

难熔金属断口分析图谱

冶金工业部钢铁研究所编

科学出版社

难熔金属断口分析图谱

冶金工业部钢铁研究院 编

科学出版社

1978

内 容 简 介

本书结合难熔金属及其合金的研究和使用,应用扫描电子显微镜,系统和完整地汇集了典型的断口,并根据断口分析的理论 and 实验技术,进行了具体分析。全书共分两部分,第一部分为断口分析的基础知识介绍,第二部分为难熔金属及其合金断口分析图谱。本书可供从事难熔金属脆性断裂研究人员和高等院校有关师生阅读,也可供其他有色金属和钢铁断裂分析专业人员参考。

难熔金属断口分析图谱

冶金工业部钢铁研究院 编

科学出版社出版

北京朝阳门内大街137号

中国科学出版社印刷

新华书店北京发行所发行 各地新华书店经售

1978年8月第 一 版 开本: 787×1092 1/16

1978年8月第一次印刷 印张: 3 1/4 插页: 20

印数: 0001—7,500 字数: 68,000

统一书号: 15031·185

本社书号: 1184·15—2

定价: 1.35 元

前 言

长期以来,工程界总是希望结构材料能承受高载荷而不发生断裂。因此,在金属结构材料的研制工作中,强度和断裂一直是两个最基本的研究课题。近20多年来,由于现代技术发展的迫切要求,有力地促进了高强度和超高强度材料的发展。但是,随着这些新型材料的应用,本来从设计角度认为绝对安全可靠的一些重大的工程体却意外地发生了毁灭性的断裂事故。通过事故分析得知,在金属结构材料,特别是在高强度和超高强度材料中,如果存在宏观裂纹,则容易发生低应力脆断。为了确保工程构件的安全使用,人们不得不把注意力集中在断裂问题,特别是集中在有关裂纹体的断裂问题研究上。于是一门新的学科——工程断裂力学诞生了,并得到了迅速发展。与此同时,断口分析法作为断裂理论和断裂力学分析的一个实验基础也相应地得到了发展,成为断裂理论研究中的一个重要组成部分和断裂事故分析的一个重要手段,成为使材料的组织结构、力学性能与断裂机制之间有机联系在一起的一座桥梁。

断口分析法主要是通过断口的形态分析,去研究人们所关心的一些基本问题:如断裂起因、断裂性质、断裂方式、断裂机制、断裂韧性和断裂过程的应力状态以及裂纹扩展速率等。如果深入地去研究材料的冶金因素和环境因素对断裂过程的影响,通常还要进行断口的成分分析,立体分析,结晶学分析和断口的应力与应变分析等。

目前,断口分析法还在发展中。在断口分析工作中的一个重要任务就是如何根据断口的形貌特征去建立一个普遍的分析方法。毫无疑问,解决这个问题的途径可能是多种多样的,但是无论如何,建立断口分析图谱乃是其中的一个重要途径。

断口分析图谱的基本目的是:

- 1) 收集和整理具体材料在不同断裂条件下所产生的各种典型断口形态,找出其基本特征,研究其共同的规律性。
- 2) 阐明如何根据断口的形貌特征去研究断裂问题的基本原理和方法。
- 3) 在材料的选择和使用上,在材质的判断和事故分析上,能给厂矿和科研单位提供一个可借鉴的和对比分析的依据。

因此,在新型材料的发展和推广使用中,编辑有关断口分析图谱是一项重要的基础性工作。

近年来,我们以一些常用的难熔金属及其合金为对象,应用扫描电子显微镜进行了较为系统的观察和分析,并按分析图谱的基本任务编制成这本《难熔金属断口分析图谱》。

在编排方法上,本图谱共分两部分,第一部分是关于断口分析的基础知识介绍,第二部分是难熔金属断口分析图谱及其说明。

第一部分的内容包括:

- 1) 关于扫描电子显微镜的工作原理和扫描电子象的成象原理的扼要介绍,是为使读者对扫描电子图象有一个基本认识;
- 2) 关于断裂的基本概念和一些与本图谱有关连的断裂机制的扼要介绍,是使读者对

断口分析的理论基础有一个基本概念：

3) 关于不同结构类型的金属材料的一般断裂规律(包括断裂性质、断裂方式和断裂机制等),这是我们近年来从事断口分析工作所概括出来的几点粗浅认识;

4) 关于断口分析中常用名词的注释,目的是给阅读图谱提供方便,内容力求联系断口分析,不限于单纯名词解释。

鉴于断口分析法(或称断口分析学)是一门综合性学科,它涉及到断口形态学,断裂力学,金属学和金属物理以及金属化学等有关方面的基本概念和知识,所以在第一部分中只能做个概略的阐述。

关于第二部分断口分析图谱部分,需要做如下几点说明:

1) 本图谱包括了 VA 族和 VIA 族的纯金属、固溶合金、弥散强化合金、固溶弥散强化合金、液相烧结合金、多孔材料等各种常用的典型合金,并各取其中一种或两种作为代表。

2) 鉴于难熔金属的沿晶脆性断裂和穿晶解理断裂在脆性断裂问题的研究中具有典型的意义,故在编排上将这两种断口照片进行了专门整理。

3) 摄制图谱时,主要采用了自然、拉伸和冲击等三种断口试样,此外还观察了部分蠕变断裂试样。显然只靠这些断口的形态分析还不可能对难熔金属材料的断裂本质建立起完整的概念,有待于今后进一步补充和完善。

4) 将断口分析应用到粉末冶金学领域中是一个值得探讨的问题。因此,我们也将这方面的工作尝试和初步体会放入图谱中,希望能引起粉末冶金工作者的关心和注意。

本图谱第一部分是有关基础知识介绍,第二部分是实际运用。事实上,在第一部分中有不少内容是从难熔金属的断口分析中所概括出来的理性认识[例如第一部分第5节]。当然这些理性认识已超出难熔金属范围而具有一定的普遍意义。所以,在阅读图谱部分后再反过来看第一部分的内容,可能会加深对断口分析的基本原理及其应用的理解。因此,作者希望本图谱对不是从事难熔金属的断口分析工作者也能有一定参考价值。

书末图谱照片外侧方框中的数字,是指本页上照片在文中属于本书第二部分哪一节。

由于经验和时间的关系,在图谱编排上一定存在许多缺点,希望读者提出宝贵意见,以便改正。

目 录

前言	(iii)
第一部分 断口的分析理论和实验技术概要	(1)
1. 断口的观察方法和扫描电子显微镜	(1)
2. 扫描电子显微镜二次电子象的衬度效应来源和基本性质	(3)
3. 金属断裂的基本概念	(4)
4. 断裂机制及其断口的基本形态	(8)
(1) 沿晶脆性断裂	(8)
(2) 解理断裂	(9)
(3) 准解理断裂	(11)
(4) 韧窝断裂	(13)
(5) 纯切变型断裂	(14)
(6) 蠕变(持久)断裂	(16)
5. 金属材料的基本结构类型与断裂性质及断裂机制的关系	(17)
(1) 单晶体	(18)
(2) 单相多晶体	(19)
(3) 单相烧结体	(20)
(4) 复相多晶体	(20)
(5) 复相烧结体	(21)
6. 断口分析中常用名词的注释	(22)
第二部分 难熔金属断口分析图谱	(34)
1. 难熔金属沿晶脆性断裂的典型形貌	(35)
2. 难熔金属穿晶解理断裂的典型形貌	(36)
(1) 直线解理阶	(37)
(2) 二次曲线解理阶	(37)
(3) 具有一定曲率的弧形解理阶(华纳线)	(37)
(4) 扇状花样解理阶	(37)
(5) 河流状花样(树枝状花样)解理阶	(37)
(6) 人字形花样解理阶	(38)
(7) 解理舌	(38)
(8) 解理台阶	(38)
3. 钨	(38)
4. 钼	(39)
5. Mo-0.5Ti 合金	(40)
6. 铌	(40)
7. 钽	(41)
8. 钨铌合金	(41)

9. 弥散强化型钼合金 Mo-0.5Ti-0.08 Zr(42)
10. 固溶弥散强化型铌合金(42)
11. W-Ni-Cu 和 W-Ni-Fe 合金.....(43)
12. 多孔钨渗铜发汗材料(44)
13. 粉末冶金过程的形态学分析(44)
参考文献.....(46)
图谱照片

第一部分 断口的分析理论和实验技术概要

1. 断口的观察方法和扫描电子显微镜

断口分析是借助于显微镜观察和其它辅助技术(如蚀坑分析、立体分析、成份分析和晶体学分析等等),从断口的形貌特征和成份分布状态去研究材料的断裂性质,断裂机制和材料成份、工艺、组织、以及性能之间相互关系的一门学科。很久以来,人类就凭肉眼和放大镜观察断口来鉴定材料的性质和缺陷。随着显微镜观察技术的发展,特别是扫描电子显微镜的研制成功,对观察凹凸不平的断口更能发挥高倍观察的作用,使得断口分析这门学科,不但能用来评价冶金工艺质量和进行事故分析,而且对断裂机制也可能提供更详细的微观观察和验证,成为研究材料的断裂理论一个不可缺少的方法。另一方面,随着断裂力学的发展,也促使断口分析的实验技术和在分析问题(包括定性和定量)的深度上得到了重大的突破和发展。

断口分析的实验基础是直接对断口表面的宏观形貌和微观结构特征进行观察和分析。从断口观察分类学来说,通常把低于40倍以下的观察称为宏观观察,而把高于40倍的观察称为微观观察。

断口的宏观观察是断口微观观察的基础,断口微观观察是断口分析的核心。对断口进行宏观观察的仪器主要有放大镜(约10倍)和体视显微镜(从5倍到50倍)等,在很多情况下,利用宏观观察就可以判定断裂的起始位置和裂纹扩展路径。但如果要对断裂起点附近进行细致研究,分析断裂原因和断裂机制,则必须进行高倍的微观观察。

从技术发展史来看,断口的微观观察经历了光学显微镜(观察断口的实用倍数是在50到500倍间),透射电子显微镜(观察断口的实用倍数是在1,000到40,000倍间),和扫描电子显微镜(观察断口的实用倍数是20到10,000倍间)三个阶段。因为断口是一个凹凸不平的粗糙表面,故对显微镜最基本的要求是它具有最大限度的焦深,其次是具有尽可能宽的放大倍数范围和高的分辨率。由于光学显微镜的焦深浅(比透射电子显微镜小几十倍,比扫描电子显微镜小几百倍),放大倍数范围窄,成像分辨率低,不能充分对断口进行三维观察和分析,故近年来,均采用透射电子显微镜,特别是扫描电子显微镜进行断口观察。

所谓扫描电子显微镜,是用聚缩得非常细的电子束作为照明源,以光栅状扫描方式照射到试样上,然后将从被照射地点激发出的信息加以处理放大,以获得放大几十倍到几十万倍放大像的一种电子光学仪器。关于扫描电子显微镜的工作原理如图1所示。

从图1可以看出:由三极电子枪所发射出来的电子束(一般约50微米左右),在加速电压的作用下(从2千伏到30千伏间),经过三个电磁透镜,会聚成一个细小到50埃的电子探针,在末级透镜上方扫描线圈的作用下,使电子探针在试样表面上做光栅状扫描。由于高能电子与试样物质的交互作用,结果,在试样上发生各种讯号如:二次电子,背反射

电子,俄歇电子,X射线,阴极发光、电动力,吸收电子和透射电子等如图2所示。

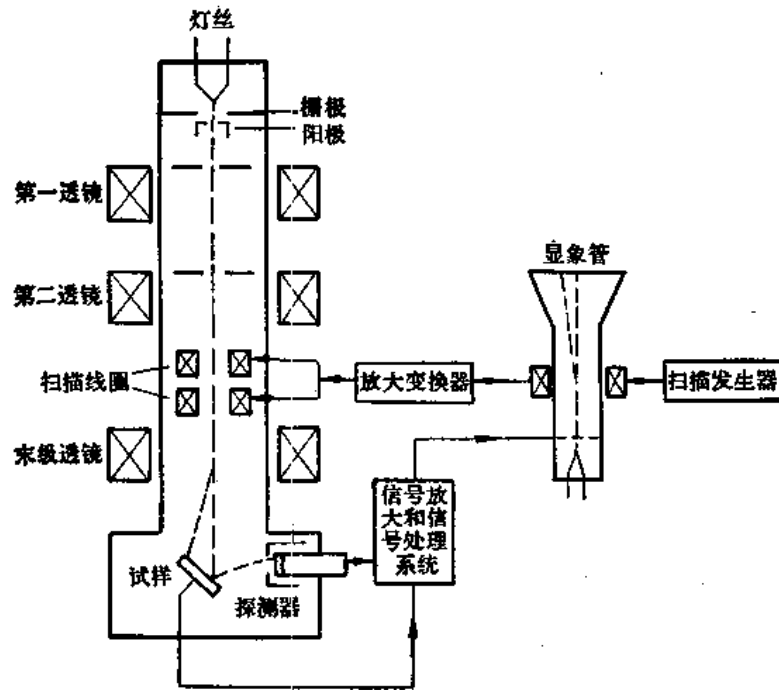


图1 扫描电子显微镜工作原理方框图

因为从试样表面所激发出讯号的强度分布各自是同试样表面的形貌、成份、晶体取向、以及表面状态的一些物理性质(如电的,磁的)等因素有关,因此,通过接收和处理这些讯号,就可以获得表征试样形貌的扫描电子像,并进行晶体学分析和成份分析。

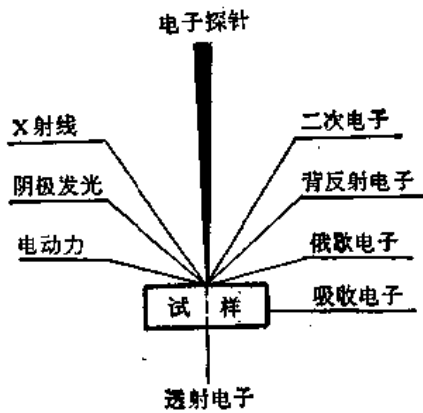


图2 入射电子与物质相互作用所产生讯号种类

为了使扫描电子像真实的反应出断口高低不平的几何形貌,通常选用二次电子讯号的强度来调制显象管的亮度。因为在显象管中成象扫描的电子束和在试样上扫描的电子束是同步扫描的,而从试样上所产生的二次电子讯号的强度是直接同试样相对于入射电子探针的角度有关,因此,可以得到一张同断口形貌相对应的图象。由于用来成象的电子讯号是二次电子,故这种扫描电子象称为二次电子象。

应用二次电子成象来观察断口的优点在于:

- 1) 二次电子成象的分辨率最高(目前可达70埃,从理论上最佳分辨率可达40埃),更能发挥高倍观察的作用;
- 2) 二次电子成象的衬度,直接同断口的高低不平有一一对应关系,故最能反映断口的真实形貌;
- 3) 二次电子象具有无阴影光源影像的性质,即无论正面或侧面的细节都能同样看清楚,故易于对断口进行三维观察和分析。

对观察断口来说,用扫描电子显微镜比用透射电子显微镜有如下优点:

1) 透射电子显微镜只能观察断口的复型,而扫描电子显微镜却能观察断口的原始表面,这样不但省掉制备断口的复型的麻烦,而且避免了复型给断口带来的失真;

2) 扫描电子显微镜的焦深比透射电子显微镜大 10 倍,故更能发挥对断口进行立体观察和立体分析的作用;

3) 透射电子显微镜的最低放大倍数是从 300 倍以上开始,而扫描电子显微镜却可低到从 20 倍开始,并一直连续变化到 10 万倍,填补了从宏观观察到微观观察的过渡。因此,应用扫描电子显微镜很容易把低倍与高倍位置相互对应起来,又易于连续追踪观察,还易于拍取匹配照片(指在断口两偶合面上相对应部位各自拍取的一对照片);

4) 扫描电子显微镜在观察断口形貌的同时,能进行结晶学分析和成份分析。

扫描电子显微镜观察断口的分辨率稍逊于透射电子显微镜的复型法,一般在 150 埃左右,但除了特别精细的观察外,对多数情况下已满足断口观察要求。由于上述优点,扫描电子显微镜已迅速普及,成为观察和分析断口的主要工具。

2. 扫描电子显微镜二次电子象的衬度效应来源和基本性质

在扫描电子显微镜观察断口的工作中,最常用的成象方式是二次电子象。在本书所采用的断口照片中,也都属于这类电子象。为了便于同肉眼和金相观察比较,了解二次电子象的衬度效应来源和基本性质是重要的。

二次电子象的基本特点是具有无阴影光源影象的性质,即无论在正面或侧面的表观细节都能同样看得见,并且,在局部区域所显示的衬度(或亮度)是直接同该区域相对于视线的几何位向有关,如图 3 所示。

二次电子象的衬度可以用如下关系式来表示:

$$B_A = K\delta_A \sec\phi_A \quad (1)$$

式中: B_A ——在 A 面积上所显示的衬度;

δ_A ——在 A 面积的平均二次电子发射系数;

ϕ_A ——A 面积的法线和视线间夹角;

K ——在同一张二次电子象中,它是一个常数。

从(1)式基本关系,我们可以推引出二次电子象具有如下基本性质:

1) 二次电子象在各区域间所显示的衬度是直接同断口表面的高低不平有相互对应的关系,故能反映出断口的真实形貌;

2) 正视表面较暗,斜视表面较亮,如图 4 所示,这点刚好同人肉眼或金相显微镜的观察情况相反;

3) 二次电子象的衬度与元素的二次电子发射系数 δ 有关。发射系数愈大,则二次电

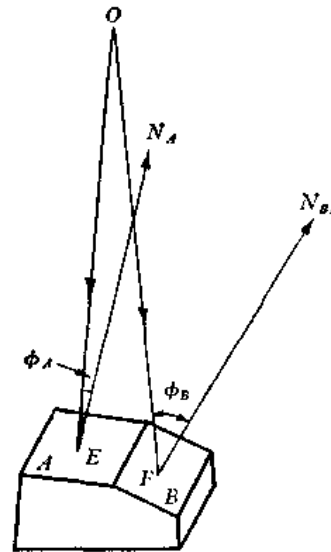
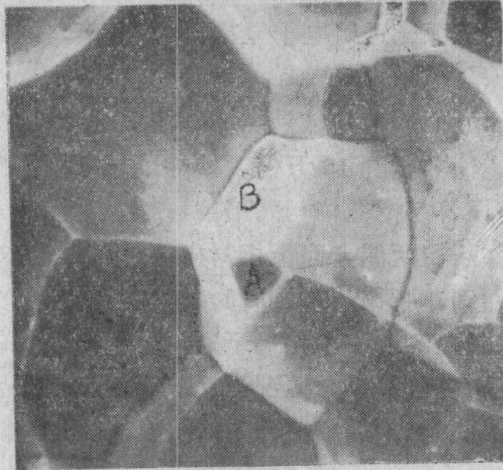


图 3 构成二次电子像的几何衬度效应来源示意图

OE, OF——视线方向; N_A, N_B ——A 面和 B 面的法线方向

子愈多,在二次电子象相应的部位愈亮。



A——正视图; B——斜视图

图4 在二次电子像中所反映正视图和斜视图的亮度情况

关于常见元素的二次电子发射系数如表1所示。对于合金,其平均二次电子发射系数,可以用如下关系来计算:

$$\delta = \sum \delta_n P_n \quad (2)$$

式中: δ_n —— n 元素的二次电子发射系数;

P_n ——含 n 元素的重量百分数。

表1 各种元素的二次电子发射系数

元 素	原 子 序 数	二次电子发射系数	元 素	原 子 序 数	二次电子发射系数
B	5	1.2	Cu	29	1.3
C	6	1.0	Ge	30	1.15
Mg	12	0.95	Zr	32	1.1
Al	13	1.0	Nb	40	1.2
Si	14	1.1	Mo	42	1.25
Ti	22	0.9	Ag	47	1.5
Fe	26	1.3	W	74	1.4
Co	27	1.2	Pt	78	1.8
Ni	28	1.3	Au	79	1.4

3. 金属断裂的基本概念

实践表明,金属的塑性变形过程和断裂过程是同时发生的,而断裂过程通常又可以分为裂纹生核和裂纹扩展两个阶段。

从力学角度看,金属多晶体在外力的作用下发生塑性变形的初始阶段并不是在所有晶粒内同时发生,而首先在位向有利的晶粒(即外力对其滑移系统具有最大切应力的晶粒)中以滑移或孪晶方式发生塑性变形。为了保证各晶粒间变形的连续性,就要求在一个晶粒内的滑移带可以穿过晶界而传播到位向比较有利的晶粒中,并且晶粒要具有多种变

形方式(如多个滑移系统等)的能力以保证塑性变形能不断进行。一旦晶粒内的变形方式不能满足塑性变形连续性的要求,即塑性变形受阻或中断,则在严重形变不协调的局部区域将发生裂纹生核。如果裂纹核出现后还不能以形变方式来协调整体形变的连续性,则裂纹核将长大和扩展。所以,裂纹的出现和扩展实质上也是协调形变的一种方式。

从位错理论的观点来看:金属的塑性变形实质上是位错在滑移面上运动和不断增殖的过程。塑性变形受阻意味着运动的位错遇到某种障碍,形成各种形态的位错塞积,结果在位错塞积群端部形成一个高应力集中区域。如果在应力集中区域所积累的应变能足够大,足以破坏原子结合键时,便开始裂纹生核。随着形变过程的发展,则通过位错不断地消失到裂纹中而导致裂纹的长大。当裂纹长大到临界尺寸时,裂纹尖端的能量释放率达到裂纹扩展单位面积时所吸收的能量,裂纹便开始失稳扩展直到最终断裂。由此可见,断裂的发展过程是一种运动位错不断塞积和消失的过程。

从上述概念可以看出:塑性变形和断裂是两个相互联系的竞争过程,而塑性变形受阻(位错的增殖和塞积)导致裂纹生核,和塑性变形发展(位错的释放和消失)导致裂纹长大(或扩展)是构成断裂过程的两个基本要素。

如果断裂过程主要受裂纹生核来控制,则这种断裂称为裂纹生核控制的断裂。如果断裂过程主要受裂纹扩展来控制,则这种断裂称为裂纹扩展控制的断裂。对于金属材料来说,因裂纹生核所吸收能量比裂纹扩展所吸收能量一般小 100 到 1000 倍,因此,金属的断裂大多属于受裂纹扩展控制的断裂。

按照断裂力学观点,在裂纹扩展过程中所吸收的能量 R 可以用下式来描述^[1]:

$$R = G_c = 2\gamma + \frac{nQ}{\beta} \quad (3)$$

式中: G_c ——裂纹扩展阻力;

γ ——表面能,它代表破坏原子结合键所消耗能量;

n ——在裂纹尖端所导致位错产生的数目;

Q ——单位长度的位错能;

β ——成核部位的反复距离,它的倒数代表在单位长度上裂纹核的数目。

在(3)式中,第一项代表断裂表面能,第二项代表塑性功。对于一定材料来说,塑性功的大小取决于 n 和 $1/\beta$ 的值。 n 值愈大意味着位错的产生比原子结合键的破坏愈容易, $1/\beta$ 值愈大意味着裂纹生核的数目愈多,二者的同时增加都导致塑性功的增加。塑性功的增加意味着断裂前发生较大的塑性变形,并导致 G_c 增加,即断裂扩展所吸收的能量增加。因此,如果按着断裂前所发生的塑性变形程度,或裂纹扩展所吸收的能量大小来评价材料的断裂性质,则可以把断裂分为脆性断裂和延性断裂。

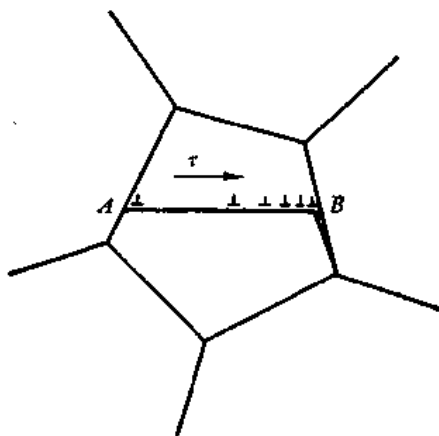
如果在断裂前仅发生局部微量的塑性变形[相应于(3)式中 n 和 $1/\beta$ 值都小],则这种断裂称为脆性断裂。脆性断裂是属于一种低能量的吸收过程,它通常是由一个主裂纹(在单轴拉伸应力状态下)或几个主裂纹(在冲击应力状态下)以高达 1500~2000 米/秒的速度扩展,中途不可能停顿而导致瞬时破坏。

如果在断裂前发生大范围显著的塑性变形[相应于(3)式中 n 和 $1/\beta$ 值大],则这种断裂称为延性断裂。延性断裂是属于一种高能量的吸收过程,它通常是靠各种微空洞核的形成、长大、聚合和相互连接而逐渐发生的一种破坏。

上面已经指出，裂纹核通常是发生在位错塞积群的端部。根据位错容易发生塞积的地点、裂纹核的形成可能有三种位置：

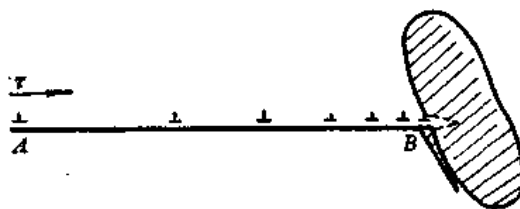
1) 裂纹核形成于晶界

可以想象，在多晶体发生变形的过程中，由于两个晶粒位向不同，其易滑移方向也不同，故形变的传播往往在晶界处受到阻碍。这样的晶界通常成为阻碍位错运动的位垒，造成位错的塞积，如图 5 所示。结果，裂纹核便在晶界处形成。



AB——滑移面

图 5 裂纹核在晶界形成的示意图



AB——滑移面

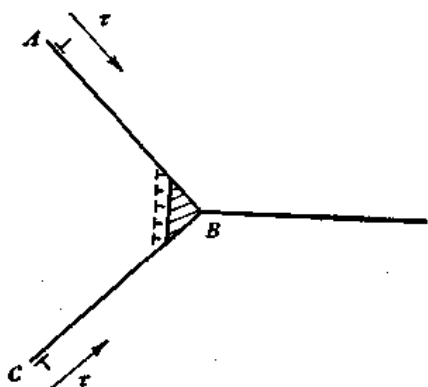
图 6 裂纹核发生于相界处示意图

2) 裂纹核形成于夹杂物(或第二相)处

如果材料中存在尺寸较大的夹杂物(或第二相)阻碍位错沿滑移面运动,并且运动位错既不能绕过也不能切过它,则该夹杂物(或第二相)也可成为阻碍位错运动的位垒,造成位错的塞积,如图 6 所示。如果夹杂物(或第二相)和基体的结合力比夹杂物(或第二相)本身的结合力低,则裂纹核将在其交界面处形成;反之,裂纹核将在夹杂物(或第二相)的表面层中形成。

3) 裂纹核形成于晶粒内的应变集中区

因为多晶体塑性变形的特点是多种方式变形,在变形晶粒内部往往出现两组(或多组)滑移系统彼此交截,或滑移和孪晶交截等情况,形成一个塑性变形受阻区域而促使裂纹生核。其中最典型例子之一是在两个滑移面上滑移位错汇合所造成的裂纹核如示意图 7 所示。



AB, BC——滑移面

图 7 通过位错反应形成裂纹核示意图

在两滑移带相交端部,通过在两相交滑移带上位错不断运动过来,不断发生位错合成反应而形成裂纹核。

裂纹核形成后,断裂过程便进入了裂纹扩展阶段。在该阶段中,需要探讨的主要问题是:裂纹扩展的条件,裂纹扩展的方向和路径,裂纹扩展的速度和裂纹扩展机制等。系统地研究这些问题是断裂力学的基本任务。断裂力学认为,决定裂

纹扩展的条件和行为的是裂纹扩展力(G)和裂纹扩展阻力(G_c)之间的相互对立转化。前者是描述裂纹前缘应力应变场的力学参量,有时也称能量释放率;后者是材料的常数,通常称为断裂韧性。根据这种观点,裂纹失稳扩展的条件是:

$$G = G_c \quad (4)$$

(4) 式通常作为裂纹失稳扩展的判据。

在判断裂纹扩展的路径上,是遵循着能量消耗最小的原理,也就是说,裂纹的扩展总是沿着原子键合力最薄弱的表面进行。由于晶界具有较高的位错密度,因此,晶界当然是裂纹最容易扩展路径之一。但是,对于一些体心立方和六方晶格的金属,它们都存在一种原子键合力最薄弱的原子面[相应于(001)面和(0001)面等],它有时比晶界面上原子的键合力还弱,因此,也不能排除裂纹穿晶进行扩展的可能性。如果破坏晶界原子键合力的临界应力 σ_b ,破坏最薄弱面(习惯称为解理面)的临界应力 σ_c ,和沿滑移面滑移的临界切应力 τ_c 等均已知,则比较三者的大小和相互关系(详后),就可以推论出,不论是延性断裂还是脆性断裂,都可能存在两种断裂方式,即沿晶断裂和穿晶断裂。

影响金属断裂的因素是复杂的,其断裂行为除了同材料本身的组织状态有关外,还同应力状态、加载方式(如是静载荷还是循环载荷,以及加荷速度等等)和环境因素(如温度和气氛等)有关。例如:在正常状态下属于延性断裂的金属,在腐蚀气氛下也可能发生脆性断裂。又如当应力状态从平面应变过渡为平面应力状态时,相应金属也会从脆性断裂过渡为延性断裂。因此,在不同因素下金属断裂的性质和行为是不相同的,相应为了阐明

表2 金属的断裂微观机制

断 裂 性 质	断 裂 机 制	断 裂 方 式	备 注
脆 性 断 裂	(1) 沿晶脆性断裂	沿晶界	①
	(2) 解理断裂	穿晶(沿一定晶面)	①
	(3) 准解理断裂	穿晶(沿一定晶面)	①
	(4) 疲劳断裂	1. 沿晶界(较少见) 2. 穿晶(常见)	②
	(5) 热疲劳断裂	1. 沿晶界 2. 穿晶	③
	(6) 应力腐蚀断裂	1. 沿晶界 2. 穿晶 3. 穿晶(沿一定晶面)	③
	(7) 氢脆断裂	1. 沿晶界 2. 穿晶	③
延 性 断 裂	(8) 纯切变型断裂	1. 单滑移 2. 多滑移 3. 孪晶	①
	(9) 韧窝断裂	1. 沿晶界 2. 穿晶	①
	(10) 蠕变断裂	1. 沿晶界 2. 穿晶	③

① 基本断裂机制;

② 同时间累积因素有关的基本断裂机制;

③ 同时间累积因素有关的环境断裂机制。

金属断裂全过程所提出的断裂微观机制也是多种多样的。

在断口分析中,各种断裂机制的提出主要是以断口的微观形态学为基础,并根据断裂性质、断裂方式、以及同环境和时间因素的关系而进行分类。根据国内外大量的研究成果,目前已知的金属断裂微观机制可归纳在表 2 中。

属于不同断裂微观机制的断裂,其断口微观结构各具有独特的形貌特征。在断口分析工作中,无论对断口的微观结构进行定性或定量分析,以及试图同一些断裂参数、力学参数和物理参数建立联系时,也都离不开对断裂微观机制更深入的认识。此外,对于作为材料断裂韧性指标之一的裂纹扩展阻力 G_c 来说,它不仅是一个材料常数,并且也同断裂的微观机制有关。例如:当断裂机制是沿晶脆性断裂或解理断裂时,则其 G_c 值较小,反之,当断裂机制是韧窝断裂时,则其 G_c 值较大。有关这方面数据如表 3 所示。

表 3 断裂微观机制和裂纹扩展力 G_c 的关系

材 料 类 型	断 裂 的 微 观 机 制	G_c^* , 尔格/厘米 ²
中碳高强度钢	沿晶脆性断裂	0.9×10^7
亚共析,中、高碳钢	解理断裂	1×10^7
中碳高强度钢	准解理断裂	1.8×10^7
中碳高强度钢	韧窝断裂	4×10^7

* 均为室温典型值。

因此,以断裂微观机制的分析作为桥梁,就有可能把断口的形貌分析同断裂力学指标间联系起来,目前,国内外正大力开展这方面的工作。

4. 断裂机制及其断口的基本形态

(1) 沿晶脆性断裂

任何材料的断裂都是沿着原子键合力最弱的面发生。所谓沿晶脆性断裂,是指沿不同取向的晶粒界面(即晶界)发生的一种断裂,这种断裂因伴随的塑性形变量很小,故属于一种脆性断裂。

对于难熔金属,其低温脆性的断裂方式可能是沿晶的或是穿晶的;而热脆性通常是沿晶开裂。

用粉末冶金法制取的金属材料,由于粒界面两侧存在孔隙,切口敏感性强、加之粒界的原子键合力较弱,故多发生沿粒界脆断。这种断裂通常也属于沿晶脆性断裂的一种。

金属材料能否发生沿晶脆性断裂主要取决于晶界的状态。按照晶体学的观点,晶界本身就是晶体中的一种缺陷,是高位错密度区域,是原子键合力薄弱的环节。如果在晶界上再发生杂质原子的偏析,析出脆性第二相或出现合金元素的脱溶,必将导致晶界表面能下降。如果它下降到比原子键合力最薄弱晶面的表面能还低,则在低于延—脆性转变温度下,一旦在材料中形成裂纹核,就很容易沿晶界发生脆性破坏。

沿晶脆性断裂的特点是属于一种低能的吸收过程。因为晶界本身只能有一种变形方式(即晶界滑动),在常温下晶界的变形是极小的,再加上晶界具有较低的断裂表面能。故当材料发生沿晶脆性断裂时,材料的断裂韧性很低(参看表 3 中 G_c 数据)。

沿晶脆性断口的特征是：在宏观断口表面上有许多闪闪发光的亮面，每个亮面都是一个晶粒的界面。如果进行高倍观察，就会清晰地看到每个晶粒的多面体形貌。因沿晶脆性断口的微观形貌有类似于冰糖块堆集之感，故有冰糖状断口之称。由于多面体感特别强，故在三个晶界面相遇之处能清楚地见到三重结点。关于沿晶脆性断口的微观形貌和晶界断裂面的形态见后文沿晶脆性断裂的图谱部分(照片 1-1 到 1-11)。

沿晶脆性断裂在很大程度上取决于晶界面的状态，实践表明，提纯金属，净化晶界，防止杂质原子在晶界上偏析或脱溶，以及避免脆性第二相在晶界析出等，均可减小金属发生沿晶脆性断裂的倾向。因此，应用 X 射线能谱分析法和俄歇电子能谱分析法去确定沿晶断裂面的成份，对从冶金因素来认识材料的致脆原因，提出改进工艺措施有重大意义。

(2) 解理断裂

解理断裂是属于一种穿晶脆性断裂。根据金属原子键合力的强度分析，对于一定晶系的金属均有一组原子键合力最弱的、在正应力作用下容易开裂的晶面，这种晶面通常称为解理面。例如，具有体心立方晶格的金属，其解理面为 {100} 晶面；具有六方晶系的金属，其解理面为 {001} 晶面；具有三角晶系的金属，其解理面为 {111} 晶面。一个晶体如果是沿着解理面发生开裂，则称为解理断裂。

对于面心立方晶格的金属，因不存在原子键合力最弱的晶面，故通常不发生解理断裂。但是在腐蚀气氛下，如果面心立方晶格的 {100} 晶面受到侵蚀而严重的降低 {100} 晶面的原子键合力，则面心立方晶格的金属也可能沿 {100} 晶面发生解理断裂。

金属多晶材料的解理断裂过程可以描述如下：由于多晶材料是一种晶粒集体，因此在一定外力作用下对不同位向的晶粒，总有个别晶粒相对于外力是处于容易发生解理断裂的最有利取向，而其余部分晶粒则处在不利取向，因此，往往在个别位向有利的晶粒中首先出现微观解理。因为脆性断裂的特点是裂纹以失稳方式高速扩展，导致多晶体的总体破坏。根据脆性断裂理论，裂纹失稳扩展必需满足的条件有两个：

1) 正应力要达到一个临界值 σ_c ，它可用下式来表示：

$$\sigma_c = \left(\frac{\gamma E}{2d} \right)^{1/2} \quad (5)$$

式中：d——晶粒直径；

E——杨氏模量；

γ ——解理面的表面能。

2) 微裂纹尺寸要达到临界尺寸 a_c 。

根据沿解理面发生开裂的微观力学观点，金属发生解理断裂的临界条件为：

$$\begin{cases} \sigma_c \approx \sigma_s \\ a_c \approx d \end{cases} \quad (6)$$

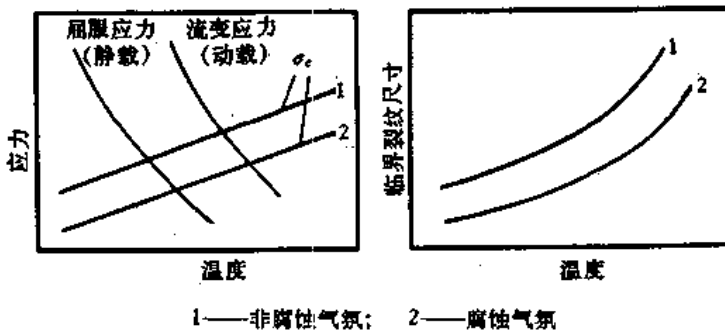
式中： σ_s ——材料的宏观屈服强度；

d——晶粒直径。

一旦在位向最有利的晶粒出现微观解理，就能诱导最近邻晶粒，次近邻晶粒……依次发生解理开裂，导致多晶材料的迅速破坏，这种断裂过程就是所谓解理断裂。从上述解理断裂的失稳扩展过程也可以看出，在解理断裂中总存在一个明显的主断裂源和主断裂路

径,这是其它断裂机制(指多晶材料)所没有的特色。

σ_c 和 a_c 值的大小除取决于晶体本身的性质外,还同环境的气氛、温度和应变速率有关,如图7所示。从图中可以看出,随着温度的升高,因晶粒延性的增加而使材料发生解理断裂的机率减小。反之,随着温度的降低,应变速率增大和在腐蚀气氛中,则材料发生解理断裂的机率增大,此外,从(5)式中还可以看出晶粒的变大,也会使材料发生解理断裂的倾向增大。



1—非腐蚀性气氛; 2—腐蚀性气氛

图8 σ_c 和 a_c 对温度的关系

解理断裂的另一重要性质是:断裂扩展方向往往具有明显结晶学方向性质,这点可以应用位错反应的裂纹生核机制来说明,如图9所示。

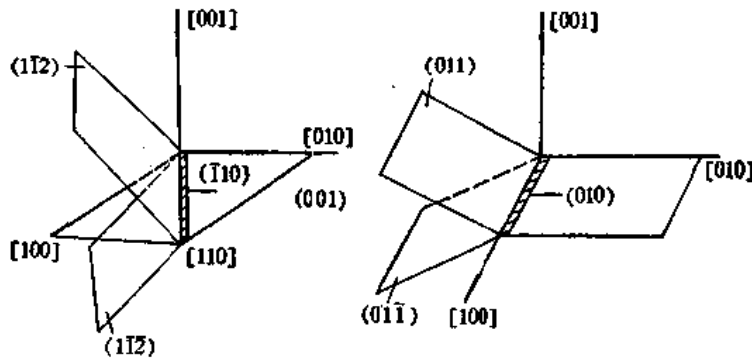


图9 解理断裂扩展方向的示意图

按位错反应的裂纹生核机制,晶体在外力作用下,沿着两个对称的滑移面发生位错运动,并在其滑移面的相交处发生位错反应而形成一个解理刃口。随着位错反应不断进行和新位错不断汇合,最后便在平行于刃口的晶面(解理面),并顺着刃口方向发生解理断裂。如果晶体中起作用的滑移系统是 $\{112\}\langle 111\rangle$,则刃口的方向为 $\langle 011\rangle$,相应解理系统为 $\{100\}\langle 011\rangle$;如果在晶体中起作用的滑移系统是 $\{110\}\langle 111\rangle$,则刃口的方向是 $\langle 001\rangle$,相应解理系统为 $\{100\}\langle 001\rangle$ 。^[2]

实验结果表明,对于体心立方晶格的难熔金属,常见的解理系统是 $\{100\}\langle 001\rangle$ 。但是对于钨,还存在 $\{112\}$ 解理面;对于钼和铬,还存在 $\{112\}$ 和 $\{111\}$ 解理面;对于钒和钽,还存在 $\{110\}$ 解理面。

解理断口的特征是宏观断口十分平坦,而微观形貌则是由一系列小裂面(每个晶粒的解理面)所构成。在每个解理面上可以看到一些十分接近于裂纹扩展方向的阶梯,通常称