热震失效的主要因素是热震损伤,这时裂纹的扩展起主要作用;此时应当设法提高它的弹性模量和断裂表面能(或断裂韧性,因断裂韧性  $K_{\text{IC}} \propto \sqrt{\gamma_{\text{裂}}}$ ) ,并降低其强度。

### 4.1.3 陶瓷涂层的热震寿命

陶瓷材料另一个重要用途是作为热障涂层的外表面层。然而,陶瓷材料的线膨胀系数要比基体金属的低得多,因此在高温下,会在陶瓷涂层和基体金属中引起较大的热应力。加

热时,在陶瓷涂层中引起拉伸应力,而基体金属中则引起压缩应力;冷却时则相反。在反复加热和冷却的服役条件下,则在陶瓷涂层和基体金属引起交变热应力,以致引起陶瓷涂层的热震(或热疲劳)失效,故热震又称为热疲劳。

### 热循环热应力的估算

陶瓷涂层的大量热疲劳实验结果表明,涂层的剥落发生在陶瓷与黏结层的界面处。涂层剥落时,首先是在陶瓷与黏结层处产生裂纹,然后裂纹扩展导致涂层剥落。这是由于金属与陶瓷热膨胀量不匹配,在涂层内产生热应力,进而在涂层内引发裂纹。陶瓷层内的热应力可按下式估算:

$$\sigma_{\Delta T} = \gamma \Delta T \alpha \frac{E_c}{1 + \nu_c} \quad (1)$$

式中:  $\sigma_{\Delta T}$  为由温度变化引起的热应力;  $\Delta T$  为最高加热温度与试样冷却后温度(即室温)之差;  $\alpha$  为金属与陶瓷热膨胀系数之差;  $E_c$  为陶瓷涂层材料的弹性模量;  $\nu_c$  为陶瓷涂层材料的泊松比;  $\gamma$  为与试件几何形状有关的常数。

由式(1)可见,在材料系确定的前提下,涂层内热应力的大小与  $\Delta T$  有关。

陶瓷材料有确定的疲劳极限,当循环应力幅低于疲劳极限时,则陶瓷材料不会发生疲劳失效。当带有陶瓷涂层的试样加热到温度  $T_c$  后再冷却到室温,则陶瓷涂层中的热应力也将发生周期性的变化,其变化幅度可表示为

$$\Delta \sigma_{\Delta T} = \gamma \sigma_{\Delta T} \frac{E_c}{1 + \nu_c} \quad (2)$$

式中:  $\gamma$  为一个常数,可能与试件结构和热循环波形相关。当加热温度低于某一临界值  $T_c$  时,陶瓷层的热应力变化范围  $\Delta \sigma_{\Delta T}$  等于或低于疲劳极限,则陶瓷层内不会发生裂纹而引起失效。 $(\Delta \sigma_{\Delta T})_c$  可表示为

$$(\Delta \sigma_{\Delta T})_c = \sigma_{\Delta T} \frac{E_c}{1 + \nu_c} \quad (3)$$

### 陶瓷涂层热震失效寿命公式

热震试验是在某一恒定温差下进行急冷急热的重复实验,直至涂层失效,即出现宏观裂纹或剥落。因此,热震试验时,涂层内的温度发生周期性的变化,致使涂层内的应力呈现周期性变化,即涂层经受循环热应力的作用。所以,涂层的热震失效寿命  $N_s$  与循环应力的有关,也就是与热震试验时的加热温度与室温之差  $\Delta T$  有关。

应力疲劳寿命公式,可改写如下:

$$N_s = \left( \frac{\Delta \sigma}{\sigma_{\Delta T}} \right)^m \quad (4)$$

式中:  $\Delta \sigma$  为应力范围;  $\sigma_{\Delta T}$  为用应力范围表示的理论疲劳极限,  $\sigma_{\Delta T} = \frac{\Delta \sigma_{\Delta T}}{\gamma}$

将式(4)和式(3)代入式(4),可得涂层热震失效寿命  $N_s$  的公式为

$$N_s = \beta (\Delta T - T_c)^m \quad (5)$$

式中:  $\beta$  为涂层热疲劳抗力系数;  $T_c$  为用临界温差范围表示的热震极限温差。

由式(5)可见,  $\beta$  是与材料的物理性能和涂层结构相关的常数。在低于  $T_c$  的温差下进行加热和冷却,涂层不致热震失效,即当  $\Delta T = T_c$  时,  $N_s \rightarrow \infty$ 。

## 温度对聚合物力学性能的影响

非晶态聚合物随温度变化可出现三种力学状态,即玻璃态、高弹态和黏流态,如图 1 所示。

所示。

**玻璃态**

非晶态聚合物在低温下(玻璃态转变温度  $T_g$  以下),分子热运动能量低,不易激发分子链及链段的运动,分子链处于“冻结”状态。在外力作用下,变形主要形式为分子主链键长、键角的变化,应变与应力成正比,外力去除,形变立即消失。

**高弹态**

随温度升高( $T_g$  以上),分子热运动加剧,分子链运动受到激发。在外力作用下,通过分子链运动,分子构象发生变化,分子链沿外力方向被拉长,发生很大变形。外力去除后,分子链能够逐渐部分或完全回缩到原来的卷曲状态,恢复的程度取决于应变大小和温度。

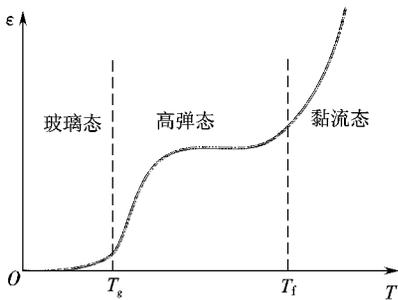


图 7-1 非晶态聚合物的温度—形变曲线

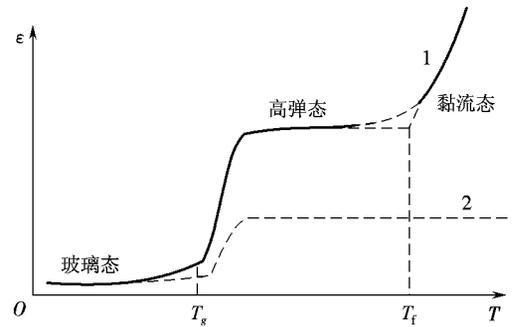


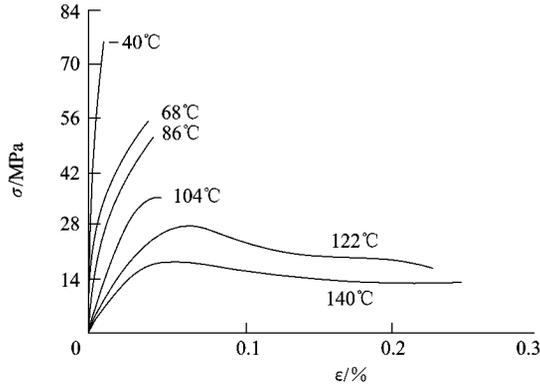
图 7-2 热固性塑料和热塑性塑料的温度—形变曲线  
 1—热塑性塑料 2—热固性塑料

**黏流态**

当温度进一步升高(黏流温度  $T_f$  以上),分子链作为整体可以相对滑动时,在外力作用下,便呈现出黏性流动,此时,变形便不可逆了。

热固性塑料和热塑性塑料的温度—形变曲线见图 7-2。在相同载荷下,热固性塑料的高弹性形变小,同时它没有黏流温度( $T_f$ ),继续加热时,始终维持高弹平台,直到热分解破坏。

随温度变化,聚合物的力学性能出现重大变化。图 7-3 为典型非晶态聚合物在不同温度下的  $\sigma-\epsilon$  曲线。在  $T_1$ 、 $T_2$  和  $T_3$  时,它的  $\sigma-\epsilon$  曲线表现为线弹性。在  $T_4$  拉伸时出现屈服,随试验温度升高,屈服现象变得越来越明显,但与金属不同,即使在很大塑性变形的情况下,仍不发生应变硬化。在  $T_5$  附近,出现明显的塑脆转化。



图例 图例 在不同温度下的  $\sigma-\epsilon$  曲线

### 复习思考题

解释下列名词: 等强温度、约比温度、蠕变、蠕变极限、持久塑性、蠕变脆性、应力松弛、松弛稳定性、过渡蠕变、稳态蠕变、晶界滑动蠕变、扩散蠕变。

说明下列力学性能指标的意义:

( $\sigma_{\delta}$ ) ( $\sigma_{\delta}$ ) ( $\sigma_{\delta}$ )

和常温下力学性能相比,金属材料在高温下的力学行为有哪些特点?造成这种差别的原因何在?

说明高温下金属蠕变变形的机理与常温下金属塑性变形的机理有何不同。

说明金属蠕变断裂的裂纹形成机理与常温下金属断裂的裂纹形成机理有何不同。由此得到什么启发?

提高材料的蠕变抗力有哪些途径?

应力松弛和蠕变有何关系?如何计算一紧固螺栓产生应力松弛的时间?

为什么许多在高温下工作的零件要考虑蠕变与疲劳的交互作用?实验上如何研究这种交互作用?应变范围分配法如何预测疲劳—蠕变交互作用下的损伤?

影响陶瓷材料高温蠕变的主要因素有哪些?

什么是聚合物的黏弹性?为什么多数聚合物在室温下就会产生明显的蠕变现象?聚合物的蠕变抗力怎样度量?

## 第 8 章 材料的摩擦与磨损性能

材料的摩擦与磨损是研究具有相对运动的、相互作用的材料表面间的有关理论与实践的一门学科。摩擦(摩擦)是两个相互接触的物体在外力作用下,发生相对运动(或有相对运动趋势)时产生切向运动阻力的物理现象;而磨损(磨损)是摩擦的结果;润滑(润滑)则是降低摩擦和减少磨损的重要措施。于是将有关摩擦、磨损与润滑的科学,总称为摩擦学(摩擦学)。

凡相互作用、相对运动的两表面之间,都有摩擦与磨损存在。无论是飞机、汽车、火箭还是人体的关节,都是两个物体相互接触和相对运动的组合,否则人类就不能生存,社会也不会存在。

虽然摩擦和磨损现象有有利的一面,如人和车辆在陆地行走就是利用摩擦的原理;人们还用磨粒磨损原理进行研磨加工等。但随着工业生产的不断发展,人们越来越深刻地认识到摩擦和磨损的危害。材料间的摩擦消耗了大量的能量,有人估计,全世界有 1/3 的能量消耗在摩擦上。而摩擦导致的磨损(表面损坏和材料流失)是机械设备失效的主要原因,大约有 1/3 的零件损坏是由于各种形式的磨损引起的。因此,控制摩擦、减少磨损、改善润滑性能,已成为节约能源和原材料、缩短维修时间的重要措施。同时,摩擦学对于提高产品质量、延长机械设备的使用寿命和增加可靠性也有重要作用。由于摩擦学对工农业生产和人民生活的巨大影响,因而引起了世界各国的普遍重视,成为近四十年来迅速发展的技术学科,并得到日益广泛的应用。

由于材料的摩擦和磨损都是表面现象,且必须先有接触,故本章先从材料的表面特性和接触入手,然后再重点讨论材料摩擦与磨损的基本理论,以及摩擦磨损的实验方法和控制措施。

### 8.1 材料的表面形态与接触

#### 8.1.1 表面形貌参数

任何固体的表面都不是绝对平整光滑的,即使经过精密加工的机械零件表面也存在许多肉眼很难看到的凸起和凹谷。在显微镜下观察到的零件表面如同大地上的峡谷、山峰和丘陵一样(图 8-1)。这是因为在加工过程中机床—刀具—工件系统的振动、切屑分离时的塑性变形以及加工刀痕,都会造成实际工件表面与理想表面存在一定的几何形状误差。这些误差可归纳为三类,即宏观几何形状误差(平面度、圆度和圆柱度)、中等几何形状误差(表面波纹度)和微观几何形状误差(表面粗糙度)。

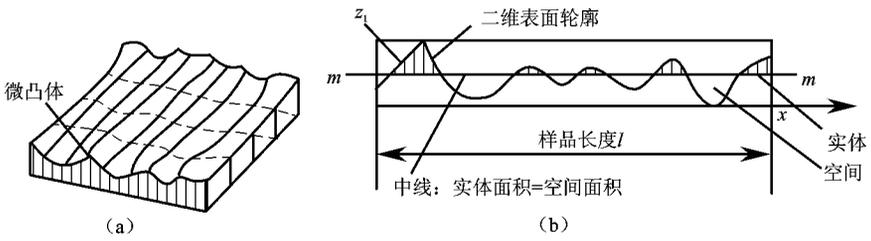


图 1 材料的表面形貌  
(a) 表面形貌(三维) (b) 高度分布曲线

圆度、平面度和圆柱度

与摩擦磨损有关的宏观几何形状误差,主要有平面度、圆度和圆柱度。

平面度是指实际平面不平的程度。平面度误差可用包容该平面的一对距离最小的理想平面之间的距离  $H$  来表示(图 2(a))。

圆度是指一个柱面在同一横截面内实际轮廓的不圆程度,实际轮廓往往可用无数组同心的理想圆来包容,而其中必有一组同心圆的半径差最小,此最小半径差  $r$  就是该横截面的圆度误差(图 2(b))。

圆柱度是控制圆柱面的横截面和纵截面形状误差的综合性指标。一个实际圆柱面可以用无数组同轴圆柱面包容,其中必有一组同轴圆柱面的半径差最小,此最小半径差  $r$  即为该圆柱面的圆柱度误差(图 2(c))。

宏观几何形状误差的特点在于,它是与名义几何形状不同的、连续的、不重复的表面形状偏差,它对零件的使用性能影响很大。

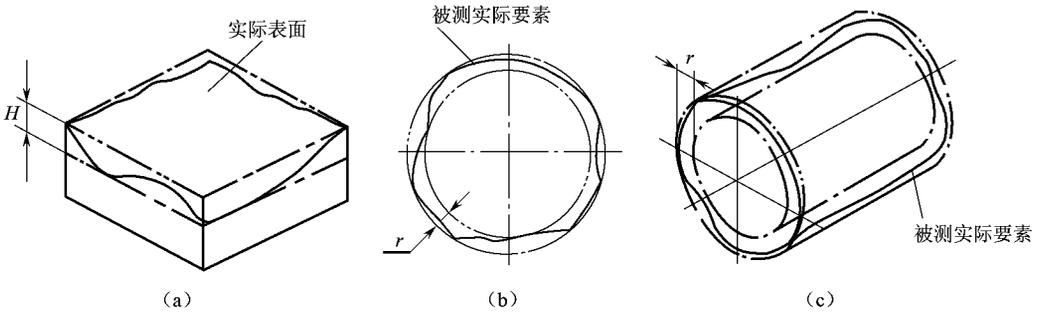


图 2 平面度、圆度和圆柱度误差示意图  
(a) 平面度 (b) 圆度 (c) 圆柱度

圆波纹度

表面波纹度是零件表面周期性重复出现的一种中等几何形状误差,如图 3 所示。波纹度有两个重要参数,即波高  $\lambda$  和波距  $\lambda$ 。波高  $\lambda$  表示波峰与波谷之间的距离,波距  $\lambda$  表示相邻两波形对应点的距离。

表面波纹度会减少零件的实际支承表面积,在动配合中会引起零件磨损的加剧。

表面粗糙度 (表面粗糙度)

微观几何形状误差,常以表面粗糙度来表示。该参数有一维的形貌参数,也有二维和三维的形貌参数。

1. 一维形貌参数

一维形貌参数通常用表面轮廓曲线的高度参数来表示,如图 8-1 所示。选择轮廓的平均高度线亦即中心线为基准,使轮廓曲线在基准上下两侧的面积相等。一维形貌参数种类繁多,最常用的有以下几种。

(1) 轮廓算术平均偏差  $R_a$  它是指轮廓上各点高度在测量长度范围内的算术平均值,即

$$R_a = \frac{1}{L} \int_0^L |z(x)| dx \quad (8-1)$$

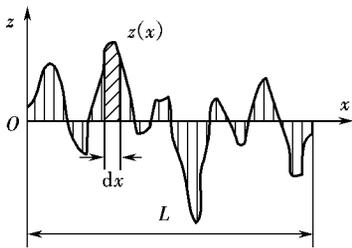


图 8-1 表面形貌轮廓曲线

式中:  $z(x)$  为各点轮廓高度;  $L$  为测量长度;  $n$  为测量点数;  $z_i$  为各测量点的轮廓高度。

(2) 轮廓均方根偏差  $R_q$  它是指取样长度  $L$  内轮廓偏距的均方根值,即

$$R_q = \sqrt{\frac{1}{L} \int_0^L z^2(x) dx} \quad (8-2)$$

(3) 最大峰谷距  $R_z$  它是在测量长度内最高峰与最低谷之间的高度差,表示表面粗糙度的最大起伏量。

2. 二维、三维形貌参数

上述三种参数仅反映了表面高度方向的粗糙度,它们并没有反映表面峰、谷轮廓的斜度、形状和其出现的频率的情况。所以,对于表面形貌不相同的表面,甚至可以测得相同的  $R_a$ 、 $R_q$  或  $R_z$  值。为了克服这一缺点,可采用表面轮廓在水平方向的参数、二维和三维参数来补充评定表面的形貌。这些参数主要有以下几个。

(1) 轮廓微观不平度的平均间距  $\lambda_m$  它是指在取样长度  $L$  内轮廓在中线  $m$  上含一个轮廓峰和相邻轮廓谷的中线长度的算术平均值(图 8-2),即

$$\lambda_m = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n P_{m_i} \quad (8-3)$$

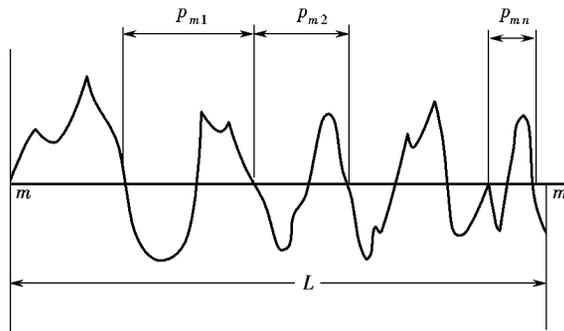


图 8-2 轮廓微观不平度的平均间距

(2) 轮廓单峰平均间距  $\lambda_s$  它是指在取样长度  $L$  内轮廓的单峰间距  $\lambda_i$  的平均值(图 8-3)

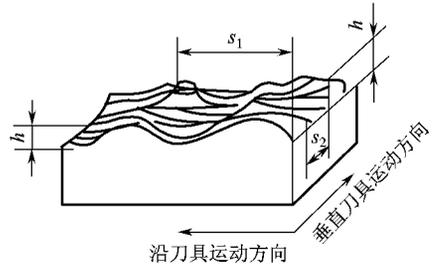


图 8-3 表面波度示意图

远。

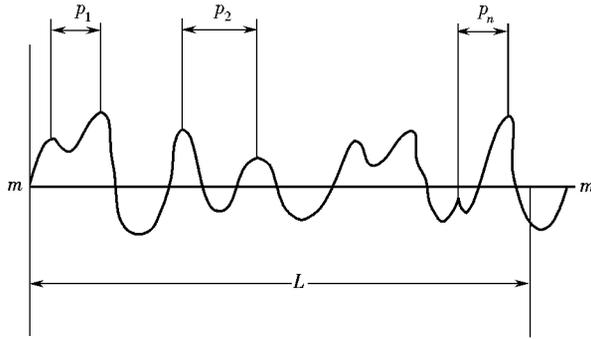


图 圆缘 轮廓单峰平均间距

$$\frac{\sum_{i=1}^n P_i}{L}$$

(圆缘)

(猿)轮廓支承长度率 越 它是指在取样长度 蕴内,一平行于中线的线与轮廓相截后得到的各段截线长度之和与取样长度 蕴之比(图 圆苑)。越为轮廓最高峰点至截线间的距离。轮廓支承长度率为

$$\frac{\sum_{i=1}^n P_i}{L}$$

(圆缘)

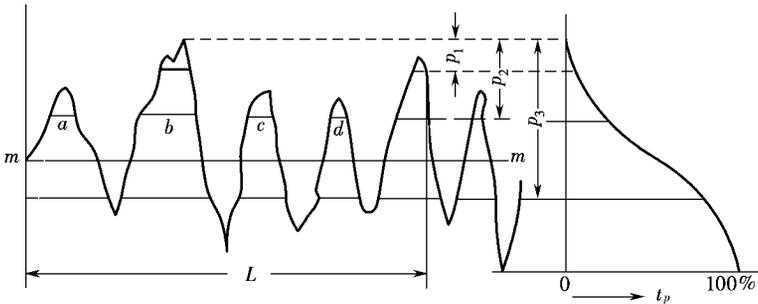


图 圆苑 轮廓支承长度曲线

(源)幅度分布 在取样长度 蕴内,离中线 扎处作两条相距为 越并平行于中线的线,在两平行线内轮廓线段的水平方向长度为 葬遭糟...。葬遭糟...的总和 蕴与取样长度 蕴的百分比

$$\frac{\sum_{i=1}^n P_i}{L}$$

(圆缘)

称为该轮廓线在 扎处的幅度密度。

整个轮廓线的幅度密度分布可以用幅度密度和 扎的函数曲线表示(图 圆愿)。该函数就是统计学中的概率密度函数,其曲线称为幅度分布曲线。

(缘)微凸体的坡度 越和峰顶曲率 悦。二维形貌参数 越和 悦是指表面轮廓曲线上各点坡度即斜率 越绝对值的算术平均值或均方根值;悦和 悦是指各粗糙峰顶曲率的算术平均值或均方根值。

(远)二维轮廓曲线族和等高线图 二维轮廓曲线族是通过一组间隔很密的二维轮廓曲

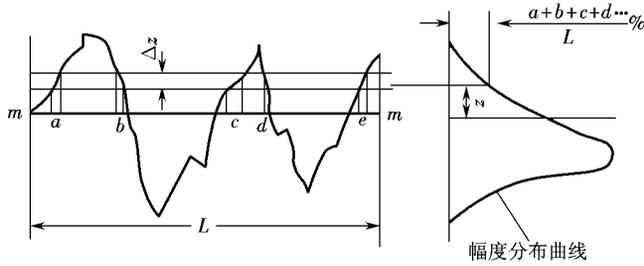


图 8-8 幅度分布曲线

线来表示的三维形貌变化(图 8-9);等高线图是用表面形貌的等高线来表示表面的起伏变化(图 8-10)。

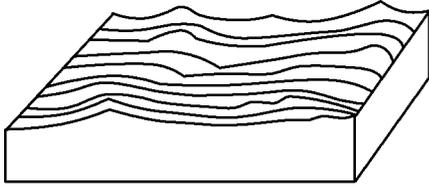


图 8-9 二维轮廓曲线族

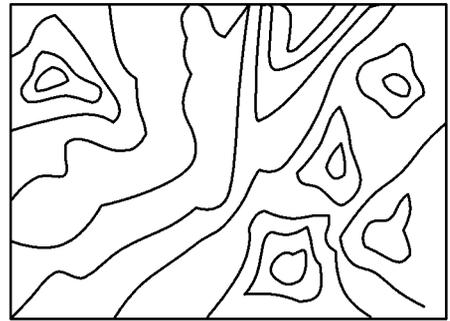


图 8-10 等高线图

除上述给出的表面形貌参数外,还有表面轮廓的自相关函数、功率谱密度等。

### 8.1.4 材料的表面结构和表面性质

材料的摩擦磨损性能,除直接受到表面形貌的影响外,还与材料表面的物理化学状态密切相关。

金属表面在切削加工过程中,表层的组织结构将发生变化,使表面层由若干层次组成,典型的金属表面结构如图 8-11 所示。金属基体之上是变形层,它是材料的加工强化层,总厚度为数十微米,由重变形层逐渐过渡到轻变形层。变形层之上是贝氏层(通常普通碳钢),它是由于切削加工中表层熔化、流动,随后骤冷而形成的非晶或者微晶质层。氧化层是由于表面与大气接触经化学作用而形成的,它的组织结构与氧化程度有关。最外层是环境中气体或液体极性分子与表面形成的吸附膜或污染膜。

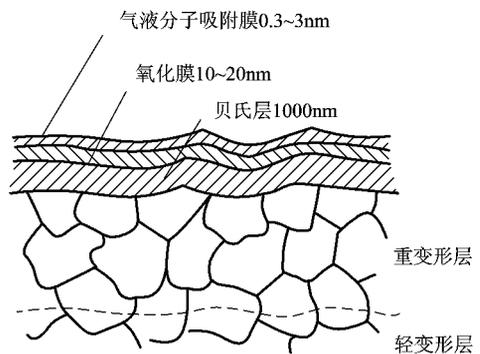


图 8-11 金属表面的结构示意图

需要指出的是,金属表面的组织结构,随着加工工艺条件的不同而变化。同时,由于表层的力学性能与基体不同,因此金属表面的强化程度、微硬度和残余应力等对于摩擦磨损均

起着重要的作用。

此外,在金属表面层中还存在着物理、化学缺陷。物理缺陷有金属结晶中的位错和空位等。如经过退火处理的金属,位错密度为  $10^6 \sim 10^8 \text{ cm}^{-2}$ ;而经过摩擦或冷加工后可增大到  $10^{10} \text{ cm}^{-2}$ 。化学缺陷有金属夹杂物以及金属结晶格中的间隙原子等。上述缺陷,都可以成为产生磨损的应力集中源。

在各种表面性质中,与摩擦学密切相关还有表面能、吸附效应、表面氧化膜和化学反应膜等。

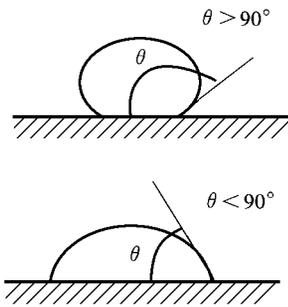


图 10-10 表面润湿示意图

产生新表面所做的功表现为表面能。液体表面分子由于表面能的作用,有从表面进入内部的趋势。这种使表面自动收缩而减少表面积的内力称为表面张力。固体的表面能不可能直接测量,但可通过与液体的接触状态推算出来,如图 10-10 所示。液滴在材料表面上呈现出一定的润湿角  $\theta$ ,它是固液界面与液体表面在交点处的切平面之间的夹角。当润湿角  $\theta$  约  $90^\circ$  时,固体表面张力大于液体表面张力,此时将发生润湿;如果  $\theta$  接近于零时,液体就可以完全润湿固体表面,而当润湿角  $\theta$  跃  $90^\circ$  时,将不能润湿表面。显然,润湿程度的大小,对摩擦面上的吸附具有很大的影响,吸附的强弱将影响到材料的

摩擦性能。

在加工成型过程中形成的晶格缺陷,使表面的原子处于不饱和或不稳定状态。这样由于界面上的吸引力,环境中的极性气体或液体分子将与材料表面形成物理吸附和化学吸附膜。如硬脂酸和氧化铁及水相互作用所生成的硬脂酸铁皂化学吸附膜具有理想的剪切性能,其熔点高达  $160^\circ\text{C}$ (硬脂酸的熔点为  $70^\circ\text{C}$ ),且能在中速、中载的摩擦工作状态下存在。

氧化膜是指金属在与任何含氧气氛相接触时生成的一种表面膜。在铁的表面可以生成几种铁的氧化物,通常由表至里依次是  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ 、 $\text{Fe}_3\text{O}_4$  和  $\text{FeO}$ (图 10-11)。表面上  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  的存在会加剧磨损,而  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  和  $\text{FeO}$  的存在会减少磨损。氧化膜的存在虽然可以阻止摩擦表面的冷焊,但当膜厚太大时,会由于膜的脆性而加剧磨损。钢材的材质不同,生成的氧化膜不同。氧化膜的比热容比基体金属小,且膜厚不连续时,易开裂脱落,但比热容过大,则会增加膜层开裂的倾向。

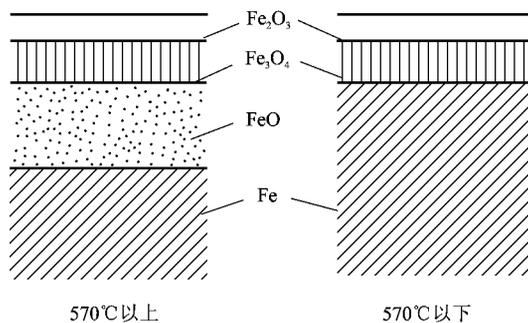


图 10-11 金属铁表面的氧化膜

另外,金属表面与润滑油添加剂中的硫、磷、氯等元素在高温下发生化学反应形成的化学反应膜,也会影响材料的摩擦磨损性能。这种膜比较适合于重载荷、高速率的摩擦工作状态

态。

此外,在摩擦过程中,由于力和热的作用,材料的摩擦表面将发生一系列的变化,如表层材料的相变、再结晶、各种表面膜的破裂、再生和转移等,会对材料的摩擦磨损性能有重大的影响。

### 8.1.2 粗糙表面的接触

当两个材料表面接触时,由于表面粗糙,使实际接触只发生在表观面积(即越蔡尹遵的极小部分(图 8-1 中黑点小圈的面积之和  $A_n$ )上,实际接触面积的大小和分布对于摩擦磨损起着决定性的影响。

实际表面上粗糙峰顶的形状通常是椭圆体,由于椭圆体的接触尺寸远小于本身的曲率半径,因而粗糙峰可以近似地视为球体,两个平面的接触可视为一系列高低不齐的球体相接触。

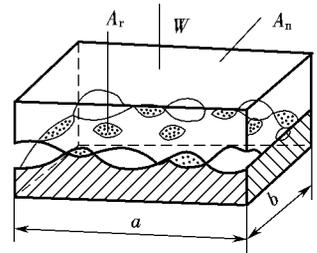


图 8-1 表观面积和接触面积的关系

#### 8.1.2.1 单峰接触

将两个粗糙峰的接触,简化为半径、弹性模量和泊松比分别为  $R_1, \nu_1, E_1$  和  $R_2, \nu_2, E_2$  的两个球体,在压力  $W$  下的接触,如图 8-2 所示。由于表面局部弹性变形,形成一个半径为  $a$  的圆形接触面。根据弹性力学赫兹(Hertz)公式可得

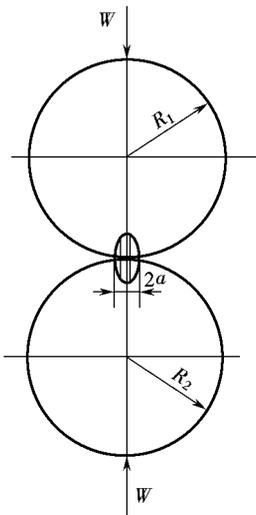


图 8-2 单峰接触示意图

$$a \approx \sqrt[3]{\frac{3WR}{4E^*}} \quad (8-1)$$

$$\delta \approx \sqrt[3]{\frac{3W^2}{4E^*R}} \quad (8-2)$$

$$\sigma_{\max} \approx \sqrt[3]{\frac{3W}{\pi R^2}} \quad (8-3)$$

式中,  $R = \frac{R_1 R_2}{R_1 + R_2}$  和  $E^* = \frac{E_1 E_2}{E_1(1-\nu_1^2) + E_2(1-\nu_2^2)}$  分别为当量曲率半径和当量弹性模量。

由式(8-1)和式(8-3)可得:  $a \approx \sqrt[3]{\frac{3W}{\pi \sigma_{\max}^3}}$ 。于是实际接触面积  $A_n$  和平均接触应力  $\sigma_{\text{avg}}$  分别为

$$A_n \approx \pi a^2 \approx \pi \sqrt[3]{\frac{9W^2}{\pi^2 \sigma_{\max}^4}} \quad (8-4)$$

$$\sigma_{\text{avg}} \approx \frac{W}{A_n} \approx \frac{W}{\pi \sqrt[3]{\frac{9W^2}{\pi^2 \sigma_{\max}^4}}} \approx \frac{\sigma_{\max}}{3} \quad (8-5)$$

由上可知,在弹性变形时,接触压应力与载荷不成线性关系,而是与载荷的立方根成正比。这是因为随载荷的增加,接触面积也增大,其结果使接触面上的最大压应力的增长较载荷的增长为慢。应力与载荷成非线性关系,是接触应力的重要特征之一。

材料接触表面在受到外力作用时,不但产生表面接触应力,还会使材料发生弹性和塑性变形。由宏观来看,作用于接触材料上的外力使材料呈弹性状态,而从微观上来分析,由于实际接触发生在表面极小部分的微凸体处,故将产生局部的塑性变形。

变换式(8-5),可得

$$\sigma_{\text{max}} \approx \sqrt{\frac{3}{2} \frac{F}{\pi R}} \quad (100)$$

塑性变形计算表明:当平均压力达到  $\frac{2}{3} \sigma_{\text{max}}$  时,开始在表层内出现塑性变形,  $\sigma_{\text{max}}$  是材料的布氏硬度( $H_B$ )值。而当平均压力增到  $\frac{1}{3} \sigma_{\text{max}}$  时,塑性变形达到肉眼可见的程度。如选取  $\sigma_{\text{max}} = \frac{2}{3} H_B$  作为出现塑性变形的条件,代入式(100)可得

$$\left( \frac{\delta}{R} \right)^{2/3} \approx \frac{2}{3} \frac{F}{\pi R H_B} \quad (101)$$

考虑到接触时,从完全弹性接触过渡到完全塑性接触并非瞬时完成,需要有一个过程,可引入无量纲的塑性指数  $\eta = \left( \frac{\delta}{R} \right)^{2/3}$ ,并认为当塑性指数  $\eta \approx 0.1$  选择式(101)而不是式(100)是因为接触面上的应力分布  $\sigma_{\text{max}}$  比  $\sigma_{\text{avg}}$  大,其最大接触应力  $\sigma_{\text{max}}$  是接触面上平均应力  $\sigma_{\text{avg}}$  的 1.5 倍)时,属于弹性接触状态;当  $\eta > 1$  时,即便是极轻的载荷也有一部分峰点处于塑性变形状态;而当  $0.1 < \eta < 1$  时,弹性变形与塑性变形混合存在,  $\eta$  值越高,塑性变形所占比例越大。

在接触的两球中,如将其中一球的半径趋于无穷大( $R \rightarrow \infty$ ),则两球的接触就成为球体与平面的接触,此时  $\delta \approx \sqrt{R \eta^3}$ ,上述的结论依然成立。

另外,需要特别指出的是,单个粗糙峰弹性接触时的实际接触面积  $A_r \approx \pi R \eta^3$ ,而法向距离为  $\delta$  时,球体接触的名义表面积  $A_n \approx 2\pi R \delta$ ,即粗糙峰弹性接触时的实际接触面积为几何(名义)接触面积的一半。

### 理想粗糙表面的接触

理想粗糙表面是指把粗糙表面等效为许多排列整齐的曲率半径和高度相同的球面弓形体;当与一光滑平面接触时,各峰承受的载荷和变形完全一样(图 101)。

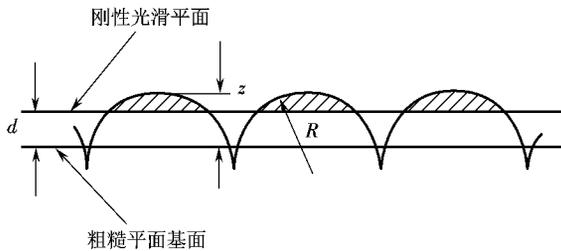


图 101 理想粗糙表面的接触

粗糙峰在基面以上的最大高度为  $z$ ,在载荷的作用下产生法向的变形量为  $\delta$ ( $\delta < z$ )。刚性光滑平面与粗糙面基面之间的距离为  $z - \delta$ 。如表面上共有  $N$  个粗糙峰,每个粗糙峰承受相同的载荷  $F_r$ ,则由式(101)可得总载荷

$$F = N F_r \approx N \left( \frac{2}{3} \pi R (z - \delta)^3 \right)^{3/2} \quad (102)$$

实际的接触面积为各粗糙峰实际接触面积  $A_r$  的总和,即

$$A_r = N \pi R \delta^3 \quad (103)$$

式(102)和式(103)消去  $(z - \delta)$  可得

由此可知,对于弹性接触状态,实际接触面积与载荷的平方成正比。

(8-10)

随接触应力的增大,当表面处于塑性接触状态时,各个粗糙峰接触表面上受到均匀分布的屈服应力  $\sigma_s$ 。假设材料法向变形时不产生横向扩展,于是各粗糙峰的接触面积将为各名义接触面积(名义接触面积之和),即

则有

$$A_c = \sum A_i$$

则有

$$A_c = \sum A_i$$

(8-11)

式(8-11)表明,对于塑性接触状态,实际接触面积与载荷成正比。

### 实际粗糙表面的接触

实际表面的粗糙峰高度是按照概率密度函数分布的,因而接触的峰点数也应根据概率计算。对图 8-10 的两个粗糙表面,如两表面粗糙度的均方根值分别为  $R_{a1}$  和  $R_{a2}$ ,中心线间的距离为  $h$ ,可将它们的接触情况转换为一个光滑的刚性表面和另一个具有均方根值  $R_a = \sqrt{R_{a1}^2 + R_{a2}^2}$  的粗糙表面相接触(图 8-11)。

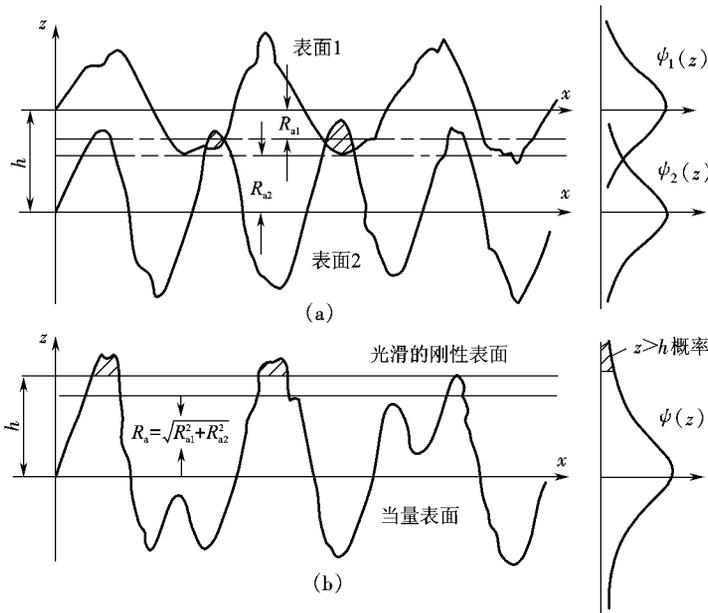


图 8-11 两粗糙表面的接触  
(a) 实际表面接触 (b) 等效表面接触

只有轮廓高度  $z > h$  的部分才发生接触;在概率密度分布曲线中, $z > h$  部分的面积就是表面接触的概率,即

$$P = \int_h^\infty \psi(z) dz$$

(8-12)

如粗糙峰的点数为  $N$ ,则接触峰的点数

$$A_c = \frac{F}{\sigma_c} \quad (10-10)$$

按式(10-10)和式(10-9),可求得实际接触面积和总承载量分别为

$$A_c = \frac{F}{\sigma_c} \quad (10-11)$$

$$F = \sigma_c A_c \quad (10-12)$$

此时,如果概率密度分布为指数形式,可以证明:两个粗糙表面在弹性接触状态下的实际接触面积和接触峰点数目都与载荷呈线性关系。

当两表面处于塑性接触状态时,实际接触面积与总载荷分别为

$$A_c = \frac{F}{\sigma_c} \quad (10-13)$$

$$F = \sigma_c A_c \quad (10-14)$$

即实际接触面积与载荷呈线性关系。

综上所述,实际接触面积与载荷的关系取决于表面轮廓曲线和接触状态。当粗糙峰为塑性接触时,不论高度分布曲线如何,实际接触面积都与载荷呈线性关系。而在弹性接触状态下,大多数表面的轮廓高度接近于高斯分布,其实际接触面积与载荷也具有线性关系。

## 愿圆 材料的摩擦

### 愿圆愿 摩擦的概念与分类

两个相互接触的物体在外力作用下发生相对运动或具有相对运动趋势,接触面上具有阻止相对运动或相对运动趋势的作用,这种现象称为摩擦,所产生的切向阻力称为摩擦力。摩擦力的方向永远与物体运动的方向相反,其作用是阻止物体的相对运动。

摩擦是自然界存在的一种普遍现象。史前时期的原始人类就已懂得“摩擦生热”,这是人类对摩擦最早的应用。摩擦轮传动、皮带轮传动、各种车辆和飞机的制动器、摩擦切削等,都是利用摩擦为人类服务的例子。在人们的日常生活和生产活动中,存在着各种各样的摩擦现象,按其功用、作用方式和润滑状况,常作如下的分类。

#### 愿圆愿愿 摩擦副的运动状态分类

(愿圆愿愿愿 静摩擦 一个物体沿另一个物体表面有相对运动趋势时产生的摩擦,叫做静摩擦,这种摩擦力称为静摩擦力。静摩擦力随作用于物体上的外力变化而变化。当外力大到足以克服最大静摩擦力时,物体才开始宏观运动。

(愿圆愿愿愿 动摩擦 一个物体沿另一个物体表面相对运动时产生的摩擦,叫动摩擦。其阻碍物体运动的切向力,称为动摩擦力。动摩擦力通常小于静摩擦力。

#### 愿圆愿愿愿 摩擦副的运动形式分类

(愿圆愿愿愿愿 滑动摩擦 物体接触表面相对滑动时的摩擦,称为滑动摩擦。

(愿圆愿愿愿愿 滚动摩擦 在力矩作用下,物体沿接触表面滚动时的摩擦,称为滚动摩擦。

### 摩擦副表面的润滑状况分类

(1) 纯净摩擦 摩擦表面没有任何吸附膜或化合物存在时的摩擦,称为纯净摩擦。这种摩擦只有在接触表面产生塑性变形(表面膜破坏)或在真空中摩擦时,才会发生。

(2) 干摩擦 在大气条件下,摩擦表面间名义上没有润滑剂存在时的摩擦,称为干摩擦。

(3) 流体摩擦 相对运动的两物体表面完全被流体隔开时的摩擦,称为流体摩擦。流体可以是液体或气体。流体为液体时,称做液体摩擦;流体为气体时,称做气体摩擦。流体摩擦时,摩擦发生在流体内部。

(4) 边界摩擦 摩擦表面间有一层极薄的润滑膜存在时的摩擦,称为边界摩擦。这层膜称做边界膜,其厚度大约为  $10^{-4} \mu\text{m}$  或更薄。

(5) 混合摩擦 这种类型的摩擦属于过渡状态的摩擦,如半干摩擦和半流体摩擦。半干摩擦是指同时有边界摩擦和干摩擦的情况。半流体摩擦是指同时有流体摩擦和边界摩擦的情况。

另外,随着科学技术的迅速发展,现代机器设备中的摩擦副不少是处于高速、高温、低温、真空、辐照、空间、腐蚀介质等特殊环境条件下工作,其摩擦磨损性能也各具特点。因此,又可将摩擦分为正常工况条件下的摩擦和特殊工况(极端)条件下的摩擦等。

### 经典摩擦理论

1580 年意大利科学家达·芬奇(Leonardo da Vinci)首先对固体的摩擦进行了研究,第一个提出“物体要滑动时,便产生叫做摩擦力的阻力”,并指出“摩擦力与物体的重量成正比,与法向接触面积无关”。1699 年法国工程师阿蒙顿(Jean le Rond d'Alembert)进行了摩擦试验,并建立了摩擦的基本公式。随后,1785 年法国科学家库仑(Charles de Coulomb)进一步发展了阿蒙顿的工作,完成了如下的经典摩擦定律。

第一定律:摩擦力与作用于摩擦面间的法向载荷成正比,即

$$F = \mu N$$

(8-1)

式中: $F$ 为摩擦力; $N$ 为法向载荷; $\mu$ 为摩擦系数,它是评定摩擦性能的重要参数。此公式常称为库仑定律。

第二定律:摩擦力的大小与名义接触面积无关。

第三定律:静摩擦力大于动摩擦力。

第四定律:摩擦力的大小与滑动速率无关。

第五定律:摩擦力的方向总是与接触表面间相对运动速率的方向相反。

经典摩擦定律是实验中总结出的规律,它揭示了摩擦的性质。几百年来,它被认为是合理的,并广泛地应用于工程计算中。但是,随着对摩擦现象的深入研究,发现上述定律与实际情况有许多不符的地方。

(1) 对第一定律 当法向载荷不大时,对于普通材料,摩擦力与法向载荷成正比,即摩擦系数为常数。但实际上,摩擦系数不仅与摩擦副材料的性质有关,而且还与许多其他的因素有关,如温度、粗糙度和表面污染情况等。另外,当法向载荷较大时,对于某些极硬材料(如金刚石)或软材料(如聚四氟乙烯)摩擦力与法向载荷不再表现出线性比例关系。

(2) 对第二定律 只对有一定屈服点的材料(如金属材料)才能成立。而对于弹性材料(如橡胶)或黏弹性材料(如某些聚合物),摩擦力与名义接触面积的大小则存在着某种关系。对于很洁净、很光滑的表面,或承受载荷很大时,由于在接触面间出现强烈的分子吸引力,故

摩擦力与名义接触面积成正比。

(猿对第三定律 不适用于黏弹性材料。黏弹性材料的静摩擦系数不一定大于动摩擦系数。

(源对第四定律 对于很多材料而言,摩擦系数都与滑动速率有关。

自经典摩擦定律提出后,经过 圆园 多年的研究和发 展,科学家们对摩擦现象和机理提出了许多理论来解释,但目前尚未形成统一的理论。这些理论大致可分为两类。第一类理论认为,摩擦是由于表面接触点上分子间相互作用而产生的,简称为分子理论。第二类理论则认为,摩擦是由于表面高低不平的微峰间的机械作用和材料的变形所引起的,简称为机械理论。另外,还有将分子理论和机械理论结合起来的分子—机械理论和黏着摩擦理论。这些理论奠定了现代材料摩擦学的理论基础。

### 圆园 分子—机械摩擦理论

#### 圆园 机械啮合理论

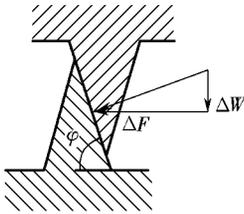


图 圆园 机械啮合模型

圆世纪以前,许多研究者都认为摩擦表面上是凹凸不平的,当两个凹凸不平的表面接触时,凹凸部分彼此交错啮合。在发生相对运动时,互交错啮合的凹凸部分就要阻碍物体的运动。摩擦力就是所有这些啮合点的切向阻力的总和(图 圆园)。

对此,圆世纪提出了简单的摩擦模型:摩擦力  $\Delta F$  云  $\Delta W$  云  $\Delta W \tan \phi$  云  $\Delta W \mu$ , 于是摩擦系数

$$\mu = \tan \phi$$

(圆园)

即摩擦系数为粗糙斜角的正切,表面越粗糙,摩擦系数越大。

虽然此理论可解释一般情况下粗糙表面比光滑表面的摩擦力大这一现象。但对超精加工的表面,其摩擦系数反而剧增的现象,此理论就不适用了。如 圆世纪年哈迪(圆世纪)对经过研磨达到凸透镜程度的光洁表面和粗糙加工的表面进行摩擦试验,发现经充分研磨的表面摩擦力反而大,而且擦伤痕较宽、表面破坏严重。另外,当表面吸附一层极性分子后,其厚度不及抛光粗糙高度的十分之一,却能明显地减小摩擦力。这些都说明机械啮合作用并非产生摩擦力的唯一因素。

#### 圆园 分子作用理论

圆世纪年英国的德萨古利埃(圆世纪)提出,产生摩擦的主要原因在于两摩擦表面间的分子吸引力。圆世纪年托姆林森(圆世纪)提出,分子间电荷力所产生的能量损耗是摩擦的起因,进而推导出摩擦公式中的摩擦系数。

当两个粗糙峰表面相对滑动时,在微峰接触点上分子间的距离很小,可以产生分子间的斥力,而有些接触点上则产生引力。如果作用在摩擦表面上的正压力为  $\Delta W$ ,分子间的斥力和为  $\sum F_{ij}$ ,引力为  $\sum F_{ij}$ ,则有

$$\Delta W \geq \sum F_{ij} > \sum F_{ij}$$

(圆园)

在多数情况下,分子间的引力  $\sum F_{ij}$  很小,可以略去不计。若接触分子数为  $N$ ,每个分子的平均斥力为  $F_{ij}$ ,因而有

$$\Delta W \geq \sum F_{ij} > N F_{ij}$$

(圆园)

在滑动过程中,接触分子连续转换,即接触分子分离,同时形成新的接触分子(图 圆园),而分子间的作用力会阻止这种运动而形成摩擦力。接触分子转换所引起的能量损

耗(功)应当等于摩擦力做功(功),即

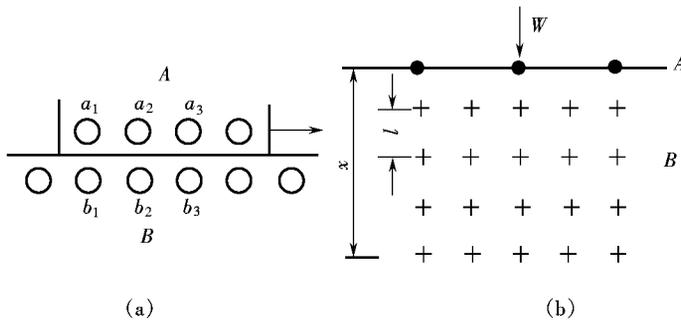


图 4-1 分子作用理论模型

式中:

(4-1)

为滑动位移(图 4-1);为转换分子的平均损耗功;为转换的分子数,且

这里:

(4-2)

为分子间的距离(图 4-1);为考虑滑动方向与晶格不平行的系数。

将式(4-1)和式(4-2)联立,可以推出摩擦系数

式(4-3)

(4-3)

分子作用理论虽然明确指出了分子作用对于摩擦力的影响,但不能解释摩擦现象。因为根据分子作用理论应得出这样的结论,即表面越粗糙、实际接触面积越小,摩擦系数就越小。显然,这种分析除重载荷条件外,是不符合实际情况的。

### 分子机械理论

克拉盖尔斯基提出了分子—机械摩擦理论。他认为,摩擦力不仅取决于两个接触面间的分子作用力,而且还取决于表面粗糙峰间的机械啮合作用,因而摩擦力为机械和分子作用阻力之和,即

式中:

(4-4)

为与表面分子特性有关的参数;为与表面机械特性有关的参数;为实际接触面积;为法向载荷;为摩擦力。于是摩擦系数

式(4-5)

(4-5)

公式(4-4)和式(4-5)就是表示摩擦力的二项式定律公式,它既考虑了机械作用,又注意了分子间的作用。另外,可以看出摩擦系数并不是一个常量,它随比值而变化,这与实验结果是相符合的。

对于由塑性材料组成的摩擦副,当表面处于塑性接触状态时,实际接触面积与法向载荷呈线性关系(式(4-6)和式(4-7)),因而式(4-5)中的摩擦系数与载荷的大小无关,这符合经典摩擦定律。但对于弹性摩擦副而言,由于表面接触处于弹性变形状态,实际接触面积与法向载荷的平方成正比(式(4-8)),因而式(4-5)的摩擦系数随载荷的增加而减小。

由上可见,分子机械摩擦理论比较符合实验的结果。在干摩擦和边界摩擦时,对于金

属、聚合物、碳氢化合物等大多数材料都可按二项式摩擦定律分析。

### 圆愿原 黏着摩擦理论

圆愿年,月葬葬和葬葬等人提出两金属表面在摩擦过程中,会形成大于分子量级的金属接点,并在接点处发生剪切。此外,如果一个表面比另一个表面硬,则较硬表面的凸点会在较软的表面上产生犁沟。因此,摩擦阻力可用两项之和来表示,其中一项代表剪切过程,另一项代表犁沟过程。

#### 圆愿单黏着摩擦理论

简单黏着理论的出发点如下。

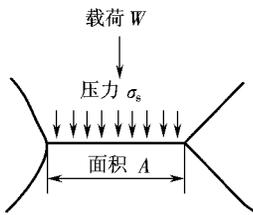


图 圆愿 单个微凸体的接触模型

#### 圆愿摩擦表面处于塑性接触状态

当材料表面相互接触时,它们仅在微凸体顶端接触。由于实际接触面积只占名义(表观)接触面积的很小部分,在载荷作用下凸峰接触点的应力很高,足以达到材料的压缩屈服极限  $\sigma_{泽}$  而产生塑性变形。此后接触点的应力不再改变,只能依靠扩大接触面积来承受继续增加的载荷,见图 圆愿。

由于接触点的应力值为摩擦副中软材料的屈服极限  $\sigma_{泽}$ ,而实际接触面积为  $\text{粤}$  则有

$$\text{宰越粤泽或粤越宰} \tag{圆愿}$$

#### 圆愿滑动摩擦是黏着与滑动交替发生的跃动过程

由于接触点的金属处于塑性流动状态,在摩擦中接触点还可能产生瞬时高温,因而使两金属产生黏着,甚至发生“冷焊”,黏着结点具有很强的黏着力,随后在摩擦力作用下,黏着结点被剪切而产生滑动。滑动摩擦就是黏着结点的形成和剪切交替发生的过程。

若  $\tau_{泽}$  为剪断结点所需的单位面积上的力,则摩擦力可表示为

$$\text{云越粤泽} \tag{圆愿}$$

联立式(圆愿)和式(圆愿),可得

$$\text{云越粤泽越粤泽} \tag{圆愿}$$

此式就是简单黏着摩擦理论的数学表达式。式(圆愿)表明,摩擦力等于实际接触面积与接点材料剪切强度的乘积;摩擦系数为接点材料的剪切强度与材料的屈服强度的比值。与此同时,摩擦力与表观接触面积无关,摩擦力与法向载荷成正比。这与经典摩擦定律的第一和第二定律一致。

在上面的分析中,认为材料是理想的弹塑性体,并忽略了加工硬化的影响。因此,可取  $\tau_{泽}$  等于临界剪切应力  $\tau_{园}$ ,而  $\sigma_{泽}$  与  $\tau_{园}$  均为两种材料中的较软者。对金属摩擦副,通常  $\frac{\tau_{园}}{\sigma_{泽}}$  的比值相差不多。这也正是为什么大多数金属的力学性能(如硬度)变化很大而彼此间摩擦系数却相差不大的原因。如两个硬的金属接触时, $\sigma_{泽}$  大,接触面积  $\text{粤}$  小, $\tau_{园}$  大,而对于两个软的金属接触时, $\sigma_{泽}$  小,接触面积  $\text{粤}$  大, $\tau_{园}$  也大。所以它们的比值  $\frac{\tau_{园}}{\sigma_{泽}}$  相差不会太大。对于大多数金属, $\tau_{园}$  越圆泽,即黏着摩擦理论计算出的摩擦系数大约为 圆园。

如能在硬的金属上镀覆一层软金属,此时载荷由本体母材承担,而剪切发生在镀覆的软金属层中(式(8-1)中的  $\tau_{\text{道}}$  为软金属的临界剪切应力,  $\sigma_{\text{泽}}$  为硬金属的屈服强度),因而便可降低摩擦系数。

事实上,许多金属摩擦副在空气中的摩擦系数大于在真空中的摩擦系数则更高,如表 8-1 因此,必须对简单黏着理论进行修正。

表 8-1 金属摩擦副在空气和真空中的摩擦系数

金属配合	摩擦系数	
	空气中	真空中
镍—钨	0.25	0.15
镍—镍	0.15	0.05
铜—铜	0.25	0.05
金—金	0.15	0.05

修正黏着摩擦理论

黏着结点长大

在简单黏着理论中,分析实际接触面积时只考虑受压屈服极限  $\sigma_{\text{泽}}$ ,而计算摩擦力时又只考虑剪切强度极限  $\tau_{\text{道}}$ ,这对静摩擦状态是合理的。但对于滑动摩擦状态,由于存在切向力,实际接触面积和接触点的变形条件都取决于法向载荷产生的压应力  $\sigma$  和切向力产生的剪应力  $\tau$  的联合作用。当切应力  $\tau$  逐渐加大到  $\tau_{\text{道}}$  时,黏着结点发生塑性流动,这种流动使接触面积增大,产生结点增大现象(见图 8-1)。

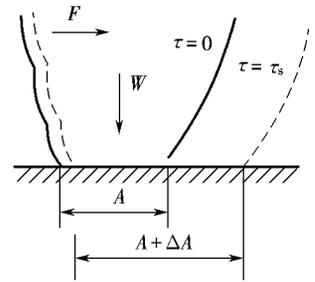


图 8-1 黏着结点增大的现象

因为接触峰点处的应力状态复杂,不易求得三维解,于是根据强度理论的一般规律,假设当量应力的形式为

$$\sigma_{\text{当}} = \alpha \tau_{\text{道}} \quad (8-2)$$

式中  $\alpha$  为待定常数,  $\alpha$  为当量应力。 $\alpha$  和  $\tau_{\text{道}}$  的数值可以根据极端情况来确定。一种极端情况是  $\tau = 0$  即静摩擦状态。此时接触点的应力为  $\sigma_{\text{泽}}$ ,所以式(8-2)可写成

$$\sigma_{\text{当}} = \alpha \tau_{\text{道}} \quad (8-3)$$

即

$$\left( \frac{\sigma_{\text{泽}}}{\sigma_{\text{泽}}} \right) \alpha \tau_{\text{道}} = \left( \frac{\tau_{\text{道}}}{\sigma_{\text{泽}}} \right) \sigma_{\text{当}} \quad (8-4)$$

或

$$\alpha \tau_{\text{道}} = \left( \frac{\sigma_{\text{泽}}}{\sigma_{\text{泽}}} \right) \sigma_{\text{当}} \quad (8-5)$$

另一种极端情况是,切向力  $F$  不断增大,由式(8-4)可知实际接触面积  $A$  也相应增加。这样,相对于  $\tau_{\text{道}}$  而言,  $\sigma_{\text{泽}}$  的数值甚小,于是有

$$\left. \begin{aligned} \alpha \tau_{\text{道}} &\approx \sigma_{\text{泽}} \\ \alpha &\approx \frac{\sigma_{\text{泽}}}{\tau_{\text{道}}} \end{aligned} \right\} \quad (8-6)$$

由前面可知,对大多数金属材料满足  $\tau_{\text{表}} > \tau_{\text{基}}$ , 可得  $\alpha > 1$ 。然而实验证明,  $\alpha$  约等于 1 (或  $\alpha < 1$ ) 等人取  $\alpha < 1$ 。

由公式 (10-1) 可知,  $\frac{F}{\sigma_{\text{泽}}}$  表示法向载荷  $F$  在静摩擦状态下的接触面积, 而  $\frac{F}{\tau_{\text{表}}}$  (或  $\alpha \frac{F}{\sigma_{\text{泽}}}$ ) 反映切向力即摩擦力  $F$  引起的接触面积增加。因此, 由修正黏着理论推导的接触面积显著增加, 所以得到比简单黏着理论大得多的摩擦系数值, 也更接近于实际情况。

如前所述, 对于洁净的金属表面 (即在高真空中的金属), 接点可能大幅度地增长, 从而产生很高的摩擦系数 (表 10-1)。在空气中, 金属表面自然生成的氧化膜或其他污染膜会使摩擦系数显著降低, 有时为了降低摩擦系数, 常在硬金属表面上涂覆一层薄的软材料膜。这些现象也可以应用修正黏着理论加以解释。

表面污染膜的影响

具有软材料表面膜的摩擦副滑动时, 黏着点的剪切发生在膜内, 其剪切强度较低。又由于表面膜很薄, 实际接触面积由硬基体材料的受压屈服极限来决定, 实际接触面积又不大, 所以薄而软的表面膜可以降低摩擦系数。

设表面膜的剪切强度极限为  $\tau_{\text{表}}$ , 且  $\tau_{\text{表}} < \tau_{\text{基}}$ , 其中因数  $\alpha < 1$ ;  $\tau_{\text{基}}$  是基体材料的剪切强度极限。由式 (10-1), 可得出摩擦副开始滑动时的条件为

$$\sigma_{\text{泽}} \alpha \tau_{\text{表}} > \tau_{\text{基}} \tag{10-2}$$

根据式 (10-2), 可得

$$\sigma_{\text{泽}} > \frac{\tau_{\text{基}}}{\alpha \tau_{\text{表}}} \tag{10-3}$$

代入式 (10-1), 可得摩擦系数

$$\mu = \frac{\tau_{\text{基}}}{\sigma_{\text{泽}}} \left[ \frac{\tau_{\text{表}}}{\alpha \tau_{\text{基}}} \right] \tag{10-4}$$

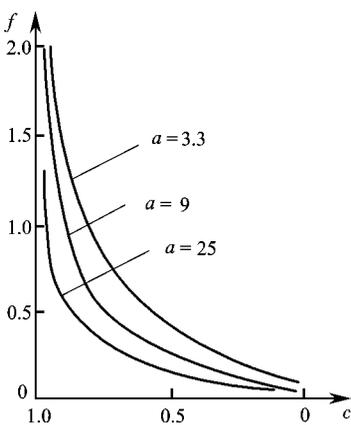


图 10-4 摩擦系数  $\mu$  与  $c$  的关系曲线

摩擦系数  $\mu$  与  $c$  的关系, 如图 10-4 所示。当  $c$  趋近于 1 时,  $\mu$  趋近于  $\frac{\tau_{\text{基}}}{\sigma_{\text{泽}}}$ , 这说明纯净金属表面在真空中产生极高的摩擦系数;  $\mu$  值随  $c$  的减小而迅速下降, 这表明材料上的表面膜具有减摩作用。当  $c$  值很小时, 式 (10-4) 可变为

$$\mu = \frac{\tau_{\text{表}}}{\sigma_{\text{泽}}} \tag{10-5}$$

这与按简单黏着理论得出的结果一致。因此, 这是一种较符合实际的理论。

犁沟效应

犁沟效应是硬金属的粗糙峰嵌入软金属后, 在滑动中推挤软金属, 使之塑性流动并犁出一条沟槽。在磨粒磨损过程中, 它是摩擦力的主要分量。当黏着效应很小, 如对充分润滑的表面, 犁沟效应的阻力也是摩擦力的重要组成部分。

假设硬金属表面的粗糙峰由许多半角为  $\theta$  的圆锥体组成 (图 10-5), 在法向载荷作用下, 硬峰嵌入软金属的深度为  $h$ 。滑动摩擦时, 只有圆锥体的前表面与软金属材料相接触, 接触

表面在水平面上的投影面积  $\pi r^2 \sin^2 \theta$  ,在垂直面上

的投影面积  $2\pi r^2 \sin \theta \cos \theta$

如软金属的塑性屈服性能各向同性,屈服极限为  $\sigma_s$ ,于是法向载荷  $W$  犁沟力  $F_p$  分别为

$$W = \sigma_s \pi r^2 \sin^2 \theta$$

$$F_p = 2\sigma_s \pi r^2 \sin \theta \cos \theta$$

由犁沟效应产生的摩擦系数

$$\mu_p = \frac{F_p}{W} = \frac{2 \cos \theta}{\sin \theta} \quad (8-10)$$

如同时考虑黏着效应和犁沟效应,摩擦力包括剪切力和犁沟力,即

$$F = F_a + F_p$$

则摩擦系数

$$\mu = \frac{F}{W} = \frac{F_a}{W} + \frac{F_p}{W} = \mu_a + \frac{2 \cos \theta}{\sin \theta} \quad (8-11)$$

对于大多数切削加工的表面,粗糙峰的  $\theta$  角较大,式(8-11)中的第二项很小,犁沟效应可以忽略,式(8-11)变成式(8-12)。当粗糙峰的  $\theta$  角较小时,犁沟项将很大,不可忽略。

黏着摩擦理论是固体摩擦理论的重大发展,因为它首先指出了实际接触面积只占名义接触面积的极小部分,揭示了接触峰点的塑性流动和瞬时高温对于形成黏着结点的作用。同时黏着理论也相当完善地解释了许多滑动摩擦现象,如表面膜的减摩作用、滑动摩擦中的跃动现象以及胶合磨损机理等等。

然而,黏着摩擦理论过分地简化了摩擦中的复杂现象,因而还有一些不完善之处。如实际的摩擦表面相接触处于弹塑性变形状态,因而摩擦系数随法向载荷而变化。又如接触点的瞬时高温并不是滑动摩擦的必然现象,也不是形成黏着结点的必要条件。虽然接触点达到塑性变形时形成黏着,然而对于极软或极光滑的表面,在不大的法向载荷作用下也发生黏着现象。

以上介绍的是有关摩擦的主要理论,当然随着摩擦工况和条件的不同,摩擦的作用机制也可能略有不同。摩擦的作用机制,可通过研究摩擦系数的变化及其影响因素,如摩擦副配对性质、法向载荷的大小和加载速率、滑动速率、温度、表面特性及介质的化学作用等加以综合分析而得出。

## 8.2 材料的磨损

### 8.2.1 磨损的概念与分类

#### 1. 磨损的概念

磨损是相互作用的固体表面在相对运动中,接触表面层内材料发生转移和损耗的过程,它是伴随摩擦而产生的必然结果。磨损是工业领域和日常生活中的常见现象,是造成材料和能源损失的一个重要原因。

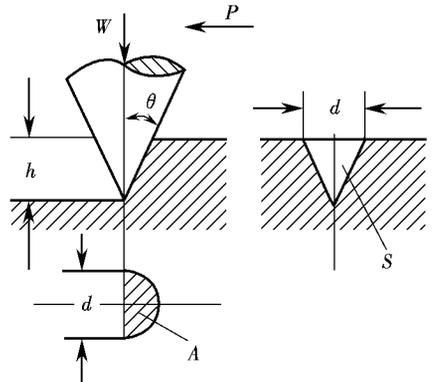


图 8-10 硬的锥形微凸体在软表面上的犁沟效应

磨损所造成的损失是十分惊人的。据统计,在机械零件的三种主要失效方式(磨损、断裂和腐蚀)中,磨损失效占  $\frac{1}{3}$  ~  $\frac{1}{2}$ 。因而研究材料的磨损机理和提高材料的耐磨性,对有效地节约材料和能量、提高机械设备的使用性能和寿命、减少维修费用具有重大的经济意义。

### 圆磨损的分类

材料表面的磨损不是简单的力学过程,而是物理过程、力学过程和化学过程的复杂综合。要了解磨损现象、研究磨损机制和磨损规律,必须首先对磨损进行分类。

磨损分类方法表达了人们对磨损机理的认识,不同的学者提出了不同的分类观点,至今还没有普遍公认的统一磨损分类方法。按表面接触性质,可将磨损分为金属—磨料磨损、金属—金属磨损、金属—流体磨损三类;按环境和介质,可将磨损分为干磨损、湿磨损和流体磨损三类。根据摩擦表面的作用,可将磨损分为由摩擦表面机械作用产生的机械磨损(包括磨粒磨损、表面塑性变形、脆性剥落等),由分子力作用形成表面黏着结点,再经机械作用使黏着结点剪切所产生的分子—机械磨损(黏着磨损)和由机械与介质共同作用引起的腐蚀—机械磨损(如氧化磨损和化学腐蚀磨损)等。根据表面破坏的方式,可将磨损分为擦伤、点蚀、剥落、胶合、凿削、咬死等类型。根据磨损的程度,可将磨损分为轻微磨损和严重磨损等。

根据近年来对磨损的研究和认识,普遍认为按照不同的磨损机理来分类是比较恰当的。目前,比较常见的磨损分类方法就是按照磨损机理来进行分类的。它将磨损分为  $\frac{1}{2}$  种基本类型。

①黏着磨损(黏着磨损),即接触表面相互运动时,由于固相焊合作用使材料从一个表面脱落或转移到另一表面而形成的磨损。

②磨粒磨损(磨粒磨损),即由于摩擦表面间硬颗粒或硬突起,使材料产生脱落而形成的磨损。

③疲劳磨损(疲劳磨损),即由于摩擦表面间循环交变应力引起表面疲劳,导致摩擦表面材料脱落而形成的磨损。

④腐蚀磨损(腐蚀磨损),即在摩擦过程中,由于固体界面上的材料与周围介质发生化学反应导致材料损耗而形成的磨损。

⑤微动磨损(微动磨损),即在两物体接触面间由于振幅很小(几微米以下)的相对振动引起的磨损。

⑥冲蚀磨损(冲蚀磨损或液粒磨损),即含有固体颗粒的流体介质冲刷固体表面,使表面造成材料损失的磨损,又称为湿磨粒磨损。

在实际的磨损现象中,通常是几种形式的磨损同时存在,而且一种磨损发生后往往诱发其他形式的磨损。例如疲劳磨损的磨屑会导致磨粒磨损,而磨粒磨损所形成的新净表面又将引起腐蚀或黏着磨损。微动磨损就是一种典型的复合磨损。在微动磨损过程中,可能出现黏着磨损、氧化磨损、磨粒磨损和疲劳磨损等多种磨损类型。

另外,磨损类型还随工况条件的变化而转化。如对钢与钢的磨损,当滑动速率很低时,摩擦是在表面氧化膜之间进行,所产生的磨损为氧化磨损,磨损量小。随着滑动速率增加,磨屑增多,表面出现金属光泽且变得粗糙,此时已转化为黏着磨损,磨损量也增大。当滑动速率再增高,由于温度升高,表面重新生成氧化膜,又转化为氧化磨损,磨损量又变小。若滑动速率继续增高,再次转化为黏着磨损,磨损剧烈而导致失效(图 圆)。当滑动速率保持恒定、载荷较小时,会产生氧化磨损,磨屑主要是  $\frac{1}{2}$ ;当载荷达到  $\frac{1}{2}$  后,磨屑是  $\frac{1}{2}$

氧化膜和氧化物的混合物, 载荷超过  $W_c$  以后, 便转入危害性的黏着磨损(图 8-10)。

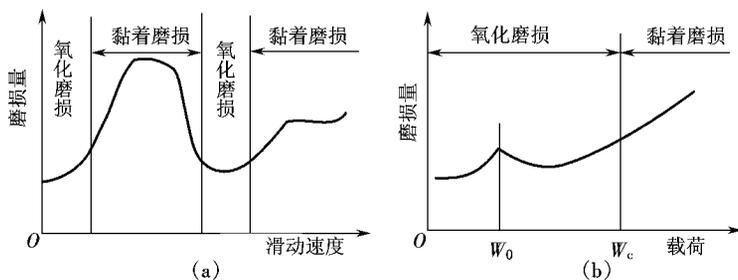


图 8-10 磨损类型随滑动速率和载荷的变化  
( $W_0$  为滑动速率  $W_c$  的临界值)

### 8.1 磨损过程

#### 磨损过程的划分

根据磨损的定义和分类, 可将磨损划分为三个过程, 如图 8-11 所示。磨损的三个过程依次如下。

#### 表面的相互作用

两个摩擦表面的相互作用, 可以是机械的或分子的两类。相互作用包括弹性变形、塑性变形和犁沟效应, 它可以是由两个表面的粗糙峰直接啮合引起的, 也可以是三体摩擦中夹在两表面间的外界磨粒造成的。而表面分子作用包括相互吸引和黏着效应两种, 前者的作用力小而后者的作用力较大。

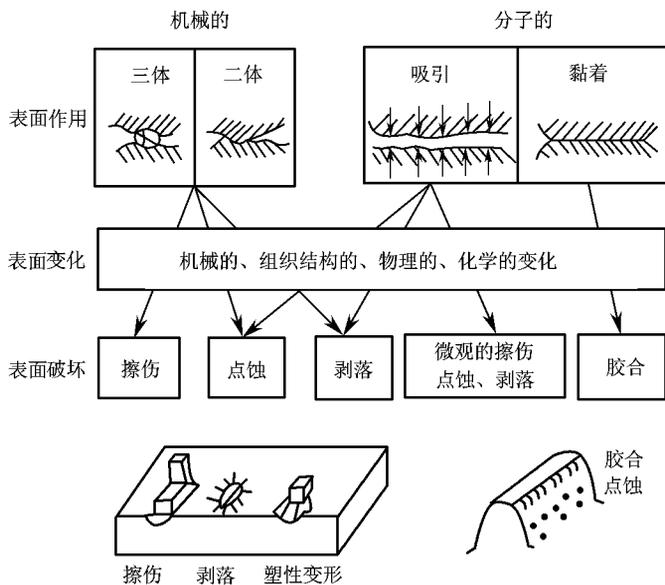


图 8-11 磨损分类图

#### 表面层的变化

在摩擦表面的相互作用下, 表面层将发生机械的、组织结构的、物理的和化学的变化, 这

是由于表面变形、滑动速率、摩擦温度和环境介质等因素的影响造成的。

表面层的塑性变形使金属变形强化而变脆,如果表面经受反复的弹性变形,则将产生疲劳破坏。摩擦热引起的表面接触高温可以使表层金属退火软化,接触以后的急剧冷却将导致再结晶或固溶体分解。外界环境的影响主要是介质在表层中的扩散,包括氧化和其他化学腐蚀作用,因而改变了金属表面层的组织结构。

**圆表面层的破坏**

经过磨损后,表面层的破坏主要有以下几种。

- ①擦伤,即由于犁沟作用在摩擦表面产生沿摩擦方向的沟痕和磨屑。
- ②点蚀,即在接触应力反复作用下,使金属疲劳破坏而形成的表面凹坑。
- ③剥落,即金属表面由于变形强化而变脆,在载荷作用下产生微裂纹随后剥落。
- ④胶合,即由黏着效应形成的表面黏结点具有较高的连接强度,使剪切破坏发生在表层内一定深度,因而导致严重磨损。

**圆磨损过程曲线**

与磨损的三个过程相对应,典型的磨损曲线也可分为三个阶段(图 圆源圆)。

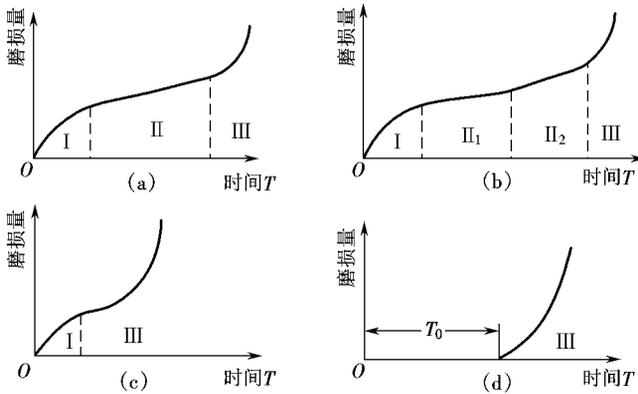


图 圆源圆 磨损过程曲线

(圆典型磨损过程 (圆两个稳定磨损过程  
(圆精恶劣磨损过程 (圆接触疲劳磨损过程

**圆磨合磨损阶段**

磨合是磨损过程的非均匀阶段,在整个磨损过程中所占比例很小,其特征是磨损率(单位时间的磨损量,即图 圆源圆曲线的斜率)随时间的增加而降低(图 圆源圆中的 圆区)。

磨合磨损出现在摩擦副开始运行时期,由于加工装配后的新摩擦副表面的真实接触面积很小,应力很高,磨损很快。在良好的工作条件下,经过一段时间或经过一定摩擦路程以后,表面逐渐磨平,表面粗糙度减小,使摩擦系数和磨损率随之降低,逐渐过渡到稳定磨损阶段。磨合过程是一个有利的过程,其结果为以后机械的正常运转创造了条件。磨合过程是机械设备必经的过程,选择合适的磨合规范和润滑剂等措施,可以缩短磨合过程,提高机器的使用寿命。

**圆稳定磨损阶段**

摩擦表面经磨合以后达到稳定状态,实际接触面积始终不变、磨损率保持不变(图 圆源圆中的 圆区)这是摩擦副正常的工作时期。该阶段在整个磨损过程中所占比例越大,则表明

设备的寿命越长。

#### 圆 剧烈磨损阶段

在稳定工作达到一定时间后,由于磨损量的积累或者由于外来因素(工况变化)的影响,使摩擦副的摩擦系数增大、磨损率随时间而迅速增加(图 8-1 中 圆 区),从而使工作条件急剧恶化而导致完全失效。

在不同的摩擦副中,上述三个阶段在整个摩擦过程中所占的比例不完全相同,任何摩擦副都要经过上述三个过程,只是程度上和经历的时间上有所区别。图 8-1 是典型的磨损曲线,整个磨损过程由三个阶段组成。图 8-1 中的曲线表示磨合期后,摩擦副经历了两个磨损工况条件,因而有两个稳定磨损阶段。在这两个阶段中,虽然磨损率不同,但都保持不变,属于正常工作状态。图 8-1 是恶劣工况条件下的磨损曲线,在磨合磨损之后直接发生剧烈磨损,不能建立正常的工作条件。图 8-1 属于接触疲劳磨损,正常工作到接触疲劳寿命 圆 时开始出现疲劳磨损,并迅速发展引起失效。

### 圆 黏着磨损

#### 圆 黏着磨损的概念

当摩擦副表面相对滑动时,由于黏着效应所形成的黏着结点发生剪切断裂,被剪切的材料或脱落成磨屑,或由一个表面迁移到另一个表面,此类磨损统称为黏着磨损(圆 磨损)。

黏着磨损是一种常见的磨损形式。汽车、拖拉机、机床、飞机及宇航器中的许多零件都会发生黏着磨损。刀具、模具、铁轨等的失效,都与黏着磨损有关。如在航空发动机中,有圆 的零件发生黏着磨损,柴油机中则有圆 的零件是在黏着磨损的条件下工作。

#### 圆 黏着磨损的分类

##### 圆 按工作温度分类

按工作温度,黏着磨损可分为低温黏着磨损和高温黏着磨损两类。低温黏着磨损发生在摩擦面间的相对滑动速率不大(圆 圆)、表面温度不高(圆 圆)、表面间压强很高的情况下。此时,相互接触的微峰之间会发生冷焊,冷焊的黏结点由于塑性流动产生明显的硬化,因而黏结点的强度大于摩擦副中较软金属的强度。在相对滑动时,软的金属可能从基体上脱落下来。这种黏着磨损,表层上的金属组织和基体相都没有明显的相变和化学成分的变化。高温黏着磨损发生在相对滑动速率很大,表面压力很高的条件下,这时微峰接触点上的瞬时温度很高,仅仅在表面的很薄一层金属发生软化,被软化的金属转移到另一个金属表面。在磨损的表面上,沿着滑动方向形成交替的裂口、凹穴。表层的金相组织和化学成分均有明显变化。高温黏着磨损的磨屑呈薄带状,其厚度小于低温黏着磨损的磨屑。

##### 圆 按黏结点的强度和磨损程度分类

按黏结点的强度和磨损程度,黏着磨损可分为如下圆 种。

(圆 涂抹 当较软金属的剪切强度小于界面强度时,剪切断裂发生在较软金属的浅表层内,材料从软金属表面上脱落,又黏附(涂敷)在硬金属的表面上,称为涂抹。如铜基轴瓦和钢轴颈相互摩擦时,就会出现涂抹型的黏着磨损。

(圆 擦伤 当界面强度大于两摩擦材料基体的强度时,剪切断裂发生在软材料的亚表层内,附在硬金属表面的黏着物在摩擦表面的滑动方向上将软材料的表面划伤,形成细而浅的划痕,使摩擦表面破坏即为擦伤。如铝与钢对磨时,就会出现擦伤型的黏着磨损。

(猿刮伤 当界面强度大于两摩擦材料基体的强度时,摩擦表面上形成的黏着物使另一摩擦表面沿滑动方向产生较深的划痕,称为刮伤。这种磨损的破坏程度比擦伤严重,但与擦伤并没有明显的定量界限。

(源胶合 在摩擦力和摩擦热的作用下,摩擦表面出现较深的划痕和凹坑的磨损,称为胶合。胶合是擦伤和撕脱联合作用的结果。当摩擦表面温度出现瞬时高温而发生局部熔化,形成固相热焊,在切向力作用下使较软材料从表面撕裂,形成凹坑。以塑性变形冷焊引起的黏着磨损为第一类胶合;以表面高温造成热焊引起的黏着磨损为第二类胶合。前者与刮伤相似,又称为机械破坏磨损;后者也称为热黏着,又称为熔化磨损。在滑动速率低(约园缘皂泽)、表面应力大于屈服极限、表面温度低(约园益)、表面塑性变形大的条件下发生第一类胶合。在滑动速率高、表面应力低、温升明显的条件下发生第二类胶合。

(缘咬死 当摩擦表面形成牢固的焊接结点时,外力克服不了结点界面上的结合力,也不能使摩擦面双方剪切破坏时,使摩擦副双方没有相对滑动,称为咬死。

对不同的黏着磨损,虽然它们的磨损形式、摩擦系数和磨损度不同,但共同的特征是出现材料迁移以及沿滑动方向形成程度不同的划痕。

猿黏着磨损的模型与机理

对于黏着磨损起因的认识有几种不同的观点,有人认为黏着磨损是由于接触峰点的塑性变形和瞬时高温使材料熔化或软化而产生的焊合引起的;有人认为磨损是冷焊引起的,即在未达到熔化温度时就可能形成黏着结点;又有人认为原子或离子的能量如果超过了一定的能级,就会发生黏着。上述各种观点从不同角度解释了黏着磨损的机理,构成了黏着磨损的理论基础。

通常,摩擦表面的实际接触面积只有名义面积的 员园%~ 员园%,接触点的压力有时高达 缘园兆泽并产生 员园益以上的瞬时温度,其接触持续时间很短(只有 员园~ 员园泽)。由于峰点上的结点体积比接触峰的体积小得多,这样当覆盖在峰上的表面膜遭到破坏后,峰顶便产生黏着,随后的滑动使接触点分离,结点剪断。这种黏着、剪切、再黏着的交替过程就形成了黏着磨损,如图 圆苑园所示。

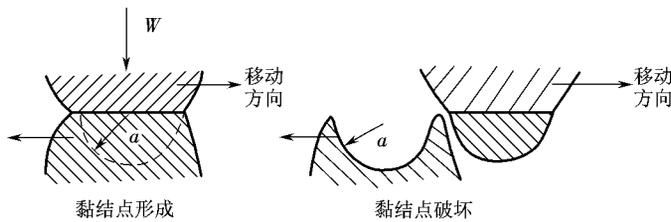


图 圆苑园 黏着磨损模型

针对这种机制,员缘年阿查得(粤查得)提出,假设单位面积上有 灶个凸起,在压力 宰的作用下发生黏着,每个黏着点的半径为 葬,并假定黏着点处的材料处于屈服状态,其压缩屈服极限为  $\sigma_{泽}$ ,则承受的总载荷

$$\text{宰} > \text{灶} \cdot \text{葬} \cdot \sigma_{泽} \tag{圆苑园}$$

由于相对运动使黏着点分离时,一部分黏着点从软方材料中拉出半径为 葬的半球,其磨损体积为  $\frac{圆}{猿} \pi \text{葬}^3$ 。考虑到并非所有的黏结点都能发生破坏,形成磨屑,引入黏结点发生迁

移破坏的几率(或黏着磨损常数)为  $k$ 。于是当滑动位移为  $s$  时,单位位移产生的体积磨损量为

$$\frac{\Delta V}{\Delta s} = k \cdot \sigma_s \cdot \frac{1}{E} \cdot \frac{1}{\mu} \quad (8-10)$$

将式(8-10)代入式(8-9)中,并假定屈服极限  $\sigma_s$  与材料的硬度  $H$  相等,则有滑动行程为  $s$  时的黏着磨损体积

$$\Delta V = k \cdot \sigma_s \cdot \frac{1}{E} \cdot \frac{1}{\mu} \cdot s \quad (8-11)$$

由式(8-11)不难看出,材料的黏着磨损量与所加法向载荷、摩擦距离成正比,与材料的硬度或强度成反比,而与接触面积大小无关。

另外,实验发现式(8-9)和式(8-11)中的几率  $k$  值远小于 1,如表 8-1 所示。这说明在所有的黏着结点中只有极少数发生磨损,而大部分黏结点不产生磨损。

表 8-1 几种材料的黏着磨损常数  $k$

摩擦副材料	摩擦系数	黏着磨损常数 $k$
软钢—软钢	0.15	0.001
硬质合金—淬硬钢	0.15	0.0001
聚乙烯—淬硬钢	0.15	0.001

### 黏着磨损的影响因素

黏着磨损的影响因素很多,又十分复杂,总结起来可归结为两大类:第一类为材料本身的组织与性能,称为内因;第二类为摩擦副的工作环境,称为外因,二者相互影响,不可忽视。

#### 1. 材料组织与性能的影响

从点阵结构看,体心立方和面心立方结构的金属发生黏着磨损的倾向高于密排六方结构。

从材料的互溶性看,摩擦副材料的互溶性越大,黏着倾向越大。如相同材料,或相同晶格类型、晶格间距、电子密度和电化学性能相近的材料,互溶性大,容易黏着;反之,互溶性小的材料,如异种金属或晶格特征不相近的材料所组成的摩擦副,发生黏着的倾向小。塑性材料比脆性材料易于黏着,金属—金属组成的摩擦副比金属—非金属的摩擦副易于黏着。

从组织结构看,单晶体的黏着性大于多晶体;单相金属的黏着性大于多相合金;固溶体比化合物黏着倾向大。材料的晶粒尺寸越小,黏着磨损量越小。

#### 2. 工作环境的影响

在摩擦速率一定时,黏着磨损量随接触压力的增大而增加。试验证明,当接触压力超过材料硬度的 1/10 时,黏着磨损量急剧增加,严重时甚至会产生咬死现象。因此,设计中选择的许用压力必须低于材料硬度的 1/10 才不致产生严重的黏着磨损。

在接触压力一定的情况下,黏着磨损量随滑动速率的增加而增加,但达到某一极大值后,又随滑动速率的增加而减小。

摩擦副表面的粗糙度、摩擦表面温度以及润滑状态等,也对黏着磨损量有较大的影响。降低表面粗糙度,将增加抗黏着磨损能力,但粗糙度过低,反因润滑剂难于储存在摩擦面内而促进黏着。温度和滑动速率的影响是一致的。这里所说的温度是环境温度或摩擦副体积

平均温度,它不同于摩擦副的表面平均温度,更不同于摩擦副接触区的温度。在接触区,因摩擦热的影响,其温度很高,甚至可能使材料达到熔化状态。提高温度能促进黏着磨损产生;良好的润滑状态能显著降低黏着磨损。

**缘提高抗黏着磨损能力的措施**

①首先要注意摩擦副配对材料的选择,其基本原则是:配对材料的黏着倾向应比较小,如选用互溶性小的材料配对,选用表面易形成化合物的材料配对,金属与非金属材料配对,如金属与高分子材料配对,以及选用淬硬钢与灰铸铁配对等都有明显的效果。

②采用表面处理工艺,如表面氮化、渗碳、渗硫、磷化、电镀或采用非金属涂层,可提高摩擦表面的抗黏着能力,有效地阻止材料的黏着。

③控制摩擦滑动速率和接触压应力,可使黏着磨损大为减轻。

**愿愿原 磨粒磨损**

**员磨粒磨损的概念与分类**

**员磨粒磨损的概念**

磨粒磨损(葬磨粒磨损)是指硬的磨(颗)粒或硬的凸出物在与摩擦表面相互接触运动过程中,使表面材料发生损耗的一种现象或过程。硬颗粒或凸出物一般为非金属材料,如石英砂、矿石等,也可能是金属,像落入齿轮间的金属屑等。

磨粒磨损时,作用在质点上的力分为垂直分力和水平分力。前者使硬质点压入材料表面,而后者使硬质点与表面之间产生相对位移。硬质点与材料相互作用的结果,使被磨损表面产生犁皱或切屑,形成磨损或在表面留下沟槽。

磨粒磨损是一种常见的磨损形式,也是最重要的磨损类型。在工业领域中的磨料磨损,约占零件磨损失效的缘缘。仅冶金、电力、建筑、煤炭和农机五个部门的不完全统计,我国每年因磨粒磨损所消耗的钢材达百万吨以上。

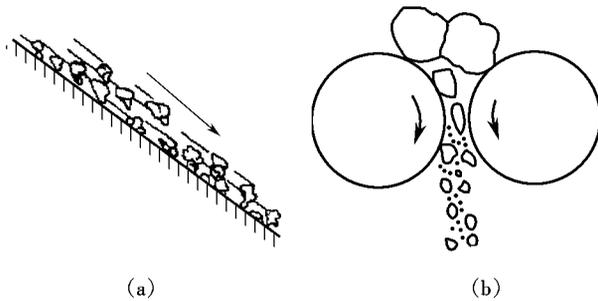
**圆磨粒磨损的分类**

磨粒磨损的分类方法很多,常见的有以下几种。

(员按接触条件分类 按接触条件或磨损表面的数量可分为以下两种。

①两体磨粒磨损。磨料直接作用于被磨材料的表面,磨粒、材料表面各为一物体(图愿愿葬)如犁铧。

②三体磨粒磨损。磨粒介于两材料表面之间(图愿愿遭),磨粒为一物体,两材料为两物体,磨粒可以在两表面间滑动,也可以滚动,如滑动轴承、活塞与汽缸、齿轮间落入磨粒等。



图愿愿 两体和三体磨粒磨损示意图  
(葬两体磨粒磨损 (遭三体磨粒磨损)

(圆)按力的作用特点分类 按力的作用特点可分为以下三种。

①低应力划伤式磨粒磨损。磨粒作用于表面的应力不超过磨料的压碎强度,材料表面为轻微划伤,如农机具的磨损,洗煤设备的磨损,运输过程的溜槽、料仓、漏斗、料车磨损等。

②高应力碾碎式磨粒磨损。磨粒与材料表面接触处的最大压应力大于磨料的压碎强度,磨粒不断被碾碎,如球磨机衬板与磨球等。

③凿削式磨粒磨损。磨粒对材料表面有高应力冲击式的运动,从材料表面上凿下较大颗粒的磨屑,如挖掘机斗齿、破碎机锤头等。

(圆)按材料的相对硬度分类 按材料的相对硬度可分为以下两种。

①软磨粒磨损。材料硬度与磨粒硬度之比大于 1/10。

②硬磨粒磨损。材料硬度与磨粒硬度之比小于 1/10。

(圆)按工作环境分类 按工作环境可分为以下三种。

①普通型磨粒磨损,即一般正常条件下的磨粒磨损。

②腐蚀磨粒磨损,即在腐蚀介质中的磨粒磨损。腐蚀加速了磨损的速率,如在含硫介质中工作的煤矿机械等。

③高温磨粒磨损,即在高温下的磨粒磨损。高温和氧化加速了磨损,如燃烧炉中的炉壁、沸腾炉中的管壁等。

### 圆磨粒磨损的模型与机理

#### 圆磨粒磨损简化模型

1929年,拉宾诺维奇(Рабинoвич)以两体磨粒磨损为例,估算出以切削作用为主的磨粒磨损量。该简化模型假设:①磨粒磨损中的颗粒为圆锥体,②被磨材料为不产生任何变形的刚体,③磨损过程为滑动过程。磨粒在载荷  $W$  的作用下,被压入较软的金属材料中,并在切向力作用下沿较软的金属表面滑动距离为  $L$ ,犁出一条沟,其深度为  $x$ ,见图 8-1。于是经磨粒磨损后磨损掉的材料体积即被迁移的沟槽体积(阴影部分),用下式可以计算:

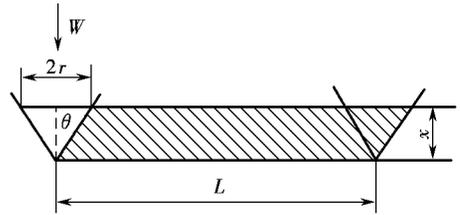


图 8-1 磨粒磨损的简化模型

$$V = \frac{1}{2} \pi r^2 x \frac{L}{r} = \frac{1}{2} \pi r x L \quad (8-1)$$

式中:  $V$  为磨损掉的体积;  $r$  为磨粒圆锥体的半径;  $x$  为颗粒压入材料的深度;  $L$  为滑动距离;  $\theta$  为磨粒圆锥体的夹角。

若材料的硬度  $H$  等于载荷与压痕投影面积之比,即  $H = \frac{W}{\pi r^2}$ ,代入式(8-1)后可得

$$V = \frac{1}{2} \pi \frac{W L x}{H} \quad (8-2)$$

式中:  $W$  法向载荷;  $H$  金属材料的硬度。此式表明,在一定磨粒条件下,磨损体积与所加的载荷成正比,而与材料的硬度成反比。它与式(8-1)的黏着磨损量相似,即磨损量与载荷和滑动距离成正比,而与磨粒材料的硬度成反比。

### 圆磨料磨损机理

材料的磨料磨损机理,可大致分为以下四类:

(圆)微观切削磨损机理 磨粒在材料表面的作用力分为法向力和切向力两个分力。法

向力使磨粒压入表面,切向力使磨粒向前推进,当磨粒形状与运动方向适当时,磨粒如同刀具一样,在表面进行切削而形成切屑。但由于这种切削的宽度和深度都很小,因此称之为微观切削。在显微镜下观察,这些微观切削仍具有机床上切削的那些特点,即一面较光滑,另一面则有滑动的台阶,有些还发生卷曲的现象。微观切削磨损是经常见到的一种磨损,特别是在固定磨粒磨损和切削式磨损中,它是材料表面磨损的主要机理。

(圆)多次塑变磨损机理 在磨料磨损中,当磨粒滑过被磨材料表面时,除了切削以外,大部分把材料推向两侧或前缘,这些材料的塑性变形很大,但却没能脱离母体。在沟底及沟槽附近的材料也有较大的变形。犁沟时可能有一部分材料被切削而形成切屑,一部分则未被切削而在塑变后被推向两侧和前缘。若在犁沟时全部沟槽中的体积都被推向两侧和前缘而不产生切屑,则称为犁皱。犁沟或犁皱后堆积在两侧和前缘的材料以及沟槽中的材料,在受到随后的磨粒作用时,可能把已堆积的材料压平,也可能使已变形的沟底材料遇到再一次的犁皱变形,如此反复塑变,导致材料产生加工硬化或其他强化作用,最终剥落而成为磨屑。这种形式的磨粒磨损,可在球磨机的磨球和衬板、鄂式破碎机的齿板以及圆锥式破碎机的壁上所造成的磨损中发现。

(猿)微观断裂(剥落)磨损机理 磨粒与脆性材料表面接触时,材料表面因受到磨粒的压入而形成裂纹,当裂纹互相交叉或扩展到表面上时,就发生剥落,形成磨屑。断裂机制造成的材料损失率最大。

(源)疲劳磨损机理 摩擦表面在磨粒产生的循环接触应力作用下,使表面材料因疲劳而剥落。

在实际磨粒磨损过程中,往往有几种机制同时存在,但以某一种机制为主。当工作条件发生变化时,磨损机制也随之变化。

#### 猿 磨粒磨损的影响因素

由于材料的磨料磨损是一个复杂的、多种因素综合作用的摩擦学过程,因而材料性能、磨粒性能及工作条件都对磨粒磨损有重要的影响。

#### 员 材料性能的影响

(员)硬度 硬度是表征材料抗磨粒磨损性能的主要参数。一般情况下,材料硬度越高,其抗磨粒磨损能力也越高。

①对纯金属和各种成分未经热处理的钢,耐磨性与材料的硬度成正比关系,且直线通过原点,如图 愿-10 所示。通常认为退火状态下钢的硬度与钢的含碳量成正比。由此可知,钢在磨粒磨损下的耐磨性与含碳量按线性关系增加。

②对经过热处理的钢,其耐磨性也与硬度成线性关系,但直线的斜率比纯金属为小(图 愿-10 遭)。这表明,在相同硬度下比较时,经过热处理的钢,其抗磨粒磨损能力反不及纯金属。含碳量越高,直线的斜率越大,而直线的交点表示该钢材未经热处理时的耐磨性。

③通过塑性变形虽能使钢材加工硬化、提高钢的硬度,但不能改善其抗磨粒磨损的能力。磨粒磨损的耐磨性与加工硬化的硬度无关,是因为磨粒磨损中的犁沟作用本身就是强烈的加工硬化过程。磨损中的硬化程度要比原始硬化大得多,而材料耐磨性实际上取决于材料在最大硬化状态下的性质,所以原始的冷作硬化对磨粒磨损无影响。此外,用热处理方法提高材料硬度一部分是因加工硬化得来的,这部分硬度的提高对改善耐磨性的作用不大,因此用热处理提高耐磨性的效果不很显著。

(圆)断裂韧性 断裂韧性也会影响材料的磨粒磨损性能,如图 愿-10 所示。在 愿区,磨损

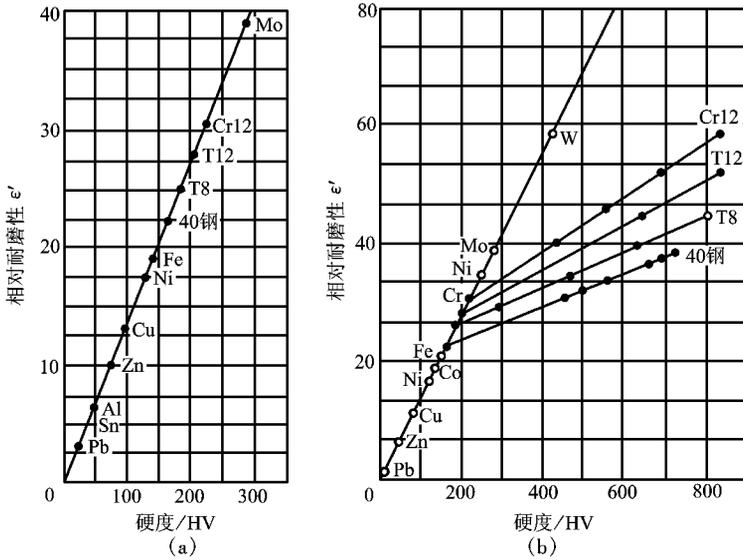


图 8-10 磨粒磨损中的相对耐磨性与材料硬度的关系  
(a) 纯金属和未热处理钢 (b) 热处理钢

受断裂过程控制,故耐磨性随断裂韧性提高而增加;在 I 区,当硬度与断裂韧性配合最佳时,耐磨性最高;在 II 区,由于磨损过程受塑性变形所控制,因而耐磨性和硬度均降低。可见,磨粒磨损抗力并不唯一地决定于硬度,还与材料的韧性有关。

(3) 显微组织 钢的显微组织对材料的抗磨粒磨损能力也有影响。马氏体的耐磨性最好,铁素体因硬度太低,耐磨性最差。

在相同硬度下,下贝氏体比回火马氏体具有更高的耐磨性。贝氏体中保留一定数量的残余奥氏体,这对于提高材料的耐磨性是有利的。因为经加工硬化或残余奥氏体转变为马氏体后,基体硬度较完全为贝氏体组织者高。细化晶粒因为能提高屈服强度、硬度和静力韧性,所以也提高其耐磨性。

钢中碳化物也是影响耐磨性的重要因素之一。在软基体中碳化物数量增加,弥散度增加,耐磨性也提高;但在硬基体(即基体硬度与碳化物硬度相近)中,碳化物反而损害材料的耐磨性,因为此时碳化物如同内缺口一样,极易使裂纹扩展,致使表面材料通过切削过程而被除去。

### 圆磨粒性能的影响

(1) 磨粒硬度 磨损体积与硬度比  $\frac{V}{H_p}$  (磨粒硬度  $H_p$  与材料硬度  $H_m$  之比)的关系,如图 8-11 所示。曲线分为三个区域:在 I 区( $\frac{H_p}{H_m} < 1$ ),即软磨粒磨损区,材料不产生磨粒磨损或产生轻微磨损;在 II 区( $\frac{H_p}{H_m} \sim 1$ ),即过渡区,材料的磨损体积与  $\frac{H_p}{H_m}$  成正比;在 III 区( $\frac{H_p}{H_m} > 1$ ),硬磨粒磨损区,将产生严重的磨损,但磨损量不再随磨粒硬度而变化。且图中有两个转折点 a 与 b,对应的  $\frac{H_p}{H_m}$  分别为  $\frac{H_{p1}}{H_m}$  和  $\frac{H_{p2}}{H_m}$ 。

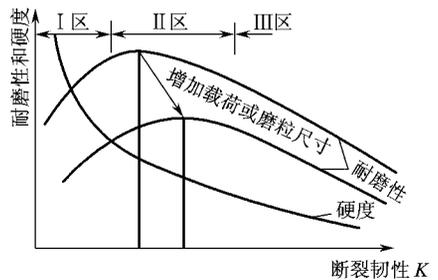


图 8-11 耐磨性、硬度和断裂韧性的关系示意图

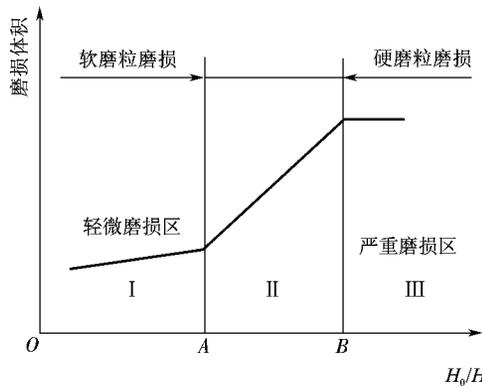


图 10-10 磨损体积与  $H_0/H$  的关系

由图 10-10 可见,如能提高材料的硬度,使  $H_0/H$  下降,则磨损体积将减小。在 II 区,增加材料硬度,磨损量变化不显著。当  $H_0/H > 1$  时,磨损量也不再变化。因此,要降低磨粒磨损速率,必须使材料的硬度高于磨粒硬度的 1.5 倍,这是获得低磨损速率的判据。

在磨粒硬度较高的 III 区,材料的磨损是通过磨粒嵌入表面形成沟槽而发生的。此时,硬度是控制因素。在磨粒硬度较低的 I 区,材料的磨损是通过表面严重变形、疲劳而发生的。此时,硬度是次要因素。这表明,在软

磨粒磨损情况下,提高材料的硬度对提高耐磨性的作用不大。

(圆磨粒尺寸 在磨料磨损过程中,磨粒大小对耐磨性的影响存在一个临界尺寸。当磨粒的大小在临界尺寸以下时,磨损量随磨粒尺寸的增大而按比例增加;但当磨粒尺寸超过临界尺寸后,磨损体积增加的幅度明显降低。不同材料的磨损率不同,临界尺寸也有区别,如图 10-11 所示。

(圆磨粒形状 磨粒的几何形状对磨损率也有较大的影响,尖锐磨粒造成的磨损量高于同样条件下的多角形和圆形磨粒产生的磨损量,如表 10-1 所示。

圆工作条件的影响

载荷和滑动距离对磨损的影响最为明显,在一般情况下都成线性关系。载荷越高,滑动距离越长,磨损就越严重。若为脆性材料,因存在一个临界压入深度,超过此深度后,则裂纹容易形成与扩展,使磨损量增大。此时,载荷与磨损量就不一定成线性关系了。

滑动速率在  $10^{-2}$  以下时,磨损率随滑动速率的增加略有降低;当滑动速率介于  $10^{-1} \sim 10^0$  范围内时,滑动速率的影响很小;当滑动速率大于  $10^1$  后,随滑速增大,磨损量先略有增加,达到一定值后其影响又减小了。

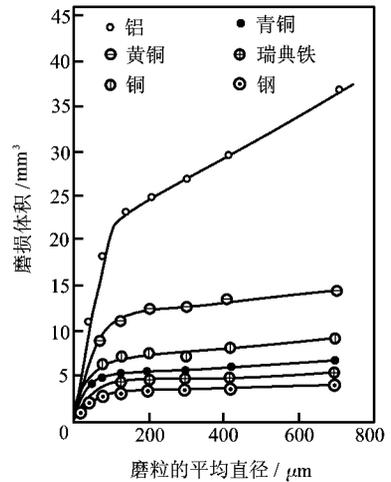


图 10-11 磨粒尺寸对不同材料磨粒磨损体积的影响

表 10-1 磨粒形状对材料相对磨损率的影响

磨粒形状类型	相对磨损率			
	无碳素退火钢	无碳素正火钢	硬铸铁 (瑞典铁, 瑞典铁, 瑞典铁)	白口铸铁 (瑞典铁, 瑞典铁)
尖锐的人工破碎石英砂	1.0	1.0	1.0	1.0
多角形砂	—	1.0	1.0	1.0
圆形干砂	1.0	1.0	1.0	1.0

### 源改善抗磨粒磨损能力的措施

①对于以切削作用为主要机理的磨粒磨损,应增加材料的硬度,如用含碳较高的钢淬火获得马氏体组织,即可得到高硬度和高耐磨性。如能使 $v_{\text{滑}}$ 达到 $v_{\text{临}}$ ,可使磨损量明显减小。但如果磨粒磨损机理是塑性变形,或塑性变形后疲劳破坏(低周疲劳),则提高材料韧性(如用等温淬火获得下贝氏体、消除基体中的初生碳化物,并使二次碳化物均匀弥散分布,以及含适量残余奥氏体等)能改善材料的抗磨粒磨损能力。

②根据机件服役条件,合理地选择耐磨材料。如在高应力冲击载荷下(颚式破碎机齿板),可选用高锰钢,利用其高韧性和高加工硬化能力,获得高耐磨性。在冲击载荷不大的低应力磨损场合(水泥球磨机衬板、拖拉机履带板等),用中碳低合金钢并经淬火回火处理,可以得到适中的耐磨粒磨损性能。

③采用渗碳、碳氮共渗等化学热处理,提高表面硬度,也能有效地改善材料的耐磨粒磨损性能。

## 源疲劳磨损

### 源疲劳磨损的概念与分类

#### 源疲劳磨损的概念

两个相互滚动或者滚动兼滑动的摩擦表面,在循环变化的接触应力作用下,由于材料表面因疲劳损伤,导致局部区域产生小片或小块状金属剥落而使物质损失的现象,称为疲劳磨损(磨粒磨损),又可称为表面疲劳磨损或表面接触疲劳。齿轮、滚动轴承、钢轨与轮箍的表面,经常出现接触疲劳破坏。另外,摩擦表面粗糙峰周围应力场变化所引起的微观疲劳现象也属于此类磨损。不过,表面微观疲劳往往只发生在磨合阶段,因而是非发展性的磨损。

接触疲劳破坏的宏观形态特征,是在接触表面上出现许多小针状或痘状凹坑,有时凹坑很深,呈贝壳状,有疲劳裂纹扩展线的痕迹。

#### 源疲劳磨损的分类

疲劳磨损,通常根据剥落裂纹的起始位置及形态,可分为麻点剥落(点蚀)、浅层剥落和深层剥落(表面压碎)三类。深度在 $0.05\text{mm}$ 以下的小块剥落叫麻点剥落,呈针状或痘状凹坑,截面呈不对称穴形。浅层剥落深度一般为 $0.05\text{mm}$ ~ $0.1\text{mm}$ ,剥块底部大致和表面平行,裂纹走向与表面成锐角和垂直。深层剥落深度和表面强化层深度相当,裂纹走向与表面垂直。

接触疲劳与一般疲劳一样,也分为裂纹形成和扩展两个阶段,但通常认为裂纹形成过程时间长,而扩展阶段只占总破坏时间很小一部分。接触疲劳曲线(最大接触压应力—循环周次曲线)也有两种,一种是有明显的接触疲劳极限;另一种是对于硬度较高的钢,最大接触压应力随循环周次增加连续下降,无明显接触疲劳极限。

#### 源表面接触情况分析

由于接触疲劳是在接触压应力长期作用下的结果,因此有必要了解疲劳磨损过程中的接触应力情况。两物体相互接触时,在表面上产生的局部压应力称为接触应力,也叫赫兹应力。受接触应力作用的机件,按接触面初始几何条件不同,可分为线接触与点接触两类。如齿轮间的接触为线接触,滚珠轴承间的接触为点接触。

根据赫兹接触理论可知,滚动接触时,不论两接触物体是球体的点接触还是圆柱体的线接触,接触面均为椭圆,最大压应力都发生在表面上,而最大剪应力 $\tau_{\text{max}}$ 发生在离表面一定

距离处。点接触时,接触圆半径  $\rho = \sqrt{\frac{F}{\pi}}$ , 最大压应力  $\sigma_{\max} = \sqrt{\frac{F}{\pi}}$ ,  $\tau_{\max}$  越

存在于次表面  $z = 0.48a$  处。线接触时,  $\rho = \sqrt{\frac{F}{\pi}}$ ,  $\sigma_{\max} = \sqrt{\frac{F}{\pi}}$ ,  $\tau_{\max}$  越

( $\sigma_{\max}$  位于次表面  $z = 0.48a$  处。其中,  $a$  为接触圆半径,  $F$  为法向压力,  $\rho = \sqrt{\frac{F}{\pi}}$  为接触体的有效接触半径,  $E$  为弹性模量,  $b$  为线接触宽度。

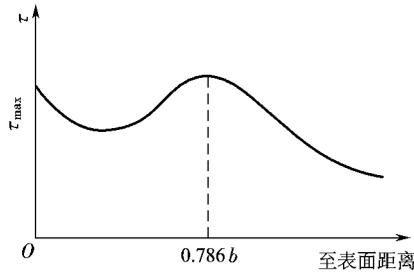


图 8-2 综合切应力沿深度分布的示意图

实际机件接触时,往往还伴有滑动摩擦,表面还有摩擦力作用,它与  $\tau$  叠加构成了接触摩擦条件下的最大综合切应力分布曲线。滑动摩擦系数越大,表面摩擦力也越大。此时,最大综合切应力分布曲线的最大值会从  $z = 0.48a$  处向表面移动。当摩擦系数大于 0.1 时,最大综合切应力曲线的最大值将会移至工件表面,如图 8-3 所示。

滚动接触应力为交变应力,对于接触面上某一位置而言,当两物体相互接触并承受法向力时,在其接触面下深度  $z = 0.48a$  处就建立起  $\tau$  来;

两物体脱离接触时,  $\tau$  降为零。因而对于接触面上某一位置,其亚表层受  $\tau$  重复循环应力作用,应力半幅为  $\sigma_{\max}$ , 即为  $(\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) / 2$ 。

在交变剪应力的影响下,裂纹容易在最大剪应力处成核,并扩展到表面而产生剥落,在零件表面形成针状或豆状凹坑,造成疲劳磨损。

### 疲劳磨损机理

#### 剥落(又称点蚀)

裂纹起源于表面,剥落层深度在  $0.1a \sim 0.5a$  处,从表面看麻点是针状和豆状凹坑,截面是不对称的灾形(图 8-4)。在滚动接触过程中,由于表面最大综合切应力反复作用在表层局部区域,若材料的抗剪屈服强度较低,则将在该处产生塑性变形,同时还伴有形变强化。由于损伤逐步累积,直到表面最大综合切应力超过材料的抗剪强度时,就在表层形成裂纹。裂纹形成后,润滑油挤入裂纹。在连续滚动接触过程中,润滑油反复压入裂纹并被封闭。封闭在裂纹内的高压油,以较高的压力作用于裂纹内壁(实际上是使裂纹张开的应力),使裂纹沿与滚动方向成小于

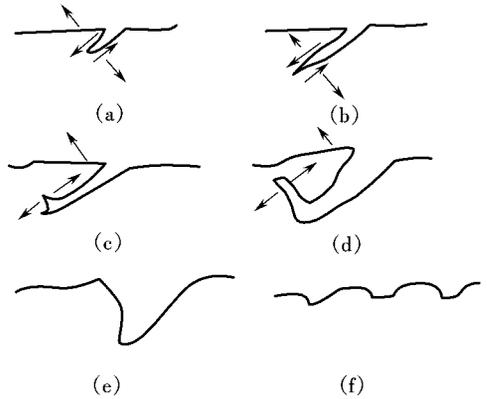


图 8-4 麻点剥落形成过程示意图

- (a) 初始裂纹形成
- (b) 初始裂纹扩展
- (c) 二次裂纹形成
- (d) 二次裂纹扩展
- (e) 形成磨屑
- (f) 带锯齿形表面

源倾角向前扩展。在纯滚动条件下,裂纹扩展方向与  $\tau$  方向一致;有滑动摩擦时,倾角减小。摩擦力越大,倾角越小。当裂纹扩展到一定程度后,因顶端有应力集中,故在该处产生二次裂纹。二次裂纹与初始裂纹垂直,其中也有润滑油。二次裂纹也受高压油作用而不断向表面扩展。当二次裂纹扩展到表面时,就剥落下一块金属而形成一凹坑。

实践表明,表面接触应力较小,摩擦力较大或表面质量较差(如表面有脱碳、烧伤、淬火不足、夹杂物等)时,易产生麻点剥落。前者是因为表面最大综合切应力较高,后者则是材料抗剪强度较低所致。

1. 浅层剥落

裂纹起源于亚表面,剥落层深度一般为  $0.001 \sim 0.01$  mm,它和最大剪应力  $\tau_{max}$  所在深度  $0.786b$  相当,其底部大致和表面平行,而其侧面的一侧与表面约成  $45^\circ$  角,另一侧垂直于表面(图 8-10)。

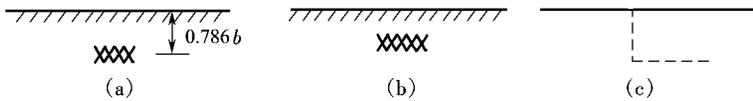


图 8-10 浅层剥落过程示意图

(a) 在过渡区形成交变塑性区 (b) 形成裂纹 (c) 裂纹扩展剥落

在  $0.786b$  处,切应力最大,塑性变形最剧烈。在接触应力反复作用下,塑性变形反复进行,使材料局部弱化,遂在该处形成裂纹。裂纹常出现在非金属夹杂物附近,故裂纹开始沿非金属夹杂物平行于表面扩展,而后在滚动及摩擦力作用下又产生与表面成一倾角的二次裂纹。二次裂纹扩展到表面时,则形成悬臂梁,因反复弯曲发生弯断,从而形成浅层剥落。

这种剥落常发生在机件表面粗糙度低、相对摩擦力小的场合。此时,表面最大综合切应力不为零,其最大值在  $0.786b$  处。当此力超过材料的塑性变形抗力时,该处产生疲劳裂纹。

2. 深层剥落(硬化层剥落或压碎性剥落)

经表面强化处理的零件(如表面淬火、渗碳及其他渗层等),其疲劳磨损裂纹往往起源于硬化层与心部的交界处。当硬化层深度不足、心部强度过低,以及过渡区存在不利的残余应力时,都易在过渡区产生裂纹(图 8-11)。裂纹形成后,先平行表面扩展,即沿过渡区扩展,而后垂直于表面扩展,最后形成较深的剥落坑。

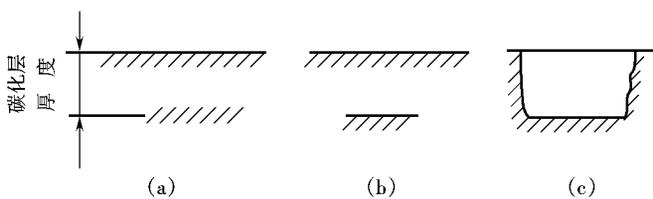


图 8-11 深层剥落过程示意图

(a) 在过渡区形成塑性变形 (b) 在过渡区产生裂纹 (c) 形成大块剥落

3. 疲劳磨损的影响因素

接触疲劳磨损的失效过程,首先是在滚动元件上形成疲劳裂纹源,以及裂纹源的扩展,致使接触元件表面出现点蚀和剥落,最后导致大面积剥落而失效。因而凡是影响裂纹源形成和裂纹源扩展的因素,都会对接触疲劳磨损产生影响。

应该指出的是,接触疲劳磨损的评定指标,一般不是磨损失重或体积迁移量,而是在某一定接触应力下,接触元件的循环周次,即疲劳寿命。

1. 工作条件

(1) 载荷 影响滚动元件寿命的主要因素之一是载荷。一般认为,轴承的寿命与载荷的

立方成反比,即  $n$  宰<sup>n</sup> 越常数。式中, $n$ 为轴承的寿命(循环次数),宰是外加载荷。

(圆温度 温度升高,将使润滑剂的黏度降低,油膜厚度减小,导致接触疲劳磨损加剧。

(圆环境 在有腐蚀介质的环境中,或者矿物油中含有水分,都会加速接触疲劳磨损的进行。

### 圆材料性能

(圆冶炼质量 钢材的冶炼质量对零件的接触疲劳磨损寿命有明显的影响。轴承钢的接触疲劳寿命与夹杂物的类型、形态和数量有很大的关系,其中  $FeO$ 、 $FeS$  等氧化物、氮化物和硅酸盐的影响最大。夹杂物尺寸越大、分布越不均匀,危害越大,特别是位于接触面层(大约  $10^{-2}$  mm)的夹杂物影响更大。生产上应尽量减少钢中的非金属夹杂物。

(圆表面粗糙度 接触疲劳磨损产生于滚动元件接触表面,所以表面状态对接触疲劳寿命有很大的影响。粗糙的表面容易出现点蚀,降低表面粗糙度可以有效地增加接触疲劳寿命。接触应力大小不同,对表面粗糙度的要求也不同。接触应力低时,表面粗糙度对疲劳磨损寿命影响较大,接触应力高时,表面粗糙度的影响较小。

(圆材料的硬度匹配 在一定的硬度范围内,疲劳磨损抗力随硬度的升高而增大。但不能盲目追求高硬度。一般来说,当表面硬度在  $HRC 45 \sim 55$  范围内时,有较高的抗疲劳磨损能力。与此同时,承受接触应力的机件,必须有适当的心部强度。另外,两个接触滚动体的硬度匹配恰当与否,会直接影响疲劳磨损寿命。一般情况下,当滚道和滚动元件的硬度相近,或者滚动元件的硬度比滚道高  $10\%$  时,疲劳寿命最高。

(圆热处理组织 滚动元件的热处理和组织状态,对接触疲劳寿命也有很大的影响。滚动轴承钢淬火及低温回火后的显微组织是隐针(晶)马氏体和细粒状碳化物,马氏体的碳浓度以  $0.8\%$  左右最好。固溶体的碳浓度过高,易形成粗针状马氏体,脆性较大,而且残余奥氏体量增多,接触疲劳寿命降低;马氏体中的碳浓度过低,则基体的强度、硬度降低,也影响接触疲劳寿命。轴承钢中的未溶碳化物,以小、匀、少、圆为好。

对于用渗碳钢制作的滚动元件,也要求渗碳层中的马氏体细小、碳化物细小,且均匀分布。若渗碳元件表面脱碳,由于强度、硬度降低,也会影响接触疲劳寿命。适当增加渗碳层的厚度,可以使疲劳裂纹在硬化层内产生,而避免在硬化层与心部的过渡区形成。适当提高渗碳件心部的强度和硬度,也有利于提高抗接触疲劳磨损的能力。齿轮心部的硬度在  $HRC 45 \sim 55$  较好。

在一定表层深度范围内存在的残余压应力,可提高疲劳磨损的抗力。

## 圆腐蚀磨损

### 圆腐蚀磨损的概念

摩擦过程中,金属与周围介质发生化学或电化学反应而产生的表面损伤,称为腐蚀磨损(  $corrosive wear$  )。

腐蚀磨损是一种极为复杂又是常见的磨损形式,它是材料受腐蚀和磨损综合作用的磨损过程。腐蚀磨损对环境、温度、介质、滑动速率、载荷大小及润滑条件等极为敏感,稍有变化就可能使腐蚀磨损发生很大变化。当腐蚀成为主要原因时,通常都有几种磨损机理存在,各种机理之间还存在着复杂的相互作用。像金属与金属之间的磨损,开始可能是黏着磨损,但因磨损产物又都具有磨粒的特性,因此会出现磨粒磨损或其他磨损机理。因此在腐蚀磨损过程中,既不能忽视腐蚀的作用,也不能忽视磨损的作用,甚至还要考虑到其他磨损形式

存在的综合作用。

圆 腐蚀磨损的分类

腐蚀磨损 通常可分为化学腐蚀磨损和电化学腐蚀磨损。化学腐蚀磨损又可分为氧化磨损和特殊介质腐蚀磨损两类。

圆 化学腐蚀磨损

(圆 氧化磨损 当金属摩擦副在氧化性介质中工作时,表面所生成的氧化膜被磨掉以后,又很快形成新的氧化膜,所以氧化磨损是化学氧化和机械磨损两种作用相继进行的过程。

氧化磨损的大小取决于氧化膜与基体的结合强度和氧化速率。当材料的表面氧化膜是脆性时,由于其与基体结合强度较差,很容易在摩擦过程中被除去;或者由于氧化膜的生成速率低于磨损率时,所以它们的磨损量较大。而当氧化膜的韧性较高时,由于其与基体的结合强度高,或者氧化速率高于磨损率,此时氧化膜能起减摩耐磨作用,氧化磨损量较小。

对于钢材摩擦副而言,氧化反应与表面接触变形状态有关。表面塑性变形促使空气中的氧扩散到变形层,而氧化扩散又增进塑性变形。根据载荷、速率和温度的不同,可以形成氧和铁的固溶体、粒状氧化物和固溶体的共晶,或者不同形式的氧化物,如云母和云母等。

对钢的氧化磨损,磨屑呈暗色的片状或丝状,片状磨屑是红褐色的云母,而丝状磨屑是灰黑色的云母。在轻载荷下,氧化磨损磨屑的主要成分是云母和云母;而在重载荷下,磨屑主要是云母和云母。低速摩擦时,钢表面主要成分是氧铁固溶体以及粒状氧化物和固溶体的共晶,其磨损量随滑动速率的升高而增加。当滑动速率较高时,表面主要成分是各种氧化物,磨损量略有降低。而当滑动速率更高时,由于摩擦热的影响,将由氧化磨损转变为黏着磨损,磨损量剧增。

(圆 特殊介质中的化学腐蚀磨损 特殊介质中的化学腐蚀磨损是指摩擦副工作在除氧以外的其他介质(如酸、碱、盐等)中,并和它们发生作用形成各种不同的产物,又在摩擦中被除去的过程。它的磨损过程和氧化磨损过程十分相似,腐蚀与磨损相互加速,从而使材料的磨损速率较大(如图 8-10)。但若在某种介质中使金属形成一层致密的并与基体结合强度高的保护膜,则可使腐蚀磨损速率减小。

圆 电化学腐蚀磨损

在电化学腐蚀磨损过程中,按材料腐蚀磨损产物被机械或腐蚀去除的特点也可分为两种类型。

(圆 均匀腐蚀条件下的腐蚀磨损 金属材料

在特定介质作用下,首先产生均匀的腐蚀膜产物,之后腐蚀产物又被磨粒或硬质点的机械作用局部去除,使之裸露出金属基体,随即又形成新的腐蚀产物。经过反复的作用,此处材料的流失速率比被腐蚀膜覆盖处快得多,腐蚀磨损严重。

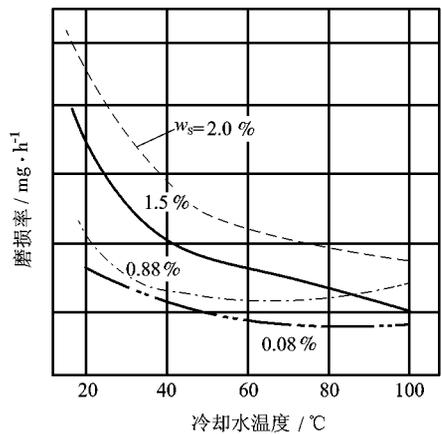


图 8-10 柴油机中燃料的含硫量、冷却水温度对活塞环磨损的影响

(圆非均匀腐蚀条件下的腐蚀磨损 在多相材料中,尤其含有碳化物的耐磨材料中,由于碳化物与基体之间存在较大的电位差而形成腐蚀电池,产生相间腐蚀,极大地削弱了碳化物与基体的结合力,在磨粒或硬质点的作用下,碳化物很容易从基体脱落或发生断裂。又如,在腐蚀磨损过程中,由于磨粒的磨损作用,金属材料表面产生不均匀的塑性变形。在塑性变形强烈的部位成为阳极,首先受到腐蚀破坏,然后在磨粒的继续作用下,腐蚀膜很容易被去除,形成二次磨损。另外,具有电活性的磨粒与金属材料接触时,会形成磨粒与金属材料间的电偶腐蚀电池,加速材料的腐蚀磨损。

由于腐蚀磨损是由于腐蚀与磨损二者的综合作用而产生的,因而其影响因素既多又复杂,其中主要是来自于环境(介质的责)值、浓度、温度、载荷、滑动速率等)和材料(成分、组织和性能等)等两个方面。环境和材料的性质不同,腐蚀磨损量也会有较大区别。对这些因素的影响,这里不作过多的论述,可参见《金属的腐蚀磨损》等专著和有关的文献资料。

### 愿 冲蚀磨损与微动磨损

#### 员 冲蚀磨损

##### 员 冲蚀磨损的概念与分类

(员 冲蚀磨损的概念 冲蚀磨损(澳或澳)是指流体或固体颗粒以一定的速率和角度对材料表面进行冲击所造成的磨损。冲蚀磨损的颗粒一般小于 员皂,冲击速率在 缘皂以内,超过这个范围出现的破坏通常称为外来物损伤,不属于冲蚀磨损的内容。造成冲击磨损的粒子一般都比被冲击材料硬度高。但流动速率很高时,软粒子甚至水滴也能造成冲蚀。

在自然界和工业生产中,存在着大量的冲蚀磨损现象。例如矿山的气动输送管道中物料对管道的磨损,锅炉管道被燃烧的灰尘冲蚀,喷砂机的喷嘴受砂粒的冲蚀,抛丸机叶片被钢丸冲蚀,各种排料泵中磨粒对叶轮和泵体的磨损,蒸汽轮机叶片被凝结水滴撞击,水轮机叶轮被水中的砂粒撞击,直升机的螺旋桨被空气中的灰尘冲蚀等等。对锅炉管道的失效分析表明,在所有发生事故的管道中,约有 员是由于冲蚀磨损造成的。由此可见,冲蚀磨损造成的损失和危害是严重的。然而在工业生产中,也可应用冲蚀磨损原理对机器零件表面进行清理和强化,如喷砂和喷丸等。

(圆 冲蚀磨损的分类 根据颗粒及其携带介质的不同,冲蚀磨损可分为气固冲蚀磨损、流体冲蚀磨损、液滴冲蚀磨损和气蚀磨损等,如表 愿所示。

表 愿 冲蚀磨损的分类

冲蚀类型	介质	第二相	破坏实例
气固冲蚀磨损	气体	固体粒子	燃气轮机、锅炉管道
液滴冲蚀磨损	气体	液滴(雨滴、水滴)	高速飞行器、汽轮机叶片
流体冲蚀磨损	液体	固体粒子	水轮机叶片、泥浆泵轮
气蚀磨损	液体	气泡	水轮机叶片、高压阀门密封面

#### 圆 冲蚀磨损的机理和影响因素

(员 冲蚀磨损的机理 许多研究者对冲蚀磨损进行了研究,提出了各种理论和模型,其中影响较大的有切削磨损理论、断裂磨损理论、变形磨损理论、绝热剪切与变形局部化磨损

理论和薄片剥落磨损理论等。

延性材料的切削理论认为,磨粒就如一把微型刀具,当它划过材料表面时将把材料切除而产生磨损。材料的磨损体积与磨粒的质量和速率的平方(磨粒的动能)成正比,与材料的流变应力成反比,与冲角成一定的函数关系。

脆性材料的断裂理论认为,脆性材料在磨粒冲击下几乎不产生变形,但会在材料表面存在缺陷的地方产生裂纹,裂纹不断扩展而形成碎片、发生剥落。

变形磨损理论认为,在磨粒的反复冲击下,材料发生加工硬化,提高了材料的弹性极限;当应力超过材料的强度时形成裂纹,并很容易地被随后冲击的磨粒冲掉。

薄片剥落磨损理论认为,不论是大冲角(例如  $90^\circ$  冲角)还是小冲角的冲蚀磨损,由于磨粒的不断冲击,使材料的表面不断受到前推后挤的作用,于是产生小的、薄的、高度变形的薄片。形成薄片的大应变出现在很薄的表面层中,该表面层由于绝热剪切变形而被加热到(或接近于)金属的退火温度,形成一个软的表面层。在这个软表面层的下面,有一个由于材料塑性变形而产生的加工硬化区。这个硬的次表层一旦形成,将会对表面层薄片的形成起促进作用。在反复的冲击和挤压变形作用下,靶材表面形成的薄片将从材料表面上剥落下来。

(圆)冲蚀磨损的影响因素 影响冲蚀磨损的主要因素,有磨粒的特性(硬度、形状和尺寸等)、冲蚀速率、冲角、温度和材料的性质等。

①磨粒的特性。冲蚀试验中所用的磨粒一般为  $\text{SiC}$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3$  和  $\text{SiC}$ ,有时也选用玻璃球和钢球。一般情况下,磨粒越硬,冲蚀磨损量越大,并与磨粒硬度  $\propto$  成正比。在相同的  $\theta$  冲击角下,多角形磨粒比圆形磨粒的磨损率大  $10\%$ 。磨粒尺寸在  $10\mu\text{m}$ — $100\mu\text{m}$  范围内时,材料的磨损率随磨粒尺寸的增大而上升,但磨粒尺寸增加到某一临界值时材料磨损率几乎不变或变化很缓慢。

②冲蚀速率。因冲蚀磨损率与磨粒的动能有直接的关系,于是冲蚀磨损率约与磨粒速率的  $1/2$  次方成正比。

③冲角。冲角(攻角或入射角)是磨粒入射轨迹与靶材表面的夹角。试验证明,对塑性材料的冲蚀磨损开始时随冲角的增大而增加,在  $45^\circ$  时达到最大值,继续增大冲角时,磨损率反而减少,而脆性材料的磨损率随冲角的增大而增加,在近  $90^\circ$  时达最大值。

④温度。有些零件是在一定温度下经受冲蚀磨损的,例如燃气轮机的叶片。温度对冲蚀磨损的影响,有两种完全不同的结论。一类试验结果表明,随着环境温度的升高,冲蚀磨损加剧,如  $304\text{L}$  不锈钢在  $500^\circ\text{C}$  时的冲蚀磨损量比其在室温( $20^\circ\text{C}$ )时大得多。而另一些试验结果表明,随着环境温度升高,冲蚀磨损量减小。其原因可能是由于在高温下这些材料的塑性提高,而延性材料随着塑性的提高,耐磨性也有提高,或是材料在高温下形成了表面氧化膜,对冲蚀磨损产生了一定的影响,如温度对纯铝冲蚀磨损的影响就是如此。

⑤材料的硬度。一般情况下,材料的硬度,尤其是加工硬化后的硬度越高,材料抗冲蚀磨损的性能越好。

⑥材料的组织。在低冲角(如  $45^\circ$  时),对于相同成分的碳钢,马氏体组织比回火索氏体和珠光体更耐冲蚀磨损。当组织相同时,含碳量高的比含碳量低的耐磨性高,如中碳马氏体比低碳马氏体更耐磨。大角度(如冲角  $90^\circ$  下),冲蚀磨损的情况相反,即硬度高的组织比硬度低的磨损加剧。如淬火马氏体比回火索氏体、中碳马氏体比低碳马氏体相对失重大,容易产生加工硬化的组织(如奥氏体组织的高锰钢)比原始硬度相同的其他组织(如回火索氏体等)的相对失重大。

## 圆微动磨损

### 圆微动磨损的概念与特点

在机械设备中,常常由于机械振动引起一些紧密配合的零件接触表面间产生很小振幅的相对振动,由此而产生的磨损称为微动磨损(亦称点蚀)。在微动磨损过程中,如表面之间有不同程度的化学反应造成腐蚀,可称为微动腐蚀磨损。

与往复式滑动磨损相比,微动磨损的振幅小,滑动的相对速率较低,因而磨损也是轻微的。由于微动磨损的振幅小,微动表面绝大部分总是保持接触状态,磨屑逸出的机会很少,于是磨屑的存在会影响微动磨损的过程。另外,在局部往复运动过程中,微动表面大都处于高应力状态,表面和亚表面的变形与裂纹萌生要严重得多。

微动磨损是一种复合形式的磨损,其磨损过程为在接触压力的作用下,摩擦副表面的微凸体产生塑性变形和黏着,在外界小振幅振动的作用下,黏着点剪切,黏着物脱落,剪切表面被氧化。当两摩擦表面紧密配合时,磨屑不易排出,这些磨屑起着磨料的作用,加速了微动磨损的发展。这样循环反复,最终导致零件表面破坏。当振动应力足够大时,微动磨损处会成为疲劳裂纹的核心,导致早期疲劳断裂。

微动磨损通常发生在紧配合的轴颈,汽轮机及压气机叶片的配合处,发动机固定处,受振动影响的花键、键、螺栓、螺钉以及铆钉等连接件接合面等处。因微动磨损引起的破坏,主要表现为擦伤、金属黏附、凹坑或麻点(通常由粉末状的腐蚀产物所填满)、局部磨损条纹或沟槽以及表面微裂纹。于是其主要特征是摩擦表面存在带色的斑点,其内集结着已压合的氧化物。对于钢铁零件,氧化物以 $\text{Fe}_2\text{O}_3$ 为主,磨屑呈红褐色。若摩擦副间有润滑油,则流出红褐色的胶状物质。

微动磨损不仅改变零件的形状、恶化表面层质量,而且使尺寸精度降低、紧配合件变松,还会引起应力集中,形成微观裂纹,导致零件疲劳断裂。如果微动磨损产物难于从接触区排走,且腐蚀产物体积往往膨胀,使局部接触压力增大,则可能导致机件胶合,甚至咬死。

### 圆微动磨损的机理和影响因素

(圆微动磨损的机理 早期的研究认为,随循环次数的变化,微动磨损分为三个阶段。

①黏着磨损阶段。由于粗糙微凸体的黏着作用,而使金属从一个表面迁移到另一表面上去。随磨损过程的进行,在接触表面产生磨屑,并沉积在相邻近的凹谷内(图 10-1)。②磨粒磨损阶段。由于黏着磨损阶段中的磨屑形成松散磨粒,而使微动磨损转变成磨料磨损,被加工硬化了的磨粒磨蚀周围的金属,使磨损区横向扩展,磨损面积扩大(图 10-2)。③加工硬化阶段。由于被磨表面被加工硬化,磨粒磨损的速率下降,经过大量磨蚀后,被磨损下的过多磨损颗粒已不能容纳在原来范围内而溢向低洼区(图 10-3)。④稳定磨损阶段。此时产生磨损碎屑的速率基本保持不变,由于磨损使表面加工硬化后的接触呈弹性状态,最大应力出现在接触区的中心处。这是一种微观点蚀,它逐渐向邻近发展,继续振动时,这些微观点蚀将聚合成更大更深的磨蚀(图 10-4)。但上述模型在许多情况下不适用,如有些氧化物颗粒增多时磨损并不加剧,甚至可能起有益的润滑作用。

哈利克(1954)经过大量的研究后,认为微动磨损是黏合、磨料、腐蚀和表面疲劳的复合磨损过程。微动磨损包括三个阶段:金属之间的黏着和转移;由于力学和化学作用产生磨屑;由于疲劳而持续不断地产生磨屑。

沃特豪斯(1957)利用表面轮廓仪测定了微动磨损过程中的形貌变化(图 10-5),证实在微动磨损的早期发生黏着和焊合,导致材料被掀起并凸出于原来的表面。在随后的

磨损过程中,凸起的材料又被抹平,使表面变得光滑,被抹平的材料因剥层而被磨去,形成为氧化物所覆盖着的金属片状磨粒。在接触区的磨屑不断地被压实,使交变剪切应力穿过界面,导致表面层不断地被磨掉。

此外,通常认为微动磨损通常是由两种因素导致的,一种是化学性质的,一种是机械性质的。由于相对运动的两表面上凸峰点的摩擦,将氧化层和吸附的气体刮掉,露出了清洁活泼的新鲜金属表面,这是机械因素。摩擦后,凸峰点上的新鲜金属将迅速吸附大气中的氧并发生反应,以形成接近化合比例的氧化物,这就是化学作用。机械和化学作用交替造成材料损失,因此氧化膜越厚则磨损量越大。而在同样的材料和环境下,氧化物的厚度与新鲜金属暴露的时间即振动频率有关。通常利用图 8-10 所示的模型,给出了微动磨损质量损失的表达式:

$$Q = K_1 \sigma^n S^m \nu^k + K_2 \sigma^p S^q \nu^r$$

式中:  $Q$  为微动磨损的质量损失;  $\sigma$  为法向接触应力;  $S$  为滑动距离;  $\nu$  为总循环数;  $\nu_0$  为振动频率;  $K_1, K_2, m, n, p, q, r$  为常数。式中前两项为化学因素,第三项为机械因素。表明微动磨损的质量损失是频率的双曲线函数,是载荷的抛物线函数,并与循环数或振幅呈线性关系。当微动在惰性气氛或真空中发生时,属于化学因素的前两项消失,频率的影响也就不存在了。

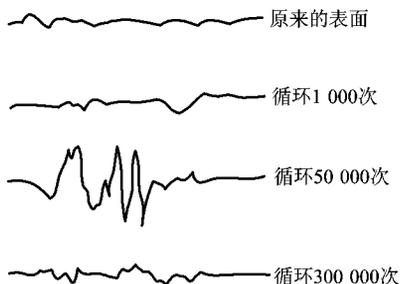


图 8-9 软钢微动磨损表面的轮廓变化

(圆微动磨损的影响因素 由微动磨损的机制可见,微动磨损与磨损过程中的力学因素(振幅、载荷、频率)、环境因素(气氛、温度)和材料因素有关。

①力学因素。通常认为振幅大于  $10^{-4}$  mm 时,磨损量与滑动振幅大小成正比。但在某些情况下也有呈抛物线关系的。在空气中,通常随振动频率的增大,微动磨损减小到某一

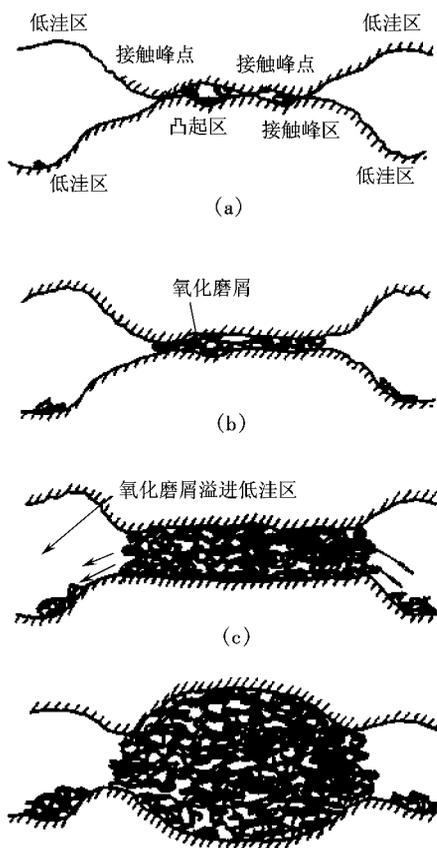


图 8-10 微动磨损的发生与发展过程  
(a) 微小凸体黏着,磨屑产生并积存 (b) 由黏着变成磨粒磨损,磨损面积扩大 (c) 磨屑溢出到邻近低洼区 (d) 在中心区形成弧形凹坑

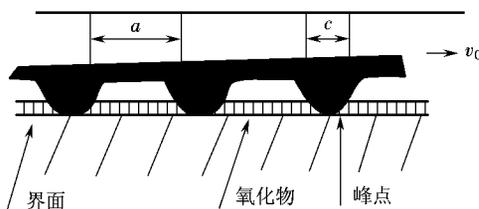


图 8-11 微动磨损的理想化模型

定值,然后趋于稳定状态,在氮气中,磨损与振动频率无关。当振幅一定时,频率越小,金属表面氧化膜两次破裂和形成的时间间隔增长,故磨损相应增大。

②环境因素。微动磨损的程度取决于介质的腐蚀性,且金属的化学活性越大,依赖程度也越大。空气中的磨损较之真空、氮、氢、氦中大;而在氧中又比在空气中大。另外,湿度和润滑状况也会对微动磨损程度有较大的影响。

③材料因素。一般来说,金属材料摩擦副的抗黏着磨损能力大时,抗微动磨损的能力也较强。

## 摩擦磨损的测试方法

由于摩擦磨损的类型繁多、影响因素涉及材料学、物理学、化学、电化学、力学等学科的内容,因此材料的摩擦磨损性能是多种因素影响的综合表现,需要通过严格控制实验条件以获得可靠的实验数据和结论,以便正确地揭示材料的摩擦磨损机理、合理地进行摩擦副材料的选择和结构设计。

### 摩擦磨损测试仪器

#### 摩擦磨损试验的类型

摩擦磨损试验,一般分为实验室试验和实物试验即在实际运转条件下的试验。

#### 实验室试验

实验室试验包括试样试验和台架试验。

①试样试验是将所要研究的摩擦件制成试样,在通用或专用的摩擦磨损试验机上进行试验。其特点是试验周期短,影响因素容易控制,容易实现加速试验,费用低,广泛用于研究不同材料摩擦副的摩擦磨损过程、磨损机理及其控制因素的规律,以及选择耐磨材料、工艺和润滑剂等方面。但必须特别注意试样与实物的差别、试验条件和工况条件的模拟性,否则试验数据的可靠性就较差。

②台架试验是在相应的专门台架试验机上进行的。它在试样试验基础上,优选出能基本满足摩擦磨损性能要求的材料,制成与实际结构尺寸相同或相似的摩擦副,进一步在模拟实际使用条件下进行台架试验。这种试验较接近实际使用条件,缩短试验周期,并可严格控制试验条件以改善数据的分散性,增加可靠性。

#### 实物试验

实物试验是在上述两种试验的基础上,以实际零件在使用条件下进行磨损试验,所得到的数据真实性和可靠性较好。但试验周期长,费用较高,并且由于试验结果是多因素的综合影响,不易进行单因素的考察。

实验表明,摩擦磨损实验方法和条件不同,实验结果会有很大的差别。所以在实验室进行摩擦磨损试验时,要求实验的重现性好,实验误差小,鉴别率高(即在影响因素微小变化的情形下,能观察或测试到性能参数的变化);实验室试验条件接近机器零件的实际使用条件,产生的磨损类型、磨屑形式(磨损机理)与实际使用条件下的一致。

另外,在进行摩擦磨损试验前,需要特别考虑以下影响试验结果的因素,如试样表面性质(化学成分、性能和试样表面粗糙度)、试样形状和尺寸、摩擦副的接触方式、相对运动形式、速率、温度、压力、环境和介质、磨粒的特性(种类、性质)、润滑方式、试验时间等。

圆摩擦磨损试验设备

自上世纪 60 年代以来,开发出各种各样的摩擦磨损实验设备。经过长期的使用和改  
进,有的已经形成定型产品。

按试验条件,摩擦磨损试验机可分为磨料磨损试验机(橡胶轮干砂、湿砂磨损试验机),快  
速磨损试验机,高温或低温、高速或低速、定速磨损试验机,真空磨损试验机,黏滑磨损试验  
机,黏着润滑与磨损试验机,导轨摩擦磨损试验机,滑动或滚动轴承磨损试验机,动压或静压  
轴承试验机,齿轮疲劳磨损试验机,制动摩擦磨损试验机,冲蚀磨损试验机,腐蚀磨损试验  
机,微动磨损试验机,气蚀试验装置等。

按摩擦副的接触形式和运动形式来分,摩擦副试件可为球形、圆柱形、圆盘形、环形、锥  
形、平面块状或其他形状。接触形式可分为点、线、面接触,运动形式有滑动、滚动、滚滑运  
动、自旋、往复运动、冲击等。

不同形状试件的配对、不同接触形式与运动形式的组合,可构成多种磨损试验方式,如  
图 8-1 所示。

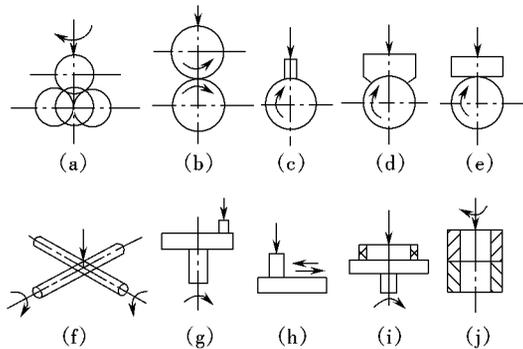


图 8-1 摩擦磨损试验机的常用形式

(球四球式) (槽双环式) (槽杆筒式) (齿瓦块—圆盘式) (薄环—块式)  
(棱圆柱交叉式) (导销盘式) (滑往复式) (叠环盘式) (环—环式)

常用的典型摩擦磨损试验机,有以下几种类型。

(球四球式试验机) 试样为 4 个大小相同的钢球(图 8-1(a))。该试验机主要用于评定  
润滑油添加剂的性能,也能测定摩擦副的疲劳磨损寿命。

(圆双环式(又称滚子式)试验机) 上、下试样均为圆环形(图 8-1(b))。该试验机主要  
用来测定金属和非金属材料在滑动摩擦、滚动摩擦、滑动和滚动复合摩擦或间歇摩擦情况  
下的磨损率,以比较各种材料的耐磨性能。

(薄环块式试验机) 上试样为平面块状,下试样为环形(图 8-1(d))。该试验机主要用  
来作各种润滑油和脂在滑动摩擦状态下的承荷能力和摩擦特性的试验,也可以用来作各  
种金属材料以及非金属材料(尼龙、塑料等)在滑动状态下的耐磨性能试验,还可以测定摩  
擦力,并推算出摩擦系数。

(导销盘式试验机) 上试样为销,下试样为旋转的圆盘(图 8-1(c))。该试验机主要用  
于与矿石、砂石、泥沙等固体发生磨损情况下金属材料的耐磨性能试验,并能进行磨料磨  
机理的研究,广泛用于筛选材料和处理工艺的对比试验。

(往复复式试验机) 上试样在下试样上作往复运动(图 8-1(h))。该试验机主要用于  
评定往复运动机件如导轨、缸套与活塞环等摩擦副的耐磨性,评定材料及工艺与润滑材  
料的摩

擦磨损性能。

目前,已有许多新型的多功能通用摩擦磨损试验机,试样的接触形式、环境介质和力学条件均可改变,以完成多种不同类型的试验或组合试验。有关金属磨损的试验方法,可参看圆月戴员愿新编员一员愿(配型磨损实验)、圆月戴员愿新编员一员愿(环块型磨损试验)和圆月戴员愿新编员一员愿(滚动接触疲劳试验方法)等。

### 愿源 摩擦磨损的测量与评定

#### 员摩擦力和摩擦系数的测量

摩擦力和摩擦系数,是表征摩擦特性的主要参数。一般情况下,摩擦力和摩擦系数可由机械法和电测法等两种方法进行测量。

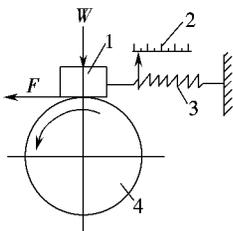


图 愿源 弹簧力平衡法测摩擦力的示意图  
 员—试样 圆—刻度表  
 猿—弹簧 源—试样环

典型的机械方法,有重力平衡法、弹簧力平衡法和杠杆平衡法等。图 愿源是利用弹簧力平衡法测定摩擦力的原理框图。测出摩擦力后,可进而计算摩擦系数。另外,对静摩擦力和静摩擦系数,可利用斜面倾斜法及公式  $\mu_s = \tan \theta$  进行计算,其中  $\theta$  为斜面倾斜角,或在法向载荷为  $W$  时测牵引力  $F$ ,用牵引法及公式  $\mu_s = F/W$  进行计算。

电测法是通过应力传感器(电容、电阻、电感等形式均可)或直接贴应变片将摩擦力或摩擦力矩转换为电信号,输入到测量、记录仪器上,自动记录下摩擦过程中摩擦系数的变化。一般测动摩擦系数时,常用此方法。电测法的测量精度较高。

#### 圆磨损量的测量与评定

#### 员磨损量的表示方法

材料和机械构件的磨损量,目前还没有统一的标准,常用质量损失、体积损失或者尺寸损失来表示。

- ①线磨损量  $\Delta L$ ( $\mu\text{m}$ 或  $\text{mm}$ ),即磨损表面法线方向的尺寸变化值。
- ②质量磨损量  $\Delta m$ ( $\text{mg}$ 或  $\text{g}$ ),即磨损试样的质量变化值。
- ③体积磨损量  $\Delta V$ ( $\text{mm}^3$ 或  $\text{cm}^3$ ),即磨损试样的体积变化值。

以上三种磨损量,都是利用试件磨损前后的质量、体积和尺寸的差值来表示的,并没有考虑磨程和摩擦磨损时间等因素的影响。

为便于不同材料和试验条件下的比较,目前较广泛采用的是磨损率,即单位磨程的磨损量( $\Delta L/L$ 或  $\Delta m/m$ 或  $\Delta V/V$ );单位时间的磨损量( $\Delta L/t$ 或  $\Delta m/t$ 或  $\Delta V/t$ )或总磨程和测试时间下的平均磨损率等。

#### 圆耐磨性

材料耐磨性是指材料在一定的摩擦条件下抵抗磨损的能力。通常以磨损率的倒数表示。即

$$\epsilon = 1/\Delta \tag{愿源}$$

式中  $\epsilon$  为材料的耐磨性; $\Delta$ 为材料在单位时间或运动距离内产生的磨损量。

相对耐磨性是试验材料  $\epsilon$  与“标准或(参考)”材料  $\epsilon_0$  在同一工况条件下的耐磨性之比,即

$$\epsilon_{\text{试}} = \frac{V_{\text{试}}}{V_{\text{标}}} \times 100\%$$

(8-1)

式中  $V_{\text{试}}$  和  $V_{\text{标}}$  分别为“标准(参考)”试样和试验试样的磨损率。 $\epsilon_{\text{试}}$  为相对耐磨性,是一个无量纲的参数。

材料的磨损量、耐磨性并不是材料的固有特性,而是与磨损过程中的工作条件(如载荷、速率、温度、润滑等)、材料本身性能及相互作用等因素有关的系统特性,不同试验条件和工况下的数据是不可比较的。

磨损量的测定方法

磨损量的测定,主要有失重法、尺寸变化法、形貌测定法、刻痕法、放射性同位素法和铁谱法等。

(一)失重法 通常利用精密分析天平称量试样在试验前后的重量变化来确定磨损量。测量精度为 0.01mg,称量前需对试样进行清洗和干燥。由于测量范围的限制,称重法适用于小试件,对于微量磨损的摩擦副需要很长的实验周期。如果摩擦过程中试件表层产生较大的塑性变形,试件的形状虽然变化但重量损失不大,此时称重法不能反映表面磨损的真实情况。另外,可将重量损失换算为体积损失来评定磨损结果。此方法简单实用。

(二)尺寸变化测定法 采用测微卡尺、螺旋测微仪、工具显微镜或其他非接触式测微仪,测定零件某个部位磨损尺寸(长度、厚度和直径)的变化量来确定磨损量。这种方法虽然能测量磨损的分布情况,但是存在误差。如测量数据包含了因变形所造成的尺寸变化,且接触式测量仪器的测量值受接触情况和温度变化的影响等。

(三)表面形貌测定法 利用触针式或非接触式的表面形貌测量仪可以测出磨损前后表面粗糙度的变化。主要用于磨损量非常小的超硬材料磨损或轻微磨损情况。

接触式表面形貌仪的原理,如图 8-1 所示。当驱动箱驱动传感器以一定速率滑过被测表面时,触针(头)在不平表面上产生的振动使得与触针(头)相连接的电感线圈的电感量发生变化。这个变化与一个由等幅波振荡器所发生的高频等幅波信号一同加在一个电桥的两端并被调制为调幅波。高频调幅波经放大单元放大后进入解调器,还原为原来的轮廓信息(图 8-2)。或利用计算机采集卡输送到计算机中,进而通过计算机程序分析和计算磨损表面的粗糙度、磨损深度、磨痕面积等参数。

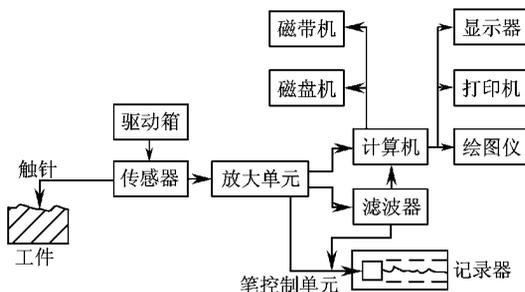


图 8-1 表面形貌仪的原理图

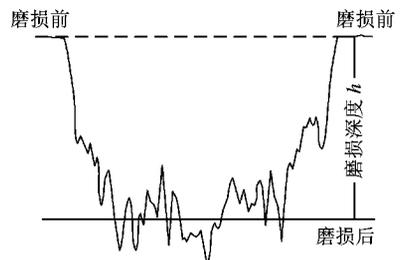


图 8-2 磨损前后材料的表面轮廓

(四)压痕法 采用专门的金刚石压头在将经受磨损的零件或试样表面上预先刻上压痕,

通过测量磨损前后刻痕尺寸的变化来确定磨损量。如能在摩擦表面上不同部位刻上压痕，就可测定不同部位磨损的分布。

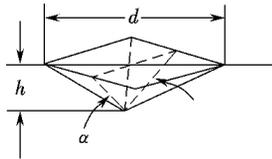


图 10-1 磨损量测量中的压痕法示意图

压痕法通常采用维氏硬度计中夹角  $\alpha$  为  $136^\circ$  的四方金刚石角锥体压头，在摩擦表面压出图 10-1 所示的压痕。对四方角锥形压痕，其对角线的长度  $d$  和压痕深度  $h$  满足下列关系：

$$d = \frac{2h}{\tan(\alpha/2)} \quad (10-1)$$

材料表面经磨损后，通过测量对角线的长度变化可计算磨痕的深度。如磨损前后对角线的长度由  $d_0$  变为  $d$ ，则磨损深度  $\delta$  可按下式计算：

$$\delta = \frac{d_0^2 - d^2}{8h} \quad (10-2)$$

压痕法只适用于测量磨损量不大而表面光滑的试件。由于这种方法会局部破坏试件的表层，因而不能用于研究磨损过程中表面层的组织结构变化。

（放射性同位素法 将摩擦表面经放射性同位素活化，则在磨损过程中放射性的磨屑落入润滑油中，定期测量润滑油的放射性强度，可换算出磨损量随时间的变化。该法灵敏度高，但具有放射性，样品的制备和试验时的防护很麻烦。

（铁谱法 利用高梯度磁场将润滑油中所含的磨屑分离出来，再用称重法测量磨屑重量。或利用分析化学的方法测量润滑油中所含磨屑的组成和质量，以便对机器的磨损部位和运转状态进行在线监控。

在前四种测量方法中，进行测量时必须将试样或零件拆下，所以操作复杂。另外，测量磨损量随时间变化时，磨损工况条件将因每次拆装而改变。而放射性同位素测定法和铁谱方法，可以避免前四种的缺点。

## 10.2 摩擦磨损的控制

研究摩擦与磨损的目的在于控制摩擦、减小磨损，提高材料或机械零件的使用寿命。根据摩擦磨损的定义和特点，大致可通过在摩擦副间加入润滑剂、选择合理的摩擦副材料和材料的表面强化与改性等三种方法来控制材料和机械零件的摩擦磨损。

### 10.2.1 润滑剂的使用

润滑是摩擦学的重要组成部分，其目的就是在相对运动的摩擦接触面之间加入润滑剂，使两接触表面之间形成润滑膜，变干摩擦为润滑剂内部分子间的内摩擦，减少摩擦表面的摩擦，降低材料的磨损，延长机械设备的使用寿命。

#### 10.2.1.1 润滑剂的分类

根据润滑剂的物理状态，可将其分成四类，即气体、液体、半固体和固体润滑剂。

#### 10.2.1.1.1 液体润滑剂

液体润滑剂是用量最大、品种最多的一类润滑材料，包括矿物油、合成油（酯类油、硅油、合成烃等）、植物油（菜油、蓖麻油和花生油等）和水基液体（水、乳液和水乙二醇等）等。由

于液体润滑剂有较宽的黏度范围,对不同的负荷、速率和温度条件下工作的运动部件提供了较宽的选择余地。液体润滑剂可提供低的、稳定的摩擦系数,低的可压缩性,能有效地从摩擦表面带走热量,保证相对运动部件的尺寸稳定和设备精度,而且多数是价廉产品,因而获得了广泛的应用。其中,矿物油是目前用量最大的一种液体润滑剂。

### 圆半固体润滑剂

半固体润滑剂,在常温、常压下呈半流体状态,并且有胶体结构的润滑材料,故又称为润滑脂。一般分为皂基脂(锂基脂、钙基脂、钠基脂和铝基脂等)、烃基脂(工业凡士林等)、无机脂(硼润土脂、硅胶脂等)、有机脂(酰胺脂、聚脲脂等)源种。它们除具有抗摩、减磨性能外,还能起密封、减震等作用,并使润滑系统简单、维护管理方便、节省操作费用,从而获得了广泛使用。其缺点是流动性小,散热性差,高温下易产生相变、分解等。润滑脂产量占整个润滑剂总产量的比例虽然不大(约 10%),但在润滑领域中所起的作用却很大。据统计,大约 80% 的滚动轴承是用脂润滑的。

### 圆固体润滑剂

固体润滑剂,包括软金属(石墨、铋、铊、铯、铷等)、金属化合物(氧化铅、氟化钙、二硫化钼、二硫化钨等)、无机物(石墨、氮化硼、滑石等)和有机物(聚四氟乙烯、酚醛树脂)源类。固体润滑材料的历史虽然不长,但其经济效果好,适应范围广,发展速度快,能够适应高温、高压、低速、高真空、强辐射等特殊使用工况,特别适合于给油不方便、装拆困难的场合。

按形状,固体润滑剂可分为固体粉末、薄膜和自润滑复合材料源种。固体粉末可分散在气体、液体及胶体中使用,薄膜有喷涂、真空沉积、火焰喷镀、离子喷镀、电泳、烧结等多种;自润滑复合材料可以是固体润滑剂与各类材料的复合。

### 圆气体润滑剂

气体可以像油一样地成为润滑剂,常用的气体润滑剂有空气、氯、氮、氢等。气体动力润滑膜的阻力较小,承载能力很低,应用不广。

### 圆润滑方式

按润滑状态,润滑方式可分为流体静力润滑、流体动力润滑、弹性流体动力润滑、边界润滑、混合润滑、固体润滑和气体润滑等。

流体静力润滑又称外供压润滑,是利用外部的供油装置,将具有一定压力的润滑剂输送到摩擦副表面,使运动件浮起,因此运动件从静止状态直至在很高的速率范围内均能承受外力作用。流体静力润滑已在许多机床,特别是重型机床、精密机床、高效率机床和数控机床中得到日益广泛的应用。

流体动力润滑是借助滑动表面的形状和相对运动形成流体膜,使相对运动两固体表面隔开的润滑。摩擦系数一般在  $0.001 \sim 0.01$  之间。

弹性流体动力润滑,是指相对运动两表面之间的摩擦和流体润滑剂膜的厚度取决于摩擦表面材料的弹性以及润滑剂在接触表面区的流变特性的润滑。在弹性流体动力润滑状态下,其摩擦系数仍保持在  $0.001 \sim 0.01$  之间。

边界润滑是指相对运动两表面被极薄的润滑膜隔开,而润滑膜不遵从流体动力学定律,且两表面之间的摩擦和磨损不是取决于润滑剂的黏度,而是取决于两表面的特性和润滑剂的特性。摩擦系数在  $0.01 \sim 0.1$  范围内。

混合润滑是指运动副只有一部分的流体动力润滑膜起作用,另一部分表面微凸体直接发生接触。摩擦系数值应在  $0.01 \sim 0.1$  之间。

固体膜润滑是指用固体润滑剂的润滑,其膜厚可以是 $10^{-4}$ ~ $10^{-2}$ μm,摩擦系数可以是 $10^{-2}$ ~ $10^{-1}$ ,其磨损可以大范围内变动,关键是如何选用固体润滑剂及其应用方式。

与液体润滑相同,气体润滑也有动力润滑和静力润滑两类。以气体主要是空气作为润滑剂的轴承可以实现极高速率,并可获得极低的摩擦系数和发热,如高低温工作环境中的轴承,特别适宜采用气体润滑。由于气体动力润滑所得到的承载量极低,目前主要使用气体静压轴承。

## 摩擦副材料的选择

材料的摩擦磨损性能除与摩擦的具体工况(载荷、速率、温度、介质等)有关外,还与材料的性能密不可分。因此,针对不同的使用条件,选择合理的摩擦副材料也可以达到降低机器零部件摩擦磨损的目的。

对农业机械、电力机械、矿山机械中机械零件的磨料磨损或冲击磨损,要求摩擦副材料应有较高的耐磨性,并具有一定的使用寿命。对轴承、机床导轨、活塞油缸等机械设备,为保证设备的精度、减少摩擦能量损失和磨损,要求摩擦副材料具有较低的摩擦系数和较高的耐磨性。而对汽车、火车、飞机的制动器、离合器和摩擦传动装置中的摩擦副材料,应具有高而稳定的摩擦系数和耐磨性。于是按工况条件和使用要求的不同,摩擦副材料大致可分为耐磨材料、减摩材料和摩阻材料等三大类。

### 减摩材料

减摩材料具有低而稳定的摩擦系数、较高的耐磨性和承载能力,特别适合制作轴承等机械零件。常用的减摩材料有轴承合金、粉末冶金减摩材料、金属塑料减摩材料、金属纤维减摩材料、化学渗减摩层和非金属减摩材料等。

轴承合金,常由软硬两种相构成,如软基体上均匀分布硬相质点的巴氏合金(杂~~质~~固溶体为软相,杂~~质~~化合物为硬相),或硬基体上分布软相质点的铜基和铝基轴承合金(铜、铝基体为硬相,铅、锡为软相)等。粉末冶金减摩材料是由金属粉末(铁粉、铜粉等)和固体润滑粉末(石墨粉、二硫化钼等)经混合、压制、烧结而成的。金属塑料减摩材料和金属纤维减摩材料是以金属或金属纤维为骨架并浸渍不同的润滑剂而制成的。化学渗减摩层是在钢和铸铁的表面进行渗硫、硫氮共渗等,使其在表面形成摩擦系数较低的减摩薄层。非金属减摩材料主要是指聚四氟乙烯、尼龙等高分子材料。

### 摩阻材料

摩阻材料应有足够而稳定的摩擦系数、良好的导热性和耐磨性,且不易划伤摩擦配偶件的表面。摩阻材料可分为金属型(铸铁、粉末冶金摩阻材料)、非金属型(石棉、橡胶)及半金属型三类。

如粉末冶金摩阻材料是以金属(铜和铁)为基体,加入润滑减摩组分(如低熔点金属铅、层片状结构的石墨、~~氮化硼~~、氮化硼等)和增摩组分(~~氧化铝~~、~~碳化硅~~、~~氮化硅~~和~~氮化铝~~等)经均匀混合、压制、烧结而成。调整减摩和增摩组分的含量和种类,可使材料获得高而稳定的摩擦系数和耐磨性。

### 耐磨材料

由于耐磨性不是材料的固有属性,因此耐磨材料的选择与实际使用条件密切相关。常用的金属耐磨材料主要有高锰钢、低合金耐磨钢和白口铸铁等。

以磨粒磨损为例,对经受较大冲击作用的凿削式磨粒磨损,宜选用韧性高、加工硬化能

力强的高锰钢,而对低应力的擦伤磨损,宜选用硬度最高的白口铸铁。

其他的耐磨材料,还有硬质合金、金属陶瓷、工程陶瓷材料等。

### 8.2 材料的表面改性与强化

材料或机器零件的磨损都发生在表面,因此表面改性和强化技术是提高材料表面耐磨性的一个重要方面。表面改性与强化技术,是利用各种物理的、化学的或机械的工艺手段使材料表面获得特殊的成分、组织结构与性能,以提高材料的耐磨性能,延长机械零件的使用寿命。

按工艺过程的特点,常用的表面改性与强化技术有 3 类,即机械加工强化处理、表面热处理、扩散处理和表面覆盖处理。

#### 8.2.1 机械加工强化处理

机械加工强化处理方法不改变表面的化学成分,而是通过加工过程改变材料表面的组织结构、力学性能或几何形貌来达到强化的目的。常用的机械加工强化方法有喷丸、滚压和挤压等。如喷丸法是将高速的弹丸流喷射到工件表面,在弹丸的冲击下,表层晶粒的形状、尺寸和方位发生变化,造成晶格畸变,产生塑性变形和亚晶粒细化,形成微细的镶嵌组织,并在表层形成硬化层。如 45 号调质钢,喷丸后试样的磨损量仅为不喷丸的 1/3。

几种不同机械加工强化方法的效果,如表 8-1 所示。由表可见,几种机械加工强化处理都使材料的表面硬度提高,而且在不同的方法下强化层的硬度、深度和表面层的残余压应力也不同。

表 8-1 不同机械加工方法的表面强化效果

机械加工方法	表面硬度提高量/%	表层中的残余应力/MPa	强化层深度/mm
喷丸	10~20	压应力	0.05~0.1
滚压(球)	10~20	压应力	0.05~0.1
滚压(柱)	10~20	压应力	0.05~0.1
挤压	10~20	压应力	0.05~0.1
金刚石挤压	10~20	压应力	0.05~0.1
滚筒抛光	10~20	压应力	0.05~0.1
超声波强化加压	10~20	压应力	0.05~0.1

#### 8.2.2 表面热处理

表面热处理(淬火)是利用快速加热使零件表面迅速升至奥氏体化温度以上,然后快速冷却获得马氏体组织,使零件获得高硬度及良好耐磨性的表面,而心部仍为韧性较高的原始组织。

根据加热方法,表面淬火可分为火焰加热表面淬火、感应加热表面淬火和高能束(激光束、电子束和等离子束)表面淬火。

火焰加热表面淬火的设备简单、淬火费用低,适合于各种形状和尺寸的工件。但其缺点是火焰温度调节困难,易使工件过热,且测量温度困难,质量难于控制。

感应加热表面淬火的加热速率快,处理时间短,工件变形小,表面氧化脱碳倾向小。但设备价格昂贵,不适合形状复杂零件的表面淬火。

高能束表面淬火的变形小、节省能源、有较高的灵活性与重复性,对形状复杂或具有非

对称几何形状的零件局部表面淬火具有极大的优越性,淬火后的工件表面清洁,与常规淬火和感应加热表面淬火相比,具有更高的硬度和耐磨性。但高能束表面淬火设备价格昂贵,而且工业性生产的经验还不多。

猿扩散处理

扩散处理强化是依靠渗入或注入某些元素的方法来改变表面的化学成分,从而使表面得以强化。常用的扩散处理强化方法有表面化学热处理和离子注入等。

表面化学热处理是将工件放在某种活性介质中,在一定温度下使一种或几种元素渗入到工件表面,通过改变工件表面的化学成分和组织,从而提高工件表面的硬度和耐磨性,而心部仍保持原有的成分。其基本过程包括化学介质的分解、活性原子被金属表面吸收、渗入元素向金属内部扩散等步骤。

常见的表面化学热处理方法,有渗碳、渗氮、碳氮共渗、渗硫、渗硼、渗金属(铝、锌、硅、铬、钒等)及二元和多元共渗等。

离子注入是通过把选定的离子(如碳、氮、硼、钛、铌等金属和非金属元素)注入到工件的表面,从而改变工件表面的成分、结构和性能,提高零件表面抗黏着、摩擦和磨损性能。如在粤源刃钢工具钢中注入在离子后,其表面硬度提高了近猿倍;在匀员钢中注入宰元素后,钢的耐磨性提高了圆倍左右。

猿表面覆盖(涂层)处理

表面涂覆处理是直接材料表面进行镀、涂,或利用物理、化学方法在材料表面上形成一层强化层。按涂层的软硬程度,涂层可分为软涂层(如粤皂配器、栽藻等)、硬涂层(如栽藻、月皂、宰皂等)和复合涂层(如配器—栽藻、栽藻—原宰皂等)。

常用的表面涂覆方法,有电镀(包括复合电镀、电刷镀)、化学镀、气相沉积(化学气相沉积和物理气相沉积)、热喷涂(火焰喷涂、电弧喷涂和等离子喷涂)、堆焊(电弧堆焊、埋弧堆焊、等离子堆焊等)、激光熔敷、浆液涂层和胶黏涂层等。

对上述表面强化方法的效果,可用 枣与 皂等参数来衡量,其中 枣与 皂分别代表强化处理前、后材料的摩擦系数; $\epsilon_{\text{原}}$ 与  $\epsilon$  分别代表强化处理前、后材料的耐磨性。各种化学热处理方法的强化效果,如表 猿所示。

表 猿 常用化学热处理方法的强化效果

化学热处理方法	处理材料	枣	$\epsilon_{\text{原}}$
渗碳	碳素钢和合金钢	园-猿	猿-猿
渗氮	合金钢	园-猿	猿-源
碳氮共渗	碳素调质钢、合金钢	园-猿	猿-缘
氰化	碳素调质钢、合金钢	园-猿	猿-缘
渗硼	中碳钢、合金钢	—	猿-缘
硫氰共渗	碳素钢、合金钢、不锈钢	园-猿	猿-缘
渗硫	碳素钢、铸铁	园-猿	猿-猿
碘—镉浴处理	钛合金	园-猿	—

复习思考题

猿实际工件表面的几何误差,可分为哪几类?

1. 表征表面粗糙度的特征参数有哪些？试说明其意义。

2. 弹性接触条件下，两粗糙表面的实际接触面积与载荷的关系如何？随载荷的增加，当粗糙表面处于塑性接触时，其接触面积与载荷的关系会如何变化？

3. 什么是摩擦？举例说明摩擦的危害和有益作用。

4. 摩擦有哪些类型？如何对摩擦进行分类？

5. 叙述经典摩擦定律的内容，并说明其在实际应用中的局限性。

6. 分析机械啮合理论、分子作用理论和分子—机械理论的理论要点和发展过程。

7. 简单黏着摩擦理论的出发点是什么？

8. 为什么在硬材料的表面镀覆一层软金属或形成一层软的表面氧化膜，可以降低摩擦副的摩擦系数？

9. 摩擦力的二项式定律是什么？试说明每一项的作用。

10. 试述摩擦与磨损现象的区别与联系。

11. 磨损有哪些类型？如何对磨损进行分类？

12. 机械件正常运行时，磨损过程可分为哪三个阶段？每个阶段的特点是什么？

13. 试阐述黏着磨损产生的条件和机理。影响黏着磨损的因素有哪些？如何提高材料或零件的抗黏着磨损能力？

14. 磨粒磨损有几种类型？试各举一实例说明。针对不同的磨粒磨损类型，如何提高材料或零件的磨损抗力？

15. 试述磨粒磨损产生的条件和机理。材料的硬度、韧性以及磨粒的硬度等因素对磨粒磨损性能有什么影响？

16. 表面疲劳磨损有几种形式？是如何产生的？应如何提高材料或零件的疲劳磨损抗力。

17. 在接触疲劳分析中特别关注切应力的分布，试说明它对几种类型的接触疲劳形态的影响。

18. 腐蚀磨损可分为哪几类？影响腐蚀磨损的因素有哪些？

19. 冲蚀磨损可分为哪几类？影响冲蚀磨损的因素有哪些？

20. 微动磨损的基本特征如何？试阐述微动磨损的产生条件、机理和影响因素。

21. 比较黏着磨损、磨粒磨损和微动磨损摩擦面的形貌特征。

22. 载荷和滑动速率对钢与钢的磨损类型有什么影响？

23. 提高材料耐磨性的途径有哪些？

24. 摩擦磨损测试方法有哪些？是如何进行分类的？

25. 磨损量或耐磨性通常用哪几类测量方法？试说明其表示法。

26. 按润滑剂的物理状态和润滑方式，润滑可分为哪几类？试说明各自的润滑特点。

27. 试述减摩材料、摩阻材料和耐磨材料的区别与联系，并分析其在降低摩擦、减少磨损中的作用机理。

28. 提高摩擦副耐磨性的表面改性与强化技术可分为哪几类？每类的特点和强化效果如何？

## 第 怨章 纳米材料的力学性能

### 怨.1 纳米材料与纳米科技

“纳米(猿猿猿)”一词中的猿猿猿源于希腊文,原意是“矮人(猿猿猿)”。纳米科学技术是 20 世纪 90 年代才开始诞生并正在迅猛崛起的新科技,其基本含义是在纳米尺寸(猿猿~猿猿)范围内认识和改造自然,通过直接操作和排列原子、分子来制备新的材料。

事实上,纳米材料和纳米结构无论在自然界还是在人工合成的材料中都早已存在,只不过在电子显微镜等高分辨工具发明以前人们无法直接观察到而已。例如在许多动物中就发现存在由纳米磁性粒子构成的微型导航系统,这样鸟类和鱼类才可以进行上千米的迁徙或游动而不至于迷失方向。在中国古代传统文化中占有重要地位的书写材料墨就是纳米尺度的炭黑分散于水中形成的胶体。另外,我国古代铜镜表面的防锈层,经现代科学研究发现,其实是一层纳米氧化锡颗粒构成的薄膜。

### 怨.2 纳米材料的定义

任何至少有一个维度的尺寸小于 猿猿或小于 猿猿的基本单元(猿猿猿)组成的材料称为纳米材料。

纳米材料可由晶体、准晶、非晶组成。纳米材料的基本单元或组成单元可由原子团簇、纳米颗粒、纳米线或纳米膜组成,它既可包括金属材料,也可包括无机非金属材料和高分子材料。

纳米材料也可定义为具有纳米结构的材料。纳米结构(猿猿猿)是一种显微组织结构,其尺寸介于原子、分子与小于 猿猿 $\mu\text{m}$ 的显微组织结构之间。纳米结构也是某种形式的材料或物质,本身就是一种纳米材料。原子团簇、纳米微粒、纳米微孔、纳米线、纳米薄膜均可组成纳米结构。

### 怨.3 纳米材料的分类

纳米材料按照不同的分类标准可以有几种不同的分类方式。按组成材料的不同,可以分为纳米金属材料、纳米无机非金属材料(包括纳米陶瓷材料和纳米碳材料)、有机高分子纳米材料,以及由不同种类的物质或不同结构的同一种物质所构成的纳米复合材料。按照功能或应用领域的不同,又可分为纳米结构材料、纳米光学材料、纳米电子材料、纳米磁性材料、纳米生物材料等。纳米材料还可按照维度进行分类:原子团簇、纳米微粒等为 0 维纳米材料,纳米线为 1 维纳米材料,纳米薄膜为 2 维纳米材料,纳米块体为 3 维纳米材料。0 维纳米材料通常又称为量子点,因其尺寸在 猿个维度上与电子的德布罗意波的波长或电子的平

均自由程相当或更小,因而电子或载流子在三个方向上都受到约束,不能自由运动,即电子在三个维度上的能量都已量子化。一维纳米材料称为量子线,电子在两个维度或方向上的运动受约束,仅能在一个方向上自由运动。二维纳米材料称为量子面,电子在一个方向上的运动受约束,能在其余的两个方向上自由运动。零维、一维和二维材料又称为低维材料。对于零维和一维纳米材料,当其组成单元或组元的成分不同时,即构成纳米复合材料。例如将纳米粒子和纳米线弥散分布到不同成分的一维纳米或非纳米材料中时,即构成零-一维-一维型的纳米复合材料。将两种纳米膜交替复合可得到零-二维纳米复合材料。此外,还有一类广义的二维纳米材料,即二维的纳米结构仅局限于一维固体材料的表面。例如采用等离子体气相沉积、化学气相沉积、离子注入、激光表面处理等方法在块体材料表面获得纳米结构,以增加硬度,改善抗腐蚀性能或其他性能等。又如在半导体材料表面采用电子束、载射线平版印刷等技术实现图案转移,在材料表面形成所需要的纳米结构或图案等。

## 9.1 纳米材料力学性能概述

自从 1981 年 1982 年在实验室人工合成出 Si 等纳米晶块材料以来,人们对纳米材料的力学性能产生了极大的兴趣。在以后的十多年里,报道了大量的研究结果,对纳米材料的力学性能的研究处于百花齐放、百家争鸣的时期。1991—1992 年,美国一个小组考察了全世界纳米材料的研究现状和发展趋势后,Johnson 等人对前期关于纳米材料的力学性能的研究总结出以下三条与常规晶粒材料不同的结果:

- ① 纳米材料的弹性模量较常规晶粒材料的弹性模量降低了 10%~20%;
- ② 纳米纯金属的硬度或强度是大晶粒(微米级)金属硬度或强度的 0.5 倍;
- ③ 纳米材料可具有负的 Hall-Petch 关系,即随着晶粒尺寸的减小,材料的强度降低;
- ④ 在较低的温度下,如室温附近脆性的陶瓷或金属间化合物在具有纳米晶时,由于扩散的相变机制而具有塑性或是超塑性。

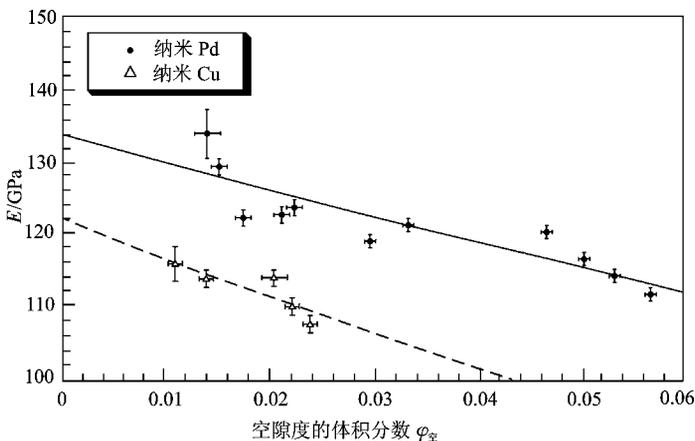


图 9-1 纳米晶 Si 的空隙对 E 的影响

前期关于纳米材料的弹性模量大幅度降低的实验依据,主要是纳米 Si 晶块体的弹性模量 E 大幅度降低。20 世纪 90 年代后期的研究工作表明,纳米材料的弹性模量降低了 10%~20% 的结论是不能成立的。不能成立的理由是前期制备的样品具有高的孔隙度和低

的密度及制样过程中所产生的缺陷,从而造成的弹性模量的不正常的降低。图 猿源表明纳米晶 孕凿悦的孔隙度对弹性模量的影响,图中虚线和实线为回归直线,圆点和三角形为实验值。

由图可知,孔隙度很低时 孕凿悦的 耘接近理论值,随着孔隙度的增加 耘大幅降低。

弹性模量 耘是原子之间的结合力在宏观上的反映,取决于原子的种类及其结构,对组织的变化不敏感。由于纳米材料中存在大量的晶界,而晶界的原子结构和排列不同于晶粒内部,且原子间间距较大,因此,纳米晶的弹性模量要受晶粒大小的影响,晶粒越细,所受影响越大,耘的下降越大。

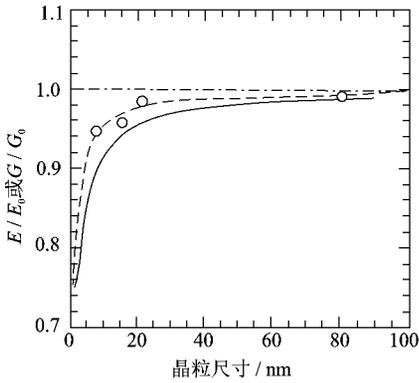


图 猿 纳米晶相对模量与晶粒大小的关系

图 猿为用高能球磨纳米 云藻晕悦等粉末固化后的块体材料的规一化的弹性模量 耘和切变模量 郧与晶粒大小之间的关系,图中虚线和实线分别代表晶界厚度为 园缘灶皂和 员灶皂时 耘的计算值,圆点表示实测值。由图可知,当晶粒小于 缘灶皂时,规一化模量才开始下降,在 员灶皂时,模量 耘相当于粗晶模量 耘的 园缘缘。只有当晶粒小于 缘灶皂时,弹性模量才大幅度下降。对接近理论密度纳米金(园远~远灶皂)的研究表明,其相对弹性模量大于 园缘缘,晶界和晶粒的弹性模量之比 耘

耘~园苑~园愿。表 猿为用不同方法测量的 粤早悦

粤早悦 孕凿悦纳米晶样品在不同温度下的弹性模量和粗晶样品的比较。由表可知,员怨苑年以前关于 粤早悦 孕凿悦纳米晶样品的弹性模量值明显偏低,其主要原因是材料的密度偏低引起的。

表 猿 纳米晶金属与粗晶的弹性模量、切变模量的比较

材料	纳米晶试样			粗晶试样		参考文献
	晶粒尺寸 耘皂	耘郧郧郧	郧郧郧郧	耘郧郧郧	郧郧郧郧	
粤早悦	远	苑缘缘(猿云)	—	愿缘缘(猿云)	—	猿猿猿猿猿
	园远~远	苑缘缘(猿云)	—	—	—	猿猿猿猿猿
	远	苑缘缘(猿云)	—	愿缘缘(猿云)	—	猿猿猿猿猿
粤早悦	远	~园缘缘	—	(耘越愿缘)	—	远猿猿猿猿猿
悦	员~圆	员缘缘(猿)	—	员缘缘(猿)	—	猿猿猿猿猿
	员~圆	员缘缘(猿)	源缘缘(猿)	员缘缘(猿)	源缘缘(猿)	猿猿猿猿猿
	圆	员缘	—	—	—	猿猿猿猿
	员缘~远	源缘缘(猿)	—	员缘缘(猿)	—	猿猿猿猿
孕凿悦	猿~源	员缘缘(猿)	—	员缘缘(猿)	—	猿猿猿猿
	员远~缘	员缘缘(猿)	源缘缘(猿)	员缘缘(猿)	源缘缘(猿)	猿猿猿猿
	员	愿缘缘(猿)	—	—	—	猿猿猿猿
	缘~员缘	源缘缘(猿)	—	员缘缘(猿)	—	猿猿猿猿
	—	愿缘缘(猿)	猿缘缘(猿)	愿缘缘(猿)	源缘缘(猿)	远猿猿猿
	远	—	猿缘缘(猿)	—	源缘缘(猿)	猿猿猿猿

①采用外推法得出无孔隙纳米 悦的 耘越(员缘缘(猿))郧郧郧 ②纳米 孕凿悦的 耘越(员缘缘(猿))郧郧郧

前期制备的高孔隙度和低密度材料的试验结果,还使人们产生了许多美好的预想或幻

想。例如, 这些研究人员在观察到纳米材料在屈服和屈服后压缩时具有明显的塑性, 并用位错关于晶界扩散蠕变模型进行了解释后, 使那些为陶瓷增韧奋斗了将近一个世纪的材料科学界看到了希望, 认为纳米陶瓷是解决陶瓷脆性的战略途径。然而, 他们指出, 这些试验结果是不能重复的, 试样的多孔隙性造成了这些材料具有明显的塑性, 在远低于熔点(熔点)的温度下脆性陶瓷和金属间化合物因扩散蠕变而产生的塑性是不能实现的。迄今为止, 尚未获得纳米材料室温超塑性的实例。

普通多晶材料的屈服强度随晶粒尺寸的变化通常服从 Hall-Petch 关系, 即

$$\sigma_y = \sigma_0 + k d^{-1/2} \quad (9-1)$$

式中  $\sigma_0$  为位错运动的摩擦阻力;  $k$  为一正的常数。显然, 按此推理当材料的晶粒由微米级降为纳米级时, 材料的强度应大大提高。然而, 多数测量表明纳米材料的强度在晶粒很小时远低于 Hall-Petch 公式的计算值。

前期测试的一些纳米材料的硬度表明, 随着纳米材料晶粒的减小, 许多材料的硬度升高(如 Ti-6Al-4V), 但有些材料的硬度降低(如 Ti-6Al-4V), 例如 Ti-6Al-4V 合金, 还有些是硬度先升高后降低,  $k$  值由正变负, 如 Ti-6Al-4V 和 Ti-6Al-4V 合金; 也有些纳米材料显示  $k$  值为负。人们对纳米材料表现出的异常的 Hall-Petch 关系进行了大量的研究, 总结出除了晶粒大小外, 影响纳米材料的强度的客观因素还有以下两方面。

① 试样的制备和处理方法不同。这必将影响试样的原子结构特别是界面原子结构和吉布斯自由能的不同, 从而导致试验结果的不同。特别是前期研究中试样孔隙度较大, 密度低, 试样中的缺陷多, 造成了一些试验结果的不确定性和无可比性。

② 实验和测量方法所造成的误差。前期研究多用在小块体试样上测量出的显微硬度值 ( $H$ ) 来代替大块体试样的  $\sigma_y$ , 很少有真正的拉伸试验结果。这种替代本身就具有很大的不确定性, 而且显微硬度值的测量误差较大。同时, 对晶粒尺寸的测量和评价中的变数较大而引起较大的误差。

除了上述客观影响因素外, 有人从变形机制上来解释反常的 Hall-Petch 关系, 例如, 在纳米晶界存在大量的旋错, 晶粒越细, 旋错越多。旋错的运动会使晶界的软化甚至使晶粒发生滑动或旋转, 使纳米晶材料的整体延展性增加, 因而使  $k$  值变为负值。

为了使 Hall-Petch 公式能适用于晶粒细小的纳米材料, 有人提出了位错在晶界堆积或形成网络的模型, 如图 9-1 所示。在发生形变时, 由于材料弹性的各向异性, 导致晶界处的应力集中, 因而在晶界形成如图 9-1 所示的位错网络。该位错网络类似于第二相强化相, 因而材料的屈服强度不仅与  $d$  有关, 而且与  $\rho$  有关, 即在 Hall-Petch 关系式中加入一项  $\rho$ 。该项在晶粒尺寸小于  $d_c$  时将起重要的作用。然而, 这些模型中皆沿用  $\sigma_0$ , 即位错运动时的摩擦阻力。在缺乏位错行为的纳米材料中,  $\sigma_0$  可能根本就不存在, 这是这类模型所无法处理的问题。

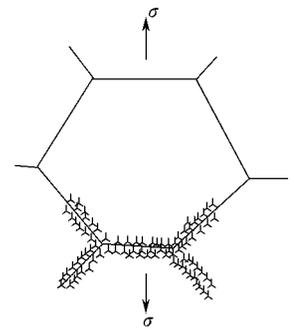


图 9-1 变形时位错在晶界形成的强化网络模型

郎景文等人首先提出, 在给定温度下纳米材料存在一个临界尺寸, 当晶粒大于临界尺寸时  $k$  是正值, 晶粒小于临界尺寸时  $k$  是负值, 即反映出反常的 Hall-Petch 关系。郎景文等人计算了纳米晶中存在稳定位错和位错堆积的临界尺寸, 认为

当金属的晶粒小于  $\lambda$  时,位错的堆积就不稳定。这些计算结果量化了  $\lambda$  的临界尺寸。认为,当纳米晶材料晶粒尺寸很小时(约小于  $\lambda$ ),材料中缺少可动位错。因此,建立在位错基础上的变形理论就不能起作用。

尽管位错堆积的临界尺寸的长度有差异,如小于  $\lambda$  或  $\lambda$ ,这些临界尺寸也都大于前期一些具有反常 值的材料的晶粒。可以认为,产生反常 关系的机制或本质是当纳米晶粒小于位错产生稳定堆积或位错稳定的临界尺寸时,建立在位错理论上的变形机制不能成立。而  $\sigma = k d^{-1/2}$  公式是建立在粗晶材料上的经验公式,也可从位错堆积的计算中直接导出该公式,这是建立在位错理论基础上的。在位错堆积不稳定或位错不稳定的条件下, $\sigma = k d^{-1/2}$  公式本身就不能成立,再用它去研究强度与晶粒尺寸的关系,就像用地球引力场中的自由落体公式去研究在宇宙飞船等微重力场下的物体运动一样,没有必要。从这里也可看出,人们对纳米材料的强度、变形等现象还缺乏很好的了解,还需进行深入的试验和理论研究。

## 猿猿 纳米金属材料的力学性能

### 猿猿 纳米金属的强度

纳米材料的硬度和强度大于相同成分的粗晶材料的硬度和强度已成为共识。纳米  $\text{Cu}$  等块体试样的硬度测试表明,纳米材料的硬度一般为同成分的粗晶材料硬度的 1.5 倍。由纳米  $\text{Cu}$  等的拉伸实验表明,其屈服强度和断裂强度均高于同成分的粗晶金属。含(碳的质量分数)为 0.005% 的纳米  $\text{Cu}$  的断裂强度为 250 MPa,远高于微米晶的  $\text{Cu}$ 。用超细粉末冷压合成制备的  $\text{Cu}$  的屈服强度高达 150 MPa,而冷轧态的粗晶  $\text{Cu}$  的强度为 100 MPa。退火态的粗晶  $\text{Cu}$  仅为 50 MPa。然而,上述结果大多是用微型样品测得的。众所周知,微型样品测得的数据往往高于常规宏观样品测得的数据,且两者之间还存在可比性问题。从直径为 100  $\mu\text{m}$  厚 10  $\mu\text{m}$  的纳米  $\text{Cu}$  块( $\lambda$ ),切取长 10  $\mu\text{m}$  宽 10  $\mu\text{m}$  厚 10  $\mu\text{m}$  试样的拉伸结果表明,纳米晶  $\text{Cu}$  的弹性模量、屈服强度、断裂强度、伸长率分别为 100 GPa、

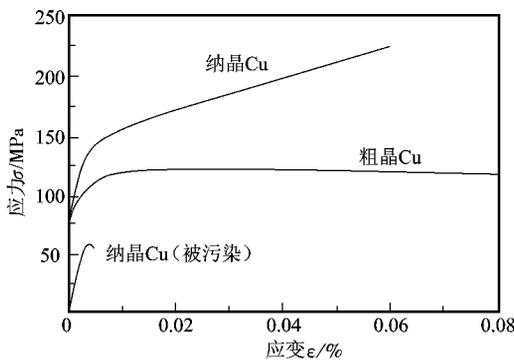


图 猿猿 纳米晶 Cu 的应力—应变曲线

是同成分粗晶  $\text{Cu}$  的 1.5 倍。随着样品尺寸的增加,纳米  $\text{Cu}$  的强度与粗晶  $\text{Cu}$  的强度比减小,已不到 1.5 倍。纳米晶  $\text{Cu}$  的弹性模量值远低于理论值(为理论值的 0.5)的主要原因,是该材料的密度太低,仅为理论值的 0.5。这和前期对  $\text{Cu}$  的研究值明显偏低的原因是一样的。该研究还表明,杂质对纳米晶  $\text{Cu}$  的性能的影响十分巨大,造成强度和塑性性能指标的明显下降,如图 猿猿 所示。同时,实验结果还表明,纳米

晶和粗晶  $\text{Cu}$  之间的维氏硬度差别(相差 1.5 倍)并不能真实地代表这两种材料之间的强度差别(不到 1.5 倍)。

目前,有关纳米材料强度的试验数据非常有限,缺乏拉伸特别是大试样拉伸的试验数

据。然而,更为重要的是缺乏关于纳米材料强化机制的研究。究竟是什么机理使纳米材料的屈服强度远高于微米晶材料的屈服强度,目前还缺乏合理的解释。对于微米晶金属材料已有明确的强度机制,即固溶强化、位错强化、细晶强化和第二相强化。这些强化机制都是建立在位错理论基础上的。应变强化能使材料在变形过程中硬度升高,是普通多晶金属材料的主要强化途径之一。应变强化的机理源于位错运动塞积(位错强化)和晶粒或亚结构细化所产生的强化。由应力( $\sigma$ )—应变( $\epsilon$ )曲线上可计算出应变强化因子  $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$ 。 $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$  越大,应变强化效果越高。用超细粉末冷压成型的  $\text{Cu}$  试样的拉伸实验表明,其  $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$  远低于普通粗晶  $\text{Cu}$ 。 $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$  用电解沉积制备的纳米  $\text{Cu}$  的  $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$  这说明虽然纳米  $\text{Cu}$  的应变强化效果很弱,但仍存在一些位错行为,也可能与实际样品中存在有较大晶粒有关。用分子动力学计算的理想的纳米  $\text{Cu}$  的  $\sigma$ — $\epsilon$  曲线显示,应变强化几乎不存在。一些模拟计算的结果亦显示纳米材料变形时无位错行为,这表明适用于微米晶金属的强化机制可能在纳米材料中不起作用或作用非常有限。因此,有关纳米材料的强化机理应是一个重要的研究课题。

### 9.2.2 纳米金属的塑性

在拉伸和压缩两种不同的应力状态下,纳米金属的塑性和韧性显示出不同的特点。

在拉应力作用下,与同成分的粗晶金属相比,纳米晶金属的塑、韧性大幅下降,即使是粗晶时显示良好塑性的  $\text{Cu}$  (面心立方)金属,在纳米晶条件下拉伸时塑性也很低,常呈现脆性断口。如图 9-2 所示,纳米晶  $\text{Cu}$  的拉伸伸长率仅为 2%,是同成分粗晶伸长率的 1/10。图 9-2 给出了 1990 年以前一些研究者测定的纳米晶  $\text{Cu}$ 、 $\text{Al}$  和  $\text{Ag}$  合金的伸长率与晶粒大小的关系,图中括号内的数字表明年份。由图可知,在晶粒小于 100 nm 的范围内,大多数伸长率小于 5%,并且随着晶粒的减小伸长率急剧降低,晶粒小于 10 nm 的金属基本上是脆性断裂。这表明在拉应力状态下纳米金属表现出与粗晶金属完全不同的塑性行为。

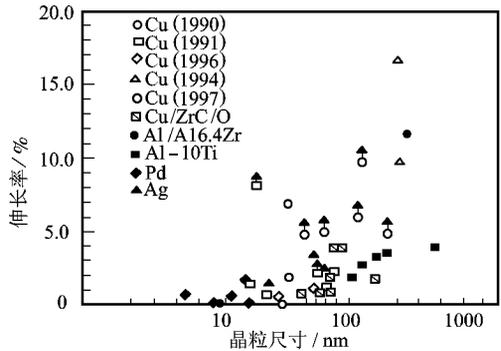


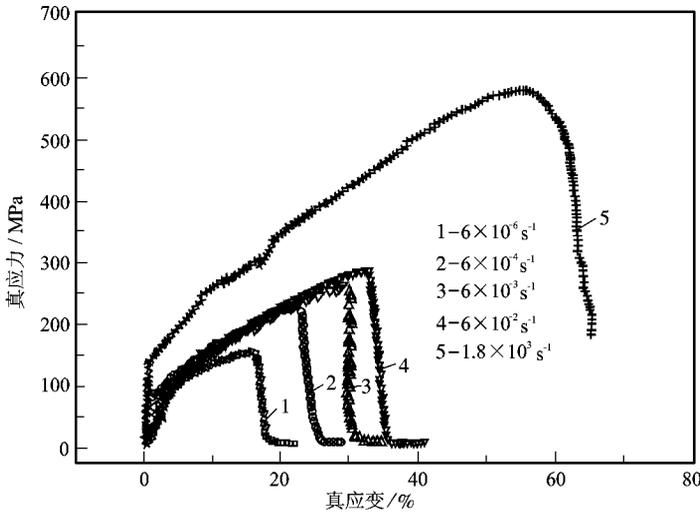
图 9-2 纳米金属的晶粒尺寸与伸长率的关系

粗晶金属的塑性随着晶粒的减小而增大,是由于晶粒的细化使晶界增多,而晶界的增多能够有效地阻止裂纹的扩展所致,而纳米晶的晶界似乎不能阻止裂纹的扩展。导致纳米晶金属在拉应力下塑性很低的主要原因有以下几点:

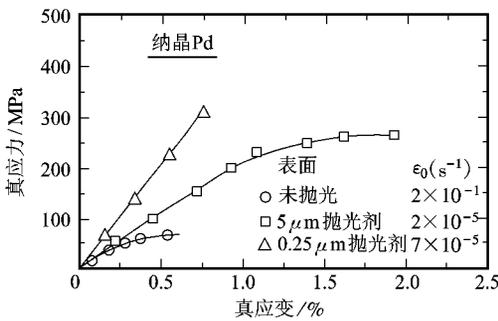
- ① 纳米晶金属的屈服强度的大幅度提高使拉伸时的断裂应力小于屈服应力,因而在拉伸过程中试样来不及充分变形就产生断裂;
- ② 纳米晶金属的密度低,内部含有较多的孔隙等缺陷,而纳米晶金属由于屈服强度高,因而在拉应力状态下对这些内部缺陷以及金属的表面状态特别敏感;
- ③ 纳米晶金属中的杂质元素含量较高,从而损伤了纳米金属的塑性;
- ④ 纳米晶金属在拉伸时缺乏可移动的位错,不能释放裂纹顶端的应力。

杂质元素对金属塑性的损伤是很明显的。图 9-2 已充分说明杂质严重地降低了纳米晶  $\text{Cu}$  的塑性及其他力学性能。密度对纳米晶金属塑韧性的损伤也很明显。用电解沉积法制

备的全致密、无污染的纳米晶悦(猿)的伸长率可提高到猿以上。因此,图猿可能没有反映出真实塑性。控制杂质的含量、减少金属中的孔隙度和缺陷、提高金属的密度,可大幅度提高纳米金属在拉应力状态下的塑性和韧性。图猿表明了纳米晶悦在拉伸下具有反常的应变速率效应,即随拉伸速率的增大,不但真实断裂应力快速升高,而且真实断裂应变也明显增大。造成这种反常效应的原因尚不清楚,但反映出纳米材料具有完全不同的变形及断裂机制。此外,试样的表面状态对塑性和强度也有很大的影响。图猿为孕试样(晶粒大小大致相同)未经过抛光和经过缘皂和缘皂金刚石抛光试样的应力—应变曲线。由图可知,未抛光试样的强度及塑性均很低,经缘皂抛光试样的塑性最高,而经过缘皂抛光过的试样断裂应力最高。



图猿 拉伸速率对纳米晶悦应力—应变曲线的影响



图猿 试样表面状态对纳米孕拉伸时真实应力—真实应变曲线的影响

在压应力状态下纳米晶金属能表现出很高的塑性和韧性。例如,纳米悦在压应力下的屈服强度比拉应力下的屈服强度高两倍,但仍显示出很好的塑性。纳米孕云藻试样的压缩试验也表明,其屈服强度高达吉帕水平,断裂应变可达缘,这说明纳米晶金属具有良好的压缩塑性。其原因可能是在压应力作用下金属内部的缺陷得到修复,密度提高,或纳米晶金属在压应力状态下对内部的缺陷或表面状态不敏感所致。

卢柯等人用电解沉积技术制备出晶粒为猿

的全致密无污染悦块样品,在室温轧制时获得高达缘的延伸率,而且在超塑性延伸过程中也没有出现明显的加工硬化现象,如图猿所示。通过对超塑性材料变形后的样品进行分析的结果表明,在整个变形过程中悦的晶粒基本上没有变化,在缘-缘之间。在变形初期(ε 跃员),变形由位错的行为所控制,导致缺陷密度和晶界能有相当大的增加。但在变形后期(ε 跃员),缺陷和晶界能趋于饱和,此时变形由晶界的行为所控制。

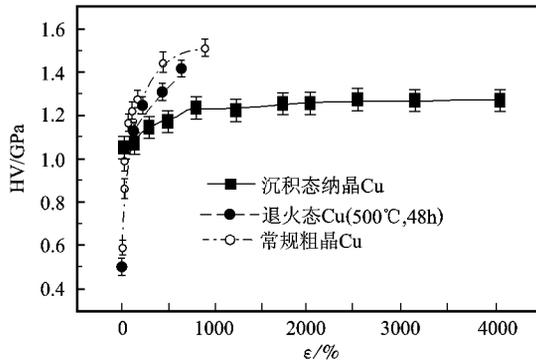


图 8-2 纳米晶 Cu 的冷轧变形量

总之,在位错机制不起作用的情况下,在纳米晶金属的变形过程中少有甚至没有位错行为。此时晶界的行为可能起主要作用,这包括晶界的滑动、与旋错有关的转动,同时可能伴随有短程扩散引起的自愈合现象。此外,机械孪生也可能在纳米材料变形过程中起到很大的作用。因此,要弄清纳米材料的变形和断裂机制,人们还需要做大量的探索和研究。

虽然纳米金属材料表现出极高的强度和硬度,但总体来说,其延展性却低得令人失望。一般而言,大多数晶粒尺寸小于 1 μm 的金属其断裂伸长率只有不到 10%,而相应的粗粒金属材料的延展性则较大,伸长率高达 20%~40%。影响纳米金属延展性的主要原因包括制备过程中所产生的缺陷、材料没有或只有很小的应变硬化能力所导致的力学不稳定性,以及较低的韧性和对裂纹引发和生长的抵抗力较差等。这一缺点使得纳米金属材料难以成型,并且在承受较大载荷时易产生突变失效。

近来一系列让人振奋的研究结果表明,通过特殊的制备方法,可以在纳米金属材料中同时获得高强度和高延展性这两种优异的性能。辛森等<sup>[10]</sup>通过在液氮温区下(原身退火)对铜进行热机械处理得到晶粒尺寸双峰分布的材料,其中微米尺寸的晶粒包埋在纳米晶和超细晶粒(约 10 nm)的基体中。纳米晶基体赋予材料高强度,同时包埋在其中的微米晶结构则诱导材料产生应变硬化机理,使得拉伸变形稳定化,从而得到高的拉伸延展性——断裂伸长率达到 20%,均匀伸长形变达到 10%,拉伸强度大约为 300 MPa。

再森等<sup>[11]</sup>通过在液氮温度和室温下研磨及原位压实相结合的特殊方法,制备了窄粒径分布(平均 10 nm)的纳米晶铜。具体步骤是首先在液氮低温下研磨 10 h,将所得到的铜粉压平并熔结成直径约 1 mm 的圆片,然后分别在室温和液氮低温下将这些片材研磨总计达 100 h 使之完全致密化,并形成直径达 1 mm 的小球。密度测量和扫描电镜观察都表明这些小球完全致密化,没有任何小孔。载射线分析表明,晶粒尺寸大约为 10 nm,并且粒径分布很窄。实验表明,这种纳米晶铜具有非同寻常的高屈服强度(达到 300 MPa),同时还具有很好的延展性(拉伸伸长率约为 10%)。

这种纳米晶铜的形成机理还不是很清楚,但实验观察显示在液氮温度下的研磨与在室温下相比会形成较高的位错密度,并且抑制了动态回复(动态回复和重结晶)。另外,低温研磨在相对较短的时间里就可以使晶粒达到纳米尺寸,这也使得在研磨过程中样品受到污染的机会大大降低。在液氮低温下研磨 10 h 后晶粒平均尺寸是 10 nm,晶格应变是 1% (高晶格应变意味着较高的位错密度),再进一步在室温下研磨使铜样品原位压实成致密的球体,晶格应变降为 0.1%,大约低了一个数量级。在室温下的研磨可促进铜的自扩散,有

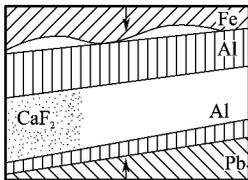
利于消除微孔等缺陷,并通过冷熔焊(精造憎壁)使得晶粒之间较好地粘结在一起。通过在透射电镜下的原位拉伸实验,表明在拉伸过程中纳米晶产生位错和位错的堆积是这种材料具有高延展性的主要原因。

## 怨源 纳米非金属材料力学性能

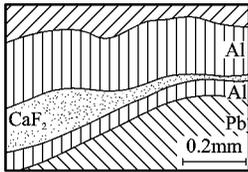
### 怨源员 纳米陶瓷材料的力学性能

陶瓷是人类最早使用的材料之一,在人类发展史上起着重要的作用。直至今日,陶瓷仍是人类生活和生产中不可缺少的材料。这是因为陶瓷材料有着许多其他材料无法比拟的优异性能,如耐磨损、耐腐蚀、耐高温高压、硬度大、不会老化等,能够在其他材料无法承受的恶劣环境条件下正常工作。但是,陶瓷有一个特点,也是最大的弱点,就是它的脆性。具体表现为:在外力作用下,不发生显著变形即告破坏,这一严重弱点使得陶瓷材料在实际使用过程中很容易造成灾难性的后果,因此在很大程度上限制了其应用范围。如何克服陶瓷材料的脆性,提高其韧性,便成为长期以来科学家们一个努力方向。根据断裂理论,脆性材料断裂强度的提高只能通过提高断裂韧性和减小临界裂纹尺寸来达到。因此,人们在合成工艺方面进行了大量的研究工作,都是围绕着如何减少由于制备工艺而导致的裂纹的尺寸和数量,同时设计韧性更高、可靠性更强的陶瓷而展开的。陶瓷材料断裂韧性的提高传统上可通过以下三种途径:一是通过在陶瓷微观结构中加入能量吸收单元(如片晶、须晶、颗粒等)来实现,利用裂纹偏转和提供桥联单元来阻止裂纹的进一步扩展;二是在陶瓷基体中加入金属丝,通过塑性变形来吸收能量;三是加入能够相变的第二相,通过相变来吸收裂纹扩展的能量。这些方法对提高陶瓷材料的韧性起到了很大的作用,但是离彻底解决陶瓷材料的脆性问题依然十分遥远。

除了脆性这一最大的弱点外,陶瓷材料还存在其他方面的一些弱点。例如,陶瓷材料的加工极其困难。由于陶瓷是脆性材料,同时硬度又比其他材料大,很难像普通材料一样对陶瓷材料进行切割、刨磨、钻孔等操作。又如,陶瓷的烧结温度很高,设备贵、能耗大,很不利于对环境的保护。如何使陶瓷材料能在较低温度下烧结,并具有较好的可加工性,也是人们长期以来试图解决但却一直未能解决的问题。



(a)



(b)

纳米陶瓷材料的出现,为人们解决上面所提到的这些问题提供了一种新的思路。1996年,德国的远朝等首次报道了他们所研制的纳米陶瓷具有高韧性与低温超塑性行为。图怨源是纳米陶瓷超塑性变形的示意图。首先将平展的方形样品置于两块铝箔之间,沿箭头方向施加压力使之上下闭合,结果发现纳米陶瓷因塑性变形导致样品的形状发生正弦弯曲,并通过向右侧的塑性流动而成为细丝状。

他们还将平均粒径约愿灶的栽韵纳米粒子真空压制得到的非致密的纳米陶瓷,置于特制的模具中,在愿益下加载,结果平板状试样弯曲,员愿而不发生裂纹扩展。这些研究结果第一次向人们展示了纳米陶瓷潜在的优异性能,为解决长期困扰人们

图怨源 纳米陶瓷的超塑性变形

(左侧施加荷载 (右侧细丝状变形)

的陶瓷材料的脆性问题提供了一条新的思路。此后,世界各国对发展纳米陶瓷以解决陶瓷材料的脆性以及难加工性寄予厚望,并进行了大量的研究工作,在结构、性能等方面都获得了丰硕的成果。如纳米陶瓷的烧结温度比普通陶瓷粉体降低几百摄氏度,纳米陶瓷的硬度极高,如纳米  $\text{SiC}$  的显微硬度高达  $45\text{GPa}$  而普通  $\text{SiC}$  陶瓷的显微硬度低于  $20\text{GPa}$ 。在纳米陶瓷的表征方面,以研究分析纳米陶瓷的晶界结构为出发点,高分辨电子显微镜、电子衍射、中子散射、载射线光电子能谱、扫描隧道显微镜等先进技术已得到了越来越广泛的应用。

随着纳米陶瓷材料的发展,其合成方法和制备工艺也层出不穷。根据制备原理的不同,这些方法可分为物理法和化学法。根据合成条件来分类,可分为气相法、液相法、固相法三类,而其中每一类又包括多种,如:气相法中包括惰性气体冷凝法、溅射法、化学气相合成法、激光诱导气相沉积法、等离子气相合成法等,固相法包括高能机械球磨法、高度塑性变形法等,液相法包括沉淀法、溶胶—凝胶法、水热法、喷雾热解法、微乳法等等。

### 9.1.1 再结晶陶瓷断裂表面的超塑性变形

超塑性是指在一定应力拉伸时产生极大的伸长变形而不发生破坏的现象。超塑性由于在成型形状复杂的部件方面有很好的应用前景而受到极大的关注。陶瓷材料的超塑性研究始于 20 世纪 60 年代。1962 年日本的 幸野隆吉等<sup>[1]</sup>首先发现并报道了多晶陶瓷的拉伸超塑性,他们发现  $\text{ZrO}_2$  陶瓷能产生大于  $1000\%$  的均匀拉伸变形。此后,人们发现很多陶瓷如氮化硅、羟基磷灰石等也具有超塑性(图 9-1)。

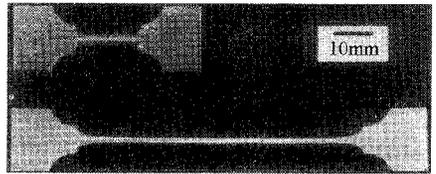


图 9-1 氮化硅陶瓷的超塑性行为实验照片

塑性变形的特征方程可表示为

$$\dot{\epsilon} = \frac{A}{\sigma^n} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \exp\left(-\frac{m\sigma}{G}\right) \exp\left(-\frac{C}{d^p}\right) \quad (9-1)$$

式中: $\dot{\epsilon}$ 为应变速率; $A$ 为常数; $G$ 为剪切模量; $m$ 为柏氏矢量; $n$ 为玻耳兹曼常数; $C$ 为绝对温度; $d$ 为晶粒尺寸; $p$ 为晶粒尺寸指数; $\sigma$ 为应力; $Q$ 为应力指数; $R$ 为扩散系数。从式(9-1)中可以看到,在其他因素不变的情况下,只要晶粒降低到足够小,即使温度比较低, $\dot{\epsilon}$ 也可

保持比较大。这就意味着有可能使陶瓷在室温下具有可延展性,前面介绍的 远藤隆夫等人的工作已经初步显示出了这一点。这种潜在的可能性的价值是不言而喻的,它将导致陶瓷成型工艺的革命性发展。

但是,远藤隆夫等人所发现的具有室温超塑性的  $\text{Y}_2\text{O}_3$  和  $\text{ZrO}_2$  的相对密度都较低,并不能真正反映纳米陶瓷的室温超塑性。到目前为止,人们只观察到完全致密的纳米陶瓷拉伸疲劳断口微区上的室温超塑性,如图 9-2 所示。

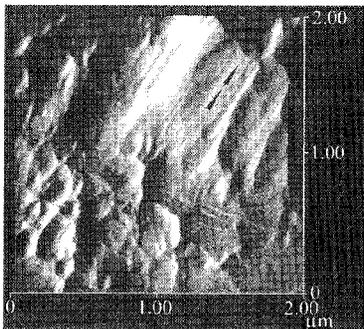


图 9-2 纳米陶瓷拉伸疲劳断口微区的显微结构照片

下面简单介绍  $\text{ZrO}_2$  钇稳定化的  $\text{ZrO}_2$  陶瓷的室温微区超塑性变形。

纳米  $\text{ZrO}_2$  陶瓷的制备过程如下。首先,采用共

沉淀—喷雾干燥法制备纳米 再 (猿) 粉体。以 在 (猿) 造 愿 韵 和 再 韵 (溶解于硝酸溶液中) 为起始原料,共沉淀物以蒸馏水洗涤以除去各种杂质离子 醇洗两次以除去沉淀物中部分水分,然后将沉淀物滤饼制成一定含固量的浆料,在一小型的喷雾干燥器中进行干燥,再于 猿益 煅烧 圆燥最后制得尺寸为 圆皂左右、均匀等轴的 在 粉料。

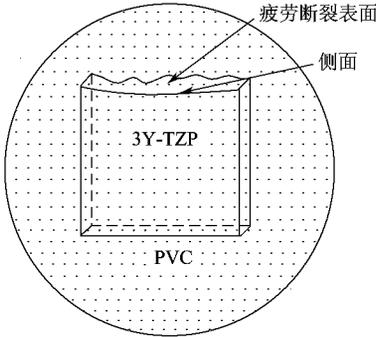


图 猿 原子力显微镜观察的位置

样品制备是通过热压方法获得,所得纳米 再 陶瓷为 再 的四方相,相对密度达 怨,晶粒大小为 皂左右。将所得纳米 再 加工成具有 皂 皂 皂 皂 长度的样品。再将所得样品在电脑控制的伺服液压疲劳实验机上进行循环疲劳实验,样品经一系列饱和循环应力 变的升载实验,在每一阶段的拉伸应力下循环 周次以达到稳定的累积应变。升载间隔为 皂 皂 皂 皂 直到最大循环应力达到 皂 皂 皂 皂 样品均发生了疲劳失效,总的循环周数均在 皂 皂 皂 皂 周次以上。用原子力显微镜观察循环拉伸断口的表面和它的侧面,观察位置见图 猿 观察断口表面后再将断

口镶嵌在塑料中,观察断口的侧面。结果证明,纳米 再 陶瓷的确具有室温超塑性行为。

图 猿 是纳米 再 陶瓷微区超塑性变形现象的显微结构照片。从图中可以明显看到,晶粒已经被拉成“香蕉”状,长径至少为短径的三至五倍。研究还发现,纳米 再 陶瓷经室温循环拉伸后的超塑性变形并不是出现在陶瓷体中所有区域,而是发生在断口表面的某些微观区域。用原子力显微镜对疲劳断口形貌进一步观察,可以确认这一点。通过观察断口侧面还发现,从断口侧面观察到越靠近断口表面,晶粒越被明显拉长,并且已经被拉成了长柱状晶形状(图 猿),而远离断口表面处的晶粒仍保持初始的等轴晶形。原子力显微镜从断口侧面观察到,在断口表面以下几微米处,晶粒基本保持了循环拉伸前的等轴晶粒的形状,但某些微观区域依稀可辨沿着拉伸轴方向晶粒有变成“织构”的痕迹。另外,通过原子力显微镜观察断口侧面,还可发现大量弯曲的滑移线和表面粗糙化,以及表面初始的“挤出”现象和在一个晶粒表面的滑移线,晶粒的形状已经变成了方形。

与纳米陶瓷形成强烈对照的是,在同一条件下制备的粉体,经更高温度烧结所获得的亚微米尺寸(猿皂)的 再 陶瓷,经室温循环拉伸后,其断口表面的晶粒仍保持等轴的晶粒形状,如图 猿 所示。这表明室温超塑性行为是纳米陶瓷所特有的性质。

从理论上讲,产生纳米 再 陶瓷的微区超塑性行为的原因有三个。第一,尽管 在 晶体结构中,在 原子团是强八面体配置的结构,但由于 再 作为稳定剂添加到晶体结构中,再原子随机地取代 在 原子的位置后,导致了氧原子位置的空位数目的增加,另外由于 再原子和氧空位均倾向于富集在晶界,所以晶界的紊乱度增加。这有助于成为位错的源和豁以及位错越过晶界的传播。第二,在 原子团之间有两套原子间距,一套是 皂 皂 皂 皂,另一套是 皂 皂 皂 皂,所以在 原子之间的距离不是均衡的,有可能为滑移启动提供便利条件。第三,由于晶粒尺寸减少,晶界的体积百分数增加,导致位错含量成指数增加,从而降低了材料的结合强度,使得开动位错的激活能和位错增殖所需的临界切应力均大大降低,这一点是最重要的。因为无论如何,仅仅依靠纳米晶体自身的缺陷数量仍然远远不能满足滑移运动的需要,晶体中的位错必须有增殖机制才能源源不断地供给滑移所需的位错数量。

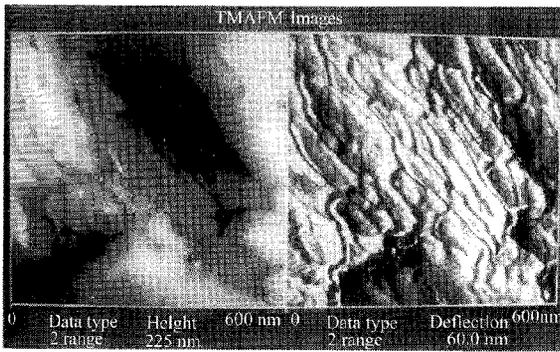


图 9-1 纳米陶瓷微区超塑性变形现象的显微结构照片

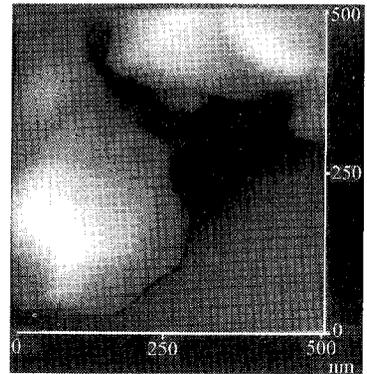


图 9-2 亚微米陶瓷经室温循环拉伸后断口的显微结构照片

## 9.1 碳纳米材料的力学性能

富勒烯(即 C<sub>60</sub>)于 1985 年被克罗托和斯莫利首次发现<sup>[1]</sup>,而碳纳米管(即 CNT)的发现得更晚。1991 年日本筑波工业科学研究所的饭岛首次用高分辨电镜观察到碳纳米管,这些碳纳米管是多层同轴管,即多壁碳纳米管<sup>[2]</sup>。单壁碳纳米管是由美国加利福尼亚阿贡国家实验室的伊藤等人首次发现的<sup>[3]</sup>。碳纳米管是由碳原子形成的石墨烯片层卷成的无缝、中空的封闭管状结构。碳纳米管的直径很小、长径比大,故可视为准一维纳米材料。碳纳米管由于具有许多特殊效应,现在是最炙手可热的新型材料。

碳纳米管的结构为完整的石墨烯网络,而石墨烯平面中的碳碳键是自然界中已知最强的化学键之一。因此碳纳米管的理论强度接近于碳碳键的强度,大约为钢的 100 倍,但是其密度只有钢的 1/6,并且具有很好的柔韧性。由碳纳米管悬臂梁振动测量结果可以估计出它的弹性模量高达 1 TPa 左右,延伸率达百分之几,并且具有很好的可弯曲性,单壁纳米碳管可承受扭转变形并可弯成小圆环,应力卸除后可完全恢复到原来状态,压力不会导致碳纳米管的断裂。因此碳纳米管被称为超级纤维,可用作高级复合材料的增强填料,制备质量轻、超高强度的新型航天材料。

### 9.1.1 纳米碳管力学性能的理论研究

石墨烯平面中 sp<sup>2</sup> 杂化的碳碳键是自然界中已知最强的化学键之一,但是由于石墨层与层之间的相互作用比较弱,因此石墨很难用作结构材料。为了充分利用碳碳 sp<sup>2</sup> 杂化键超高强度,方法之一就是要把它们制成使所有基面平行于轴向的纤维。自从 19 世纪 50 年代制备出具有这种结构的碳纤维后,它就被广泛应用于制备超轻高强的复合材料,在航天航空以及体育运动器材中广为使用。普通碳纤维具有较高的强度和弹性模量,但是由于其结构中仍然存在大量缺陷,使其力学性质与理论预测值仍相差甚远<sup>[4]</sup>。1991 年饭岛<sup>[2]</sup>发现的纳米碳管是由碳六边形构成的无缝中空网格组成,其基面中的碳由碳 sp<sup>2</sup> 杂化共价键直接相连,缺陷较少,从结构可以推测它具有很高的强度,甚至可能是迄今人类发现的最高强度的纤维<sup>[5]</sup>。纳米碳管的力学性质与普通的碳纤维、气相生长碳纤维有较大差异。纳米碳

管具有很大的回弹性,在经受弯曲时,不会出现断裂而仅仅其六边形及圆柱形状发生变化,因此在具有很高强度的同时还具有很好的韧性,通过透射电子显微镜观察已证实,纳米碳管在产生很大弯曲时仍然不会断裂<sup>[58]</sup>。

由于通过纳米碳管的纳米尺度直接测量其力学性能非常困难,因此对纳米碳管的力学性能的研究工作首先是从理论预测开始,从能量和体积的关系,采用各种模型计算纳米碳管的弹性模量,同时根据纳米碳管中六边形网格形变的情况以及分子动力学过程来研究应力下纳米碳管变形的机制。随着对纳米碳管研究的不断深入,研究者设计并进行了许多精巧实验来测量纳米碳管的弹性模量和拉伸强度。

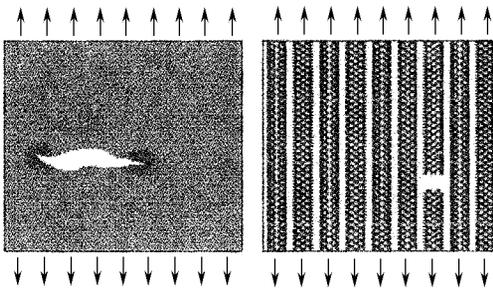


图 2-2 普通材料和单壁纳米碳管束断裂过程示意图

为了充分利用纳米碳管在轴向的超高强度,需要将单壁纳米碳管按照一定方向排列起来制成复合材料,在受到拉力作用时,其中单壁纳米碳管受力均匀,即使个别强度比较低的首先发生断裂,应力集中出现也较小(图 2-2),因此整个复合材料的强度不会降低。普通材料在受到拉力而出现裂纹时,在裂纹的尖端会出现应力集中现象,使材料的强度大大降低。因此纳米碳管适合于用作高级复合材料的增强

体,甚至被认为有可能制成通向太空的超级绳索<sup>[59]</sup>。

由于纳米碳管具有纳米尺度,同时其结构也比较简单,因此是很好的理论模型研究对象,可以采用各种理论来计算纳米碳管的弹性性质,并且可以采用分子动力学过程模拟纳米碳管受到应力发生应变直到断裂的过程。理论计算结果表明,纳米碳管具有较高的弹性模量,而且断裂过程具有一定的塑性,不是脆性断裂。

弹性模量是材料力学性能的重要参数之一,与固体中的原子结合力直接相关。具有共价键结构的固体,两个原子距离之间的相互作用势能函数决定了其理想晶体的弹性性质,因此,具有较高的弹性模量。材料的弹性模量与其晶格常数的三次方成反比,晶格常数稍稍变动就可能对弹性模量产生极大影响。石墨是一个典型的例子,它的弹性模量数值与温度密切相关,温度升高使石墨层间距发生变化,从而引起弹性模量的改变。由于纳米碳管中基本为 sp<sup>2</sup> 杂化形成的碳碳共价键,因此其弹性模量与 sp<sup>2</sup> 共价键密切相关。

在对纳米碳管的弹性模量等弹性性质进行计算时,大量采用的经验势函数是基于键序(键级)概念的势函数<sup>[60]</sup>。键序势函数可以很精确地描述烃类体系中原子的相互作用,它不仅用于计算键能、键角等,还可以对碳碳化学键的形成以及其断裂过程进行模拟<sup>[61]</sup>。Binnig 等<sup>[62]</sup>使用键序势函数和第一性原理计算了直径大于 10 nm 的纳米碳管的弹性常数,并对两种结果进行了比较,发现键序势函数可以很好地应用于纳米碳管体系。计算结果也表明纳米碳管中每个原子的应力能和其直径的平方成反比,而与其螺旋角等因素无关。Yoon 等<sup>[63]</sup>采用键序势函数分子动力学过程对单壁纳米碳管的弹性性质和拉伸过程进行了计算,发现对直径大于 1 nm 的纳米碳管进行计算的结果和使用连续介质理论得到的结果一致,而直径小于 1 nm 的结果略有差异。根据其计算,纳米碳管的弹性模量 E 和直径 d 有如下关系:

超越—亩  
源—亩  
垣—亩

(9.1)

根据式(9.1),直径为  $d$  的单壁纳米碳管的弹性模量在  $1 \text{ TPa}$  左右。再根据连续介质理论,采用 Lennard-Jones 势函数,计算在纳米碳管受到较大形变时结构的变化情况,结果表明,纳米碳管的弹性模量为  $1 \text{ TPa}$ 。在这些计算中,纳米碳管的壁厚  $t$  一般取  $0.34 \text{ nm}$ ,这个数值与石墨烯厚度相同,故得到的弹性模量数值较大,如果取  $t$  与石墨之间的层间距相同,则计算得到的弹性模量在  $0.3 \text{ TPa}$  左右。由于单壁纳米碳管容易形成束状结构,因此采用 Lennard-Jones 势函数研究了单壁纳米碳管形成碳管束后的弹性模量。结果表明,在有限长度内管束的弹性模量和金刚石相当,其管束被认为是一种抗弯、不易变形的轻质超强材料。采用经典的力常数模型计算纳米碳管和纳米碳管束的弹性性质,得到弹性模量大约为  $1 \text{ TPa}$ ,剪切模量大约为  $0.4 \text{ TPa}$ 。结果还表明,纳米碳管的这些性质和纳米碳管的直径、螺旋角以及纳米碳管层数等几何结构无关。而单壁纳米碳管束的弹性性质具有独特的各向异性,在基面方向比较柔软,而在轴向具有很高弹性模量,是一种高强度、轻质和柔韧的材料。

采用非正交紧束缚理论计算得到单壁纳米碳管的弹性模量为  $1 \text{ TPa}$ 。最近,采用价电子总能量理论计算,结果表明纳米碳管中的应力能主要来自非空的价电子,弹性模量和其直径、螺旋角等无关,而且其结果可采用连续介质理论来表述,得到的弹性模量为  $1 \text{ TPa}$ 。

上述结果表明,采用不同的方法、不同原子间作用势函数,计算结果都基本相同(需要消除单壁纳米碳管管壁厚度的取值,即考虑  $t$  的取值)。在连续介质理论中,弹性模量定义为弹性二阶导数除以平衡体积。在连续介质近似条件下,纳米碳管的弹性和其直径的平方成反比,弹性常数和石墨的  $E_{\parallel}$  (平行于石墨基面的弹性模量)相同,而与纳米碳管螺旋角无关。因此,在采用连续介质理论时,石墨烯片层卷成纳米碳管后,其弹性模量变化不大。由于连续介质理论没有考虑原子之间的相互作用,所以有相同平面参数的纳米碳管具有相同的弹性常数,由于多壁纳米碳管层间的相互作用比较弱,对于大直径的单壁纳米碳管和多壁纳米碳管均可这样考虑,但当纳米碳管管径小到其原子结构相当于成键排列方式的时候,采用从头计算和经验势函数方法用连续介质理论计算,需要对结果略为进行修正。计算过程中参数选择对弹性模量的结果也有一定的影响。不同理论计算的结果都表明纳米碳管具有很高的弹性模量和强度,其弹性模量在  $1 \text{ TPa}$  左右,而且可从有关实验得到验证。

理论计算结果还表明无论什么类型的纳米碳管其泊松比  $\nu$  均为正数,一般在  $0.1 \sim 0.2$  之间(石墨基面泊松比为  $0.16$ ),且其数值和其螺旋角有关。

### 9.2 纳米碳管的螺旋扭转变形

在超出弹性变形以后,纳米碳管呈现较为特殊的塑性变形来消除应力,即通过螺旋扭转变形来完成。石墨烯中由于六边形对称在受力时会出现锯齿滑移面,在接近锯齿原子面的线,互相成  $60^\circ$  (相对于三维石墨中的  $\{111\}$  面)。当这些方向受到非零的剪切应力时,就容易出现滑移。在滑移中,在锯齿边缘会出现位错。产生位错的部位是在六边形网格中的一个五边形—七边形对,这样的五边形—七边形对常成双产生(图 9.2)。在完整的石墨烯晶格中,通过一个碳碳键围绕着其中心旋转  $60^\circ$  就可以得到这样的结构,即所谓的螺旋扭转变形。



### 9.2.1 纳米碳管断裂的理论分析

纳米碳管结构比较特殊,在受到较大应力条件下,其塑性变形和断裂过程与普通材料有较大差异。这是其力学性能理论研究的一个重要方面,不少研究者也对纳米碳管的塑性变形和断裂过程进行了计算和模拟。

再彬等<sup>[55]</sup>基于正则系综函数分子动力学过程,模拟了单壁纳米碳管在轴向受到一般负载(拉伸、压缩、弯曲和扭曲)条件下,纳米碳管形貌的变化以及发生断裂的过程。结果表明,在拉伸时,在应力达到临界点以前,纳米碳管的变化情况是管壁六角网格发生弹性变形,应力会在整个纳米碳管中均匀分布;随着应力增加在纳米碳管网格中出现弹性变形,此时若撤除应力,出现的弹性变形会部分消失,在到达临界点后,纳米碳管中不仅出现大量弹性变形而且碳原子出现了无序现象,其中少数碳碳键几乎同时发生断裂,结果在管壁上出现孔洞,这些孔洞是纳米碳管断裂的开始位置,如图 9-2 所示<sup>[55]</sup>。随着施加的应力的增加,会加剧原子在纳米碳管轴向的无序迅速扩散,结果导致纳米碳管最终发生断裂。纳米碳管在压缩过程中发生的塑性变形比拉伸更加复杂。

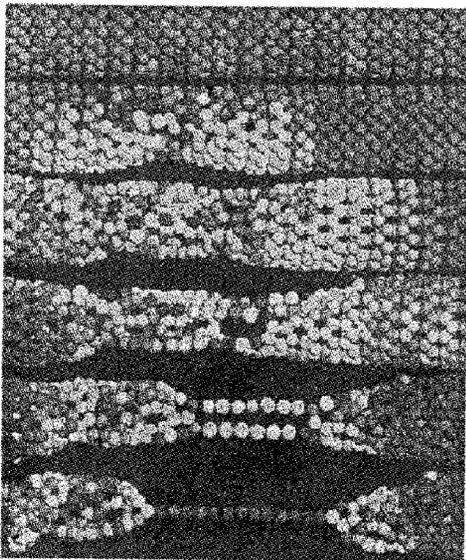


图 9-2 计算机模拟单壁纳米碳管拉伸断裂过程

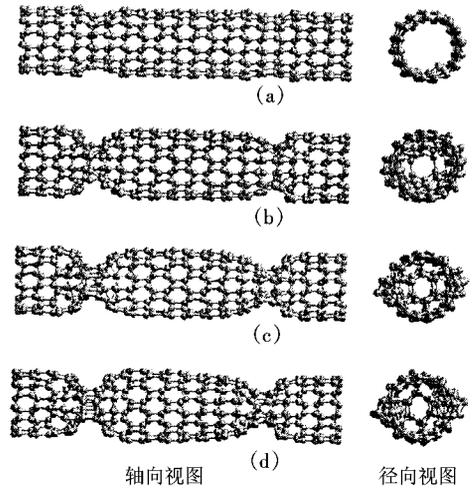


图 9-3 纳米碳管在压缩条件下发生塑性塌陷的源个阶段

(a) 变形成核 (b)、(c) 在变形部位形成向内塌陷结构 (d) 在塌陷部位出现石墨向金刚石结构的转变

再彬等<sup>[55]</sup>采用量子化紧束缚分子动力学方法,讨论了在纳米碳管轴向进行压缩时其形态的变化,发现纳米碳管在压缩时,在发生塌陷部位的碳碳键中,会出现从 sp<sup>2</sup> 到 sp<sup>3</sup> 杂化转变的纳米塑性机制。这一转变过程与石墨在高压下,出现发光和退火的巴基葱转变为金刚石的过程相似(图 9-3)。在纳米碳管被压缩到极限(压力为 15.5 GPa)时,出现碳碳键从 sp<sup>2</sup> 到 sp<sup>3</sup> 杂化的转变,与该计算结果相吻合,此时在其径向截面的两个部位会出现不对称的结构变形(图 9-3)。当纳米碳管受到应力作用时,会通过变形的原子排列来释放应力,逐渐出现图 9-3 和 (c) 所示的塌陷结构。同时结构进一步拉向内部,一个碳原子

形成四个化学键而出现 猿杂化(图 猿圆圆)。计算结果说明,这一向内塌陷的过程也是一能量释放的过程。

### 猿圆猿 纳米碳管力学性能的实验研究

#### 猿圆猿.1 轴向模量

实验研究结果也表明纳米碳管具有十分优异的力学性能,但是如何更加准确测量仍然是具有很大挑战性的工作。猿等[猿]将单壁纳米碳管与环氧树脂复合,制备出纳米碳管—环氧树脂薄膜。通过显微激光拉曼光谱观察发现,薄膜中纳米碳管在不同温度下其 猿模式波数出现变化,这一波数的改变是纳米碳管在环氧树脂中因温度降低而出现压缩变形所引起的。根据拉曼光谱中 猿 振动频率的变化,可推导出单壁纳米碳管的弹性模量为 猿。由于纳米碳管的纳米尺度,在其受到应力而发生弯曲时情况比较复杂,在测量过程中需要考虑的影响因素较多,故测量结果精度不很高。

猿等[猿]利用一端固定、另一端自由振动的纳米碳管,基于其热振动振幅是温度的函数来测量其弹性模量。在透射电子显微镜下,测定了多壁纳米碳管和单壁纳米碳管从室温到 猿时平均振动振幅的大小,并根据振动的频率、纳米碳管直径以及伸长等计算出弹性模量,分别测量了 猿根多壁纳米碳管和 猿根单壁纳米碳管。多壁纳米碳管的弹性模量从 猿到 猿,平均值为 猿,单壁纳米碳管弹性模量的平均值为 猿。这一结果基本与石墨烯平面的模量相一致,但数据比较离散,甚至出现大于石墨烯片层的弹性模量结果,原因可能是纳米碳管中出现了部分 猿杂化的状态。同时根据多壁纳米碳管直径与弹性模量的关系,发现其直径越小模量越大,而单壁纳米碳管数据比较离散,很难看出直径和强度之间的关系。

拟合相应长度和直径的纳米碳管,其长度 猿,直径 猿,计算得到的弹性模量 猿。

通过原子力显微镜针尖与纳米碳管的互相接触和相对运动,可对纳米碳管位置和形状进行控制,也可利用这一特点进行纳米碳管的力学性能测试。最初,宰等[猿]人首先把纳米碳管分散在用普通光刻技术得到的基体上,然后用原子力显微镜探针的针尖将多壁纳米碳管慢慢压弯,根据探针在不同位置所需力的大小,通过一定的模型处理计算得到其弹性模量。实验中测量了直径从 猿到 猿的多壁纳米碳管,它们的平均弹性模量为 猿。

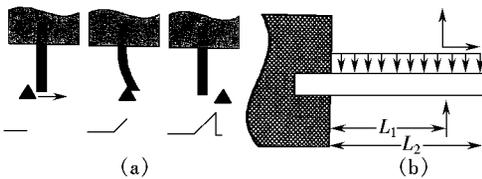


图 猿圆猿 一端固定、另一端自由的弹性模量测量模型

(a) 一端固定纳米碳管与原子力显微镜相互作用示意图  
(b) 一端固定受力分析示意图

实验的具体过程是把经超声分散在甲苯或乙醇溶液中的纳米碳管滴在 猿基体上,然后采用原子力显微镜的针尖划过伸出的纳米碳管端头(图 猿圆猿),再根据一端固定、另一端自由时的模型计算其模量(图 猿圆猿)。图 猿圆猿是直径为 猿的多壁纳米碳管在氧化硅基体上弯曲前的照片。可以看出,纳米碳管从左边平衡位置的基体上伸出,然后纳米碳管与其表面接触的探针弯曲(图 猿圆猿),根据纳米碳管和探针针尖之间的距离以及应力之间的关系,计算纳米碳管的弹性模量。采用这种方法不仅可以测量纳米碳管的弹性模量,而且还可以测量 猿纳米棒等纳米线性结构材料的弹性模量。

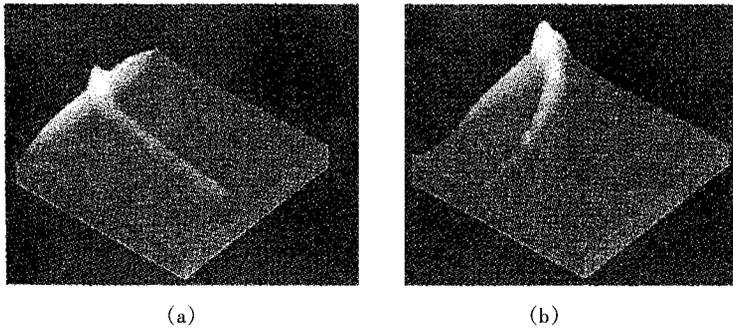


图 9-10 原子力显微镜针尖和纳米碳管接触前后的照片  
(a) 接触前纳米碳管 (b) 接触后纳米碳管

蔡建峰等<sup>[10]</sup>采用原子力显微镜探针针尖直接使单壁纳米碳管束弯曲来测量其弹性模量。如图 9-10 所示, 首先将单壁纳米碳管束随机分散于抛光的氧化铝多孔膜上, 在氧化铝膜中找到搭在小孔上的管束, 然后采用原子力显微镜探针针尖压迫管束上部, 管束可能被压弯(图 9-10)。假定管束两端和多孔膜结合十分紧密, 则利用在原子力显微镜探针针尖和管束之间受力大小、碳管束长度以及产生的弯曲程度, 可以计算得到单壁纳米碳管束的弹性模量, 然后根据管束和单根单壁纳米碳管之间的关系(图 9-11), 得到其弹性模量和剪切模量分别为  $E_{\text{管束}}$  和  $G_{\text{管束}}$ 。然而采用这一方法测量的剪切模量并不是单壁纳米碳管本身剪切强度, 而是测量单壁纳米碳管束之间发生相对滑移的强度。此外, 由于在计算时假定了单壁纳米碳管束和氧化铝多孔膜结合十分紧密, 但实际情况可能不是如此, 因此结果存在一定的偏差。

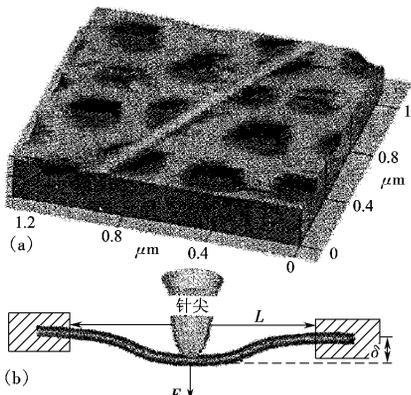


图 9-11 利用原子力显微镜在多孔材料上观察单壁纳米碳管束和计算模型  
(a) 附着在氧化铝多孔膜上单壁纳米碳管束的原子力显微镜照片 (b) 原子力显微镜针尖和纳米碳管作用以及计算模量的示意图

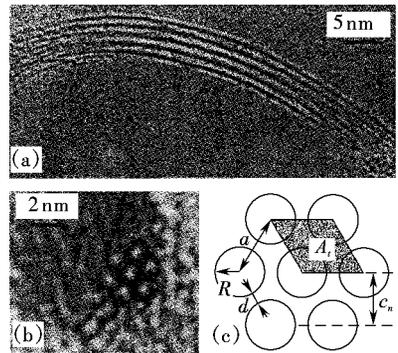


图 9-12 单壁纳米碳管束电镜观察和结构示意图  
(a) 单壁纳米碳管束侧面 (b) 端面的高分辨透射电子显微镜照片 (c) 单壁纳米碳管束的结构示意图

刘建峰等<sup>[11]</sup>通过热解烃类的方法制备出螺旋状多壁纳米碳管, 然后将它们分散在硅的基片上, 再通过原子力显微镜观察其螺旋结构。对于较大直径螺旋结构的多壁纳米碳

管,可用原子力显微镜测量它们的局部弹性性质。结果表明,螺旋结构对其弹性模量的影响较小,最终得到其弹性模量在  $1.5 \times 10^{11}$  Pa 左右。这个结果和前述方法相比要小,原因可能是螺旋状纳米碳管的直径一般都比较大,在  $1 \mu\text{m}$  左右,螺旋结构包含的缺陷可能较多等因素影响其弹性模量值,与其他实验中发现纳米碳管直径越大其弹性模量越小的结果一致。

猿园猿等[猿园]采用原位电动力学共振法测量了纳米碳管弹性模量。在透射电子显微镜下观察纳米碳管时发现,如果在单根纳米碳管中引入一个电场后,会使纳米碳管发生机械偏转。同时通过控制电场,可在纳米碳管本身固有的振动频率以及其倍频时,会发生强烈的共振现象(图 猿园缘所示),这种情况与弹性悬臂梁发生的共振相似。因此可以利用这一性质得到纳米碳管的模量。结果表明,纳米碳管的弹性弯曲模量是其直径的函数,随着纳米碳管直径从  $1 \mu\text{m}$  增加到  $10 \mu\text{m}$ ,其模量从  $1.5 \times 10^{11}$  Pa 剧下降到  $1.5 \times 10^{10}$  Pa 而直径小于  $1 \mu\text{m}$  的多壁纳米碳管模量一般在  $1.5 \times 10^{11}$  Pa 左右。有趣的是,原位观察中还发现在纳米碳管自由尖端上有小纳米颗粒存在(图 猿园远),对纳米碳管施加电场以后,其振动频率发生变化。利用这一现象,可把纳米碳管一端固定,另外一端放置一个微小质量物体(比如病毒),通过电子显微镜观察纳米碳管振动频率的变化,然后通过计算就可得到这一物体的质量,形成一个纳米碳管秤,它可称量质量  $10^{-15}$  ~  $10^{-16}$  g 的物体,正好和一个病毒的质量相当。猿园缘等[猿园]采用同样的方法测量了催化热解法制备的多壁纳米碳管的弯曲模量,发现由于纳米碳管中存在缺陷,所以其强度大大降低,具有点缺陷的纳米碳管的剪切模量为  $1.5 \times 10^{11}$  Pa 而具有体缺陷的则为  $1.5 \times 10^{10}$  Pa

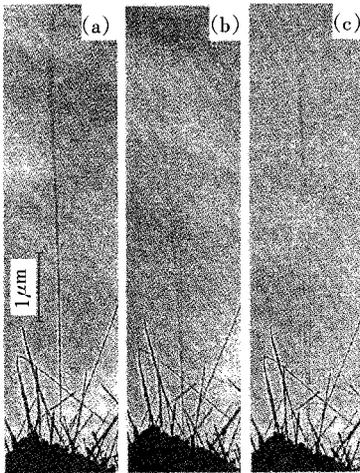


图 猿园缘 用透射电子显微镜观察在改变电压后纳米碳管的共振频率变化情况  
(a) 未加电压的纳米碳管  
(b) 遭出现振动的纳米碳管  
(c) 糟出现共振的纳米碳管

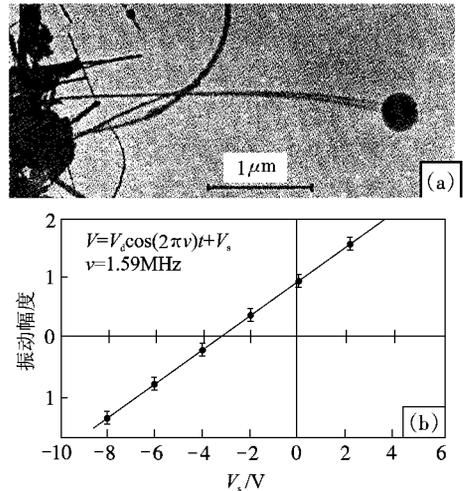


图 猿园远 采用纳米碳管称量物体的示意图  
(a) 葬一端悬挂有物体的纳米碳管  
(b) 遭根据频率计算所悬挂物体的弹性模量

实验结果显示多壁纳米碳管的弹性模量与其直径密切相关,一般直径越小其弹性模量越高,而单壁纳米碳管直径和弹性模量之间的关系不是特别明显。这可能是由于大直径的多壁纳米碳管中缺陷增加使其弹性模量下降,而单壁纳米碳管中相对缺陷较少,不同结构的单壁纳米碳管之间弹性模量相差较小。此外由于测量误差可能掩盖单壁纳米碳管弹性模量

之间的差别,所以很难从实验上判断单壁纳米碳管弹性模量与直径以及其结构之间的关系。

在纳米碳管弹性模量的研究中,还发现测量获得的纳米碳管的弹性模量甚至大于石墨片层弹性模量的情况,部分理论模拟的结果对此提供了一定的支持,原因可能是由于纳米碳管在弯曲时会出现少量的杂化结构,从而使其模量提高。

### 圆径向模量

纳米碳管的轴向弹性模量研究结果表明纳米碳管极硬,然而对其径向的研究却发现纳米碳管又很软。理论分析指出,仅仅是单壁纳米碳管束中管与管之间的相互作用(范德华力)就可使纳米碳管从圆变形成六角形,此外大直径纳米碳管的管壁比较软,较易发生变形。李峰等<sup>[156]</sup>发现单壁纳米碳管束的剪切模量只有 1/3,对比实验也给出了这一趋势的定性结果。蔡岳等<sup>[157]</sup>采用原位同步 X 射线衍射技术,测量了金刚石压砧中单壁纳米碳管束在室温高压下的弹性变形。通过管束结构参数的变化,证明在 1.5 GPa 左右时,单壁纳米碳管径向就开始出现变形,其形状由圆形转变为多边形,压力大于 2.5 GPa 后管束的结构被破坏。同样通过扫描探针显微镜探针针尖直接挤压纳米碳管管壁也发现纳米碳管的确比较软<sup>[158]</sup>。蔡岳等<sup>[159]</sup>采用扫描探针显微镜测量了单根纳米碳管的径向压缩弹性模量,并估计了其径向压缩强度。实验中以弹性常数 0.1 N/m 的金刚石针尖,采用压痕模式径向压缩多壁纳米碳管,同时探测纳米碳管形变以研究径向压力与压缩的关系。结果表明,在不同压力下径向弹性模量与压缩形变呈非线性关系。对于直径为 100 nm 的纳米管,当其直径压缩量从 10% 增加到 30% 时,其径向压缩弹性模量从 1.5 TPa 增加到 1.8 TPa。此外,还用超强力来探测纳米碳管强度,发现其强度至少超过 1.5 TPa,证明纳米碳管具有超常的抗应变和回复能力。

### 拉伸强度

拉伸强度是材料的又一重要力学参数。然而,纳米碳管的直径仅在一纳米到几十个纳米之间,所以很难制成标准样品进行拉伸实验,直接测量十分困难。同时,从理论上计算纳米碳管的拉伸强度也有一定难度。辛焯宇等<sup>[160]</sup>用原子力显微镜探针弯曲多壁纳米碳管的石墨烯片层得到其强度的初步结果为 1.5 TPa。李峰等<sup>[161]</sup>直接测量了超长多壁纳米碳管的弹性模量和拉伸强度,得到多壁纳米碳管的拉伸强度为 1.5 TPa,弹性模量为 1.5 TPa。与理论计算结果相比,所得到的力学性能偏低,其原因主要是由于纳米碳管中存在的大量缺陷以及拉伸过程中石墨层之间的相对滑动。

李峰、成会明等<sup>[162]</sup>用催化热解烃类方法制备出绳状单壁纳米碳管,测量了其力学性能,并且采用简单模型推测得到单壁纳米碳管的拉伸强度。该方法用镊子将催化热解烃类法制备的绳状单壁纳米碳管,在肉眼或光学显微镜下将其分离,得到长度 100 μm 以上的单壁纳米碳管绳。用扫描电镜观察,发现单壁碳管绳中含有规整取向的单壁纳米碳管。将单壁纳米碳管绳浸入聚氯乙烯四氢呋喃饱和溶液中,经 1 周浸泡后,单壁纳米碳管绳漂浮在溶液里,用镊子将其取出,在空气中干燥,待四氢呋喃完全挥发以后,得到了单壁纳米碳管绳—聚氯乙烯复合物。由于复合物呈纤维状,与普通碳纤维很相似,重量很轻,复合物中聚氯乙烯含量较少。将这种单壁纳米碳管绳—聚氯乙烯复合物粘在一个矩形孔(1 cm × 1 cm)的硬纸片上。为了便于比较,用同样方法制备了单根聚丙烯腈基碳纤维的拉伸试样。

由于复合物直径相差比较大,从几微米到几十微米不等,同时断口的截面往往是不规则的圆形,故用扫描电子显微镜测量断口的截面面积。实验中发现除少数复合物断裂发生在纸片上端或下端根部外,大部分断裂都发生在复合物的中间部位,图 9-10 为拉伸后样品的宏观照片。较粗复合物在拉伸过程中,可明显看出断裂部位往往逐渐变细,慢慢断裂,个别

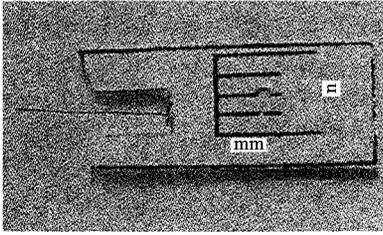


图 猿圆 拉伸实验后单壁纳米碳管绳—聚氯乙烯复合物上半部分样品宏观断面照片

的有细丝状物在断口出现。与较粗复合物不同,较细样品在拉伸过程中几乎不发生变化,往往突然出现断裂,而且断口一般比较整齐、光滑。

扫描电镜对拉伸断口的观察表明较粗和较细样品的断口有差异。图 猿圆为较粗样品拉伸断口的扫描电子显微镜照片。从图 猿圆中可以看出,单壁纳米碳管绳的中心部位被完全拔出,而留下了一个空洞。同时可以观察到聚氯乙烯包裹在单壁纳米碳管绳的外部,因为单壁纳米碳管束的导电性很好,而聚氯乙烯不导电,在扫描电子显微镜下,聚氯乙烯比单壁纳米碳管束亮度更大,所以很容易区别它们。

图 猿圆是断口端部照片,可看到许多单壁纳米碳管束互相缠绕,它们可能是在拉力作用下发生断裂,同时由于单壁纳米碳管束具有回弹性,在拉力撤除后发生收缩而形成。图 猿圆(糟)是拔出断口中间部位的照片,可看到大量沿着轴向排列的单壁纳米碳管束分布在复合物基体上,基体本身出现裂纹。这些管束间的较大空隙说明在管束间以及管束和基体间结合很差。

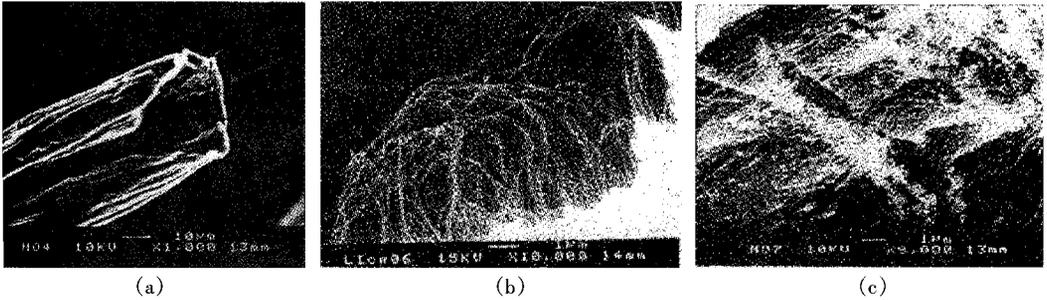


图 猿圆 扫描电子显微镜观察复合物拉伸断裂断口的照片  
(猿圆为图(猿圆)不同部位较大放大倍数照片)

电子显微镜观察发现较大直径的单壁纳米碳管绳(猿圆-猿圆)中,包含有若干较小直径的单壁纳米碳管绳(猿圆-猿圆),而聚氯乙烯包裹在较小单壁纳米碳管绳的外部,使单壁纳米碳管绳分裂成若干小束,这可从复合物的侧面较清楚地确认,而许多沿着轴向排列的小束间没有什么结合。形成这种情况的原因是单壁纳米碳管绳中包含了较多直径较小的绳状结构,而且它们之间结合不紧密,所以当将其浸泡在聚氯乙烯四氢呋喃溶液中时,聚氯乙烯可以包裹在这些小绳结构的外部,但难于进入小绳内部,所以形成一个大束由若干小束组成的情况。在发生断裂时,往往是这些小绳状结构首先开始断裂,由于小绳状结构长度不等,从而出现拔出现象。这也表明管束和聚氯乙烯结合不紧密,应力不能很好地从基体传递到管束中,发生断裂的只是部分管束。实验观察发现有拔出现象的复合物一般直径都比较大,但拉力却和其他样品相差无几,所以这样的复合物强度都比较低。

对于那些肉眼观察比较细、断口一般比较整齐的复合物,在扫描电子显微镜下观察,其照片如图 猿圆所示。这类复合材料的断口截面一般都不是圆形,而呈不规则形状。图 猿圆(猿圆)表明拉伸断口截面呈扁平状,大约长 猿圆,厚度为 猿圆。同时可以看出聚氯乙烯仅

仅在最外层,比较光滑。这些聚氯乙烯把整个管束包裹起来,厚度很薄,没有出现绳中还有小绳的结构。这样的复合物在拉伸实验时,单壁纳米碳管是作为一个整体被拉断,因此管束可以承受更大的拉力。图 猿猿遭 可以证明,由于在发生断裂时纳米碳管承受更大的应力,所以断裂的管束发生收缩更大,缠绕更加厉害,即使这样,复合材料仍然出现了少量的拔出现象,在图 猿猿遭 中聚氯乙烯和管束之间的黑色区域,就是发生拔出而留下的空洞。尽管如此,这种复合材料一般都具有更高的拉伸强度,但延伸率要小一些。

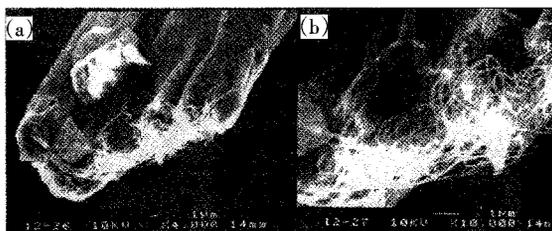


图 猿猿遭 单壁纳米碳管绳复合材料断口的扫描电子显微镜照片  
(a) 较低放大倍数 (b) 较高放大倍数

图 猿猿是表 猿猿中 猿号样品的应力—应变曲线,从曲线可以看出拉伸过程大致分为 猿个阶段,不同阶段可能发生不同的受力和变形过程。在阶段 Ⅰ 随着加载应力增加,复合材料被缓慢拉长,此时应力很小,而应变较小,可能由于复合物和纸片之间的相对滑移所致。随着应力进一步增大,进入阶段 Ⅱ,在此阶段管束之间发生较大滑移,管束开始产生较大形变,同时部分管束中的单壁纳米碳管也开始发生形变,因此应力增加较快。阶段 Ⅱ 和阶段 Ⅲ 之间的区别不特别明显,但是在阶段 Ⅲ 管束中的单壁纳米碳管达到临界点以后,开始引起管束断裂。

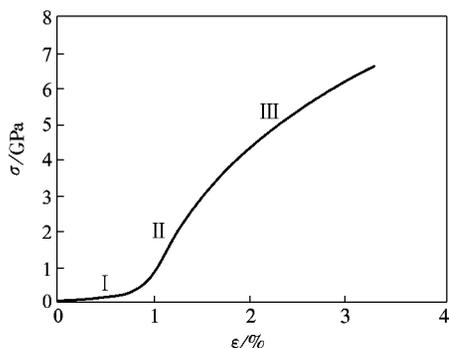


图 猿猿 单壁纳米碳管绳—聚氯乙烯复合物的应力—应变曲线

如前所述,即使复合物中部分单壁纳米碳管绳发生断裂,但整个复合物仍然保持了较高的强度,同时应力继续增加。当管束断裂的数目迅速增加后,就会导致整个复合物的断裂,同时发生了回弹,形成了图 猿猿中管束互相缠绕的情形。实验中也发现,具有较高强度的复合物一般延伸率小于 猿猿,而延伸率较大的则强度比较低。通过扫描电子显微镜的照片进行图像分析,可以得到部分复合物的截面面积,结合拉伸过程中测量的拉力,可得到复合物的拉伸强度,这些数据列于表 猿猿中。根据应力—应变曲线求出的单壁纳米碳管绳—聚氯乙烯复合物的弹性模量也列于表 猿猿中。从表 猿猿中可以看出复合物的拉伸强度在 猿猿 到 猿猿 之间,平均拉伸强度为 猿猿,弹性模量从 猿猿 到 猿猿,平均为 猿猿。

表 猿圆 单壁纳米碳管绳—聚氯乙烯复合物的实验拉伸强度以及计算出的单壁纳米碳管的力学性能

序号	截面积 μm <sup>2</sup>	拉力 N	延伸率 %	复合材料 强度 MPa	复合材料 弹性模量 GPa	管束强度 MPa	管束弹性 模量 GPa	单管强度 MPa	单管弹性 模量 GPa
员	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿
圆	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿
猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿
源	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿
缘	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿
远	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿
苑	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿
愿	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿
怨	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿
员园	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿
员员	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿	猿

为了推算单壁纳米碳管束和单壁纳米碳管的拉伸强度,假定复合物的强度服从混合法则。如果管束和聚氯乙烯以及碳管束之间是理想界面,可采用混合法则来计算复合材料的拉伸强度,则有

$$\sigma_{\text{精}} = \sigma_{\text{纤}} V_{\text{纤}} + \sigma_{\text{基}} (1 - V_{\text{纤}}) \quad (3)$$

式中:  $\sigma_{\text{精}}$  为复合材料的拉伸强度,  $\sigma_{\text{纤}}$  为纤维的拉伸强度,  $\sigma_{\text{基}}$  为基体的拉伸强度,  $V_{\text{纤}}$  为复合材料中纤维的体积分数。

在制备单壁纳米碳管绳—聚氯乙烯复合物时,是把单壁纳米碳管绳浸泡在聚氯乙烯的四氢呋喃饱和溶液中,但是由于聚氯乙烯和单壁纳米碳管的浸润性不是很好,前者基本没有进入到管束中间,而是包围在单壁纳米碳管绳的外部。同时聚氯乙烯的拉伸强度  $\sigma_{\text{基}}$  相对于单壁纳米碳管而言很低,因此在计算中可忽略聚氯乙烯对拉伸强度的贡献,复合物拉伸实验得到的拉伸强度可以认为完全是单壁纳米碳管绳的贡献。实验观察发现管束间排列比较疏松,而且管束间距离很大,分布不均。根据扫描电子显微镜照片,可以得到单壁纳米碳管束在单壁纳米碳管绳中的体积分数约为 0.1。应用混合法则可以得到单壁纳米碳管束的拉伸强度在 1.5~2.5 MPa 之间。同时根据混合法则也可以计算出管束的弹性模量,其平均值为 0.1 GPa。实验研究发现单壁纳米碳管束是由呈六角排列的单壁纳米碳管组成,单壁纳米碳管之间的距离为 0.35 μm,同时根据高分辨透射电子显微镜测量的单壁纳米碳管的平均直径为 0.1 μm,可以得到在管束中单壁纳米碳管的体积分数为 0.1。这样再次应用混合法则,便可得到单壁纳米碳管的拉伸强度为 1.5~2.5 MPa 之间。

再等在扫描电子显微镜、原子力显微镜下,对单根多壁纳米碳管及单壁纳米碳管束直接拉伸测量,并研究了单根多壁纳米碳管和单壁纳米碳管束的拉伸过程<sup>[10]</sup>。他们设计了可在扫描电子显微镜内进行应力加载的装置,先将单根的多壁纳米碳管检出并通过静电引力或范德华力将其两端分别“纳米焊接”在两个原子力显微镜探针的尖端,接着于纳米碳管的两端加载应力,并进行扫描电子显微镜观察。结合透射电子显微镜对断口的观察,可以

推断多壁纳米碳管的断裂是从最外层开始,由外向内逐层断裂。同时由于层间相互作用很弱,因此剪切强度也较低。根据多壁纳米碳管的伸长以及受到的拉力大小,可以得到其最外层的拉伸强度在  $1.5 \sim 2.5 \text{ GPa}$  之间,而对其应力—应变曲线分析可得到其最外层的弹性模量为  $1.0 \sim 1.2 \text{ TPa}$ 。他们利用相同方法也研究了单壁纳米碳管束在拉力作用下发生断裂的过程,并且根据模型分析得到单壁纳米碳管的拉伸强度为  $1.5 \sim 2.5 \text{ GPa}$ ,平均为  $1.8 \text{ GPa}$ ,同时估算其弹性模量为  $1.0 \sim 1.2 \text{ TPa}$ ,平均为  $1.1 \text{ TPa}$ 。在测量过程中,大部分单壁纳米碳管束在低于  $1.5 \text{ GPa}$  的形变下就发生断裂,这与理论模拟过程中在  $1.5 \text{ GPa}$  形变时出现的缺陷成核过程相一致<sup>[10]</sup>。

纳米碳管的拉伸强度实验结果虽然比较分散,但是其最低值已经是高强度碳纤维强度的一倍以上,考虑到其中的误差因素,纳米碳管的强度应是碳纤维的数倍,因此纳米碳管被人们认为是迄今为止人类发现的强度最高的纤维,是当之无愧的。

最后需要指出的是,近来李亚利等人通过催化热解碳氢化合物如乙醇、乙二醇和己烷直接从气相纺出连续的纳米碳管纤维<sup>[11]</sup>,并测量了连续纳米碳管纤维的力学性能<sup>[12]</sup>。表 9-2 列出了 4 种不同制备条件下得到的连续纳米碳管纤维及其典型的制备条件参数。

所得到的连续纳米碳管纤维的光学显微和扫描电镜照片分别如图 9-2(a)和 9-2(b)所示,从图中可以清楚地看出,尽管从宏观上看,这种纤维是“连续”的,但从微观结构看,离理想情形下的单根纳米碳管无限延伸而形成连续纤维的情况还有很大的距离。

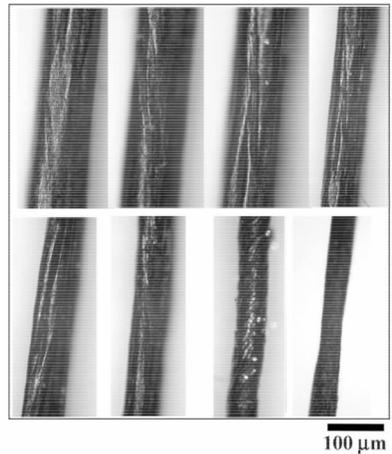


图 9-2 连续纳米碳管纤维的光学显微镜照片 (来自同一束纤维的不同部分)

表 9-2 4 种连续纳米碳管纤维的特征合成条件

样品号	Fe 催化剂含量 原子分数 $x_{Fe}$	载气流量 $Q_{gas}$ (L/min)	注射速率 $\lambda$ ( $\mu\text{mol/h}$ )	碳氢化合物
1	$1.0 \times 10^{-3}$	$1.0$ (N <sub>2</sub> )	$1.0$	乙醇
2	$1.0 \times 10^{-3}$	$1.0$ (N <sub>2</sub> )	$1.0$	乙二醇 (G)
3	$1.0 \times 10^{-3}$	$1.0$ (N <sub>2</sub> )	$1.0$	乙二醇 (M)
4	$1.0 \times 10^{-3}$	$1.0$ (N <sub>2</sub> )	$1.0$	己烷

注: ①炉温为  $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ ; ②  $x_{Fe}$  的原子分数为铁同包括载流气在内的所有其他原子的比值; ③注射速率指的是含噻吩和铁催化剂的碳氢化合物液体的注射速率,噻吩的浓度随铁催化剂而改变,其中  $x_{Fe}$  比大约保持在  $1.0 \times 10^{-3}$ 。

图 9-3 为 4 种不同合成条件下的连续纳米碳管纤维的典型应力—应变曲线。图 9-4 为测得的力学性能与合成条件之间的关系。从图中可以看出,即使强度最高的连续纤维,其拉伸强度也仅为  $1.5 \sim 2.5 \text{ GPa}$ ,这比前面所介绍的理论计算值和由单根纳米碳管所得到的结果要低很多。这其中的原因主要有两个,一是在连续纤维中纳米碳管的取向并不完全一致,另一个原因就是纳米碳管纤维并不是理想的“连续”,而是由许多几十微米甚至更长的纳米碳

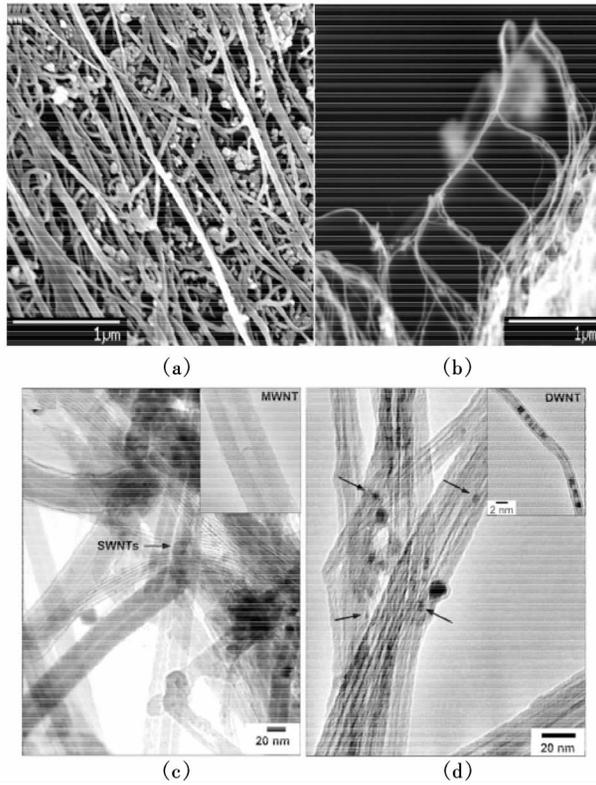


图 猿圆 纳米碳管连续纤维的扫描电子显微镜照片

(葬纤维样品 喷的多壁纳米碳管束的电镜照片(由乙醇热解制备))

(遭纤维样品 喷显示出单壁纳米碳管束的分岔特点 (糟纤维样品 喷的 裁照片

(凿纤维样品 喷的 裁照片

管联结在一起的。

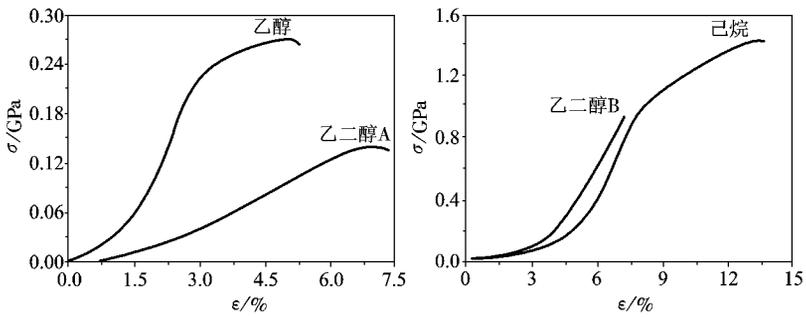


图 猿猿 源种合成条件下纳米碳管纤维的典型应力—应变曲线

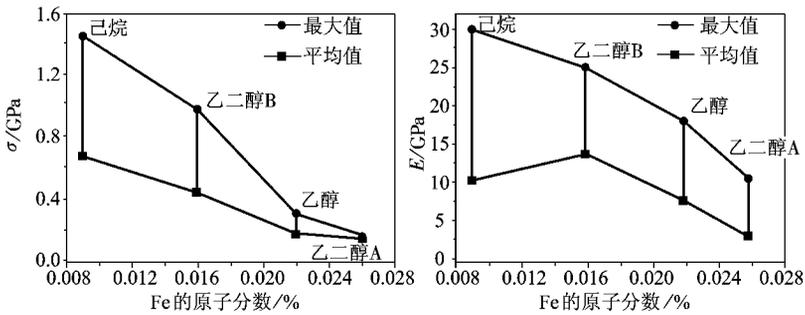


图 9-2 不同溶剂中合成条件下得到的连续纳米碳管纤维的最大和平均强度及模量与合成过程中铁催化剂含量的关系

### 9.2 纳米复合材料的力学性能

纳米复合材料是指两种或两种以上的纳米组元均匀混合在一起而组成的材料。从力学性能角度考虑,人们最关心的是圆-圆维、圆-猿维和圆-园型复合材料。圆-圆维纳米复合是受自然界和生物材料的微观结构启发而发展起来的。例如,具有圆-圆维纳米复合结构的天然珍珠、贝壳具有与釉瓷相似的强度,但韧性显著高于釉瓷。动物骨头具有很高的抗弯强度和韧性。研究表明,纳米复合材料既有高的强度,同时又具有高的韧性。例如,猿猿年,猿猿等人合成了具有纳米复合结构的悦悦悦材料,在猿猿温度下拉伸时完全消除了悦悦悦(体心立方)相悦悦悦的脆性断裂。该材料具有较高的应变强化,在达到约悦悦悦的断裂强度时,断裂应变达到悦悦悦,显示出极高的塑性和强度。因此,通过纳米复合材料,人们可突破现在工程材料的强度与韧性此消彼长的矛盾,创造高强度、高韧性统一的新材料。图 9-3 示意地表明了工程材料通过细化和纳米复合可实现高强度和高韧性的统一。

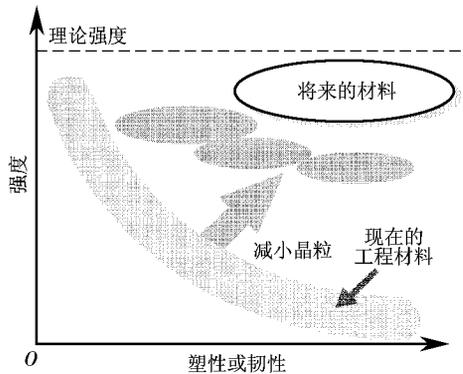


图 9-3 将来的纳米复合材料的强韧性和现行工程材料的比较

### 9.3 金属纳米复合材料

#### 9.3.1 常规时效硬化 粤合金

粤是面心立方金属,强度低,塑性好,工业纯粤的抗拉强度仅为悦悦悦。在粤基体中沉淀析出弥散的纳米原子团或粒子能使粤合金的强度大大提高。通过固溶、人工时效强化的粤合金,是目前广泛应用于工程结构中的传统的圆-猿维纳米复合材料。悦悦悦粤合金、悦悦悦粤合金、悦悦悦粤合金,是这种时效硬化粤合金的典型代表。然而,这类合金的最大室温抗拉强度不大于悦悦悦。结合其他强化手段,如固溶强化、细晶强化、加工强化、纤维强化等,也很难再大幅度提高粤合金的强度。猿猿年,北京航空材料研究所采用精炼方法去除杂质,加微量的悦悦悦

化晶粒和增强强化相的效果,使 猿猿合金的抗拉强度提高到 猿猿,提高率约为 猿猿。

常规时效强化 猿猿合金强度很难提高的主要原因,可能是从母相晶格脱溶析出的原子团或纳米粒子和母相保持共格或半共格的关系,畸变能大所致。因此,降低沉淀粒子与母相的界面能,或改变沉淀的本身结构或性质,或进一步细化 猿猿合金的晶粒,可使 猿猿合金的强度得到进一步的提高。

### 猿猿纳米晶和非晶两相 猿猿合金

在 猿猿非晶中结晶出部分纳米尺度的 猿猿粒子的两相 猿猿合金具有非常高的强度。非晶 猿猿合金部分晶化形成不同组织,大大提高了合金的断裂强度。例如, 猿猿 猿猿 猿猿两相

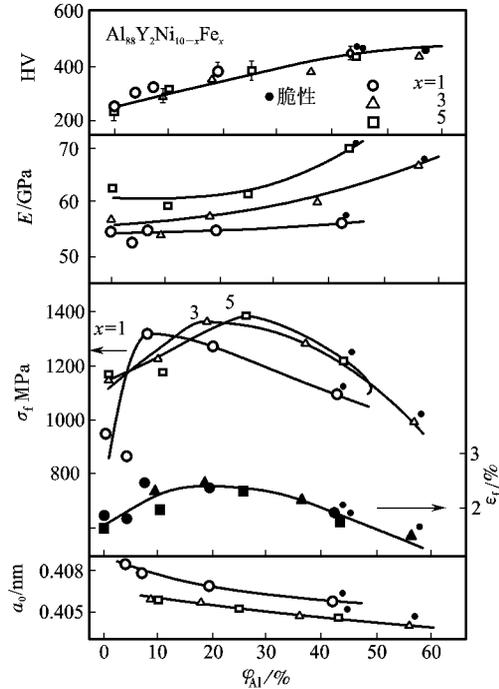


图 猿猿 猿猿再 猿猿 猿猿( 猿猿)合金的力学性能与 猿猿纳米 猿猿粒子体积分数  $\phi_{Al}$  的关系

合金的断裂强度  $\sigma_t$  高达 猿猿,是常规 猿猿合金断裂强度的 猿倍,也高于单相非晶合金的断裂强度(猿猿-猿猿)。两相 猿猿合金的强度与 猿猿纳米晶体粒子的直径有关。当 猿猿粒子的直径长大到 猿~猿时,非晶态以厚度约为 猿的网状包围 猿纳米粒子,断裂强度为 猿。此外,这类合金的强度与 猿纳米粒子的体积分数有关。如 猿再 猿( 猿为 猿灶 猿猿悦燥等)的弹性模量、维氏硬度、断裂强度等均随 猿的体积分数  $\phi_{晶}$  的上升而升高,但断裂强度在  $\phi_{晶} \approx$  猿时达到最大值,如图 猿猿所示,图中 猿为点阵参数。类似的合金还有 猿灾 猿、 猿 猿等。它们组织的共同特点就是在非晶基体中均匀分布着细小的 猿纳米晶。

弥散分布在非晶基体中的纳米 猿粒子提高合金强度的原因是由多重因素造成的,这些因素有以下几方面。

#### ① 从非晶基体中析出的 猿 猿的 猿

粒子是不含位错的完整 猿晶体。

② 从非晶基体中析出的 猿晶体 猿的界面能,比从晶体中析出 猿具有的晶体 猿界面能低 猿个数量级。

③ 非晶 猿晶体界面有高密度的原子排列结构,没有多余的空位或空隙,因而能阻止裂纹在界面扩散。

④ 猿粒子之间的距离小于切变带的宽度,能有效地阻止在非晶基体中的切变变形。

⑤ 猿结晶后造成非晶基体成分的重新分布和改变,也能使强度升高。

然而,太高的强度使在较低温度下用挤压方法把这种合金加工成零件或挤压成大块体变得十分困难,而高的挤压温度会使纳米 猿粒子长大,这些都限制了这种合金的实际应用。

最近,井上实验室采用粉末冶金的方法成功制备出 猿再 猿的高强度纳米 猿与非晶两相混合的大块体 猿再 猿合金。制备方法是首先将纯组元金属用电弧熔炼成 猿的

铸锭 经在 1500K 温度重熔后雾化成非晶粉末, 然后将非晶粉末在不同的温度下压制成型。在不同温度和 100MPa 的压力下, 压制试样的相对密度大于 0.95。在热压的过程中从非晶中结晶出弥散分布的 0.1μm 晶体和 0.2μm 晶体, 其尺寸为 0.1~0.2μm。图 9-10 为在不同温度 100MPa 下压制成型的试样在压缩实验中的正应力—正应变曲线, 其中在 1500K 压制固化的试样的正应力为 1000MPa 应变为 10%。这种类似粉末冶金的方法为超高强轻质 0.1μm 合金的发展和 应用开辟了新的途径。进一步消除非晶态基体的脆性和提高这种两相 0.1μm 合金的塑性是关键因素, 这就要求提高热压温度以降低合金的强度。

9.1.2 纳米金属间化合物 0.1μm 合金

在接近晶化温度的条件下挤压或热等静压雾化

的 0.1μm 非晶粉末, 可获得由纳米金属间化合物(约 0.1μm)强化的 0.1μm 合金。随着成型温度的不同, 0.1μm 晶粒尺寸可达 0.1~0.2μm。这种结构的 0.1μm 合金具有 0.1~0.2GPa 的断裂强度, 弹性模量约为 0.1~0.2GPa, 室温悬臂疲劳强度为 0.1~0.2GPa, 延伸率可达 10%, 显示出很好的塑性。塑性提高的主要原因是 在亚微米尺寸的 0.1μm 相中出现了位错。此外, 该类合金具有很高的应变速率敏感性, 在 1500K 温度和 100MPa 的高应变速率下延伸率可达 10%~20%, 因而可在中温至较高的温度下加工成型, 解决了纳米与非晶两相 0.1μm 合金不能成型的问题。

将常规的 0.1μm 合金雾化成小于 0.1μm 的粉末, 在液氮温度下高能球磨成纳米粉末, 再将纳米粉末经热等静压压制成纳米晶 0.1μm 合金, 亦可大幅度提高 0.1μm 合金的强度。这种方法避免了制备非晶粉末的成分限制。例如, 将 0.1μm 合金(Al<sub>2</sub>Co<sub>2</sub>)纳米粉末, 在 1500K 和 100MPa 的热等静压下可制成晶粒为 0.1μm, 相对密度为 0.95 的大块体 0.1μm 合金。这种纳米 0.1μm 合金的  $\sigma_{\text{屈服}}$  比原 0.1μm 合金的最高强度 ( $\sigma_{\text{屈服}}$ ) 提高了 10%, 而延伸率保持不变(10%)。因此, 这种纳米晶化的常规 0.1μm 合金更具有实用性, 易于推广。

9.1.3 纳米准晶 0.1μm 合金

准晶是具有 5 次或 6 次、12 次旋转对称电子衍射图的合金相。1984 年在快淬的 Al<sub>2</sub>Co<sub>2</sub> 合金中首次发现准晶。准晶具有长程取向序而无周期平移序, 不能像具有 3 次或 6 次对称的晶体那样通过周期平移堆积或排列出无空间间隙的晶体, 因此有人称准晶为 0.1μm 相(0.1μm)。室温下准晶具有很高的弹性模量和强度, 但脆性大, 在 0.1μm 合金中可作为强化相。利用快淬等方法, 可获得纳米准晶和纳米 0.1μm 两相混合的合金。例如, 快淬的 Al<sub>2</sub>Co<sub>2</sub> 合金的结构为 0.1μm 的准晶颗粒被 0.1μm 厚的 0.1μm 层包裹, 准晶的体积分数为 10%~20%, 无大角度晶界。冷却时, 首先从液相中析出无规则分布的准晶初相, 然后从剩余的液体中结晶出无晶界的 0.1μm。这种组织使该 0.1μm 合金的强度可达 0.1~0.2GPa, 例如 Al<sub>2</sub>Co<sub>2</sub> 合金的抗拉强度高达 0.1~0.2GPa。类似的 0.1μm 合金还有 Al<sub>2</sub>Co<sub>2</sub> 合金(Al 为过渡族金属)、Al<sub>2</sub>Co<sub>2</sub> 合金和 Al<sub>2</sub>Co<sub>2</sub> 合金等, 它们的抗拉强度均大于 0.1GPa。值得注意的是, 这类合金具有良好的冷加工性能, 冷轧时其厚度可降低 10%。在冷轧中合金的硬度和断裂强度同时

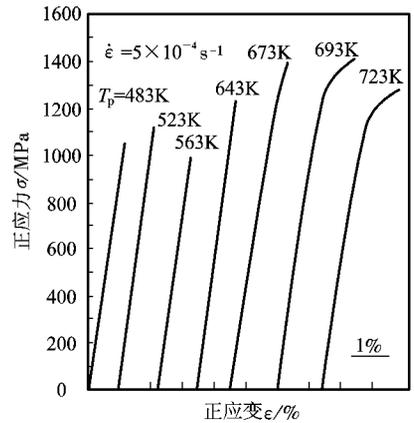


图 9-10 在不同温度下固化成型的大块体 0.1μm 合金的正应力—正应变曲线

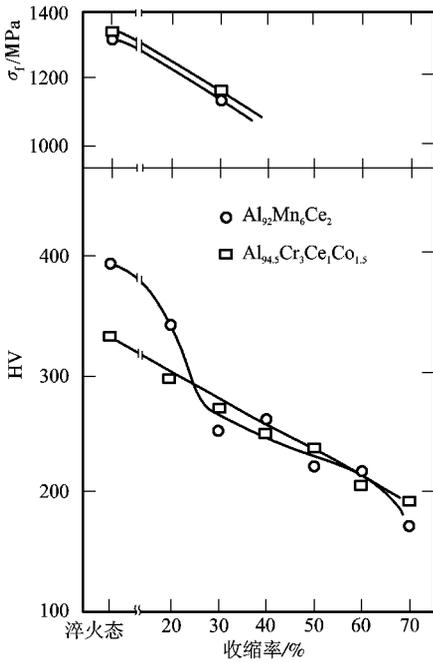


图 猿圆 冷轧时准晶—粤合金的强度、硬度与变形量的关系

的准晶(为晶体和准晶态粤合金的断裂强度  $\sigma_{f0}$  为 猿园~ 猿园, 断裂应变率  $\epsilon_{f0}$  为 猿~ 猿。图 猿圆表示了这类合金的  $\sigma_{f0}$  和  $\epsilon_{f0}$  之间的关系。

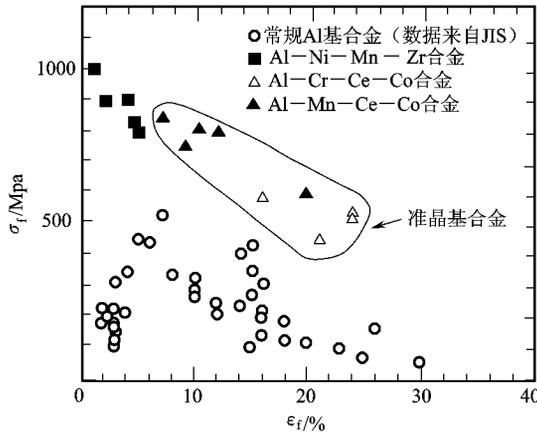


图 猿圆 准晶基粤合金的  $\sigma_{f0}$ 、 $\epsilon_{f0}$  与常规粤合金的比较

### 圆高塑性型

这类合金的主要成分有粤、Ni、Mn、Zr和粤(其中粤为过渡族金属), 制备方法和合金的结构与高强度合金类似。这类合金的  $\sigma_{f0}$  为 猿园~ 猿园,  $\epsilon_{f0}$  为 猿~ 猿,  $\sigma_{f0}$  与  $\epsilon_{f0}$  的关系见图 猿圆。由图可知, 高强型和高伸长率型的准晶粤合金的性能明显优于常规粤合金的性能。

降低, 如图 猿圆所示。由电镜分析表明, 冷轧时准晶粒子的尺寸由快淬后的 猿~ 猿降低至冷轧后的 猿~ 猿。准晶粒径的减小是冷轧时碎化的结果, 但同时塑性的 猿~ 猿自发地填补进准晶的碎化空间。这种明显的加工软化现象, 与准晶 猿~ 猿界面大量吸收的位错有关。冷轧后准晶和 粤相上无位错存在, 证实了冷轧中位错被界面吸收。

虽然快淬能使准晶强化的粤合金的强度为常规粤合金强度的 猿~ 猿, 但因快淬带的厚度太小( $\mu$ 皂级)而限制了它们的工程应用。为此, 采用粉末冶金方法可制备出具有实用性的合金。其方法是先将合金熔化, 雾化成粉, 然后在低于准晶析出的温度下将粉体挤压成大块体粤合金。这类合金可分为三种类型。

### 圆高强度型

这类合金主要有粤、Ni、Mn、Zr和粤(粤为过渡族金属)等。将合金粉体在 猿~ 猿(为过渡族金属)等。将合金粉体在 猿~ 猿(准晶析出温度约 猿~ 猿)挤压成型, 得到类似于快淬

高温强度型

这类合金主要有 Al<sub>3</sub>Fe<sub>4</sub>Cr<sub>2</sub>Ti<sub>2</sub>-26P/M、Al<sub>3</sub>Fe<sub>4</sub>Cr<sub>2</sub>Ti<sub>2</sub>-75P/M 和 Al<sub>91</sub>Fe<sub>5</sub>Cr<sub>2</sub>Ti<sub>2</sub>-75P/M。这类合金在较高温度下具有高强度。如在温度为 300 K 时  $\sigma_{0.2}$  为 600 MPa，在 600 K 时  $\sigma_{0.2}$  为 300 MPa，达到美国空军的标准。如图 9-10 所示。

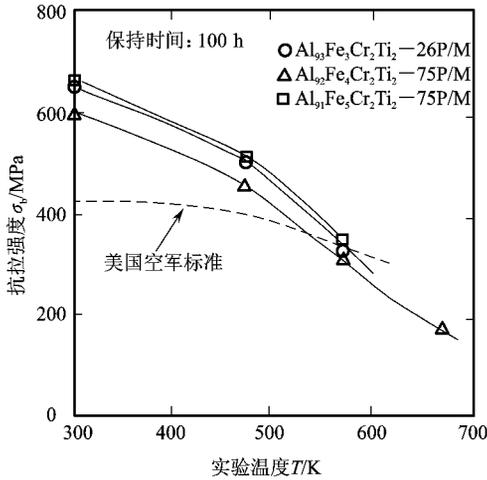


图 9-10 Al-Fe-Cr-Ti-P 合金的抗拉强度与实验温度的关系

这三种类型合金的成分、组织结构和主要性能总结于表 9-10。

表 9-10 纳米准晶 Al-Fe-Cr-Ti-P 合金

类型	成分	组织	力学性能
高强度型	Al <sub>3</sub> Fe <sub>4</sub> Cr <sub>2</sub> Ti <sub>2</sub> -26P/M Al <sub>3</sub> Fe <sub>4</sub> Cr <sub>2</sub> Ti <sub>2</sub> -75P/M	准晶 准晶	$\sigma_{0.2}$ 600 MPa (300 K) $\epsilon$ 10% ~ 15%
高塑性型	Al <sub>3</sub> Fe <sub>4</sub> Cr <sub>2</sub> Ti <sub>2</sub> -26P/M Al <sub>3</sub> Fe <sub>4</sub> Cr <sub>2</sub> Ti <sub>2</sub> -75P/M	准晶 准晶	$\sigma_{0.2}$ 300 MPa (600 K) $\epsilon$ 10% ~ 15%
高温型	Al <sub>91</sub> Fe <sub>5</sub> Cr <sub>2</sub> Ti <sub>2</sub> -75P/M	准晶 准晶 + 纳米晶	$\sigma_{0.2}$ 300 MPa (600 K) (准晶)

注：□ 为准晶，△ 为过渡族金属。

9.10 陶瓷纳米复合材料

自然界中的珍珠、贝壳等，就是硬质的碳酸盐等无机物纳米层和软性的有机物纳米层天然复合在一起，实现了高强度和高韧性的统一。根据纹石晶片按特殊层状结构与微量有机质结合形成的复合材料，其断裂韧性比纯纹石高出了 10 倍以上。这一原理，美国学者首先设计了石墨薄片与石墨薄层交替复合的层状复合材料，其断裂韧性达到了 100 MPa $\sqrt{m}$ ，断裂功高达 1000 J/m<sup>2</sup>，是常规陶瓷的几十倍。

最近通过由高温分解液态的高分子预聚体而得到的无定形 SiO<sub>2</sub> 粉末，制备出不同颗粒尺寸的纳米复合物。当氧化钼助剂的质量分数从 10% 降到 1% 并最终降到 0.1% 时，所制备的复合材料从微—纳米结构(纳米尺寸的碳化硅包覆在亚微米尺寸的氮化硅中)向纳

—纳米结构转变。在没有添加任何烧结助剂的情况下,合成了具有猿~缘μm颗粒尺寸的纳米晶氮化硅—碳化硅陶瓷复合物。他们的研究还发现这种纳米—纳米复合材料在一定的温度和压缩应力下显示出很高的抗蠕变性。

运志峰等<sup>[58]</sup>研究了氮化硅陶瓷与具有六方石墨状结构的氮化硼的纳米复合材料的高温力学性能。之所以选择六方石墨状的氮化硼作为高温结构陶瓷的添加相,是因为它的结晶结构同石墨相似,而石墨在高温下的断裂强度和弹性模量随温度的升高而增加。结果发现这种纳米复合陶瓷的强度和硬度可以一直维持到高温,而弹性模量也随温度的升高而增加,一直到员~员.5e5℃。

运志峰等<sup>[59]</sup>研究了含有氮化铝和稀土氧化物 蕴韵韵等添加助剂的液相烧结的碳化硅陶瓷的高温力学性能。他们发现含有体积分数为 员%添加助剂的复合陶瓷具有优异的抗蠕变性以及抗氧化性,蠕变变形可能主要由颗粒边界扩散所导致的颗粒边界滑移所控制。

月建平等<sup>[60]</sup>通过等离子体法制备了含氧化钇(远%)和氧化铝(猿%)掺杂的氮化硅粉末,这一材料具有双峰粒子尺寸分布,并且 苑%为无定形相。在 员.5e5℃下无压烧结得到致密的纳米复合材料,纳米压痕测试发现与微米尺寸的氮化硅相比,材料呈现出负的 匀-孕关系。纳米尺寸氮化硅的弹性模量几乎不依赖于最大负荷,而其断裂韧性则和普通的微米尺寸的氮化硅陶瓷差别不大。

值得一提的是,近来在 蔡等<sup>[61]</sup>通过火花等离子体烧结(杂)方法制备了具有相对低温和高应变速率超塑性的 粤韵韵的陶瓷纳米复合材料。这种纳米陶瓷复合材料在 员.5e5℃到 员.5e6℃创纪录的低温下具有高应变速率超塑性,可以同镍基超级合金相媲美。其最大应变速率超过 员%泽,并且可以达到超过 圆%的压缩应变而不产生裂纹。具有纳米尺寸粒子的最终复合物同时具有优异的光学性质,红外光可以完全透过。

## 怨.2.2 碳纳米管复合材料

已有的理论和实验研究均表明纳米碳管具有非常优异的力学性能,因此可将其用作复合材料的增强体。由于纳米碳管的长度很短(一般在几百毫米),在作为复合材料增强剂时,不仅需要考虑纳米碳管和基体材料的结合情况,而且需要考虑纳米碳管的排列取向。为了充分利用其轴向的超高强度,需要把纳米碳管很整齐地沿轴向排列起来,这是一个较困难的问题。同时,纳米碳管的生产成本仍然很高,因此纳米碳管复合材料如果不能极大地提高其性能,则其应用范围也就非常有限。但是如果将纳米碳管作为功能复合材料,比如导电材料、屏蔽材料等添加物,能发挥其优异的综合性能。

### 员. 界面结合和纳米碳管长径比对复合材料性能的影响

#### 员.1 界面结合对复合材料性能的影响

纳米碳管之间存在较强的范德华力作用,因此纳米碳管容易相互缠绕,很难将其分开得到分散良好的单根纳米碳管,特别是单壁纳米碳管,相互间的范德华力作用更强,常常形成束状结构,因而更难分离。通过各种物理化学方法处理,尽管能够得到分散性良好的纳米碳管,但处理过程会对其表面状态以及长径比等产生一定影响。因此,如何能使纳米碳管在复合材料的基体中很好分散,而且与基体很好结合是纳米碳管增强复合材料首先应考虑的问题。在制备多壁纳米碳管复合材料时,如果纳米碳管最外层与基体形成化学键,结合比较紧密,那么可能出现中间以及内部层与最外层发生相对滑移。而纳米碳管与基体间界面结合状况则与两者之间的浸润性、纳米碳管表面和基体是否形成化学键等有关。纳米碳管与基

体材料的结合直接影响到复合材料中应力的传递,因此需要增大纳米碳管对基体的浸润性。纳米碳管与基体形成化学键,从而会对其自身力学性能产生影响。[1]采用分子动力学模拟,比较了纳米碳管是否与基体形成化学键对其力学性能的影响,发现纳米碳管管壁上出现化学键后,其弹性模量下降,并且与纳米碳管的直径和螺旋结构无关,但如果纳米碳管能很好地和基体结合,可有利于应力的传递,仍然能够得到高强度的复合材料。

圆长径比对复合材料性能的影响

通常纳米碳管的长度在几微米到几百微米,因此作为增强体在复合材料中是短纤维增强,需要考虑纳米碳管的长径比,才能充分利用复合材料中纳米碳管的强度。纳米碳管的断裂通过剪切力来转移,为了达到纳米碳管断裂的最大应力,纳米碳管必须满足一个最小的长径比。假设实现最大断裂应力时,存在一个最小的长径比,其中为纳米碳管的最小长度,为纳米碳管直径。

根据无规取向短纤维复合材料公式,最小长径比可以表示为

$$\frac{l_c}{d} > \frac{\sigma_{CNT}}{\tau} \quad (9-1)$$

式中:  $\tau$  为界面剪切应力。对于给定直径的纤维,需要较长纤维来实现最大应力值。可使用上式来估算纳米碳管在复合材料中的临界长度。根据已有的测量结果,  $\sigma_{CNT}$  可取 1000 MPa, 而一般树脂等基体的剪切应力  $\tau$  在 10 MPa 左右,假定纳米碳管直径在 10 nm 左右,那么  $l_c$  与直径有如图 9-1 的关系。从图中可以看出,纳米碳管的临界长度与其直径相关。根据图 9-1,能够实现最大断裂应力的长径比一般在 (10~100) 之间,采用任何一种方法制备的纳米碳管基本上均可满足这一要求。同样,如果界面剪切应力小,则长径比更小,更短。

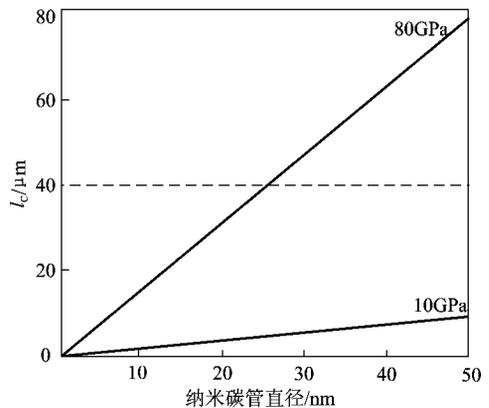


图 9-1 不同强度纳米碳管长度和直径之间的关系

圆纳米碳管聚合物复合材料

[2]等将经过纯化的纳米碳管机械地混合到环氧树脂中,经过切片后,得到取向很好的纳米碳管,这是较早进行的纳米碳管复合材料的研究。在复合材料中,纳米碳管的分散均匀性以及纳米碳管的添加量是影响纳米碳管复合材料的重要因素。[3]等采用非离子表面活性剂处理纳米碳管,并研究了纳米碳管—环氧树脂复合材料的动态力学性能。复合材料的制备过程为将纳米碳管加入到溶有表面活性剂的丙酮溶液中,然后再加入环氧树脂单体、聚酰胺固化剂,经搅拌固化后制得复合材料。由于添加了非离子表面活性剂,加入 1% 质量分数的纳米碳管就可以使环氧树脂的玻璃化温度从 150℃ 提高到 180℃,弹性模量提高 10%,而不加表面活性剂的同样组成的复合材料的  $T_g$  为 150℃,弹性模量仅提高 5%。这说明纳米碳管经非离子表面活性剂处理可有效地提高其与环氧树脂的界面结合强度。[4]等研究了不同类型的纳米碳管对环氧树脂基复合材料力学性能的影响。他们的研究发现纳米碳管的加入不仅可以大幅度提高材料的强度和弹性模量,更加重要的是,复合材料的断裂韧性都有不同程度的提高。当加入质量分数为 0.5% 的胺基功能化的双壁纳



复合材料中,纳米碳管具有纳米级散热器的作用,能防止由于光学和电学作用产生的大量热聚积,保持共轭高聚物的稳定性,用这种复合材料制成有机发光二极管,不仅具有很好的电致发光性能,而且在空气中的稳定性与原聚合物相比提高了 10 倍以上。

纳米碳管聚合物一般都制成功能性复合材料,以充分利用纳米碳管较好的导电性与发光特性,以及与聚合物较好的结合能力,从而极大地提高复合材料的电导率、发光效率以及稳定性,同时也提高了复合材料的力学性能,可用于制作光电子器件、防静电材料等。

#### 9.1.2 纳米碳管陶瓷基复合材料

陶瓷材料具有较高的硬度和热稳定性,但断裂强度相对较低。可以预期在陶瓷基体中加入纳米碳管,将有可能得到同时具有较好韧性和高温稳定性的复合物。然而,由于纳米碳管和陶瓷氧化物基体之间具有较强的相互作用,要使纳米碳管在陶瓷基体中均匀分散比在聚合物基体中困难得多。

李泽球等<sup>[100]</sup>在合成纳米碳管氧化物陶瓷复合材料方面做了一些探索性的工作。他们别出心裁地用含铁的氧化铝作催化剂,在催化剂上通入均匀混合气体后,在铁催化剂粒子上就原位生成纳米碳管,从而得到纳米碳管氧化物陶瓷混合物,这种混合物粉末再经热压后就得到最终的复合材料。然而,最初的研究发现这些复合物的力学性质令人失望,纳米碳管聚合物的断裂强度只稍稍高于纯氧化铝,但却显著低于不含碳的氧化铝复合物,而其断裂韧性则低于或仅和纯氧化铝相当。然而,对复合材料断面的扫描电镜观察却显示,非常容易弯曲的纳米碳管束,确实可以起到吸收部分断裂能的作用。李泽球等用类似的方法以均匀作碳源制备了纳米碳管陶瓷复合材料<sup>[100]</sup>,在复合材料中纳米碳管的含量可达 10%,并且据报道有显著的增强效果。

由于陶瓷本身不易加工,在陶瓷基体中使纳米碳管定向排列要比在聚合物基体中困难得多。然而一些研究组的工作显示定向排列的纳米碳管金属氧化物陶瓷复合材料确实可以得到。李泽球等人的研究显示,若将粒子的尺度控制在足够小的情况下(约小于 1 μm),许多多晶态陶瓷就出现超塑性,这样就可以用热机械加工方法制备定向排列的纳米碳管陶瓷复合材料。他们制备出了系列含钴和铁的氧化物陶瓷催化剂<sup>[100]</sup>,这些粉末的初始粒径小于 1 μm,但是有些由于严重的聚集效应,需要球磨以使聚集尺寸小于 1 μm,然后如上所述原位合成纳米碳管,所得到的混合粉末在真空中经石墨喷嘴在高温下挤出。他们所得到的最好结果是纳米碳管混合在氧化铝和氧化铝的基体中的复合材料。在这两种情形下,纳米碳管都没有受到加工过程的破坏,并且可以清楚地观察到纳米碳管的有序排列。事实上,由于纳米碳管的存在,使得陶瓷基体的晶粒生长受到限制,并且纳米碳管还可起润滑剂的作用,因此使得超塑性成型更加容易。研究还显示,由于纳米碳管的有序排列,使得复合材料的电导性呈现各向异性,这种各向异性可以通过控制纳米碳管的含量来进行调节。

在森等<sup>[101]</sup>最先研究了单壁纳米碳管陶瓷复合材料,他们利用火花等离子体烧结技术(火花等离子体烧结,SPS)制备了含有 10% 单壁纳米碳管的氧化铝复合材料。SPS 技术的优点是可使陶瓷粉末在较低温度下退火,并且烧结时间较其他烧结技术也大为缩短,因此使得在相对温和条件下制备的完全致密的陶瓷或复合物仍具有纳米晶微结构。另外,SPS 技术不像其他制备过程那样会破坏纳米碳管。在 SPS 技术制备的纳米碳管复合材料中可以观察到纳米碳管束主要位于氧化铝粒子的边界处,并且与氧化铝基体接触紧密。混合粉末在烧结之前经过球磨,可以使纳米碳管尽可能分布均匀,并且不至于破坏纳米碳管。最终得到的

复合材料的断裂韧性有非常显著的提高——大约是未经增强的完全致密化的 粤粤基体的两倍。与以前的研究结果形成对比的是,单壁纳米碳管 粤粤复合材料的断裂韧性随着纳米碳管的含量增加而增加。这可能是由于单壁纳米碳管形成了缠结的网络结构,这样可以阻止裂纹的扩展。后续的研究发现,这一复合体系具有较高的电导性<sup>[猿猿]</sup>。

现在已有多种制备纳米碳管 粤粤氧化硅复合物的方法。猿猿等<sup>[猿猿]</sup>首先通过正硅酸乙酯(猿猿)与多壁纳米碳管制备复合物凝胶,然后再将凝胶在氩气保护下于 猿猿 粤粤下烧结。这一技术有一个缺点,就是烧结过程会导致 猿猿的部分结晶,从而使得基体非常不均一。他们后来又发展了另一种方法可以避免这些问题<sup>[猿猿]</sup>。这种方法是使用 猿猿再粤粤激光来快速加热 猿猿混合物,使得基体部分熔融。这一方法可以制得没有结晶的完全无定形的二氧化硅基体。

猿猿等<sup>[猿猿]</sup>制备出一种新的具有潜在应用前景的光学性质的纳米碳管 粤粤氧化硅复合材料,他们首先合成出由直径从 圆粤粤到 圆粤粤的二氧化硅微球构成的薄膜,然后将 粤粤催化剂沉积在二氧化硅微球表面来催化单壁纳米碳管的生长。由于单壁纳米碳管是高度非线性和快速开关转换的材料,它们可以应用在光学封闭环境下来探测较低的激光强度。

关于制备除氧化铝和氧化硅之外的纳米碳管 粤粤复合物的研究非常少。猿猿等<sup>[猿猿]</sup>进行了用溶胶—凝胶法制备纳米碳管 粤粤复合物的研究。这一材料的应用领域包括光学非线性波导和单维传导膜等。猿猿和 猿猿也通过溶胶—凝胶法制备了可用作感应锂离子电池中的电极的单壁纳米碳管 粤粤复合物<sup>[猿猿]</sup>。迄今为止,关于将纳米碳管与非氧化物陶瓷复合方面的研究还非常少见。猿猿等人通过将 猿猿纳米颗粒与 猿粤的多壁纳米碳管混合后在丁醇中进行超声振荡分散,并在 圆粤粤和 圆粤粤压力及氩气保护下热压 猿粤得到相对密度大于 猿粤的纳米碳管 粤粤米碳化硅块体复合材料,其抗弯曲强度和断裂韧性比同样条件下制备的纳米碳化硅陶瓷提高了 猿粤<sup>[猿猿]</sup>,可能是纳米碳管在基体中增强的同时,又起到了增韧作用。还有一些关于纳米碳管 粤粤纤维复合物<sup>[猿猿]</sup>以及纳米碳管同 粤粤用 猿粤的构成复合材料的报道<sup>[猿猿]</sup>。

### 猿猿 猿猿 粤粤 粤粤 粤粤 粤粤

纳米碳管可作为金属的增强材料来提高金属的强度、硬度、耐摩擦、磨损性能以及热稳定性。王森等<sup>[猿猿]</sup>把纳米碳管用于金属表面复合镀层,获得超强的耐磨性和自润滑性,其耐磨性要比轴承钢高 猿粤倍,同时摩擦因数仅为 圆粤粤~ 圆粤粤,而且该复合镀层还具有高热稳定性和耐腐蚀性等优点。张继红等<sup>[猿猿]</sup>将电弧法制的纳米碳管粉在酒精中分散制成悬浊液后,用滴管将上述溶液滴在珠光体球墨铸铁的基体表面,待溶剂挥发后便形成一层较均匀的纳米碳管层,涂层厚度为 圆粤粤~ 圆粤粤,以 猿粤的二氧化碳连续激光器作热源,进行激光表面处理得到熔覆涂层,在一定温度下保温 猿粤粤,经淬火处理制成纳米碳管 粤粤球墨铸铁熔覆层。通过 猿粤观察试样显微组织以及高分辨透射电镜观察该离子减薄样组成相的形貌,发现复合材料的组织主要为马氏体及网状碳化物,处理后石墨球的数量明显减少,并在石墨周围出现了由马氏体以及马氏渗碳体组成的球状组织。在马氏体中还出现了新的贫铁相并具有规则的几何外形。复合材料表面硬度比石墨 粤粤球墨铸铁高 圆~ 猿个洛氏硬度(粤粤),并且其硬度随淬火温度的升高而增大,猿粤条件下效果最为明显,硬度可达 粤粤。王浪云等<sup>[猿猿]</sup>采用粉末冶金法制备了纳米碳管 粤粤基复合材料。他们以催化热解法制备的纳米碳管为原料,为了改善纳米碳管与铜基体的相容性,用化学镀方法在纳米碳管的表面镀一层金属镍,然后

将铜粉与镀镍的纳米碳管混合均匀,混合粉末中纳米碳管的质量分数控制在 1%~5%。将混合粉末在 100℃、真空中于 10 MPa 压力下压制成型并在 1000℃ 下真空烧结 2 h 得到纳米碳管/铜基复合材料。所得到的复合材料的硬度随着纳米碳管含量的增加而显著提高。摩擦实验发现,在低载荷和中等载荷情况下,随着纳米碳管质量分数的增加,磨损率逐渐降低,因为纳米碳管的增强作用提高了材料的抗塑性流变能力,从而使其耐磨性提高。在高载荷下,纳米碳管/铜基复合材料的磨损率在一定范围内随着纳米碳管质量分数的增加而降低。因为在高循环应力作用下,在较高孔隙率的复合材料中,纳米碳管与铜基体界面开裂,引起复合材料磨损表面的片状层破损剥落,从而导致复合材料磨损率增大。董树荣等<sup>[10]</sup>也制备了纳米碳管增强铜基复合材料。他考察了该复合材料的滑动磨损特性,发现纳米碳管增强铜基复合材料具有良好的减摩、耐磨损性能。该复合材料的磨损过程包括饱和阶段、稳态磨损阶段。在稳态磨损阶段主要发生氧化磨损,同时还发生磨粒磨损。复合材料耐磨性受基体中纳米碳管体积分数的影响,随着纳米碳管体积分数的增加,复合材料的磨损率呈指数降低,可能是由于纳米碳管体积分数的增加,剥落的纳米碳管的数量逐步增加,从而改善了磨损表面的覆盖程度,使磨损迅速降低。实验证明,纳米碳管体积分数在 1%~5% 之间时,其润滑和抑制基体氧化的效果较好,且复合材料具有最佳的减摩、耐磨特性。纳米碳管的增强及相互缠绕作用使纳米碳管在磨损时不易拔出脱落。同时纳米碳管分布在磨损表面明显减弱黏着和复合材料剥落,因而使磨损率迅速降低。马仁志等<sup>[11]</sup>采用直接熔化方法合成了纳米碳管/铁基复合材料。在适当的淬火工艺下,纳米碳管复合材料的硬度可达到 1.5 GPa,比相同工艺条件下的普通铁碳合金的硬度高出 50%。同时显微组织分析发现淬火马氏体中有规则晶体外形的白亮相存在,这些白亮相对复合材料的强度有强化作用。进一步由高分辨透射电镜观察,发现复合材料中弥散分布着纳米碳管,表明纳米碳管能在复合材料中稳定存在并起强化作用。

在金属基体(如铝或镁)中含有常规的碳纤维的复合材料有很多特殊的应用<sup>[12,13]</sup>。这些复合物同时具有较低的密度以及高强度和高模量,因此在航空工业界特别引人注目。将纳米碳管加入金属基体越来越受人关注,尽管到目前为止只有少量的研究成果公开发表。运建忠等<sup>[14]</sup>在 1995 年制备了纳米碳管/铝复合材料,其方法是将纳米碳管与细铝粉混合,然后将混合物装入 2 mm 厚的银外鞘后再拉伸,最后在真空炉中于 700℃ 下将拉伸的银线加热,最终得到复合金属丝,部分纳米碳管在其中沿拉伸轴向排列。制备的复合金属丝的拉伸强度同纯铝差不多,但是纯铝在 700℃ 下长期退火后强度下降约 50%,而这一复合金属丝仍可维持原来的强度。他们研究组后来又制备了纳米碳管/钛复合材料,同纯钛金属相比,其硬度和模量都大幅度增加<sup>[15]</sup>。

饶秉志等<sup>[16]</sup>用非电镀法在不锈钢基底上制备了纳米碳管/镍基复合物涂层。这一涂层与金刚石和石墨/镍基复合涂层相比,具有较高的抗摩擦性和较低的摩擦因数。他们研究组还通过粉末冶金技术制备了纳米碳管/铜复合材料,结果表明,纳米碳管的存在也使得磨损率和摩擦因数得到了改善。这些结果,表明纳米碳管/金属复合物在摩擦方面具有潜在的应用前景。

## 9.3.2 聚合物纳米复合材料

聚合物基纳米复合材料就是分散相的大小为纳米级的超微细分散体系与聚合物基体复合所得到的材料。其中分散相可以是金属、陶瓷、其他无机材料、纳米碳材料,也可以是高分

子材料,如液晶或高分子纳米纤维等。目前,开发最活跃的聚合物黏土分散体系中,黏土被视为巨大的无机聚合物分子。

聚合物纳米复合材料的特点

聚合物基纳米复合材料的显著优点如下:

①可明显提高高分子基体的各种物理性能,如热变形温度、结晶速率、力学性能、功能性等;

②可以就地采用主原料(有机聚合物或者无机物,如黏土等),不需要使用新型物质,是资源节约型的复合;

③纳米复合并不改变原有的聚合物工艺路线,这一特征使得一旦纳米复合获得突破,将率先获得工业化生产。

也就是说,聚合物纳米复合材料使用原有的材料,通过调节复合物中的分散状态,就可提供划时代的性能。

由于聚合物基陶瓷和碳纳米复合材料在前面章节中已有提及,在这一部分中将重点介绍聚合物基无机纳米复合材料。这一类复合材料也是聚合物基复合材料中发展最为迅速的。

用于制备聚合物基无机纳米复合材料的无机物包括:层状硅酸盐黏土、层状化合物、金属粉体、各种无机氧化物等。

表 2-2 将纳米复合材料的性能分成力学性能、热性能、功能性、成型性及其他性能等。由表中可以发现,通过纳米复合化,各种性能均比原来的聚合物显示出一定程度的提高。通过纳米复合化,力学性能与耐热性能虽然明显提高,但大多数数据表明,冲击强度略有降低(也有的报道是冲击强度与原有的聚合物相同或提高,故下结论为时尚早)。

表 2-2 聚合物基纳米复合材料的优点及缺点

性能	提高或降低	变化程度
(力学、热性能)		
拉伸强度	提高	约提高 10%
断裂伸长	明显降低	伸长由 100% 降低到 50% 以下
弯曲强度	提高	约提高 10%
弹性模量(拉伸蠕变)	提高	提高 1.5-2 倍
冲击强度	略降低	一般降低 10%
拉伸蠕变	提高(数据不足)	尼龙 12 提高幅度很大
摩擦因数	降低(数据不足)	尼龙 12 大约减少一半
磨损性	提高	尼龙 12 磨损量减少一半
热变形温度	升高	非晶性聚合物升高 10-15%; 结晶性聚合物升高 10-20%
热膨胀系数	降低(数据不足)	降低 10%
(功能性)		
水蒸气透过性	降低	降为 1/2-1/3
气体透过性	降低	降为 1/2-1/3
燃烧性	提高(需确认)	放热速率(热传导)明显变慢
耐候性	不明确	有提高和降低两种数据
生物分解性	不明确	

续表

性能	提高或降低	变化程度
(源自成型性 熔融时的流动性 成型收缩率 熔接强度)	提高 不变或降低 略降低(需确认)	熔条流动长度等增加 从同等程度到降低 10%
(源自其他 相对密度 透明性 吸水性、尺寸稳定性)	几乎不变 提高 提高	几乎不变(增加 1%~2%) 尼龙 6 透明性由 10% 提高到 20% 吸水速率降低(平衡吸水率相同), 尺寸变化率降至 0.5%~1%

聚合物—层状硅酸盐纳米复合材料(简称 NNC)是目前新兴的一种复合材料,可以实现无机填料和聚合物基体在纳米尺度上的复合。由于其纳米尺度效应和强的界面黏结,因此可以预期此类复合材料具有优异的力学性能和耐热性,并且材料的阻隔性及耐候性均有所提高。与普通的聚合物基复合材料相比,具有以下特点。

①需要填料少。只需很少的填料(约 1%,质量分数)即可使复合材料具有相当高的强度、弹性模量、韧性及阻隔性能。所以 NNC 纳米复合材料比传统的聚合物填充体系重量轻,成本也有所下降。而常规的纤维、矿物填充的复合材料则需要比 NNC 多 10 倍~100 倍的填充量,并且各项性能指标不能兼顾,强度的提高往往以其他性能(如抗冲击性能)的大幅度降低为代价。

②具有优良的热稳定性及尺寸稳定性和阻隔性能。其力学性能有望优于纤维增强聚合物体系,因为层状硅酸盐可以在二维方向上起增强作用。由于硅酸盐呈片层平面取向,因此膜材有很高的阻隔性。

③性价比高。层状硅酸盐蒙脱土在我国有丰富的资源且价格低廉。插层复合法是制备高性能新型 NNC 纳米复合材料的一种重要方法,也是当前材料科学领域研究的热点。它是将单体或聚合物插进蒙脱土层状硅酸盐片层之间,进而破坏硅酸盐的片层结构,剥离成厚度为 1 nm,长、宽各为 1 μm 的基本单元,并使其均匀分散在聚合物基体中,实现高分子与层状硅酸盐片层在纳米尺度上的复合。

#### 聚合物纳米复合材料的形态分类

根据聚合物层状硅酸盐纳米复合材料中无机相的微观结构形态,特别是硅酸盐片层间是否插层有聚合物分子链,把这类复合物分成以下 3 类:相容性差的粒子填充复合物、普通的微粒填充复合物、插层型纳米复合材料和剥离型纳米复合材料。这些分类见图 9-1 所示。

在第一类复合物中(图 9-1(a)),蒙脱土颗粒分散在聚合物基体中,但聚合物与蒙脱土的接触仅限于蒙脱土的颗粒表面,聚合物没有进入蒙脱土颗粒中。在第二类复合物中(图 9-1(b))聚合物进入蒙脱土颗粒,但没有插层进入硅酸盐片层中,它比第一类复合物分散更均匀,相容性较好,但还不是插层复合物。在插层复合物中(图 9-1(c)),聚合物不仅进入蒙脱土颗粒,而且插层进入硅酸盐片层间,使蒙脱土的片层间距明显扩大,但还保留原来的方向,片层仍然具有一定的有序性。在剥离型复合物中(图 9-1(d)),蒙脱土的硅酸盐片层完全被打乱,无规分散在聚合物基体中的是一片一片的硅酸盐片层,此时蒙脱土片层与聚合物

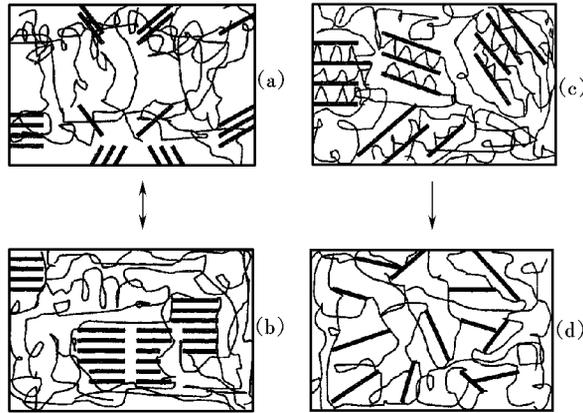


图 2 层状硅酸盐复合材料的形态分类  
 (a) 微粒粒填充状态 (b) 槽插层复合状态  
 (c) 剥粒子填充状态 (d) 剥离复合状态

可以混合均匀。只有第三、第四类复合物才算插层复合物,而且通常第四类复合物即剥离型复合物,比插层型复合物具有更理想的性能,是当前纳米复合材料研究的主方向。

插层型纳米复合材料在分子凝聚态物理中也有独特的研究价值,它提供了聚合物链高度受限于二维空间的理想模型。对此类复合材料的结构以及静态、动态行为的深入研究,可以对高分子凝聚态物理中受限链行为的研究起到推动作用。

聚合物层状硅酸盐纳米复合材料具有高耐热性、高强度、高模量、高气体阻隔性和低的膨胀系数,而密度仅为一般复合材料的 1.1~1.2,因此可以广泛应用于航空、汽车、家电、电子等行业,作为新型高性能工程塑料。由于层状硅酸盐是以纳米尺度分散于聚合物基体中,可以成膜、吹瓶和纺丝。在成膜和吹瓶过程中,硅酸盐片层平面取向形成阻挡层可用作高性能包装和保鲜膜。不仅如此,由于此类层状硅酸盐有很高的远红外反射系数,是开发新一代啤酒瓶及饮料瓶的理想材料。含 10% 的尼龙纤维的远红外反射系数比市售的所谓“红外发射纤维保健用品”的性能好得多,成本大大降低。

### 聚合物纳米复合材料的制备

按照复合的过程,插层复合法可分为两大类。

#### 原位插层聚合

先将聚合物单体分散,插入到层状硅酸盐片层中,然后再进行原位聚合,利用聚合时放出的大量热量,克服硅酸盐片层间的库仑力,使其剥离,从而使纳米尺度的硅酸盐片层与聚合物基体以化学键的方式相复合。

层状硅酸盐的片层空间是制备聚合物—层状硅酸盐纳米复合材料的天然微反应器。日本的 渡边 等人对有机插层剂对插层复合的影响进行了广泛研究,并制备出一系列 烷基类 复合材料。结果表明,此类复合材料的热稳定性及尺寸稳定性均有显著提高,黏土层间距大于 1.5 nm。 等报道了在 溶液中制备 黏土复合材料,抽提实验表明,每克蒙脱土上以化学键的方式接枝了 聚苯乙烯,聚苯乙烯的分子量为 10000。射线衍射及电镜分析结果表明,黏土片层间距为 1.5 nm,粒径为 1.0 μm。

利用离子插层反应(阳离子交换反应)得到纳米前驱体经过原位聚合复合,可以制备聚

合物基有机—无机纳米复合材料,此时得到的是纳米颗粒以一定形态分散复合的状态。值得注意的是,在聚合物插层阶段,是大分子链插入到层状结构之中,因此,这一阶段是分子插层过程,需要满足一定的条件才能使反应进行。插层原位聚合制备聚合物基有机—无机纳米复合材料经过 20 世纪 80 年代的发展,将合成的过程划分为:聚合物单体插入到具有层状结构的硅酸盐黏土(即蒙脱土,化学式为  $(\text{Ca}, \text{Mg}, \text{Al})_2(\text{Si}, \text{Al})_4\text{O}_{10}(\text{OH})_2 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ ) 中,在层间原位聚合,同时聚合物大分子链促使层间解理,在聚合物基体中形成分散的纳米单元,从而原位得到纳米复合材料。例如,采用的无机相蒙脱土(其分子式为  $(\text{Ca}, \text{Mg}, \text{Al})_2(\text{Si}, \text{Al})_4\text{O}_{10}(\text{OH})_2 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ ),它是一种层状型层状硅酸盐,厚度约为 1 nm,层内表面具有过剩的负电荷,通过层间吸附的阳离子来补偿,当其层间吸附的阳离子为  $\text{Ca}^{2+}$ 、 $\text{Mg}^{2+}$ 、 $\text{Al}^{3+}$  等时,与有机或无机阳离子进行交换反应,就是离子交换插层反应。

可以用作插层交换反应的是单核或多核有机阳离子、有机金属络合物及生物阳离子等,均可通过离子交换反应被引入到层间。这些交换反应得到的前驱体在聚合条件下,单体在受限空间内聚合能导致黏土层间崩塌,解理成片层结构,使黏土以约 1 nm 厚的片层分散于聚合物基体中。聚酰胺蒙脱土的原位插层聚合就是通过离子交换反应使黏土有机化后,将聚酰胺单体插入到准二维硅酸盐黏土片层间,进行原位聚合得到纳米复合材料。

原位插层聚合的基体除聚酰胺外,还有聚酰亚胺、聚酯、聚碳酸酯等。另外,在有些情况下,聚合物还可在溶液中直接插层复合,使黏土解理成单层。例如,聚酰胺等属第二类原位生成纳米单元法制备高分子纳米复合材料。

#### 圆聚合物插层法

将聚合物熔体或溶液与层状硅酸盐混合,利用化学及热力学作用,使层状硅酸盐剥离成纳米尺度的片层并均匀地分散在聚合物基体中。

同聚合插层方法一样,聚合物熔体插层也是制备纳米复合材料的有效方法。聚合物熔体插层是聚合物在高于其软化温度下加热,在静止条件或在剪切力作用下,直接插层进入蒙脱土的硅酸盐片层间。Lauritzen 和 Okamoto 等对聚合物熔体插层进行了热力学分析,认为该过程是焓驱动的,因而必须改善聚合物与黏土间的相互作用,以补偿整个体系熵值的减少。在此理论的指导下,通过聚合物熔体插层制备出聚酰胺黏土、聚酰胺黏土纳米复合材料。

这些材料的研究结果表明,熔体插层方法制备的纳米复合材料的性能与聚合插层方法制得的材料基本相同,说明聚合物熔体插层具有广泛的适用性。从理论上深入地研究插层复合的机理是由 Okamoto 和 Okamoto 等作出的。他们考察了插层复合的动力学,指出聚合物熔体插层过程中复合物的形成主要取决于聚合物进入蒙脱土颗粒的传质速率,而与高分子在层间的扩散速率无关,并且纳米复合材料中聚合物的扩散行为与聚合物熔体等同。因此,可利用与通常复合物相同的工艺条件(如挤出)进行加工,不需要附加的反应时间。

聚合物溶液插层是聚合物大分子链在溶液中借助于溶剂而插层进入蒙脱土的硅酸盐片层间,然后再挥发掉溶剂。这种方法需要合适的溶剂来同时溶解聚合物和分散蒙脱土,而且大量的溶剂不易回收,对环境不利。

实验表明,聚合物熔体插层、聚合物溶液插层和单体原位聚合插层所得到的复合材料具有相同的结构。由于聚合物熔体插层不需使用溶剂,工艺简单,并且可以减少对环境的污染,因而聚合物熔体插层具有很好的应用前景。

表 9-1 列出了制备聚合物—层间插层纳米复合材料过程中的一些需要注意的关键影响因素及解决办法。

尼龙 猿黏土纳米复合材料是最早工业化的聚合物基纳米复合材料品种,许多公司已纷纷将其推向市场。美国 猿公司 猿已经工业化制备了含 猿~猿的有机黏土填充的聚酰胺纳米复合材料,其阻隔性能是未填充的 猿的 猿倍。采用的技术是熔体插层技术。

表 猿 层间插入法的要点

项目	插入方法的关键点
原料 (猿单体 聚合物)  (猿无机层状物)  (猿有机物(改性剂))	<p>极性低的聚合物难以获得片层剥离纳米复合材料(聚烯烃、猿等)。下述方法对极性低的聚合物剥离片层有效:</p> <ol style="list-style-type: none"> <li>①与少量适当的极性单体共聚;</li> <li>②添加极性共聚单体;</li> <li>③接枝与表面改性(如等离子体改性等)。</li> </ol> <p>形状、大小、形态比对纳米复合材料物性的影响大;阳离子交换容量 猿~猿自身 猿时较好,要特别注意纯度(猿含量、石英杂质、有机质等)。</p> <p>使用烷基铵盐 and 选择极性物质特别重要。烷基铵盐的碳原子数最好在 猿以上;烷基铵盐的胺残基最好是伯胺,改性剂为极性物质时,须与原料(猿的单体、聚合物极性匹配使用</p>
有机反应	充分进行离子交换(残留 猿浓度在 猿以下);测层间距离,校验插入状态
剥离、分散处理	<p>聚合法要彻底脱除残留单体。</p> <p>混炼法包括:</p> <ol style="list-style-type: none"> <li>①混炼机用同向咬合双螺杆挤出机,最好带螺杆元件、啮合轮;</li> <li>②混合时反复加压、减压很重要。</li> </ol> <p>层剥离状态的校验不可少,且必须校验无机物、有机物的浓度</p>

日本尤尼奇卡纳米复合尼龙 猿也是一种工业化的纳米复合材料。他们使用纳米尼龙 猿作为基体,进行与纯尼龙 猿一样的改性,得到一系列新品种纳米尼龙 猿材料。这种尼龙采用黏土与 猿溶剂或者聚合插层复合方式,得到层状硅酸盐片层分散于尼龙 猿基体中的复合材料。这种复合材料除具有黏土基纳米复合材料的优点外,还具有特别的优点,如:吸水时或者高温环境下物性与尺寸变化均小;低剪切速率下熔体黏度高,溢料性低,结晶速率快,可以高循环成型。特别是,这种纳米复合材料使用了白度高的合成层状硅酸盐,其色泽与外观均比较好。所得到的工业规模的尼龙 猿黏土纳米复合材料的性能如表 猿所示。

表 猿 日本尤尼奇卡纳米复合尼龙 猿改性产品的性能

性能参数	配无猿猿 纳米复合 标准型	配无猿猿 高伸长率型	配无猿猿 改进成 型性型	配无猿猿 圆玻璃纤 维增强	配无猿猿 抗冲击型
相对密度	猿	猿	猿	猿	猿
拉伸强度 猿	猿	猿	猿	猿	猿
断裂伸长率 猿	猿	猿	猿	猿	猿
弯曲弹性模量 猿	猿	猿	猿	猿	猿
悬臂梁冲击强度 猿	猿	猿	猿	猿	猿
负荷变形温度 猿	猿	猿	猿	猿	猿
猿	猿	猿	猿	猿	猿
猿	猿	猿	猿	猿	猿

表 8-27 中所示就是一种尼龙-6/蒙脱土纳米复合材料。这种材料与尼龙-6 比较完全成为一种新材料,它也可以进行后续改性。例如,尼龙-6/蒙脱土/玻璃纤维改性的尼龙-6/蒙脱土纳米复合材料,它的性能又比尼龙-6/蒙脱土纳米复合材料提高许多。因此,在经过纳米复合之后,原来尼龙-6 的所有性能都明显提高了一个台阶。尼龙-6/蒙脱土纳米复合材料因此就是一个真正的革新品种。

除了前面介绍的热塑性聚合物纳米复合材料之外,以环氧树脂(以 EPOXY 树脂为典型)为代表的热固性聚合物纳米复合材料也是研究的热点。

制备高性能环氧树脂黏土纳米复合材料的关键是使黏土剥离成独立的片层并均匀分散于环氧树脂基体中。在制备环氧树脂/蒙脱土纳米复合材料的过程中,可能形成插层型、剥离型或者两者兼有的混杂型纳米复合材料。但是,只有剥离型才能使黏土片层与环氧树脂高聚物之间形成巨大的接触表面和均一分散,从而获得最佳性能的纳米复合材料。因此,制备环氧树脂/蒙脱土纳米复合材料的目标之一是制备具有片层剥离型的纳米复合材料。表 8-28 为插层型和剥离型环氧树脂/蒙脱土纳米复合材料与纯环氧树脂的力学性能的比较。

表 8-28 环氧树脂—蒙脱土有机黏土复合材料与纯环氧树脂性能的比较

温度 / 时间	纳米复合材料类型	拉伸强度 / MPa	拉伸模量 / GPa	弯曲强度 / MPa	弯曲模量 / GPa	冲击强度 / kJ/m <sup>2</sup>	热变形温度 / °C
25°C / 1h	插层	100	2.5	100	2.5	10	150
25°C / 1h	剥离	150	3.5	150	3.5	15	180
25°C / 1h	插层	100	2.5	100	2.5	10	150
25°C / 1h	剥离	150	3.5	150	3.5	15	180
25°C / 1h	剥离	150	3.5	150	3.5	15	180
纯环氧树脂		100	2.5	100	2.5	10	150

从表中可以看出,无论是剥离型还是插层型的环氧树脂复合材料,其性能较纯的环氧树脂都有较大幅度的提高。而剥离型的纳米复合材料比插层型的在大多数力学性能指标上都有提高。需要指出的是,抗弯强度和热变形温度变化不大甚至有所下降,其中的原因尚有待进一步的研究。

## 8.3 纳米材料的蠕变与超塑性

对纳米材料的蠕变与超塑性的研究主要集中在以下两点。

① 微米晶材料在低应力和适中温度(约 0.5T<sub>m</sub> ~ 0.7T<sub>m}) 下产生晶界扩散蠕变。由于纳米材料具有相当大的体积分数的晶界和极高的晶界扩散系数,因此纳米材料能否在低应力和较低的温度下(约 0.3T<sub>m</sub> ~ 0.5T<sub>m}) 产生晶界扩散蠕变?</sub></sub>

② 微米晶材料通常在高温下(约 0.7T<sub>m</sub> ~ 0.9T<sub>m}) 和适中的应变速率下(约 10<sup>-3</sup> ~ 10<sup>-1</sup> s<sup>-1</sup>) 才产生超塑性,那么,纳米材料能否在较低的温度和高的应变速率下产生超塑性?</sub>

### 8.3.1 纳米材料的蠕变

材料的蠕变是指材料在高于一定的温度(约 0.5T<sub>m</sub>) 下,即使受到小于屈服强度应力



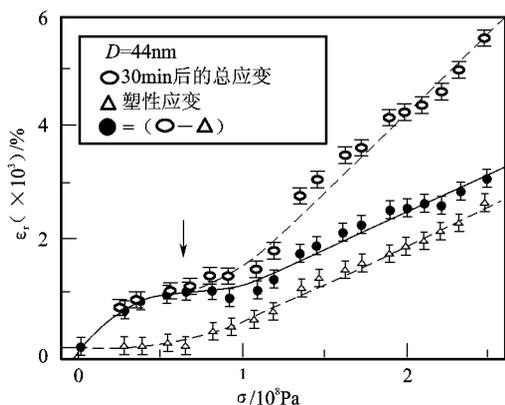


图 9-26 室温下纳米金在给定应力下的蠕变曲线

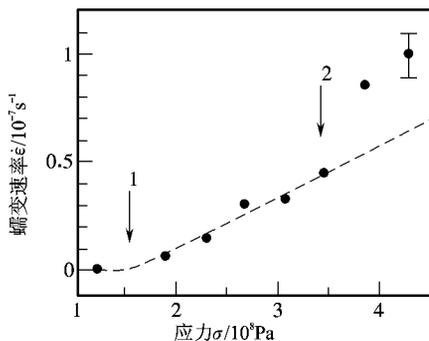


图 9-27 室温下纳米金在给定应力下的稳定蠕变曲线

大于  $10^8$  Pa 和在高应力下, 应力因子为  $10^8$  Pa, 这是位错蠕变。当晶粒在  $10^8$  Pa 和  $10^8$  Pa 时, 晶界对蠕变的影响非常明显, 蠕变符合由晶界扩散所控制的晶界滑动模型。由该模型计算的应变速率和应力的关系如图 9-28 中虚线所示, 与实验值符合较好。这似乎说明  $10^8$  Pa 晶粒以下的蠕变符合由晶界蠕变模型。然而, 该实验所测量的总蠕变量小于  $10^8$  Pa, 远未达到稳态蠕变阶段。此外, 试验中没有测量蠕变激活能, 因此  $10^8$  Pa 以下晶粒蠕变在低应力下的扩散蠕变机制还不能成立。

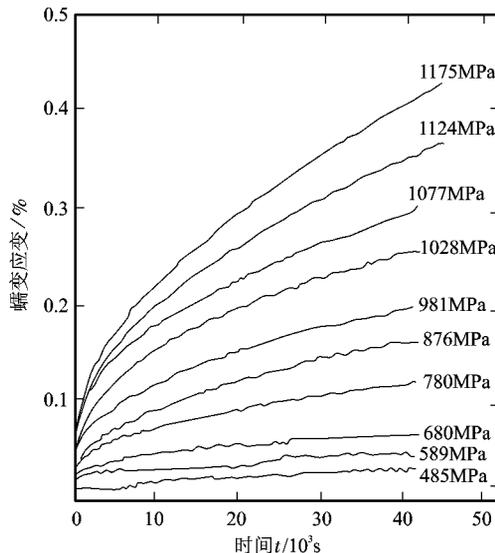


图 9-28 室温下  $10^8$  Pa 试样的蠕变应变与时间的关系

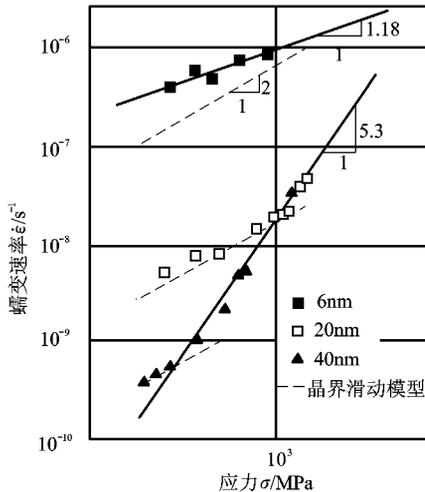


图 9-29 纳米晶的晶粒对稳态蠕变速率与应力关系的影响

采用非晶晶化法准备出全致密的  $10^8$  Pa 纳米晶 ( $10^8$  Pa  $10^8$  Pa) 试样具有相类似的蠕变性能, 即蠕变速率随晶粒的减少而增加。图 9-29 为纳米晶和微米晶  $10^8$  Pa 的应变与时间的关系。由图可知, 纳米晶  $10^8$  Pa 的蠕变速率显著高于微米晶的蠕变速率。稳态蠕变速率





塑性的研究和报道相对很少。

用大塑性变形方法制备的镍基的镍基合金,在室温下和...的应变速率下拉伸时可得...的伸长率。然而,由于该合金的熔点仅为...室温相当于...属于高温变形的温度范围。如果排除该合金,则至今尚未发现纳米材料在室温附近呈现超塑性的实例。

雾化...粉末经...的挤压成型,得到晶粒小于...的试样。该合金在...温度下拉伸时应力、伸长率与应变速率如图...所示。由图可知,随着应变速率从...上升至...,伸长率从...快速升高至...,随后随应变速率的增加和伸长率的降低,在...时仍具有...的伸长率,显示出良好的超塑性。该试验并未报道材料在...温度变形过程中晶粒是否长大,因此不能说明该材料在纳米尺度下具有超塑性。

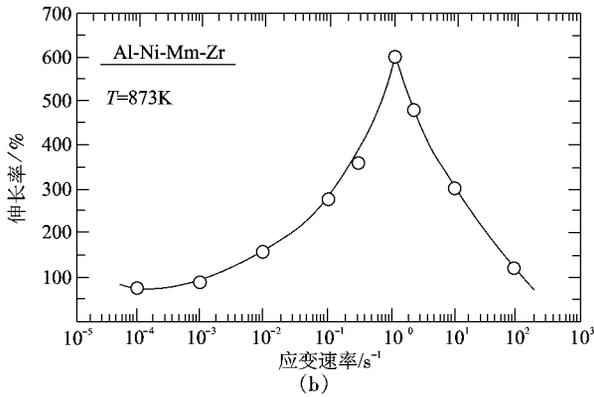
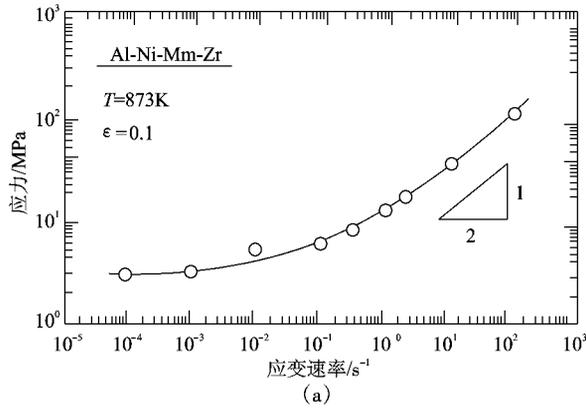


图... 纳米...的应力—应变速率曲线和伸长率—应变速率曲线 (—应力—应变速率曲线 —伸长率—应变速率曲线)

用电解沉积制备的纳米...和...在不同温度下的应力—应变曲线如图...所示。纳米...的超塑性转变温度在...然而,在此温度下...晶粒已明显长大...,已不是纳米晶。因此,纳米...在低温下不可能产生超塑性。用大塑性变形制备的纳米...在...变形后晶粒为...,变形时亦发生晶粒长大,在低温不具备超塑性。纳米...在...

(图 9-10) 和 图 9-11 的应变速率下产生大于 图 9-9 的塑性变形后晶粒为 图 9-10, 虽然晶粒长大了一倍, 仍属纳米晶范围, 但变形过程中产生了明显的加工硬化现象。以上结果说明, 纳米材料在低温下产生超塑性是十分困难的, 对纳米材料的超塑性研究仍处于初始阶段。

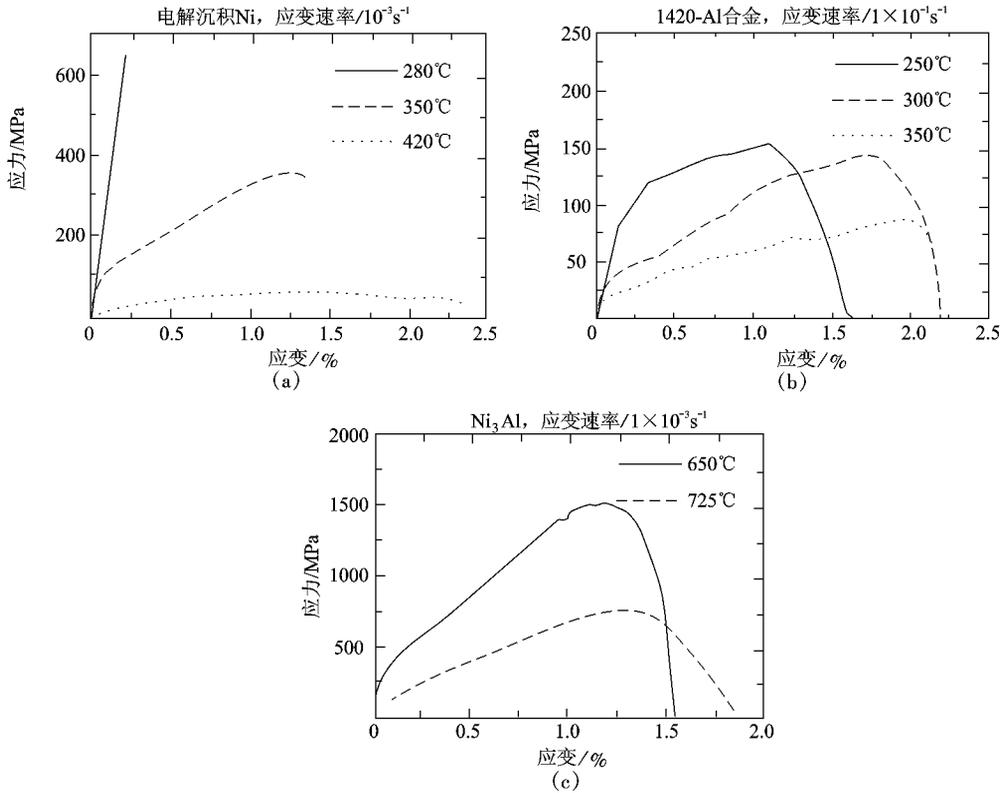


图 9-10 纳米晶金属的应力—应变曲线  
(引自文献 [10], 转引自 [9])

## 复习思考题

简述按照不同的分类标准纳米材料可分为哪些类？

纳米材料的弹性模量、强度和塑性有那些不同于传统块体材料的特点？

纳米材料的密度、缺陷、材料的表面状态以及实验条件对弹性模量、强度和塑性有什么影响？

讨论纳米材料的变形机制。

纤维和圆管纳米复合材料的力学性能有什么特点？哪些因素对其力学性能有较强烈的影响？

举例说明金属基、陶瓷基及高分子基纳米复合材料的主要优缺点。

应变速率超塑性对纳米材料的实用化有什么重要意义？纳米材料能否在较低温度和较高的应变速率下产生超塑性？

举例说明不同基质的纳米复合材料的制备方法。

怨 纳米晶和非晶两相 粤 合金为什么具有很高的强度？

员 为什么纳米碳管纤维具有非常高的强度和弹性模量？

员 高分子在制备纳米复合材料方面有哪些优势？简单列举高分子可以和哪些材料形成纳米复合材料。

# 附 录

附录 员 材料力学性能中的常用单位换算表

长度单位			力单位换算		
米(皂)	毫米(皂皂)	英寸(蚤)	牛顿(晕)	公斤力(噪零)	磅力(遣零)
员	员	猿	员	园	园
园	园	园	怨	员	园
园	园	员	源	园	员
园	园	员	源	园	员
应力单位换算			功单位换算		
牛顿·毫米 (晕·皂)	公斤力·毫米 (噪·皂)	磅力·英寸 (遣·蚤)	牛顿·米 (晕·皂)	公斤力·米 (噪·皂)	英尺·磅力 (蚤·遣)
员	员	员	员	园	园
怨	员	员	怨	员	园
员	员	员	员	园	员
员	员	员	员	园	员
冲击值单位换算			应力场强度因子单位换算		
牛顿·米 (晕·皂)	公斤力·毫米 (噪·皂)	英尺·磅力·英寸 (蚤·遣·蚤)	兆牛顿 (配·晕)	公斤力·毫米 (噪·皂)	千磅力·英寸 (噪·遣·蚤)
员	园	园	员	猿	园
怨	员	源	园	员	园
园	园	员	员	猿	员
能量释放率单位换算			温度单位换算		
牛顿·毫米 (晕·皂)	公斤力·毫米 (噪·皂)	磅力·英寸 (遣·蚤)	摄氏度益	华氏度云	开尔文运
员	园	园	悦	缘 (悦)	悦
怨	员	缘	缘 (云)	云	缘 (云)
员	园	员	运	缘 (云)	运

常用单位换算示例：

员 噪·皂 = 园 噪·皂 员 晕·皂 = 园 噪·皂 员 遣·蚤 = 园 遣·蚤 员 配·晕 = 园 配·晕 员 噪·皂 = 园 噪·皂 员 悦 = 园 悦 员 缘 = 园 缘 员 运 = 园 运

附录 圆 常用材料的力学性能

材料名称		$\sigma_{\text{通}}/\text{MPa}$	$\sigma_{\text{通}}/\text{MPa}$	伸长率 $\delta/\%$	断面收缩率 $\psi/\%$	备注(单位)
球墨铸铁	HT150-圆	150	150	圆		圆
	HT150-缘	150	150	缘		圆
	HT150-150	150	150	150		圆
普通碳素钢	Q235	235	235	25		
	Q275	275	275	25		
	Q345	345	345	25		
优质碳素钢	45	450	450	16	缘	圆
	50	500	500	15	缘	圆
	60	600	600	12	猿	
普通低合金钢	16Mn	355	355	25		$\geq$ 圆
	20MnSi	355	355	25		$\geq$ 圆
	16MnCu	355	355	25		$\geq$ 圆
合金钢	20Cr	785	785	10	缘	圆
	40Cr	980	980	10	缘	圆
	60Cr	980	980	10	缘	圆
弹簧钢	65	785	785	10	猿	
	60Si2Mn	785	785	10	猿	
工业用铝	LY12	275	275	15		
	LY11	275	275	15		
匀质黄铜	软	235	235	45	25	圆
	硬	275	275	15		
匀质黄铜	软	275	275	45	25	圆
	硬	345	345	15		
化工陶瓷		猿	圆*			
透明石英玻璃		缘	员猿*			注:*—抗拉强度
烧结尖晶石		员猿	员猿*			**—抗压强度
烧结氧化铝		圆缘	圆缘*			
烧结月说		猿	猿*			
聚四氟乙烯		员- 员	员- 猿	员- 猿		
聚丙烯		圆- 圆	圆- 猿	圆- 25		
尼龙 原2		缘- 5	2- 5	2- 猿		
聚碳酸酯		缘- 25	缘- 25	2- 员		
聚苯乙烯			猿- 缘	员- 圆		
聚甲醛		2- 缘	2- 25	圆- 圆		
工业有机玻璃		2				员- 员

附录猿 部分材料的平面应变断裂韧性  $K_{Ic}$

材 料	处理条件	$\sigma_{TS}$ 屈服强度	$K_{Ic}$ 平面应变断裂韧性
源钢	愿益 正火	源源	猿- 源圆
源钢	正火	猿源	员员
源钢(源钢)	愿益 回火	员源缘- 员源圆	缘- 猿猿
源钢(源钢)	缘益 回火	员源缘	员圆
员源益(源钢)	怨益 淬火 愿益 回火	愿源	愿缘- 愿
员源益(源钢)	远益 淬火 愿益 空冷	源圆	圆近
猿源益(源钢)	愿益 加热 猿源益 等温	员猿圆	愿
员源益(源钢)	缘益 回火	员源圆- 员猿圆	员- 员源
员源益(源钢)	缘益 回火	员源圆- 员源圆	怨- 员缘
员源益(源钢)	马氏体时效处理	员源圆	员圆
员源益(源钢)	马氏体时效处理	员源缘	愿- 怨
员源益(源钢)	马氏体时效处理	员源缘	缘- 源
铝 圆源源(源钢)		源缘- 源圆	圆缘- 圆近
圆源源(源钢)		缘缘- 缘圆	圆- 圆近
圆源源(源钢)		源圆	圆缘- 圆
猿源源(源钢)		源圆- 缘圆	猿- 源
猿源源(源钢)		缘缘- 缘圆	圆- 猿
猿源源(源钢)		缘缘- 缘圆	圆- 猿
猿源源(源钢)	热轧退火	愿缘	员猿
猿源源(源钢)	再结晶退火	愿缘- 愿缘	愿- 员近
猿源源		愿源圆	猿缘- 缘缘
硅酸盐玻璃			圆近- 圆近
单晶 猿源			员缘
热压烧结 猿源			源- 远
多晶 粤源		缘源圆	猿缘- 源
粤源(粤源) 复合材料			远- 员
立方稳定 粤源			圆愿
粤源(粤源) 复合材料			远缘- 员猿
聚碳酸酯			圆圆
有机玻璃(粤源)			圆近- 员近
聚苯乙烯		猿- 源圆	圆近- 员
聚乙烯			员- 远
聚丙烯			猿- 源缘
聚氯乙烯			圆- 源圆
尼龙			圆缘- 猿
粤源塑料			圆
环氧树脂			圆近
橡胶增韧环氧			圆圆

①按硬度推算的屈服应力值。

附录 源 部分工程材料的疲劳门槛值  $\Delta\sigma_{lim}$

材 料	$\sigma_{lim}$	屈服强度 $\sigma_s$	$\Delta\sigma_{lim}$
低碳钢	源园	园园猿	源园
		园园猿	猿园
		园园猿	源园
		园园猿	猿园
粤猿园低合金高强度钢	源园	园园猿	源园
		园园猿	猿园
		园园猿	源园
		园园猿	猿园
粤猿园低合金高强度钢	源园	园园猿	源园
		园园猿	猿园
		园园猿	猿园
员圆原愿不锈钢	源猿	园园猿	猿园
		园园猿	源园
		园园猿	猿园
源猿	员猿园	园园猿	猿园
源猿	源园	园园猿	猿园
源猿	员猿园	园园猿	猿园
铜	园猿	园	园猿
		园园猿	员猿
源猿	猿猿	园	猿猿















