



● 大量的实例研究说明
分析工具

● 众多的插图

● 覆盖金属、陶瓷、塑料、
复合材料及电气材料

工程材料的 失效分析

Failure Analysis of Engineering Materials

(美) 查利R.布鲁克斯 著
阿肖克·考霍莱
谢斐娟 孙家骧 译



机械工业出版社
CHINA MACHINE PRESS



● ISBN 7-111-11596-1/TB·354

封面设计 / 电脑制作: 张静

Failure Analysis of Engineering Materials

《工程材料的失效分析》对于工程师来说是专门研究及分析零件失效的最佳工具。

- 对材料失效的信息而言, 是最早的一步到位的参考资料。
- 介绍原理与实践。
- 包括金属、陶瓷、塑料、复合材料及电子材料的失效分析。
- 实际地、手把手地帮助您来选择和评价分析方法。
- 用对比的断口组织显微照片来精确定位断裂的类型。
- 可在报告中作为专业的例子。

ISBN 7-111-11596-1



9 787111 115960 >



定价: 48.00 元

地址: 北京市百万庄大街22号
联系电话: (010) 68326294

邮政编码: 100037

网址: <http://www.cmpbook.com>

E-mail: online@cmpbook.com

工程材料的失效分析 TB3 2B746

(美) 查利 R. 布鲁克斯 著
阿肖克·考霍莱
谢斐娟 孙家骧 译



机械工业出版社

Charlie R. Brooks, Ashok Choudhury

Failure Analysis of Engineering Materials

ISBN: 0-07-135758-0

Copyright © 2002 by the McGraw-Hill Companies, Inc.

Original language published by The McGraw-Hill Companies, Inc. All Rights reserved. No part of this publication may be reproduced or distributed by any means, or stored in a database or retrieval system, without the prior written permission of the publisher.

Simplified Chinese translation edition jointly published by McGraw-Hill Education (Asia) Co. and China Machine Press.

本书中文简体字翻译版由机械工业出版社和美国麦格劳-希尔教育(亚洲)出版公司合作出版。未经出版者预先书面许可,不得以任何方式复制或抄袭本书的任何部分。

本书封面贴有 McGraw-Hill 公司防伪标签,无标签者不得销售。

北京市版权局著作权合同登记号:图字:01-2002-1877

图书在版编目(CIP)数据

工程材料的失效分析/(美)布鲁克斯(Brooks, C. R.),
(美)考霍莱(Choudhury, A.)著;谢斐娟等译. —北京:
机械工业出版社, 2003.4

书名原文: Failure Analysis of Engineering Materials

ISBN 7-111-11596-1

I. 工… II. ①布…②考…③谢… III. 工程材料-
失效分析 IV. TB3

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2003)第 007649 号

机械工业出版社(北京市百万庄大街 22 号 邮政编码 100037)

责任编辑:周国萍 版式设计:霍永明 责任校对:韩 晶

封面设计:张 静 责任印制:付方敏

北京铭成印刷有限公司印刷·新华书店北京发行所发行

2003 年 5 月第 1 版第 1 次印刷

1000mm×1400mm B5·17.5 印张·680 千字

0 001—4 000 册

定价:48.00 元

凡购本书,如有缺页、倒页、脱页,由本社发行部调换

本社购书热线电话(010) 68993821、88379646

封面无防伪标均为盗版

阿肖克·考霍莱谨以本书献给我的阳光，
索娜（Sona）及波君（Puchun）

前 言

本书的前身 (Metallurgical Failure Analysis) 仅局限于介绍金属材料失效分析的原则与操作。但是, 随着聚合物及陶瓷材料日益增多地用作结构部件, 介绍这些物体中的失效过程已变得越来越重要。因此, 本书中的失效机理覆盖了陶瓷与聚合物。失效分析的另一个已变得很突出的领域涉及到电子材料与零件。这些固体装置由金属、聚合物及陶瓷材料构成, 所以它们的失效就包含了各单种材料的同样机理与模式。但是, 电子系统的失效中可能包含有另外的特点, 理解这一点很重要。这些装置中有许多具有另一个关键的特性, 即它们所使用材料的半导电性能。工艺过程或偶发事件破坏或误用了此性能就会引起电子装置的失效。例如, 由电弧所引起的物理与电损害可能诱发失效, 在进行失效分析时能检测出此现象, 这是很重要的。因此本书加入了关于电子材料失效分析这新的一章。

本书对于材料失效分析的基本原理与前书前言中所述的是相同的。必须指出, 现在失效分析已形成一个行业。涉及此项工业领域的公司与人员正在不断增加。本书会使材料工程师及材料科学工作者, 以及其他涉及零件设计、制定材料工艺规范及生产零件的工程师们受益。对于初学者, 本书可作为对材料分析的介绍, 对于那些已熟悉本专题的人则可作为进修课本或资料手册。本书所含的电子失效分析章节希望能对电气及电子工程师有所帮助。

作者: 查利 R. 布鲁克斯
阿肖克·考霍莱

译 者 的 话

据译者所知，从20世纪60年代以来，国内就有不少大学及科研院所在工程材料失效分析的领域内开展了工作，如对汽轮机叶片、火车轮、曲轴、齿轮等零件的开裂原因进行分析与仲裁，对失效机理也进行了探讨，取得了不少研究成果并发表了多篇科研论文，但是未见完整的、全面的专论问世。本书的翻译出版可在此领域中起到综合、提高与普及的作用。

由于译者水平有限，敬请专家及读者批评指正。

译 者
2002 年 8 月

作者简介

查利 R·布鲁克斯：是冶金工程学教授，是美国田纳西大学有杰出贡献的名誉教授，曾获得多个教学奖，包括工程学院的 M. E. 布鲁克斯杰出教学奖和美国金属学会（国际）（ASM International）颁发的阿伯特·伊斯顿·怀特教学奖。他还是美国金属学会（国际）的会员。

阿肖克·考霍莱：是美国橡树岭国家实验室技术转让办公室的技术商品化经理，是多个教学奖和技术转让奖的获得者及一项研究与开发奖的共同获得者。

目 录

前言

译者的话

第1章 绪论	1
1.1 本书宗旨	1
1.2 解决材料失效分析的方法	1
1.3 失效分析的工具	6
1.3.1 光学显微镜	6
1.3.2 透射电子显微镜	11
1.3.3 扫描电子显微镜	13
1.3.4 光学显微镜、透射电子显微镜与扫描电子显微镜的比较	17
1.3.5 相关工具与技术	18
1.4 试样制备	25
1.4.1 清理表面	25
1.4.2 制备用于透射电子显微镜的复膜	25
1.4.3 制备用于扫描电子显微镜的试样	27
参考文献	28
参考书目	29
附录1A 立体显微镜	30
附录1B 断口的维护与保管	35
附录1C 断口试样的制备与保存	36
附录1D 断口表面的清理	47
附录1E 考查用于失效后分析的清理技术	51
附录1F 推荐用于金属断口的清理溶液	59
附录1G 一种去除氧化锈皮的溶液	59
第2章 力学特性及断口表面的宏观组织结构	61
2.1 绪论	61
2.2 拉伸试验	61
2.3 主应力	67
2.4 应力集中	72

2.5	三向应力及约束	76
2.6	平面应力	79
2.7	平面应变	82
2.8	拉伸试样的断口	83
2.9	应变速率与温度的影响	87
2.10	裂纹扩展	89
2.11	韧性断裂与脆性断裂的含义	93
2.12	断裂力学与失效	94
2.13	疲劳载荷	98
2.14	蠕变变形	101
	参考文献	102
	参考书目	104

第3章	断裂机理及微观显微形貌	105
3.1	绪论	105
3.2	滑移与解理	105
3.3	孪晶	112
3.4	解理断口的形貌	115
3.5	空洞聚集	123
3.6	混合机理与准解理断口	135
3.7	呈撕裂形貌的断面	138
3.8	晶间分离	139
3.9	疲劳断口的形貌	140
3.10	高温断口的形貌	160
3.11	环境促成的断裂	166
3.12	凹槽	171
3.13	磨损	172
3.14	陶瓷的断裂	172
3.15	聚合材料的断裂机理	174
3.16	断口表面的立体检查	189
3.17	扫描电子显微镜与透射电子显微镜的断口组织显微照片的比较	194
3.18	人为产物	202
	参考文献	208
	参考书目	211

第4章 断裂模式及宏观断口检查的特征	213
4.1 绪论	213
4.2 拉伸过载	213
4.3 扭转过载	223
4.4 弯曲过载	227
4.5 疲劳断裂	230
4.6 微观及宏观断口组织特征的对比	244
参考文献	264
参考书目	265
第5章 复合材料的失效分析	266
5.1 绪论	266
5.2 以聚合物为基体的复合材料	274
5.2.1 连续的和连续的纤维	274
5.2.2 纤维脆性和抗压强度的影响	274
5.2.3 粘合程度的影响	275
5.2.4 空洞的影响	275
5.2.5 单向薄板的纵向抗拉强度	278
5.2.6 单向薄板的横向抗拉强度	280
5.2.7 单向薄板的纵向抗压强度	281
5.2.8 单向薄板的横向抗压强度	283
5.2.9 单向薄板的平面抗剪强度	284
5.2.10 环境条件对复合材料性能恶化的影响	284
5.2.11 纤维-基体的界面强度对断裂机理的影响	286
5.2.12 石墨纤维-环氧树脂复合材料断口的组织形态	287
5.2.13 短纤维强化的热塑性复合材料	292
5.3 陶瓷基体的复合材料 (CMC)	298
5.3.1 韧化机理	298
5.3.2 CMC 中的界面技术	299
5.4 金属基体的复合材料 (MMC)	300
5.4.1 金属基体复合材料的系列和界面的粘合	300
5.4.2 界面粘合	304
5.4.3 金属基体复合材料的失效模式随温度的变化	306
5.4.4 以颗粒或晶须强化的复合材料的疲劳	307
5.4.5 以纤维增强的复合材料的疲劳	308
5.4.6 受纤维性能和载荷状态影响的金属基体复合材料的断裂性能	311
参考文献	315

第 6 章 电子器件失效分析	317
6.1 绪论	317
6.2 失效机理	318
6.2.1 电子器件失效分析的术语	318
6.2.2 主要的失效机理	320
6.2.3 取决于事件的电应力失效	323
6.2.4 与材料有关的内部失效机理	328
6.2.5 外部失效机理	328
6.2.6 离子污染引发倒转的机理	339
6.3 失效分析过程	341
6.3.1 绪论	341
6.3.2 失效分析的步骤	342
6.3.3 不同产品失效分析步骤的顺序	345
6.4 电子器件失效分析的工具与技术	346
6.4.1 电子器件失效分析中所使用的技术	346
6.4.2 照相术和光学显微术	347
6.4.3 电子组件的 X 射线或射线照相检查 (微射线照相术)	348
6.4.4 红外热成像术或红外显微术	348
6.4.5 声显微成像术及声扫描显微术	352
6.4.6 金相技术	353
6.4.7 化学性能鉴定	354
6.4.8 电子和电学特性鉴定	354
6.4.9 透射电子显微镜、扫描电子显微镜、能量分散 X 射线分析仪 及波长分散谱仪	355
6.4.10 其他技术	363
6.4.11 微观显微技术的选择	364
6.5 电子封装物的失效分析	365
6.5.1 封装基础	365
6.5.2 零级封装的失效	368
6.5.3 一级封装的失效	368
6.5.4 二级封装的失效	378
6.5.5 三级封装的失效	391
6.5.6 钎焊料及钎焊焊接性	397
6.5.7 无铅钎焊料	413
6.5.8 无源元件的失效	414
参考文献	414

第 7 章 失效分析的典型案例	419
7.1 绪论	419
7.2 案例 A: 真空波纹管的开裂	419
7.2.1 引言	419
7.2.2 实验过程	420
7.2.3 实验结果	421
7.2.4 讨论	424
7.2.5 结论	426
7.3 案例 B: 大型空调通风机叶片的失效	426
7.3.1 引言	426
7.3.2 实验过程	426
7.3.3 实验结果	428
7.3.4 讨论	437
7.3.5 结论	441
7.4 案例 C: 汽车飞轮挠性板的开裂	441
7.4.1 引言	441
7.4.2 实验过程	441
7.4.3 实验结果	444
7.4.4 讨论	447
7.4.5 结论	448
7.5 案例 D: 焊接铁轨的失效	448
7.5.1 引言	448
7.5.2 实验过程	449
7.5.3 实验结果	450
7.5.4 讨论	453
7.5.5 结论	455
7.6 案例 E: 静电除尘器不锈钢丝的断裂	456
7.6.1 引言	456
7.6.2 实验过程	456
7.6.3 实验结果	457
7.6.4 讨论	459
7.6.5 结论	461
7.7 案例 F: 剪线钳的断裂	462
7.7.1 引言	462
7.7.2 实验过程	462
7.7.3 实验结果	464
7.7.4 讨论	468
7.7.5 结论	468

7.8 案例 G: 钢冲子的断裂	468
7.8.1 引言	468
7.8.2 实验过程	469
7.8.3 实验结果	469
7.8.4 讨论	473
7.8.5 结论	473
7.9 案例 H: 止回阀不锈钢铰链的断裂	473
7.9.1 引言	473
7.9.2 实验过程	474
7.9.3 实验结果	476
7.9.4 讨论	484
7.9.5 结论	484
参考文献	485
参考书目	487
 附录 A 温度换算表	 488
附录 B 米制换算系数	493
附录 C 英制—米制常用单位换算表	495
附录 D 钢的洛氏硬度 HRC 及 HRB 的值	499
附录 E 美国材料试验学会 (ASTM) 的晶粒尺寸与平均晶粒 “直径”的关系	 503
附录 F 关于放大倍数的说明	504
附录 G 用于电子器件失效分析的缩略词	505
术语汇编	507
名词对照	529

第1章 绪 论

总的结论为——严寒既不会使铁（铸态或锻态）也不会使钢变脆，而事故的发生是由于在使用轮、轴及所有其他转动的零件之前，忽略了对它们进行实际的与足够的试验。

詹姆斯·普雷斯科特·朱尔
《自然科学杂志》，1871

1.1 本书宗旨

工程构件的失效分析是工程中极重要的一个方面。确定失效的原因可为改进设计、操作过程与构件的使用提供资料。同时明确失效的原因在确定诉讼的赔偿责任时能起决定性的作用。失效分析常是困难的并会遭遇失败，但是理解了如何解决分析方法以及如何阐明观察所得会为确保有意义的结果提供基础。

本书宗旨为介绍与工程构件失效有关的重要方面。重点放在分析破损的构件，这时对断口表面的观察起关键的作用。因此给出了对断口表面进行宏观与微观观察的处理方法。由于加载条件常常是导致失效的重要方面，所以列出了对有关机构的简单处理方法。需要指出的是，对断口表面总的宏观结构进行细致的观察常可发现某些前期加载条件的信息。本章也有一节回顾在材料失效分析中普遍使用的试验方法。本书考察了金属、陶瓷及聚合材料的失效，并在第6章介绍了电子材料的特殊处理方法。最后介绍了金相失效分析的实例研讨，所采用的方法与其前面章节中所述的方法有关。

1.2 解决材料失效分析的方法

失效分析用于确定工程零部件失效的原因。精确地说，“失效”可定义为一构件不能正确行使其功能，此定义并不意味着“断裂”。“失效分析”可以定义为考察一失效的构件及失效的情景，以确定失效的原因。失效分析的目的是明确失效的机理与原因，并通常对此问题推荐一个解决办法。

失效的原因可分解为下列各项：

1. 用法不当, 构件在非设计条件下运行。这是失效的一个普遍原因。要确立这点, 需要先明确构件的组装与设计是正确的, 这才能使“用法不当”成为可疑的原因。

2. 组装错误及不恰当的维护。组装错误包含这些因素, 如少了一个螺栓或采用不正确的润滑剂。设备维护的范围从油漆表面到清理及润滑, 对此不重视会导致失效。同时也需指出, 有的失效是因为系统中其他一些零件工作不正常而引起的, 这样使此构件处于非设计的条件下导致失效。因此某构件的失效可能会指出系统中其他地方所存在的问题。

3. 设计错误。这是失效的很普遍的一个原因。可根据设计程序列出以下几条:

a. 零件的尺寸与形状。这些通常决定于应力分析或几何约束。

b. 材料。这关系到化学成分及为获得所要求的性能而必需的处理方法 (例如热处理)。

c. 性能。这是有关应力分析的性能, 但是其他性能如抗腐蚀性能也必须加以考虑。

有意义的是要考察关于失效原因的资料并与以上所列的进行比较。

1. 材料选择不当。表 1.1 说明材料选择不当为一通病。

2. 不恰当的维护。表 1.2 说明不恰当的维护是航空构件失效的主要问题。

**表 1.1 在一些工程工业中调查的
失效原因的比例**

起 因	(%)
材料选择不恰当	38
装配错误	15
错误的热处理	15
机械设计错误	11
未预见的操作条件	8
环境控制不够充分	6
不恰当的或缺少监测与质量控制	5
材料混杂	2

注: 引自: Davies^[1]。

**表 1.2 航空零件失效原因的比例
(实验室数据)**

起 因	(%)
保养不恰当	44
安装错误	17
设计缺陷	16
不正确的维修损坏	10
材料缺陷	7
未定原因	8

注: 引自: Davies^[1]。

3. 错误的设计考虑。失效的原因为错误的设计考虑或错误的使用材料, 可分为下列几种情况: (引自 Dolan^[2])

a. 韧性失效 (过度变形, 弹性的或塑性的; 撕裂或剪切断裂)。

b. 脆性断裂 (由于裂缝或临界尺寸提升了应力)。

c. 疲劳失效 (载荷循环变化、应变循环变化、温度循环变化、腐蚀疲劳、滚动接触疲劳及磨损疲劳)。

d. 高温失效 (蠕变、氧化、局部熔化及翘曲)。

- e. 静态延时断裂（氢脆、腐蚀脆性、环境因素促进的裂纹的缓慢生长）。
- f. 设计中固有的过度严重的应力提升。
- g. 不充分的应力分析，或者在一个复杂零件中不能做到合理的应力计算。
- h. 错误地在静态抗拉性能的基础上进行设计，并以此代替用以衡量材料对各个可能失效模式所具有的抗力的重要性能。

4. 错误的工艺过程。由错误的工艺过程而导致的失效原因包括以下几条：（引自 Dolan^[2]）

- a. 由错误的成分而产生的缺陷（夹杂物、脆性杂质、错误的材料）。
- b. 最初产生在铸锭及铸造过程中的缺陷（偏析、不致密、疏松、缩孔及非金属夹杂物）。
- c. 加工产生的缺陷（皱皮、裂缝、破碎开裂、热裂、起皮及过度的局部塑性变形）。
- d. 由机加工、磨削或锻造所引起的不正规物及错误（擦伤、过烧、撕裂、飞边、裂纹、脆性）。
- e. 由焊接引起的缺陷（疏松、咬边、开裂、残余应力、未焊透、焊道下开裂、热影响区）。
- f. 由热处理引起的不正常现象（过热、过烧、淬火裂纹、晶粒粗大、过量的残留奥氏体、脱碳及偏析）。
- g. 由表面淬火引起的缺陷（晶间碳化物、软心、错误的热循环）。
- h. 不小心的组装（配合件的错误匹配、带入灰尘或磨料、残余应力、零件擦伤或损坏）。
- i. 由于横向性能差而在锻件中出现分离线的失效现象。

5. 服役过程中质量恶化。在服役条件下由于质量恶化而产生失效的原因包括以下几条（引自 Dolan^[2]）：

- a. 过载或未预见的加载条件。
- b. 磨损（磨蚀、因过度磨损而咬住、粘住、擦伤、气蚀）。
- c. 腐蚀（包括化学接触、应力腐蚀、腐蚀疲劳、脱锌、铸铁石墨化、大气污染）。
- d. 不够充分的或非直接的维护或不适当的修理（例如焊接、磨削、冲孔、冷校直）。
- e. 剥蚀，由化学接触、液态金属接触或高温下电镀所致。
- f. 射线损害（有时必须去除试验所留下的污染，它可能毁坏失效原因的要害性的证据）；随时间、温度、环境与剂量而变化。
- g. 偶然性条件（如不正常的操作温度、剧烈的振动、声振、冲击或不可预见的碰撞、烧蚀、热冲击）。

绝大多数的失效涉及构件的断裂，因此绝大多数的失效分析涉及到考察机械的加载情况。在本书中，术语“断裂模式”用以反映有关载荷的类型，例如拉伸过载、疲劳或蠕变，在第4章中论述。术语“断裂机理”用以定义材料断裂的微观进程的类型。断裂机理涉及到的进程如解理或空洞聚集在第3章中进行详细论述。不同类型的断裂模式所出现的频率在表1.3及表1.4中用数据予以说明。

表 1.3 在一些工程工业中调查
的失效原因的比例

原 因	(%)
腐蚀	29
疲劳	25
脆性断裂	16
过载	11
高温腐蚀	7
应力腐蚀/腐蚀疲劳/氢脆	6
蠕变	3
磨损、擦伤、冲刷	3

注：引自 Davies^[1]。

表 1.4 航空零件失效
原因的比例

原 因	(%)
疲劳	61
过载	18
应力腐蚀	8
过度磨损	7
腐蚀	3
高温氧化	2
应力破坏	1

注：引自 Davies^[1]。

进行失效分析的步骤与顺序取决于失效情况。完成此事的一套程序包括下列8步：

1. 描述失效情况。必须在文件中记述失效的历史情况。任何与失效有关的资料，诸如构件的设计（包括材料与性能），以及此构件的使用情况，这些都很重要。特别有用的是零件及与之关联的构件的照片。
2. 肉眼观察。零件的总的形貌应记入文件。摆弄零件时应小心，不要对断口表面或其他重要特征造成任何损害。
3. 机械设计分析（应力分析）。当此零件明显地与机械设计有关，是一个重要的设计构件时，应进行应力分析。这会有助于确定此零件是否具有足够的尺寸与合适的形状，以及需满足何种力学性能。在某些情况下，此分析可能会确定失效的原因。例如，如果可以确定一零件上的载荷并作出其力学性能的评估，这样也许就有可能明确此零件对此载荷太小了。
4. 化学成分设计分析。这一步关系到考察此材料从抗腐蚀的观点是否适用。
5. 断口的显微组织试验。为了确定断裂机理，应对断口表面进行肉眼的、光学显微镜的以及电子显微镜的检查。
6. 金相检验。这一步需要进行切片与金相制备。这可能要求有关各方在切片前取得一致。这一步会有助于明确这些事实，如此零件是否经过正确的热处理等。

7. 性能。与设计所对应的性能应予以明确。有时候这是不可能的，因为确定性能的试验可能会破坏此零件。在力学性能的项目中硬度值特别重要。硬度经常与许多其他的力学性能相关联（例如屈服强度）。这是一个操作简单的试验，并且通常不会损害零件。

8. 失效模拟。一个很有用的方法是取一个相同的（虚拟的）零件，使之承受其在设计中运行的真实条件。要做到这点可能会很费钱，不经常做。

对于金属的失效分析方法可以有一个替代法，按照文献 Ryder et al.^[1]，分以下步骤进行：

1. 搜集背景资料并选取试样。
2. 对失效零件进行初步考察（肉眼观察及做记录）。
3. 无损试验。
4. 机械试验（包括硬度与韧性试验）。
5. 选择、标记、保存及/或清理所有试样。
6. 宏观显微镜检查及分析（断口表面、二次裂纹及其他表面现象）。
7. 微观显微镜检查及分析。
8. 选择与制备金相检验切片。
9. 检查与分析金相检验切片。
10. 确定失效机理。
11. 化学分析（试块的、局部的、表面腐蚀产物、镀层或涂料的分析以及显微探针试验）。
12. 断裂力学分析。
13. 在模拟的服役条件下做试验（特殊试验）。
14. 分析全部证据，得出正式的结论并写出报告（包括建议书）。

强调获得背景材料的重要性是不会过份的。同时在任何损坏的构件及零件所在的组件进行结构破坏之前，重要的是要记录下它们的外部特征，通常是用照片。在可能涉及诉讼的场合，建议全部有关方面要对任何可能发生结构破坏的试验方法取得一致。测定力学性能在失效分析中常会起突出的作用，这些性能通常可由硬度测量评估而得。此过程基本是无损伤的。因此在初期阶段通常考虑测量硬度。

关键的一步是检查断口表面。通常最好把破坏的构件切割成便于掌握的试片，也可以制备一个复制品来再现断口表面的结构并在此复制品上进行观察。这是非常有用的，并且可能是必须的，因为它是无损性的。另一个关键的步骤是微观组织分析，由此可以得到关于材料的工艺过程与性能的资料。然而，它几乎总是要求做切片的。

一个非常有用的步骤是失效模拟。这时由一个与已破坏的零件相同的零件来

接受模拟服役中发生的操作过程。但是，此类模拟做起来会太困难或太昂贵。

失效分析的另一个特点是与人打交道。重要的是要能与与失效有关的人员处获得情况，并能正确地表达出他们的述说。

失效分析可能要求的背景资料的类型如图 1.1 所示。分析的结果通常归结为一份报告，其中包含结果与建议。因此细心地写报告是很重要的。

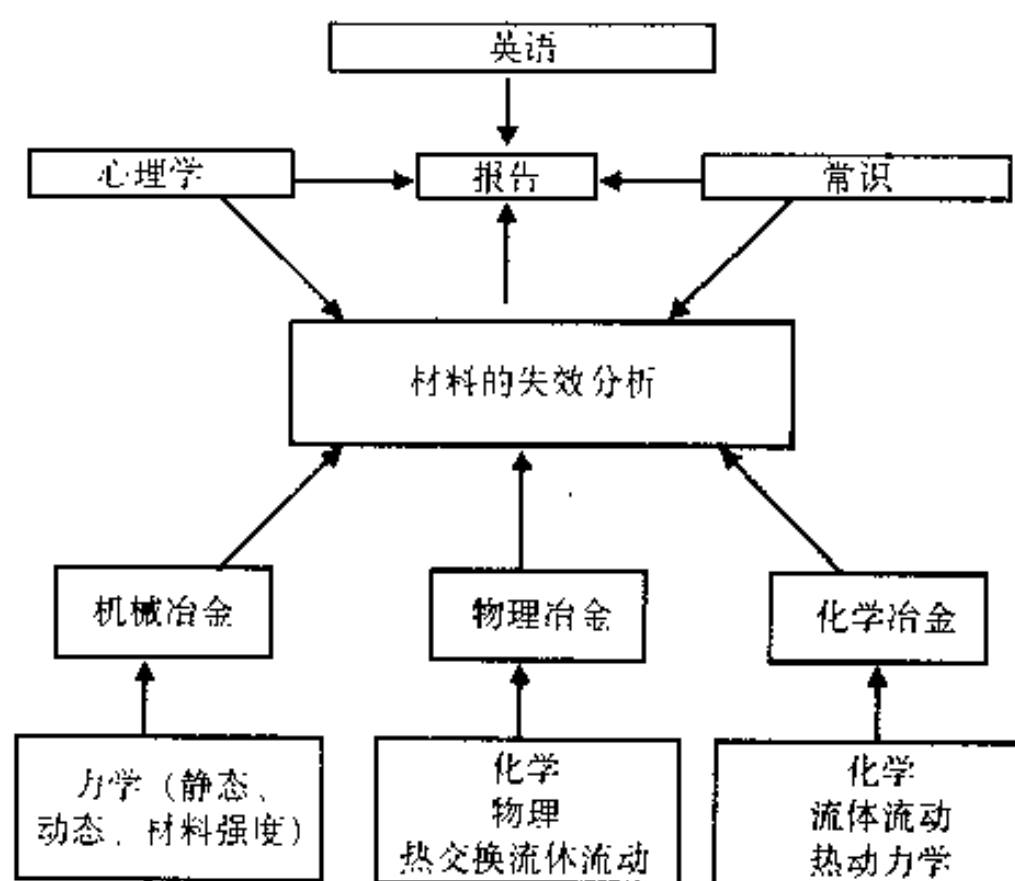


图 1.1 材料失效分析所涉及的学科与主题

1.3 失效分析的工具

显微组织与断口表面结构的特征在失效分析中起着突出的作用。对此最普通的工具是肉眼及光学显微镜、扫描电子显微镜及透射电子显微镜。在本节中回顾了它们的使用。不很通用的技术在《金属手册 (Metals Handbook)》第 9 版材料特性一卷中论述。

1.3.1 光学显微镜

光学显微镜 (OM) 用于断口组织试验 (与金相分析)。在其中使光线经过物镜，如果对表面的距离恰当，就会形成此表面的图像。光线经过另一个镜头 (目镜)，图像经放大后聚焦于眼睛的视网膜。图 1.2 为一倒置载物台的金相显微镜的总示意图。由光源来的光线经过一聚光镜使之成为平行光束。还有一矫正小孔以控制光的密度及限制离轴光线。在光束中可置一过滤器以形成单色光束。光线撞击到一平面玻璃反射器后反射，通过物镜到达试样表面，然后反射回来，形成图像。这些光线经过平面玻璃反射器到达前一部的表面镜，到目镜，然后到

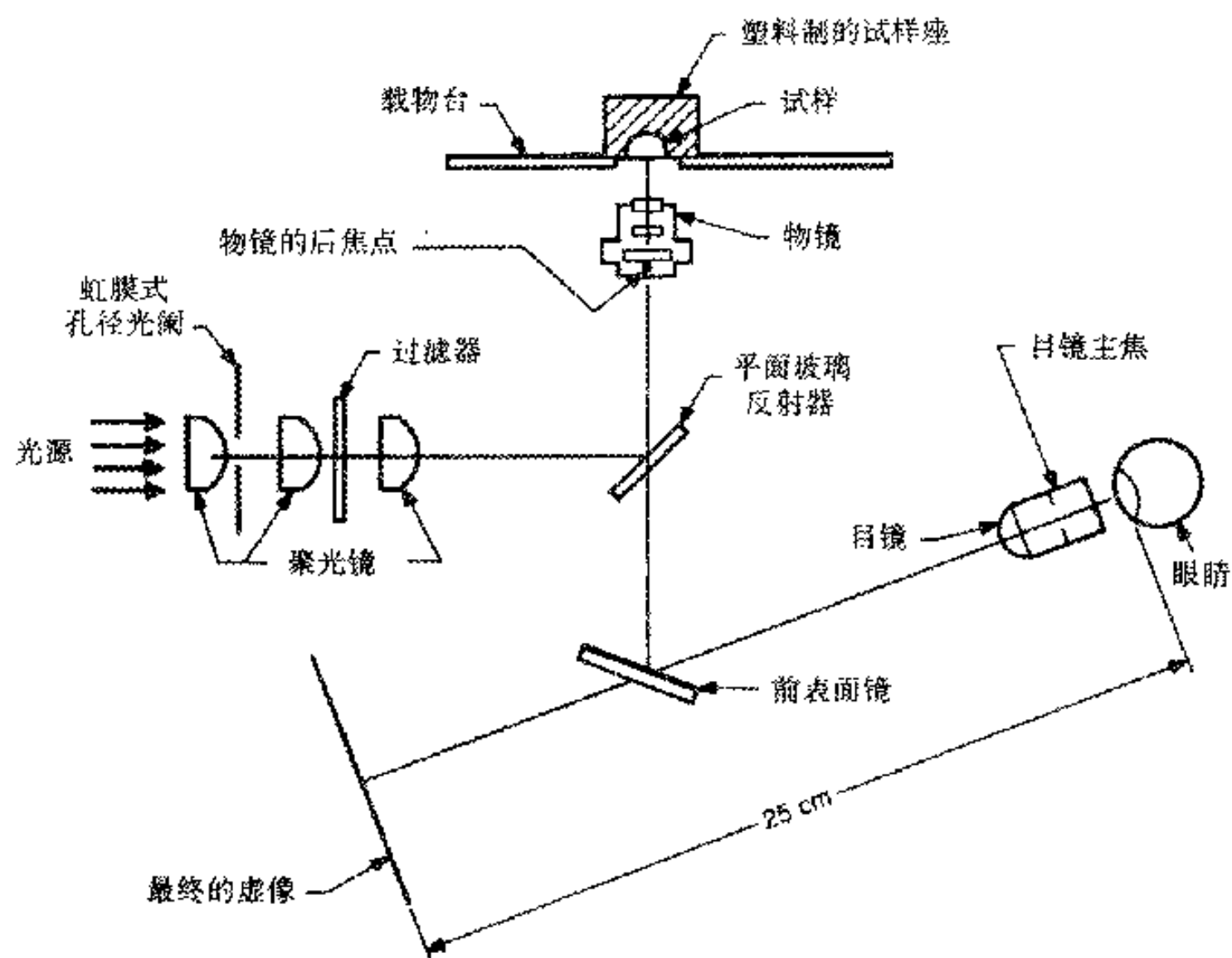


图 1.2 具有倒置载物台的金相显微镜的典型光学系统简图

达眼睛。

光线的折射角取决于其波长。因此两股不同波长的光线由物体上的同一点以相同方向过来，当撞击到镜片表面后会有不同的折射。这就导致聚焦错误，称作色散。为避免这点，可在光束中放置一过滤器以产生单色光束。

另一个镜头误差是球面色差。如果镜头是理想的，两束光线从一个物体上以不同的角度发射出来，通过镜头后，应能成像于同一点。然而，只有当镜头表面的几何形状正确时才能获得正确的折射角度。绝大多数的镜头都磨成近似于球状的表面，这并不是正确的几何形状。因此由同一点发出的两束光线不能聚焦于同一点。在物镜附近放置一个矫正孔来限制离轴光束则可减少此误差。孔越小，对图像的高轴光束就越少，图像就越清晰。但是，当孔变小时，光线的密度减少，因此对孔的尺寸有个下限。更为重要的是，当物体发出的光线撞击到孔的边缘时会衍射并产生波阵面。在图像面上，此波阵面会与直接经过孔的开口处而没有撞击到孔边的波相互作用，这样就产生了干扰。

如果孔径足够大，由离轴光线所引起的图像清晰度的损失会掩盖由衍射效应而引起的清晰度的降低（见图 1.3）。然而，随着孔径的减小，衍射作用会变得更重要。因此所使用的孔径有一个最佳值。

由衍射效应所引发的限制是很重要的,因为它基本上决定了一个平面上的细节小到什么程度而仍然能被分辨清楚。也就是说,如果在平面上有两个突出的点聚集得太紧密,它们会成像为一个大的点而不是两个不同的点。两点间能获得分离的图像所容许的最小距离称为显微镜的“分辨率”。分辨细节的能力称为“清晰度”,而分辨率是清晰度的量度。注意,分辨率是一距离,为了看到(或分辨)细节,分辨率应小。分辨率(RP)取决于某些光学参数,其数学关系可陈述为:

$$RP \cong \frac{0.6\lambda}{2NA} \quad (1.1)$$

式中, λ 为所使用光线的波长; NA 为数值孔径, NA 可由下式得到:

$$NA = n \sin \mu \quad (1.2)$$

式中, n 为物体与物镜间介质的衍射系数; μ 为聚光角(见图 1.4)。

注意,有三种方法可以改善清晰度(缩小分辨率)。一是采用波长较小的光线。这点受到需要使用可见光及绝大多数镜头因色散矫正得到单一波长的限制。另一方法是增加物体与物镜间介质的衍射系数。此介质通常为空气,其系数基本为 1.0。可以采用浸油镜头,油的衍射系数可达 1.4,这样可改善分辨率约

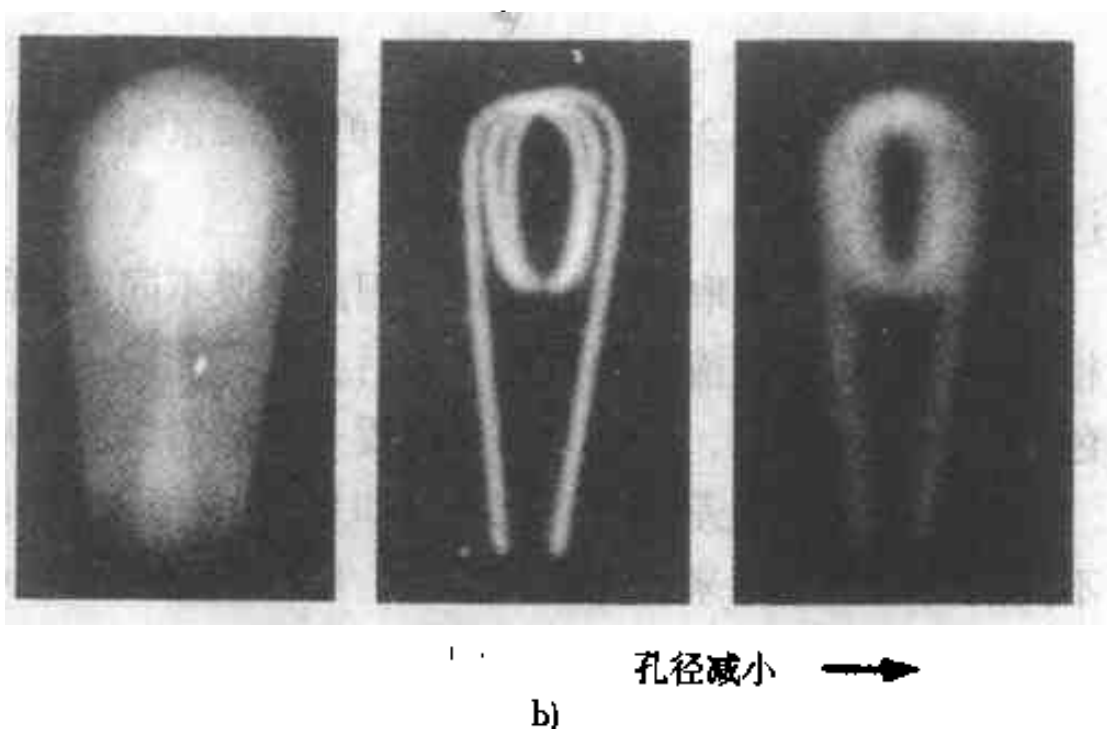
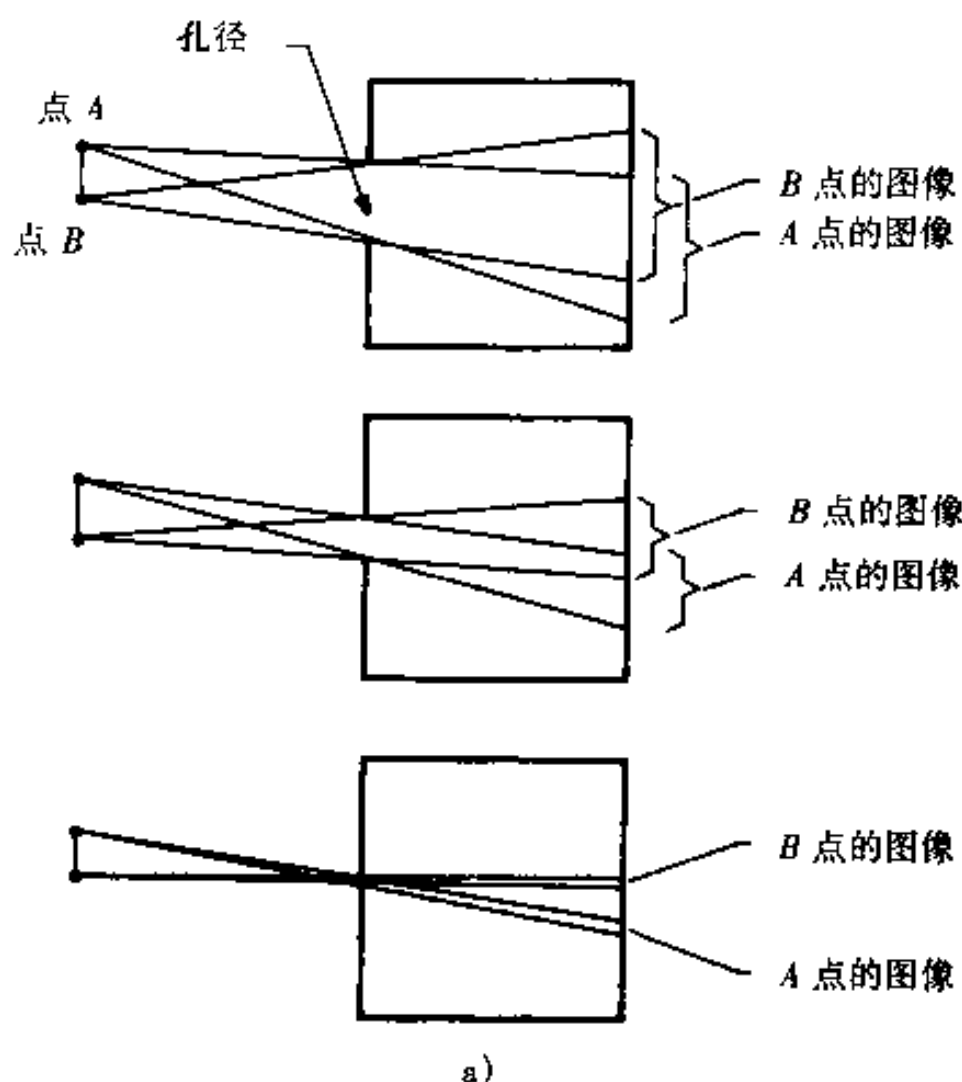


图 1.3

- a) 以简图说明孔径尺寸减小对图像清晰度的影响。然而,如果孔径太小则其边缘的衍射作用会限制清晰度
b) 白炽灯丝的小孔照片,可见随孔径的减小,图像清晰度改善,后又恶化(摘自 Ruechardt^[5])

的清晰度。这点受到需要使用可见光及绝大多数镜头因色散矫正得到单一波长的限制。另一方法是增加物体与物镜间介质的衍射系数。此介质通常为空气,其系数基本为 1.0。可以采用浸油镜头,油的衍射系数可达 1.4,这样可改善分辨率约

40%。具有更高衍射系数的液体是不合适的，因为这样会使光的透射减少到无用的水平。第三种方法是增大聚光角。这点在镜头设计时完成。注意，这是有限制的，因为此角不能超过 90° （见图 1.4）。

图 1.5 生动地说明了清晰度的含义。两张照片的放大倍数相同。〔测量照片底部的黑棒即可计算，黑棒注明为 $10\mu\text{m}$ ，也即放大了 10^4 （即把微米换算成厘米），见附录 F〕然而，获得这两张照片时采用了不同的物镜。图 1.5b 采用数值孔径为 0.1 的

镜头，得到的图像是一个椭圆形的物体；而用了数值孔径为 1.4 的物镜后得出图 1.5a 的图像，现在这同一个物体表现为三个分离的平行四边形。用式（1.1），

图 1.5b 照片的分辨率为 $1.6\mu\text{m}$ ，而图 1.5a 的分辨率为 $0.1\mu\text{m}$ 。

上面所述的例子着重说明，显微镜最重要的特性是清晰度。现在，照片是如何放大的？人眼的分辨率在 25cm 的距离处是 0.01cm ，这一距离是舒服的阅读距离。在此距离下，某物体上的细节聚集得比 0.01cm 更紧密时人眼就不能分辨。（这就是为什么光学显微镜设计成虚像位于约 25cm 处。见图 1.2）肉眼只有通过放大才能见到更小的细节。作为例子，请见表 1.5，其中列出了一台典型的金相显微镜的目镜与物镜的放大倍数与分辨率。用公式（1.1）计算分辨率，采用绿色光的波长（546nm）。如果某个受观察的物体的细节分离在 $1\mu\text{m}$ ，则无论放大多少倍，用 $5\times$ 物镜均不能分辨此细节。然而，采用 $10\times$ 物镜就能使此细节成像，因为此镜头的分辨率为 546nm，也就是说小于 $1\mu\text{m}$ 。如果采用 $20\times$ 目镜配合此物镜，总的放大倍数为 $200\times$ ，此细节分离 $1\mu\text{m}$ ，显现于眼前的则为分离 $1\mu\text{m}\times 200$ ，即 0.02cm ，此值大于肉眼的分辨率，所以此细节就可分

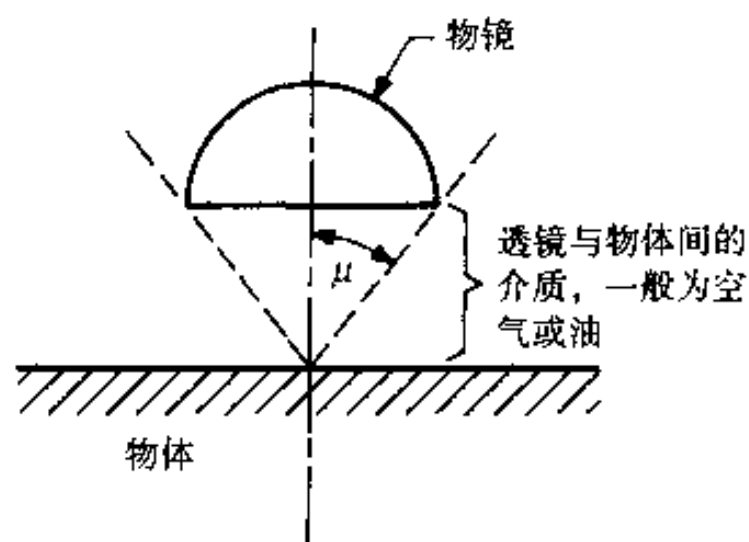


图 1.4 用以确定数值孔径的 μ 角示意图

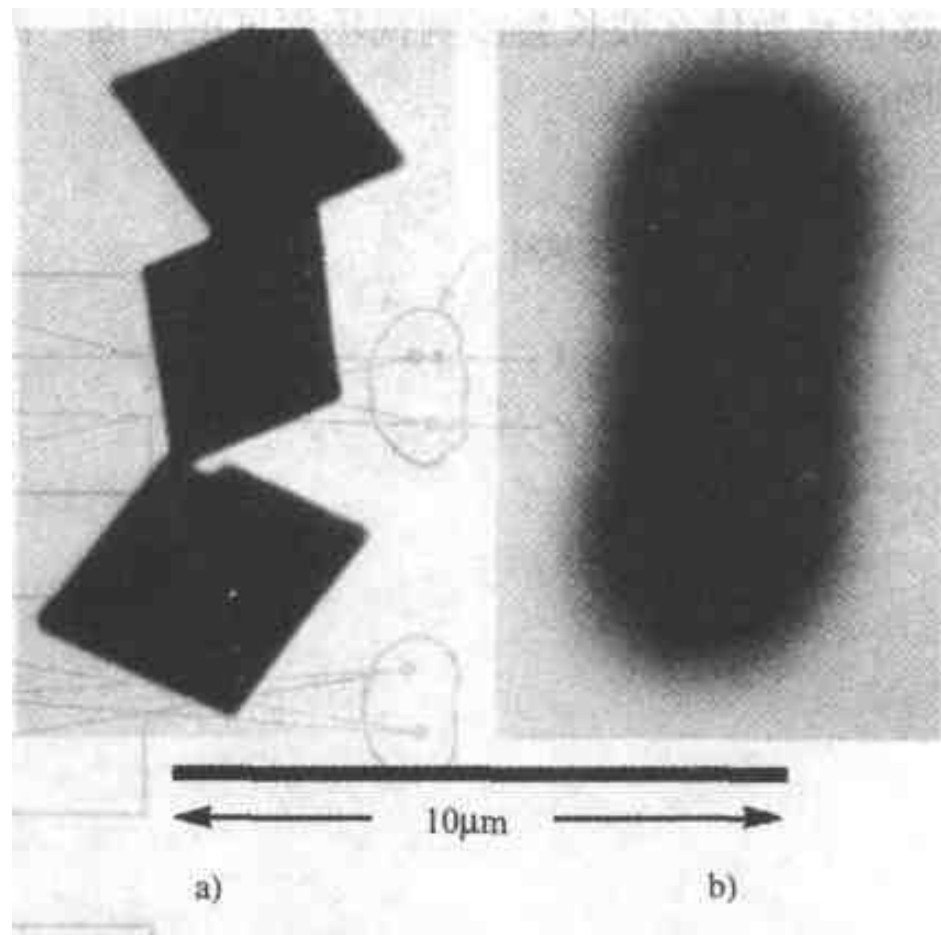


图 1.5 用不同数值孔径的物镜所得到的铬酸银晶体照片。波长 546nm（绿光）
a) $\text{NA} = 1.4$ b) $\text{NA} = 0.1$ （引自 Dyer^[6]）

然而，采用 $10\times$ 物镜就能使此细节成像，因为此镜头的分辨率为 546nm，也就是说小于 $1\mu\text{m}$ 。如果采用 $20\times$ 目镜配合此物镜，总的放大倍数为 $200\times$ ，此细节分离 $1\mu\text{m}$ ，显现于眼前的则为分离 $1\mu\text{m}\times 200$ ，即 0.02cm ，此值大于肉眼的分辨率，所以此细节就可分

辨了。

由此可见，显微镜的镜片系统必须能把欲分辨的细节放大到约 0.01cm ，以便肉眼能见到它。在光学显微镜中波长是近似固定的（它必须位于可见光范围），数值孔径被角 μ 限制，不能大于 90° （见图 1.4），以及衍射系数限制在约 1.4。因此对分辨率就有一个近似的限制，也没有必要提供一套镜头系统，它能给出比使肉眼能看出欲分辨的最小细节所需的更高的放大倍数。此放大倍数近似为 $1500\times$ ，这就是为什么光学显微镜，即使带有照像波纹管附件，其放大倍数也不超过约 $3000\times$ 。

我们已经看到显微镜的最重要的特性之一是清晰度，同时我们看到放大倍数是如何与清晰度联系的。在断口组织试验中另一个重要的特性为“视场深度”。此术语为：当保持在图像平面聚焦时，物体表面形貌所允许的高度变化（也就是说，物体在不同的水平处应能聚焦在同一平面）。此范围与孔径和光的波长有关。孔的开口介入画面的途径如图 1.6 所示。它表明，最小的孔径，相应有足够的密度以见到图像，是最佳孔径。但是，必须再次考虑孔的边缘的衍射作用，并且这也是为什么波长会影响视场深度的原因。波长越小，其干扰作用越少，同时视场深度越大。

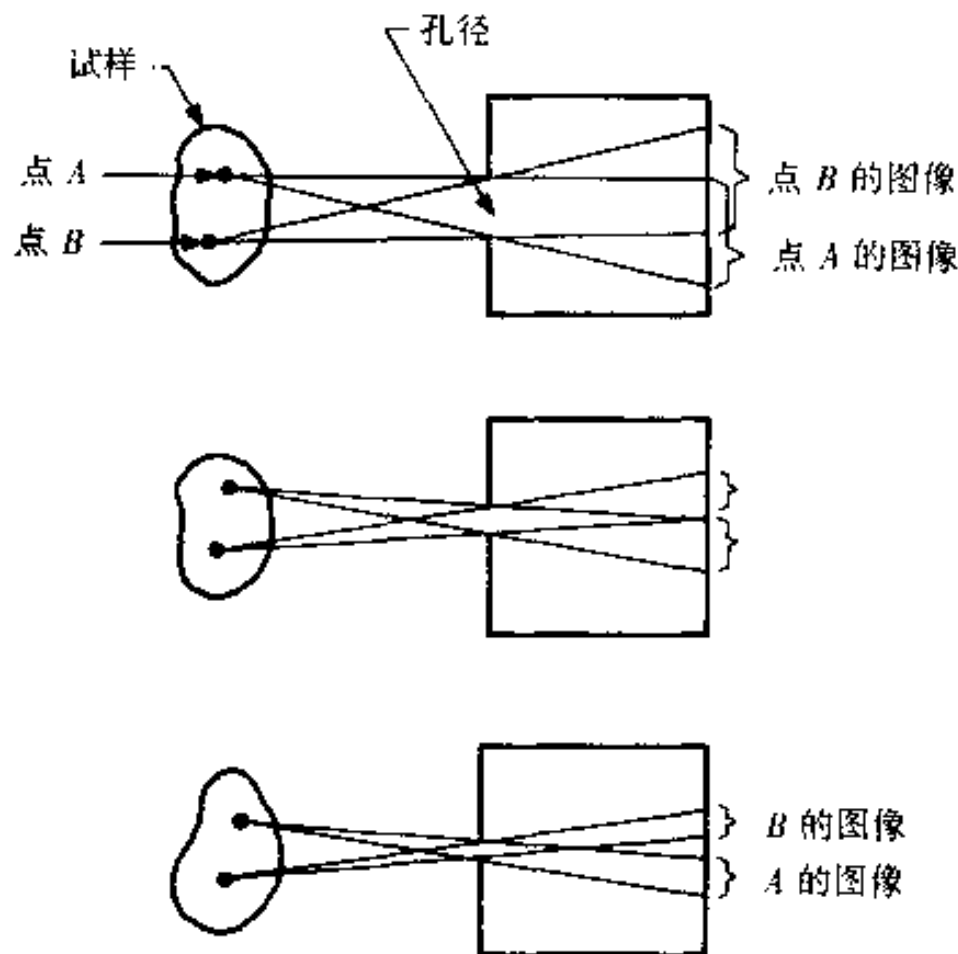


图 1.6 位于试样上不同水平的两个点，其图像的清晰度受孔径的影响

应注意“视场深度”的重要性，设想采用一台光学显微镜来观察细节，其物镜的极限分辨率为约 200nm （见表 1.5）。在此场合，其视场深度约为 400nm ，

即 $0.4\mu\text{m}$ 。因此, 如果此显微镜用于观察断面表面, 任何不规则的高度变化大于 $0.4\mu\text{m}$ 就不能同时聚焦。如果此镜头的分辨率约为 $1.6\mu\text{m}$ [某人可能用一镜头做低倍放大 (例如 $50\times$) 观察], 此时视场深度约为 $10\mu\text{m}$ 。对于裸眼, 视场深度约为 0.01cm 。

表 1.5 金相显微镜的典型透镜组合所具有的放大倍数与分辨能力
(采用 546nm 的波长)

目镜	物镜	总的放大倍数	分辨率/ $\times 10^{-10}\text{m}$
$5\times$	$5\times$ ($NA=0.10$)	$25\times$	16 380
$10\times$	$5\times$	$50\times$	
$15\times$	$5\times$	$75\times$	
$20\times$	$5\times$	$100\times$	
$5\times$	$10\times$ ($NA=0.30$)	$50\times$	5 460
$10\times$	$10\times$	$100\times$	
$15\times$	$10\times$	$150\times$	
$20\times$	$10\times$	$200\times$	
$5\times$	$40\times$ ($NA=0.65$)	$200\times$	2 520
$10\times$	$40\times$	$400\times$	
$15\times$	$40\times$	$600\times$	
$20\times$	$40\times$	$800\times$	

注: NA —数值孔径。

1.3.2 透射电子显微镜

透射电子显微镜 (TEM) 的操作方法原则上与光学显微镜 (OM) 的非常相似。图 1.7 比较了这两种仪器的总的光学路径。当然, 在这两种显微镜间有重大的实际差别。从定义看, 其试样是通过透射来观察的, 所以它必须足够薄以便电子流能完全穿透。这产生了一个试样制备的问题 (见 1.4.2 节)。由于在空气中电子容易散逸, 所以试样必须放在真空中, 当然这并不算是一个严重的操作问题。其所能观察的区域很小, 所以对大试样进行检查是困难而费时的。因为人眼不能看见电子, 故其图像由电子撞击磷光屏而生成, 在此屏幕上进行观察。

透射电子显微镜的优点远远超过其缺点, 所以它发展成在失效分析领域中被广泛应用的工具。透射电子显微镜与光学显微镜相比, 其主要优点在于电子束与可见光相比波长更短。式 (1.1) 用来计算分辨率, 它清楚地表明降低波长可以改善清晰度。可见光的波长约为 500nm , 然而用于电子显微镜的典型波长为约 4pm 。这就可以改善清晰度至约 10^5 倍。然而, 为减少球面色散, 采用较小的孔径, 所以式 (1.2) 中的角 μ 是相当小的, 在 0.1° 的数量级。虽然这样会降低清晰度的等级, 但是电子的波长较小是主要因素, 同时透射电子显微镜的清晰度大大优于光学显微镜的。正因为这个比较好的清晰度使透射电子显微镜得到如此广泛的应用。

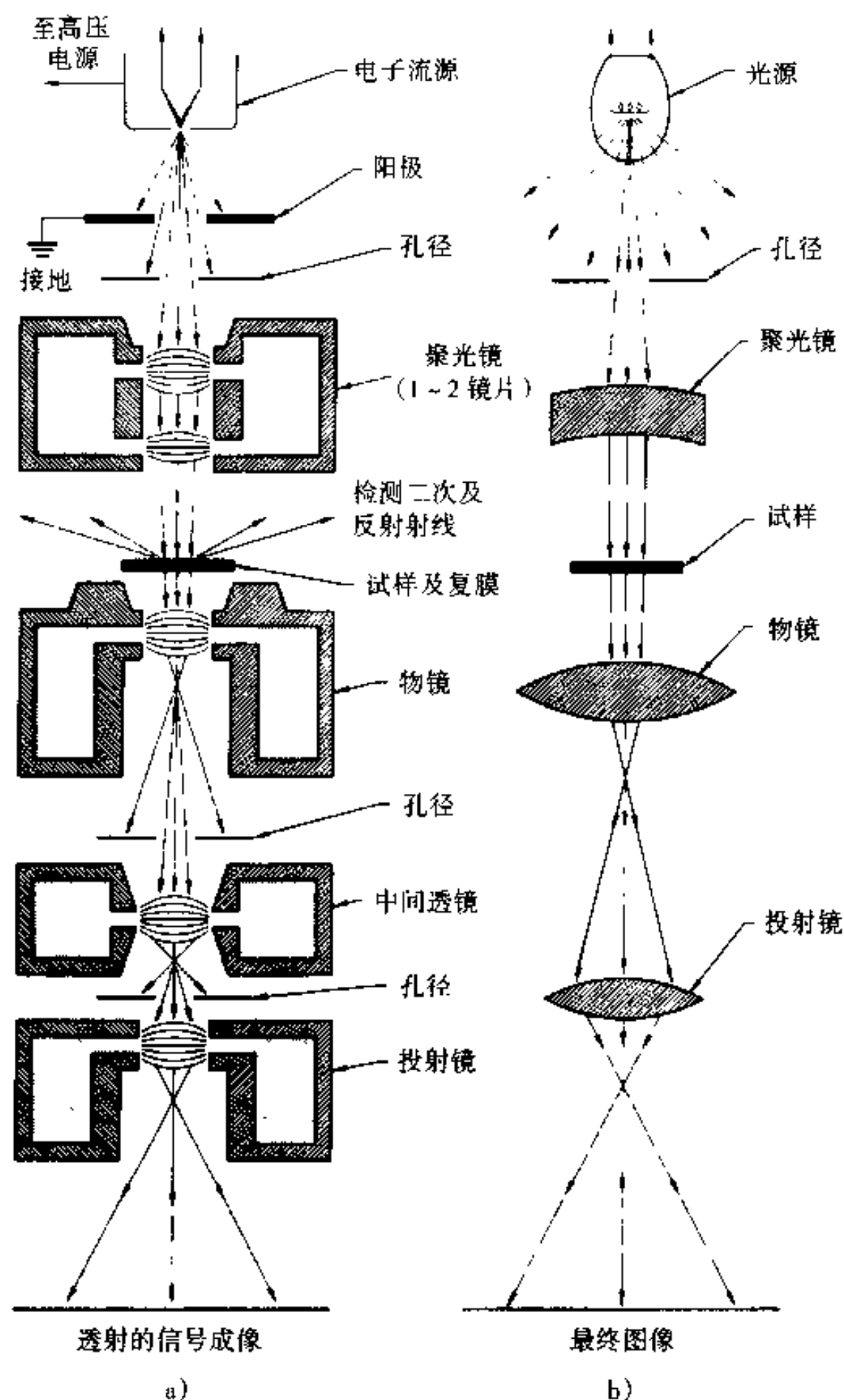


图 1.7 透射电子显微镜与光学显微镜光学系统的比较 (摘自 Metals Handbook^[7])

通过式 (1.1) 可知透射电子显微镜的清晰度约为 $10 \times 10^{-10} \text{ m}$, 而相比光学显微镜为 150 nm 左右。现在我们可以明白为什么透射电子显微镜有一个投射镜系统就可以放大到这么多。为了能用眼睛看清 $10 \times 10^{-10} \text{ m}$ 的细节, 把它提升为 0.01 cm , 所要求的放大倍数为 $100\,000 \times$ 。因此要求透射电子显微镜具有高倍放

大的能力，以便把很小的细节放大到使眼睛可以观察到它。

同样，通过采用电子也大大地改善视场深度。例如，如果分辨率是 $10 \times 10^{-10} \text{ m}$ ，那么典型的视场深度将会是约 500 nm 。一般说，这是最大的允许厚度，可以透过足够的电子以获得图像。这意味整个试样可以聚焦。如果透射电子显微镜操作时，其分辨率降至 100 nm （例如采用了较大的孔径），则其视场深度可增加至约 $50 \mu\text{m}$ 。

我们见到，与光学显微镜相比，透射电子显微镜提供了大大改善的清晰度与视场深度。但有两大缺点即试样制备问题，以及必须采用小尺寸的试样，从而限制了观察的范围。实际上，透射电子显微镜及光学显微镜是互补的工具，两者都用于断口的显微试验。

1.3.3 扫描电子显微镜

扫描电子显微镜的操作与透射电子显微镜多少有些不同。电子流经聚光镜进行平行校正后，由物镜聚焦成一束小直径的电子流。此电子流撞击试样的表面，经电子流与试样的相互作用后产生发射电子，其数量对表面形貌特别敏感。扫描线圈使电子流轰击试样的表面。从表面上任何一点发射出的电子数量控制一个同步阴极射线管的显示。因此当电子流轰击表面时，在阴极射线管上就产生一个图像，它基本上是此表面的照片。图 1.8 对光学显微镜、透射电子显微镜及扫描电子显微镜的光学系统进行了比较。

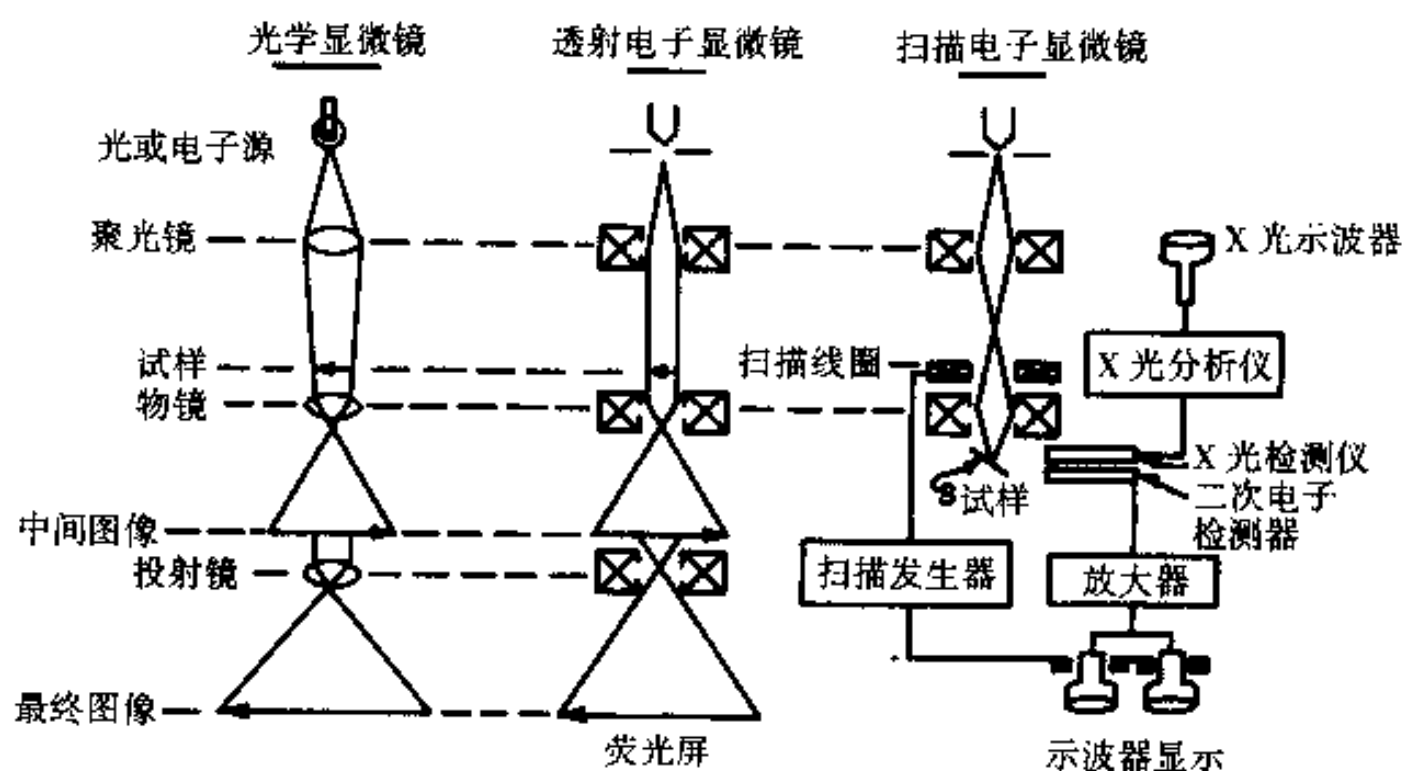


图 1.8 光学显微镜、透射电子显微镜及扫描电子显微镜的光程比较（引自 Backer^[8]）

电子流与试样的相互作用产生几种类型的信号（图 1.9）。从试样上发射出的电子流有各种能量，在图 1.10 中示出其典型的频谱。特别有趣的是具有相当

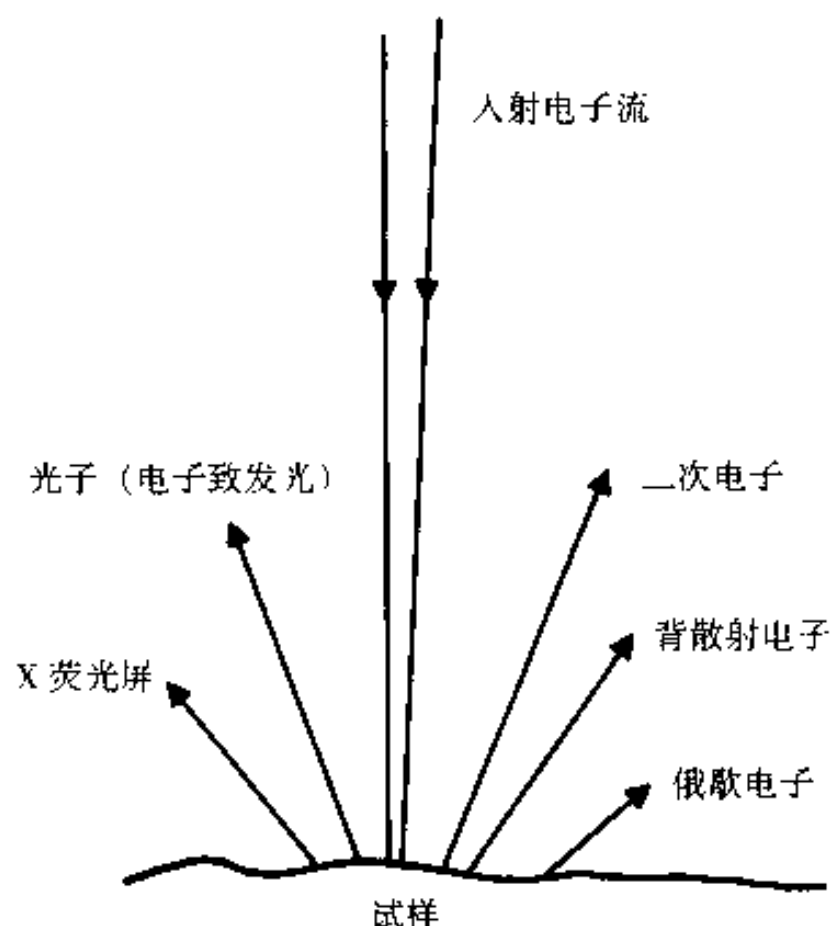


图 1.9 电子流与试样相遇后产生的信号的种类。在扫描电子显微镜中背散射与二次电子用以获得表面的图像。俄歇 (Auger) 电子很弱, 是从表面原子的第二、三层中发射出来的, 因此它们用作表面分析。但是需要有超高真空系统来防止严重的电子吸收问题。X 光荧光屏用于化学分析 (见 1.3.5 节)

低的能量的电子流的高度集中, 以及具有相当高的能量 (接近于入射电子流的能量) 的电子流的高度集中。当电子流穿透试样表面时, 有些电子弹性地散射回击试样, 近似地保留其原始能量。这些电子称作背散射电子。其他电子与试样中原子的电子相互作用并有能量变化。其中绝大多数损失了相当多的能量, 并带着相当低的能量而发射出来, 这些为二次电子。透入试样的电子位于一个泪滴形的容积中 (图 1.11), 并且仅有在表层以内约 500nm 的电子得

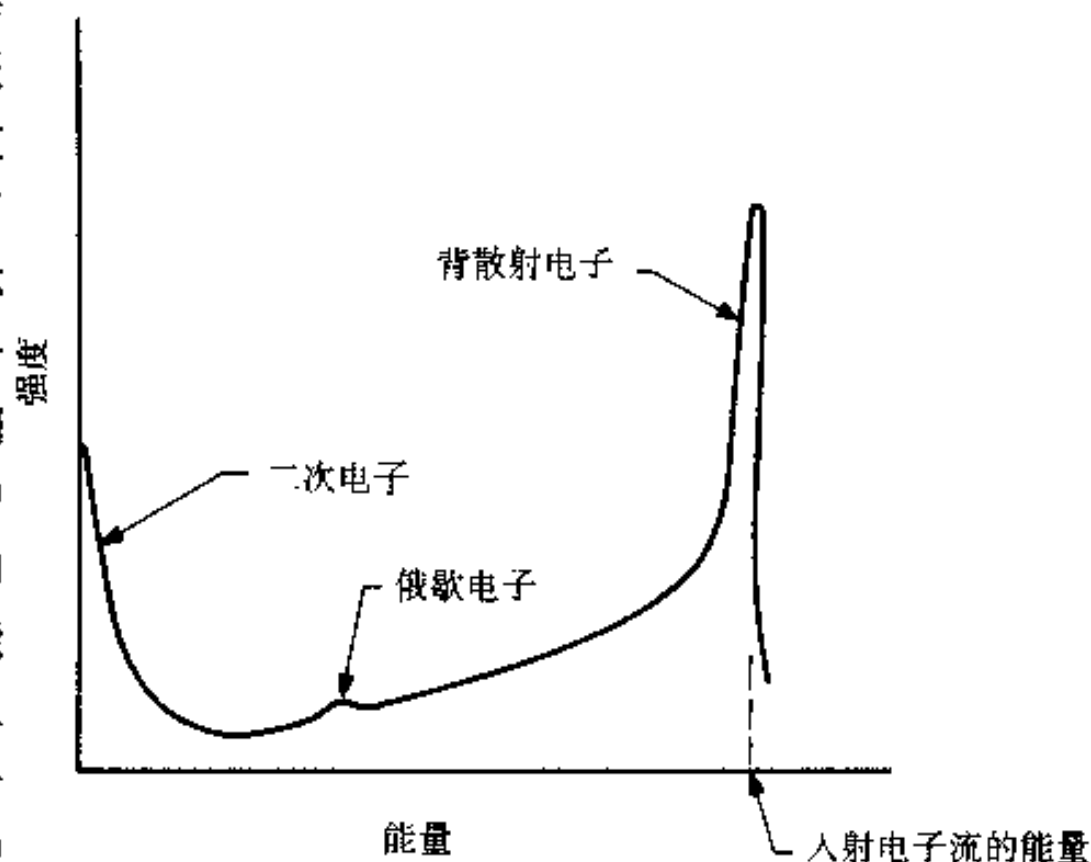


图 1.10 扫描电子显微镜中, 从试样表面发射出的典型电子试样的频谱

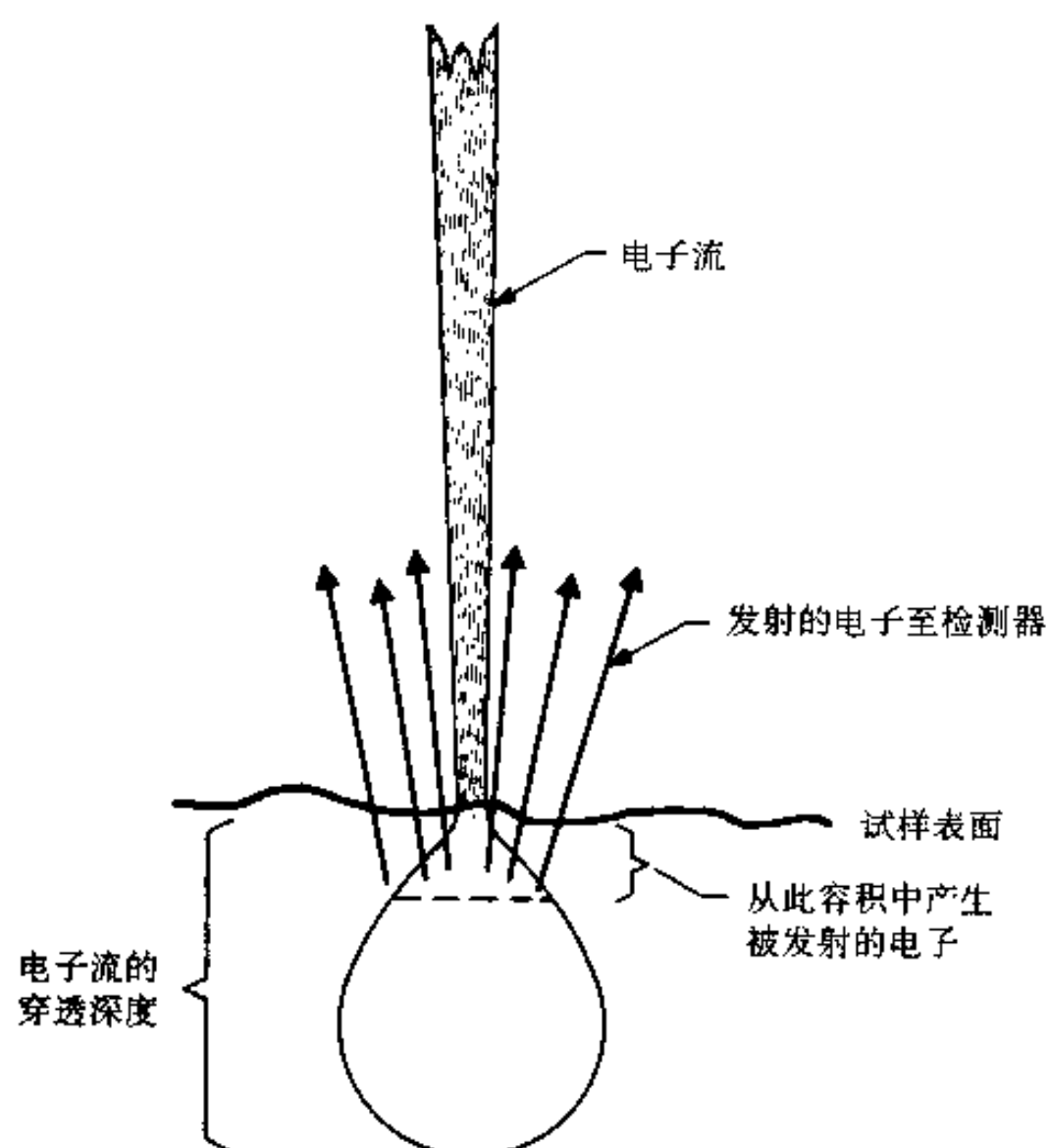


图 1.11 示意图说明发射出电子的区域比电子流的区域大

以逃逸，此区域的直径大于电子流撞击表面的区域直径。

可用一相当简单的装置来收集全部电子（图 1.12）。从表面发射的电子被驱

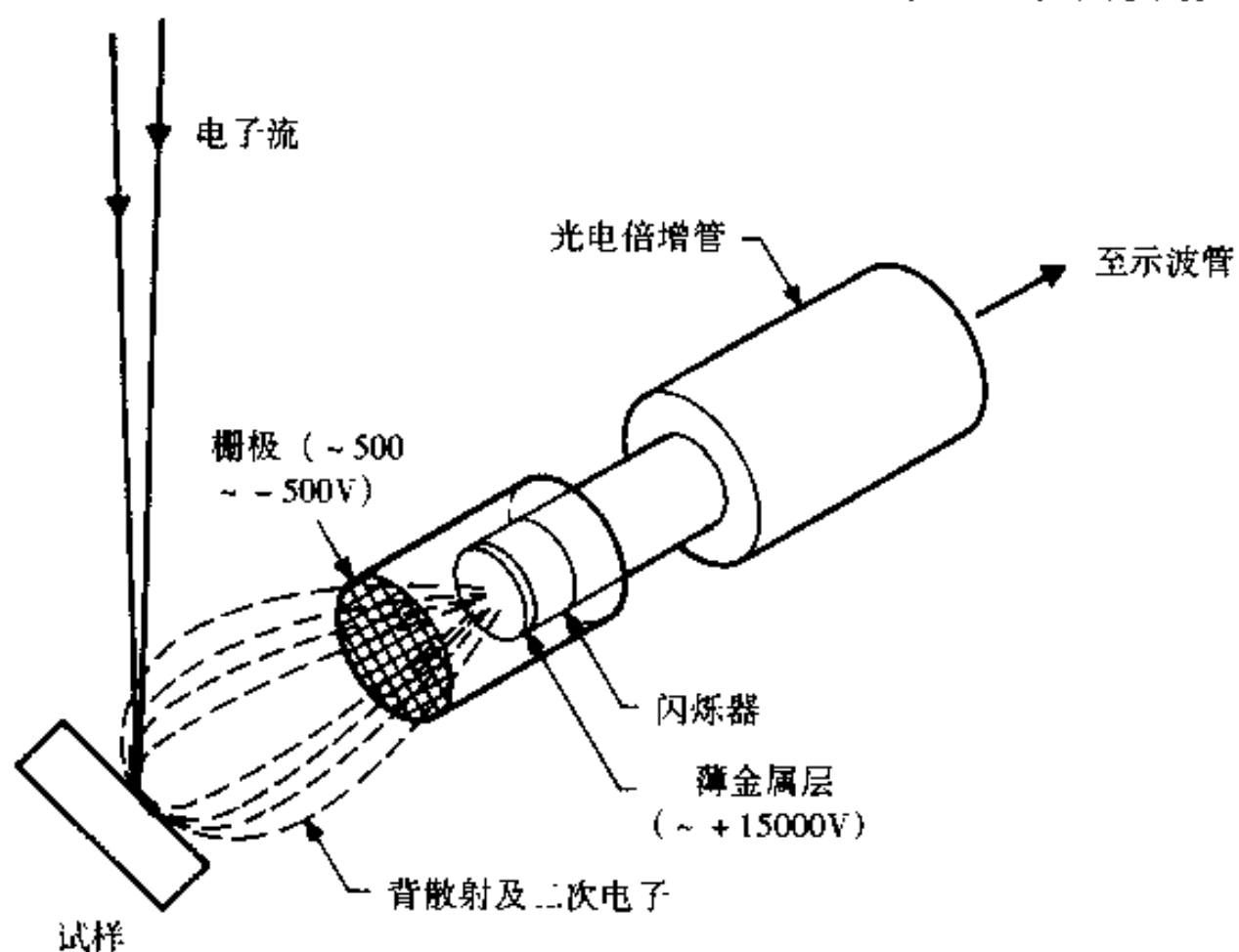


图 1.12 简要说明扫描电子显微镜中电子检测器的操作情况

向一闪烁器，制成此闪烁器的材料当受到电子撞击时会发光。为确保有足够数量的电子能到达闪烁器，在其外涂一层非常薄的（例如 20nm）金属层（如铝），对它充以大约 10 000 ~ 15 000V 正电压。电压吸引电子，使之穿透薄金属层而到达闪烁器。为分辨低能与高能电子，围绕闪烁器放置了一个栅极，使其位能可在 -500 ~ +500V 之间变化。采用负压可以赶走低能电子，而仅让高能电子成像，这有时是操作的有用模式。从闪烁器出来的光线被发送到光电倍增器，在此处转换成电信号，然后调制成阴极射线管中电子流的密度。

背散射电子密度随原始元素的原子数增加而增加，所以可用它产生图像以表示化学成分的变化。图 1.13 中以例说明此作用。

图 1.14 说明表面形貌如何在图像中产生反差。例如，表面隆起部分由于在表面的逃逸距离之内有较大容积的材料被电子流激活，所以有更多的电子发射出来。注意，清晰度基本上取决于电子流直径而不是波长。因此，扫描电子显微镜可能有 10nm 的清晰度，而不是透射电子显微镜所获得的 1nm。但是它仍保留有较高的视场深度。如

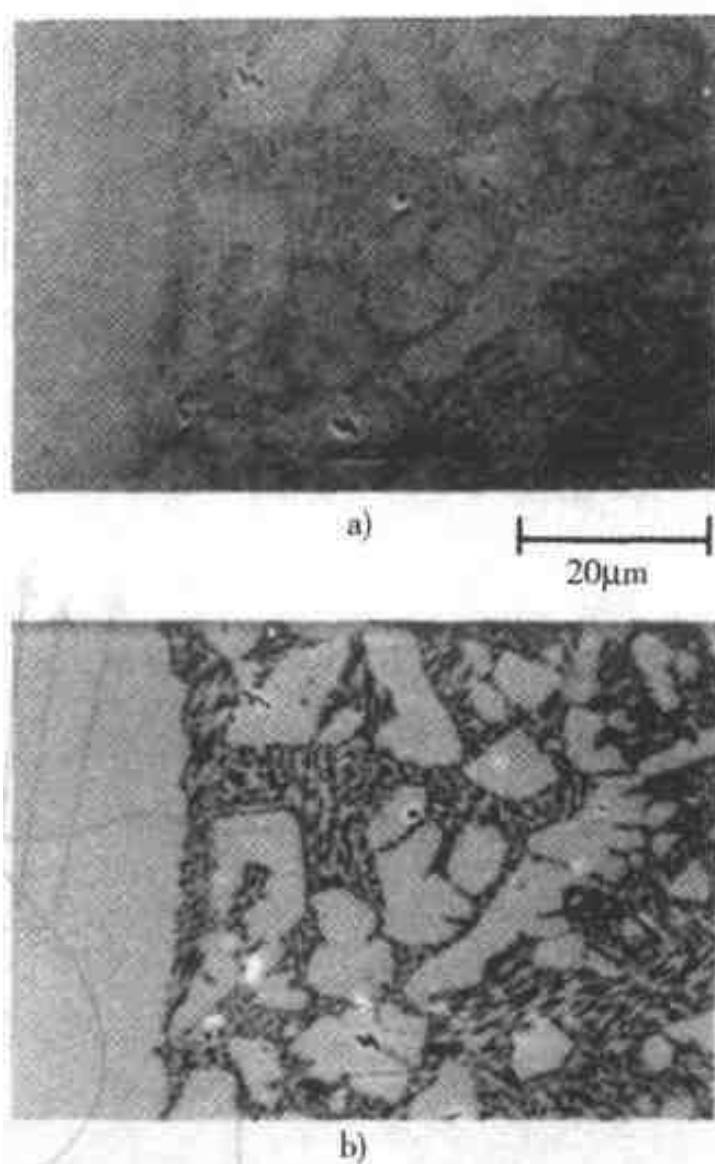


图 1.13 扫描电镜下经抛光的铜-锡扩散副的照片

a) 使用二次电子检测器

b) 使用背散射电子检测器

注意，采用背散射电子检测器可改善对比度，因为原子数量不同（引自 Verhoven^[9]）

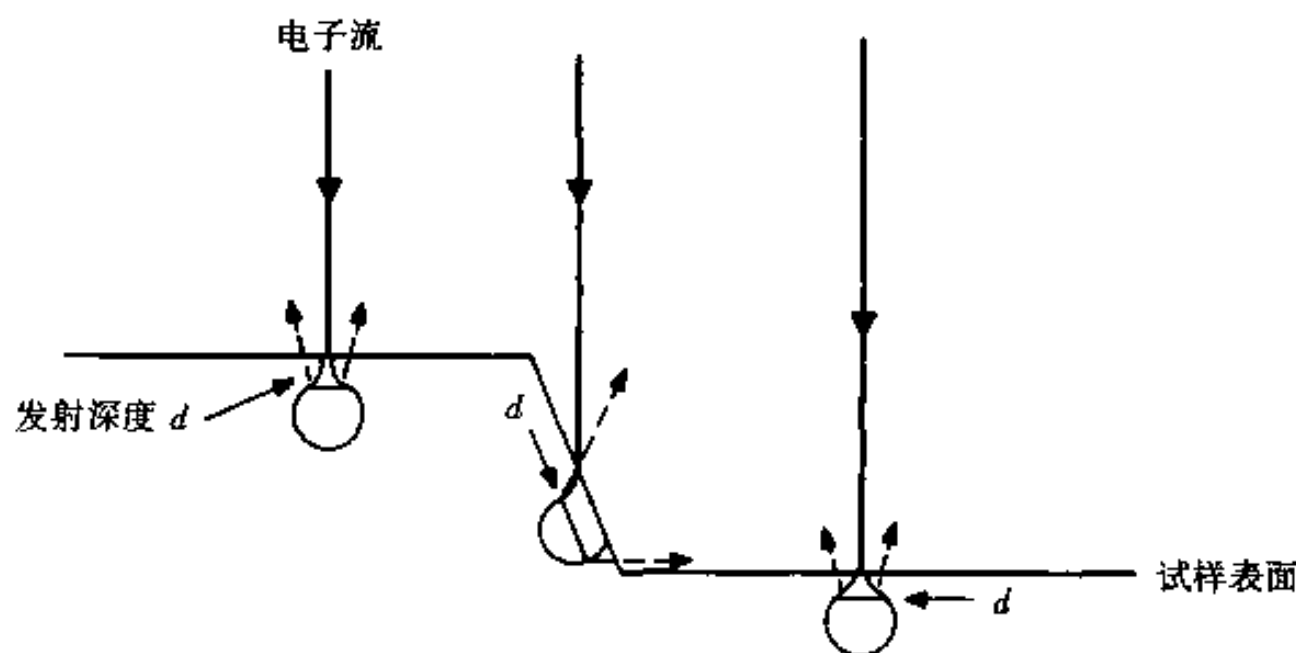


图 1.14 简要说明表面形貌如何影响从表面到发射距离 d 之内的材料容积，以及改善发射电子的强度

果不期望于分辨很小的细节，那么好的视场深度可使扫描电子显微镜在低倍放大观察方面受到欢迎。

与透射电子显微镜不同，在扫描电子显微镜中可以采用相当大的试样观察相当大的区域。即使试样太大不能放入扫描电子显微镜，也可以制备一个表面复制品并放入扫描电子显微镜。

1.3.4 光学显微镜、透射电子显微镜与扫描电子显微镜的比较

表 1.6 中的资料比较了这些显微镜类型的特性。在把这些仪器用于断口组织试验时，必须牢记它们是互补的，在特定的情况下每一种都具有超越其他种的优点。

表 1.6 光学显微镜、透射电子显微镜及扫描电子显微镜的特性比较

屏幕面积 10cm ² ，观察距离 25cm				
放大倍数	分辨率	场	聚焦深度	
			光学	扫描
光学 { 1 × 10 × 100 × 扫描 { 1000 × 10 000 × 透射 { 100 000 × 10 ⁶ ×	0.2mm	100mm		
	0.02mm	10mm	0.1mm	10mm
	2μm	1mm	1μm	1mm
	0.2μm	0.1mm		10μm
	20nm (200Å)	10μm		1μm
	2nm (20Å)	1μm		
	0.2nm (2Å)	0.1μm		
	光 学	扫描电子	直接电子	
分辨率—容易	5μm*	0.2μm	10nm (100Å) ^①	
—熟练工	0.2μm*	10nm (100Å)	1nm (10Å) ^①	
—专业人员	0.1μm*	0.5nm (5Å)	0.2nm (2Å) ^①	
聚焦深度	低	高 ^①	中等	
模式—透射	是	是	是	
—折射	是	是	不满意*	
—衍射	是	是	是	
—其他	有些	许多 ^①	无*	
试样—制备	通常是简单的	简单 ^①	需熟练工*	
—范围及类型	通用。真实的或复膜	通用。真实的或复膜	只能是薄的，或是复膜*	
—透射的最大厚度	厚 ^①	中等	非常薄*	
—环境	通用 ^①	一般为真空，但可变更	真空*	
—供应空间	小	大 ^①	小	
视场	足够大	足够大	受限制*	
信号	仅供图像	可供处理 ^①	仅供图像	
成本	低 ^①	高	高	

注：1. 优点标有①；缺点标有*。

2. 引自 Hearle 等人^[10]。

1.3.5 相关工具与技术

有一批工具及技术与显微镜有关，它们在断口组织试验中是有用的。此处简要讲述3种：X射线荧光镜、X射线衍射及立体显微镜

X射线发光化学分析。元素的化学分析中广泛使用此方法。此处讲述它在扫描电子显微镜中的应用，但是它还能被用于其他几种途径。当一原子被充分激活时，一个内层的电子可能被去除。当一个电子由相邻的轨道落入此空穴时，减少的能量表现为荧光X射线（见图1.15）。外层电子发射的辐射能取决于原子的束缚状态，但是从内层电子发射的就不是这样。因此对于某给定的元素，其辐射能的特征取决于发射它的元素。因此检测这些X射线是鉴别原子存在类型的方法。例如，纯铁发出的X射线光谱在特定的能量处有浓黑的线与峰。如果得到碳化铁或铁的碳酸盐的光谱，那么在光谱中的峰和线揭示有何种元素存在，但不表明元素是如何结合的。

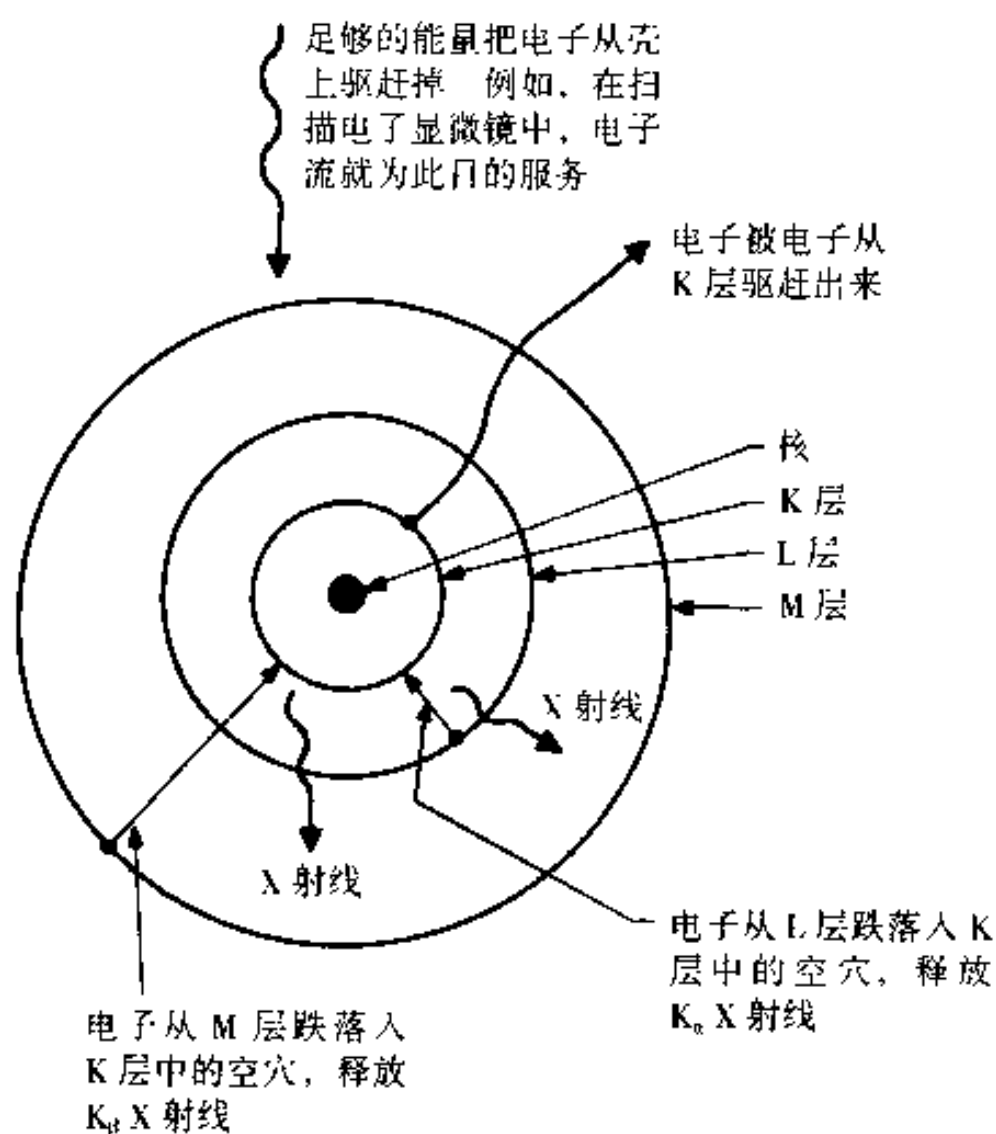


图 1.15 简要说明 X 荧光的来源及用以描述能量转换的术语

X射线发射物的命名取决于电子落入的以及来自的电子层。其示意图示于图1.15。例如， K_{α} 是电子从L层落入K层空穴时所引发的X射线光子。 K_{β} 是电子由M层落入K层空穴时所引发的X射线光子

曾经仔细测量这些电子发送的能量，并可在几种出版物的表格中发现此数

值。图 1.16 为此类表格之一。能量单位通常为 keV (1000 电子伏特)。同时也列出了相应的波长。这两个量的关系为:

$$E = hv = \frac{hc}{\lambda} \quad (1.3)$$

式中, E 为能量; λ 为波长; v 为频率; h 为普朗克常量; c 为光速。

因此, 当能量增加时, 波长减少 (见图 1.16)。图 1.16 中其他所列具有重要意义的是 I , 它是一个发射所能期望的相对密度。这些数值的基础是实验数据, 同时反映这一事实, 即所有的发射并不按照相同的概率而发生。注意, 铜的 $K_{\alpha 1-2}$ 发射的相对密度为 150 (150%), 而 $K_{\beta 1-3}$ 的则为 20。因此在铜的光谱中, 8.040keV 处的峰值强度应该仅为 8.904keV 处的约 1/7。当 I 值降到 5 以下时, 一般就难以测到 X 射线。

元素	线名称	相对密度	原子数	能量 keV	波长 (Å)
El	Line	I	Z	KeV	Line (Å)
Lu	L ₂ -γ ₂	.01 71		8.094	1.533
Os	L ₂	.01 76		8.077	1.535
Ho	Lβ ₅	.1 67		8.061	1.539
Cu	Kα ₁	100 21		8.046	1.541
Ir	L ₁	1 77		8.040	1.542
Cu	Kα _{1,2}	150 29		8.040	1.542
Eu	Lγ ₆	.1 61		8.029	1.544
Cu	Kα ₂	50 29		8.026	1.544
Tb	Lβ ₄	.5 69		8.024	1.545
Ho	Lβ _{1,5}	.01 67		8.009	1.549
Rt	Lβ ₃	.6 64		7.934	1.552
Y	Lβ ₃	.01 74		7.926	1.564
Sr	Lγ ₆	.01 64		7.928	1.564
Ho	Lβ _{2,4,5}	20 67		7.910	1.567
Rt	Lβ ₄	.1 68		7.909	1.567
Hf	Lγ ₂	100 72		7.899	1.570
Os	Lγ ₆	.1 64		7.892	1.571
Lu	Lβ ₄	1 71		7.856	1.578
Tb	Lγ ₄	.1 65		7.852	1.579
Yb	L ₁	.01 75		7.851	1.579
Ta	Lβ _{1,2}	.01 73		8.941	1.386
Yb	Lβ ₃	.1 70		8.938	1.387
Pt	Lβ ₃	.01 78		8.921	1.389
Yb	L ₃ -D _{2,3}	.01 70		8.919	1.390
Os	Lα ₁	100 76		8.910	1.391
Yb	Lβ _{1,5}	.01 70		8.908	1.391
Hf	Lβ ₄	.4 72		8.904	1.392
Cu	Kβ _{1,3}	20 29		8.904	1.392
Ho	Lγ ₆	.01 67		8.903	1.392
Cu	Kβ ₃	6 29		8.901	1.393

图 1.16 节录各元素所发射的 X 射线能量表。

注意 CuK_α 及 CuK_β (引自 Johnson 及 White^[11])

在扫描电子显微镜中有两种方法用来测量或记录 X 射线光谱: 一个方法采用衍射晶体, 另一种为固态检测仪。采用衍射晶体的方法称为波长分散法, 或有

时称作波长分散 X 射线分析法 (WDXA), 或波长分散谱仪 (WDS)。此技术中, 让荧光 X 射线撞击一个单晶体。此 X 射线或经过晶体后被吸收、总体上被散射, 或被衍射。这些满足布拉格法则

$$\lambda = 2d \sin \theta \quad (1.4)$$

的全衍射, 如图 1.17 所示。此处 d 是晶面间距, 晶体把 X 射线衍射到检测器, 对于给定的晶体此值为已知数。因此可度量出相对此特定波长的密度。然后可给晶体设置不同的 θ 值, 永远保持如图 1.18 所示的 $\theta - 2\theta$ 的关系。然后就可获得在此波长下的密度。此方法可自动进行。通常制作密度 -2θ 的曲线, 而不是密度一波长的曲线, 但是通过公式 (1.4) 可以从 2θ 的数值算出波长。图 1.19 示出一典型的光谱。注意, 对此不锈钢试样可以很明显地看出, 是哪个元素引起哪个波峰。

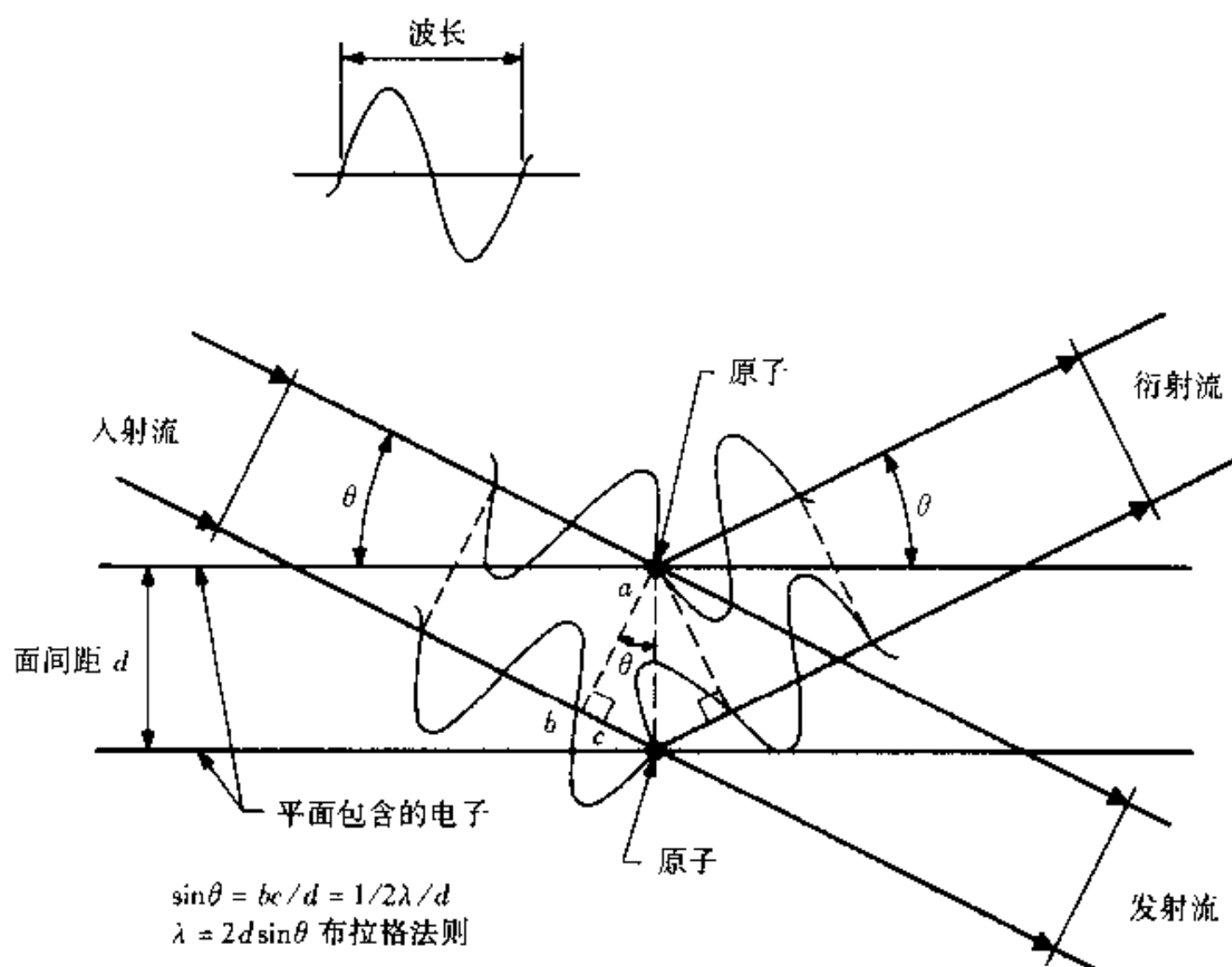


图 1.17 关于 X 射线或电子衍射的布拉格法则的简单推导。

如果 θ 角使距离 $bc = \frac{1}{2}\lambda$, 则满足布拉格法则,

会产生沿着 θ 角方向的结构干扰而引起衍射

获得 X 射线的这种方法有两个重要的缺点。其一为当在扫描电子显微镜上使用时, 此仪器可能难以放置于合适的位置。不像电子, 它能被高的正电压聚焦

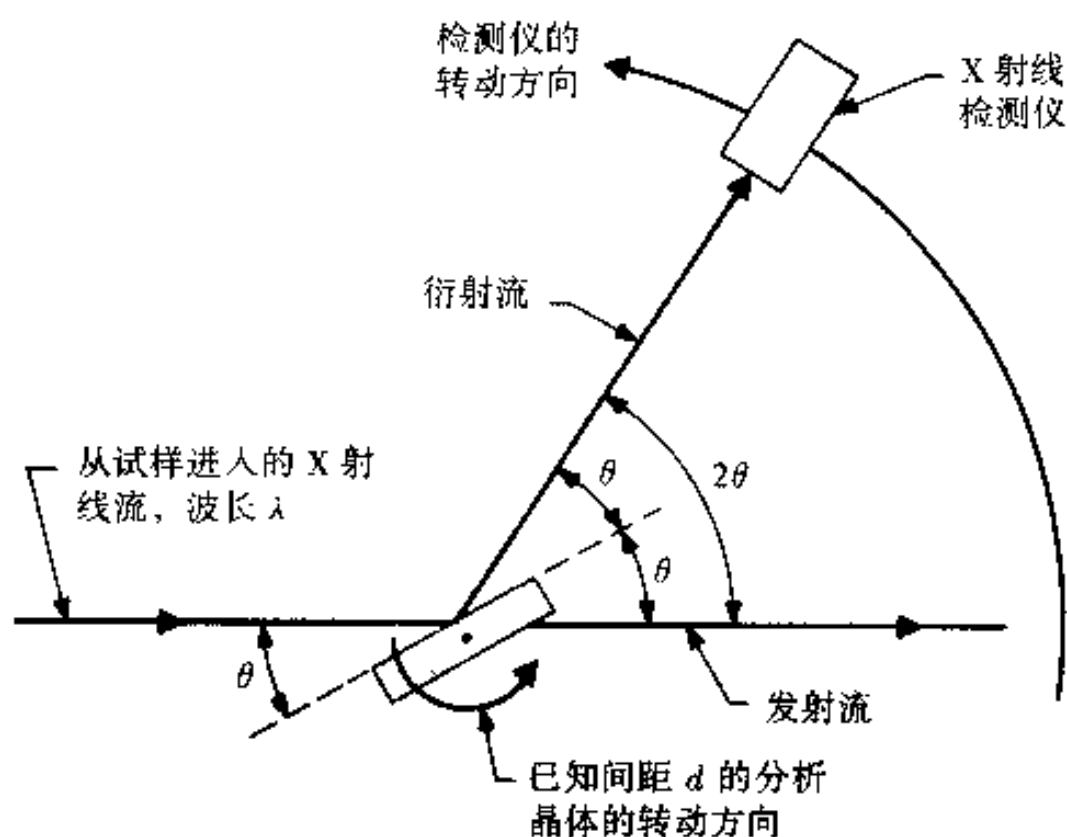


图 1.18 简要说明用 X 射线流来分析试样的衍射仪

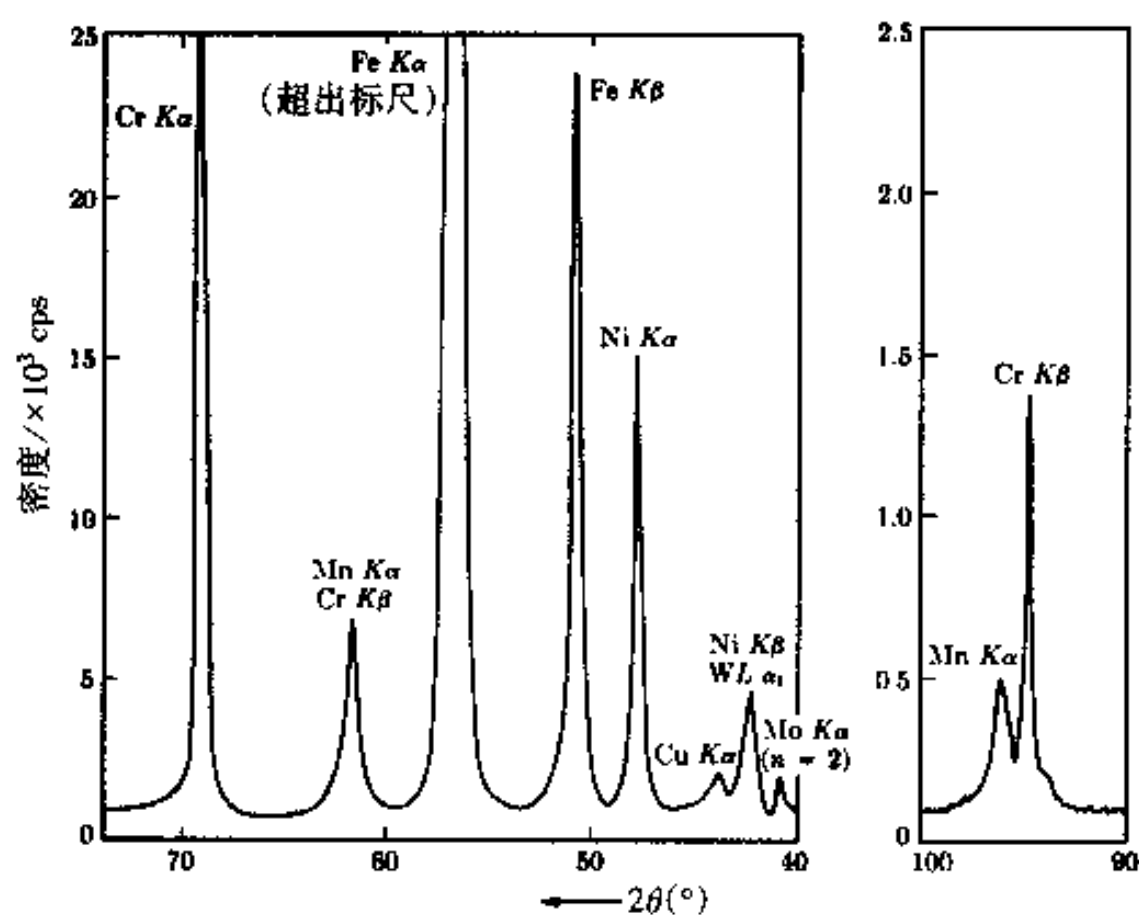


图 1.19 用 X 射线衍射仪 (波长分散光谱测定仪)

所获得的 X 射线光谱。试样为 $w(\text{Cr}) = 19.4\%$ 、 $w(\text{Ni}) = 9.5\%$ 、 $w(\text{Mo}) = 1.5\%$ 、 $w(\text{W}) = 1.4\%$ 、 $w(\text{Mn}) = 1.0\%$ ，其余主要为 Fe 的不锈钢。用一平坦的 LiF 晶体作分析。采用钨靶 X 射线管，在 50kV 和 30mA 下操作 (引自 Cullity^[12]，经 Diano 公司同意)

或吸引到电子检测器上（见图 1.12），而 X 射线不能如此容易地聚焦。因此只有直接通向检测晶体的 X 射线才能被分析到。另一个局限是它需要 30 ~ 60min 才能得到一个光谱。另一方面，此方法所能检测的元素其原子数要低，像碳那样。

采用固态检测仪的方法称为非分散法，因为 X 射线并不被分析晶体所分散。普通称为能量分散 X 射线分析法（EDXA）或能量分散谱仪（EDS）。此法采用 Si（Li）计数器及 FET 前置放大器，这两者均需保持在液氮温度。从检测器出来的信号被多通道分析仪分离成为谱，因此在阴极射线管上显示出谱的密度与能量的关系。图 1.20 示出一典型的谱。

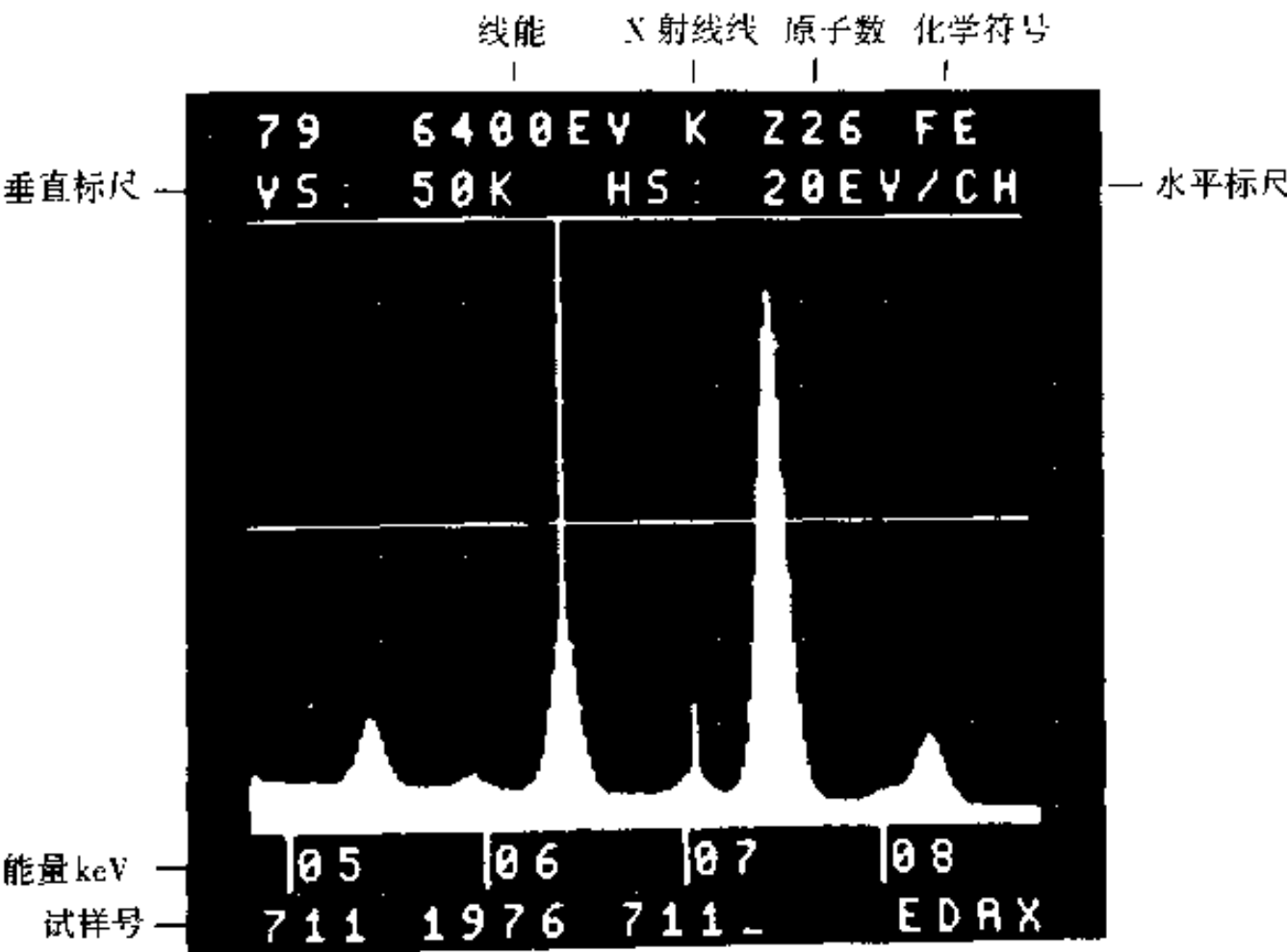


图 1.20 由能量分散谱仪所得到的 X 射线谱
(引自 Cullity^[12]，经 Philips Electronic Instruments, Inc. 同意)

在扫描电子显微镜中此分析方法有两个重要的优点，即检测仪可以靠近试样放置，放在真空腔内，同时获得谱的时间短。要获得如图 1.20 所示的谱，如采用波长分散谱仪，可能需要 60min。如采用能量分散谱仪，约需 1min。然而，一个重要的局限性是能量分散检测仪对于轻元素（例如碳）不如波长分散系统那么敏感。

就在扫描电子显微镜中使用荧光 X 射线的问题而言，必须强调的是，通常此分析是定性的或是半定量的。在确定存在什么元素以及它们的相对数量时，使用它特别有用，但是它不确定其实际成分。

断口组织试验中 X 射线荧光的密度取决于微观化学分析，它可以用扫描电

子显微镜来完成。例如，在操作扫描电子显微镜时可以停止射线的轰击并把射线点移动到视野中的任何位置上。因此如果表面上的一个颗粒需要化学分析，则把射线点定到此颗粒上并搜集 X 射线光谱即可。图 1.21 说明了这点，图上表明在断口表面上有一个小的颗粒，此颗粒的直径约为 400nm，而电子流的直径可能为 20nm。再重复一下，此射流会展开成泪滴状，激活区的实际直径约为 100nm。穿透深度约为 100nm。由此可知发射 X 射线的材料体积约为 10^{-15}cm^3 ，或者说材料的质量约为 10^{-14}g 。这就是微观化学分析方法的使用。图 1.21b 中表示由此颗粒获得的光谱，这大约在 1min 内就得到了，同时花了约 1min 从 CRT 的面上对此光谱照了像。

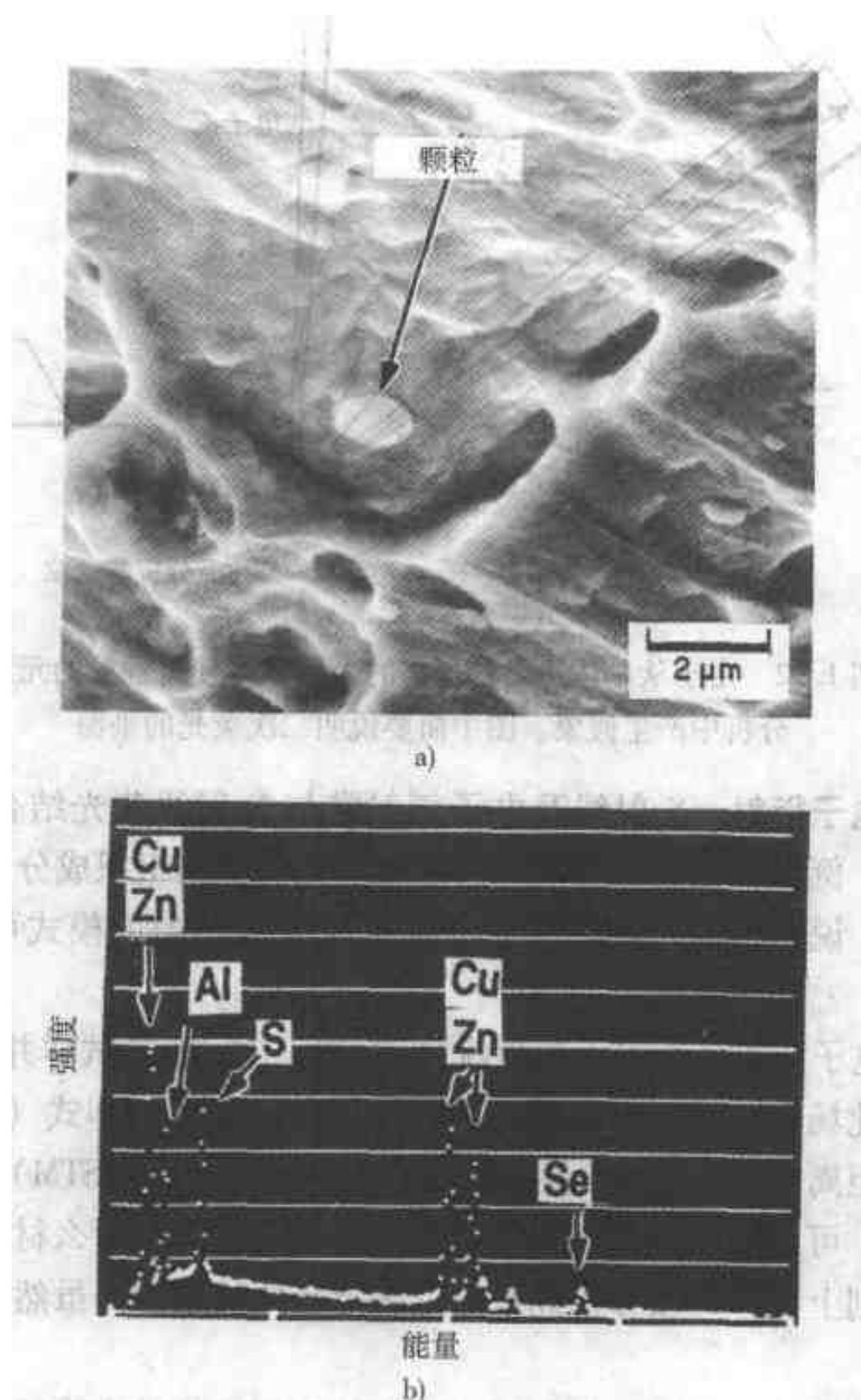


图 1.21

a) 一断口表面的扫描电镜照片 b) 箭头所示颗粒的 X 射线光谱

在用扫描电子显微镜获取 X 射线光谱前必须预先提出几点警告。必须牢记，电子流与由 X 射线所发射的范围的直径相比是非常小的。因此如果需要分析一个约 50nm 的颗粒而射流直径为 20nm，那么此 X 射线光谱中就可能包含有从此颗粒以外的材料中发射出来的射线。同样重要的是要理解到可能发生二次荧光。在分析典型的断口表面的粗糙面时，这是一个永远存在的危险，如图 1.22 所示。原始 X 射线发射出来后可能被其周围较高的区域所吸收，使之发射 X 射线，给出的光谱并不反映射流聚焦区域的真实特性。

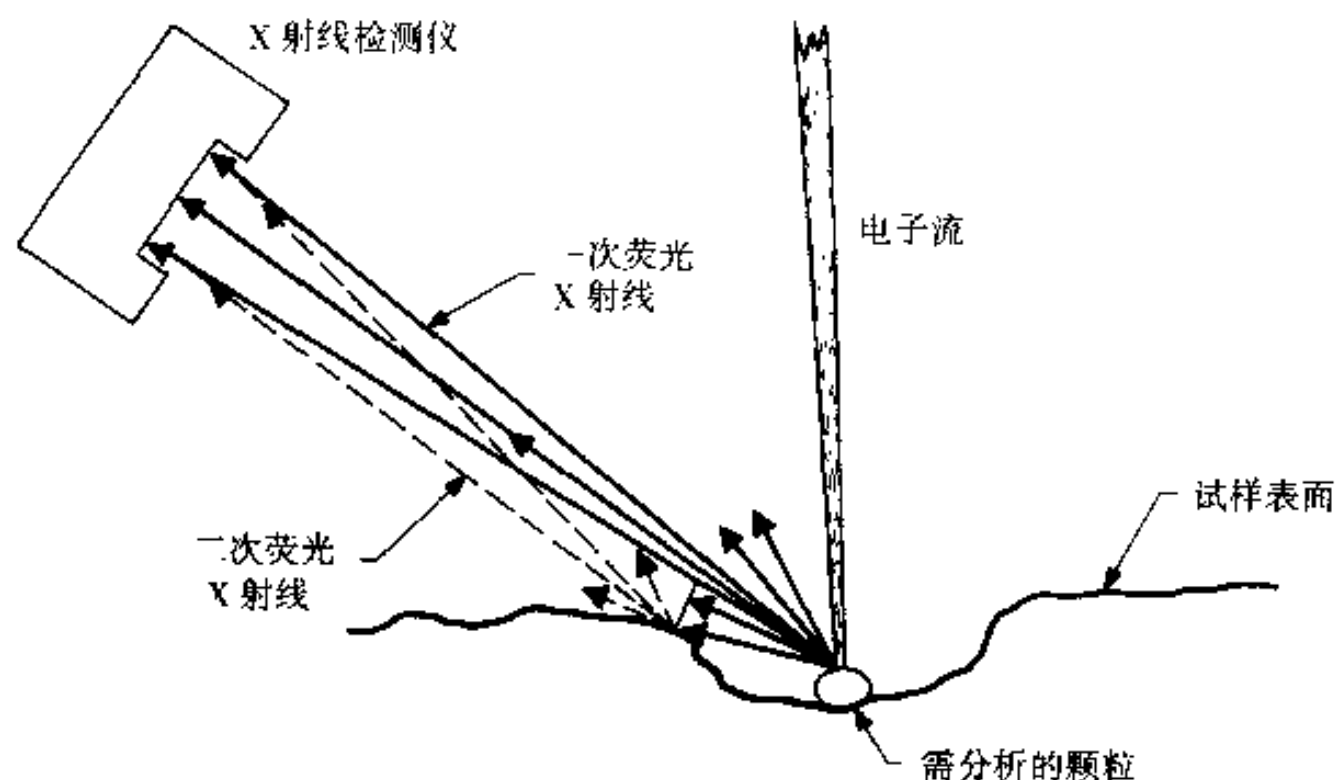


图 1.22 由于从基体边缘处过来的 X 射线，使得颗粒的元素分析中产生假象。图中简要说明二次荧光的来源

X 射线及电子衍射。X 射线及电子衍射常与 X 射线荧光结合使用以确定晶体材料的性质。例如，很需要确定耗损的废屑的化学与组织成分。X 射线荧光可给出定性分析，说明许多元素的存在。而且 X 射线衍射的模式可以揭示此废屑的真实性质。

X 射线及电子衍射依靠采用单色流（波长恒定）撞击试样并分析随 2θ 而变化的密度。在此场合波长 λ 是固定的，并采用布拉格法则即式 (1.4) 来计算晶体中平面间的距离 d 。把这些数值与美国材料试验学会 (ASTM) 的 X 射线衍射数据库相比较，可以看出是否有相配的数值揭示存在的是什么材料。如果此方法不成，那么原则上说，可以分析此数值以确定晶体的结构，虽然这可能会十分困难。

透射电子显微镜中的电子衍射对于确定特别细小的单个颗粒的晶体结构是非常有用的，因为可以通过限制射流成为非常小的区域的照度而等值地得出其衍射模式。

立体显微镜。立体显微镜指的是观察物体时全部视场都保持成焦并且能在同一时间获得三维效果。在断口组织试验中这是一个特别有价值的工具。立体观察断口表面所能获得的外加资料的数量不会被高估，同时其重要性也不能用文字来加以证明。人们应在此条件下观察断面，以便恰当评价其重要性。

“观察”本身是相当容易的，但它要求实践。现从市场上可买到低倍立体光学显微镜。当要求清晰判明较小的细节时，光学显微镜并不合适，因为如要求放大倍数高则其视场深度就差。但是扫描电子显微镜对此特别合适。当使用立体观察器进行观察时，简单地得到两个画面，能给出所要求的三维效果。在感兴趣的区域取一照片，然后把试样倾转 $6^{\circ} \sim 12^{\circ}$ ，再在相同区域取一照片。在立体观察器下恰当地放置这两张照片直至可观察到三维效果。同样的方法可用于曾在透射电子显微镜中观察过的试样。《金属手册》(Metals Handbook^[7])第9卷的背面印有立体观察器，此书中有几张立体的断口照片。

附录1A中概述了在扫描电子显微镜中获得立体副以及确定表面形貌高度变化的正确方法。

1.4 试样制备

1.4.1 清理表面

一个普遍的问题是断口表面肮脏及受到污染。清理断口表面有几种方法。一般为，小心地清洗表面，在酒精或丙酮中漂洗，然后干燥。最好在超声波清理器中清洗，它可以去除绝大多数松散的废屑。对表面进行几次复制可以进一步去除废屑及诸如锈等表面反应产物。在此方法中，将表面用丙酮湿润，同时将一片醋酸纤维素窄条（约0.01cm厚）的一面用丙酮沾湿。然后，在断口表面仍然湿润的情况下，将窄条湿润的一面小心地但是牢牢地压在断口表面上。再抚压以促使粘条嵌入表面中。经过几分钟的干燥，撕去窄条，即可得到此表面的复制品并除去废屑（这种复制品可在SEM中进行观察而表面废屑可拿去分析）。这种方法可重复几次以协助清理表面。

断面制备中的一个主要问题是去除黑色金属试样的锈。如何处理表面以去除锈，但又不破坏它下面的可能反映生锈前的真实断口表面形貌的表面，这是一个棘手的问题。绝大多数的方法是采用化学物质，它可以溶解氧化物但又不腐蚀下面的金属。附录1B~1G给出关于清理表面的方法的资料。在那里列出的参考文献中可以查到更多的资料来源。

1.4.2 制备用于透射电子显微镜的复膜

在断口组织试验中，当采用透射电子显微镜时，因为它所要求的小而薄的试样极难制备，所以通常不能观察到真实的断口表面，而以制备一个恰当的表面复

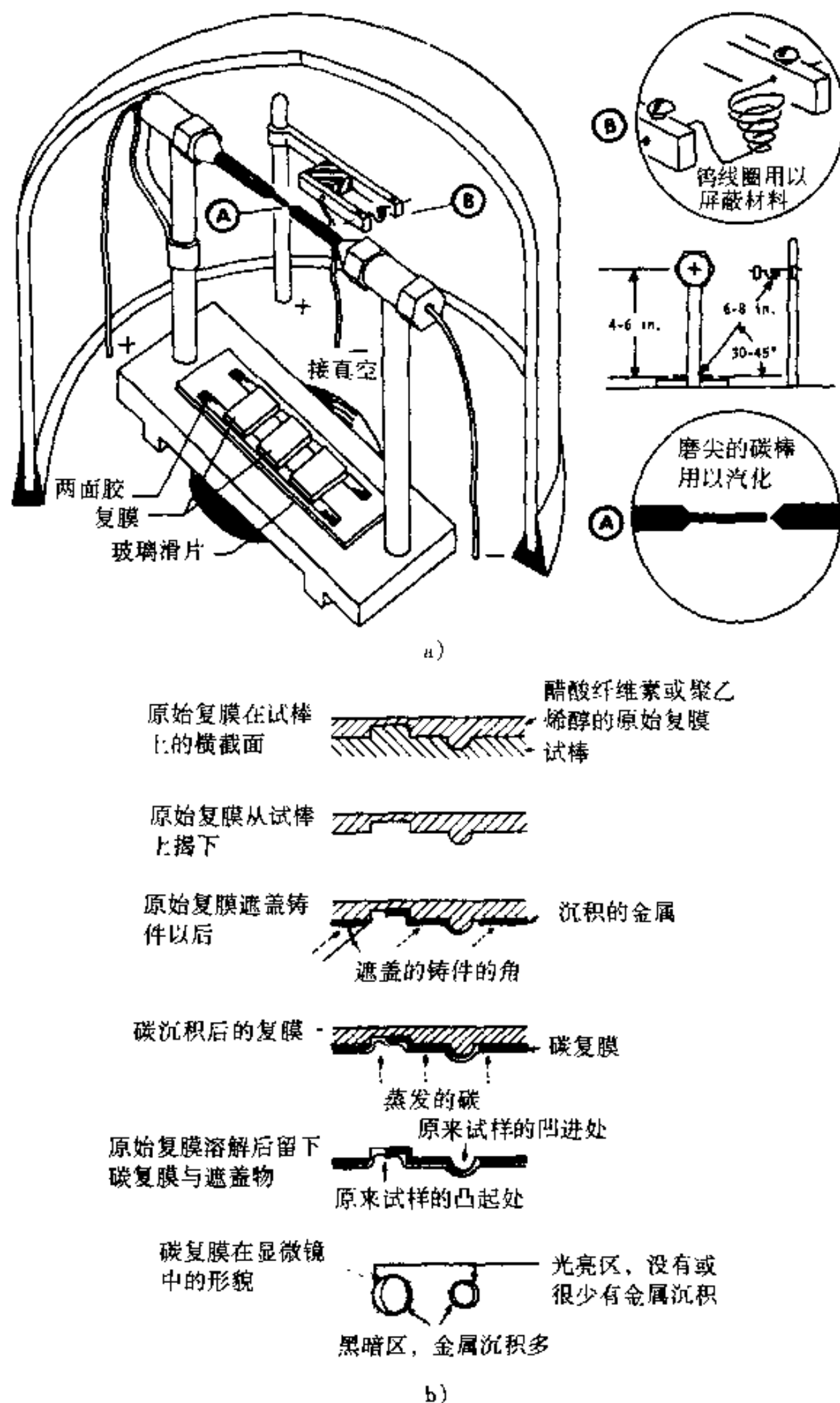


图 1.23 简要列出制备透射电子显微镜所用的复膜的方法

a) 真空沉积技术 (引自 Nail^[13]。版权属 ASTM。经允许转载)

b) 用醋酸纤维素或聚乙烯醇 (PVA) 原始复膜制备直接碳复膜的步骤
(由 E. F. Koch 制备。引自 Phillips^[14]。得到通用电子公司
(General Electric Company) 的同意)

制品来间接检查表面形貌。一种方法就是刚才叙述的清理表面的方法，也就是用醋酸纤维素窄条来制作复膜。然而这类窄条如直接用于透射电子显微镜则太厚，此外这种聚合物经电子流加热后会损坏，替代的方法一般为把此窄条复膜放入真空腔并敷上碳的薄层（20nm）。为加强此碳复膜的反差度，可在表面镀上或遮蔽上一种重金属，例如 Cr 或 Pt 的薄层（20nm）。然后把醋酸纤维素窄条溶入合适的溶剂（如丙酮）中，使这层薄而脆的复膜在溶剂中呈游离状态。把此复膜移到屏栅极或栅极上，其尺寸约 0.3cm（直径）对 TEM 正合适。通过栅极的开口观察复膜。制作此类复膜的过程见图 1.23。

也可以直接镀碳而不用窄条来制备表面的复膜，然后用粘条来取碳，粘条被溶去后使复膜游离。这样得到的复膜非常精确，具有的清晰度约为 2nm。两步法窄条——碳复膜的清晰度约为 10nm。对复膜中存在的人为产物做了很好的记录（见第 3.18 节）。

如果要分析表面上的微粒，在镀上碳层后可将下面的金属（原始试样）以化学方法溶解掉，只留下镶嵌有微粒的复膜。这是一种萃取复膜。这样可以在 TEM 中用电子衍射及 X 射线荧光来分析此微粒。但是此方法确实毁坏了断口表面。图 1.24 说明萃取复膜的制备过程。

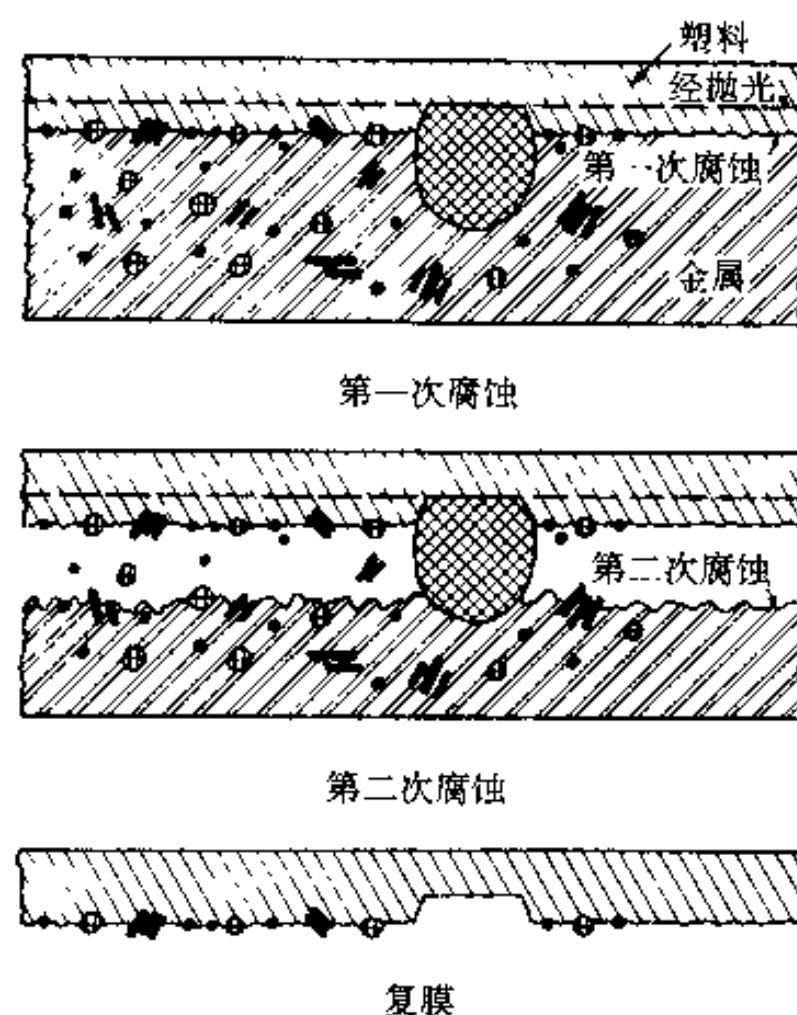


图 1.24 简要说明萃取复膜的制备（引自 Nail^[13]）

1.4.3 制备用于扫描电子显微镜的试样

直接观察金属试样除了清理以外不要求其他制备工作。但是，试样确实必须

是导电的, 所以如果有过量的锈或废屑, 同时又必须在试样上带着这些东西来观察表面的话, 那么就必须在试样上涂上一薄层 (20nm) 金属 (例如金) 或碳。如果在此表面上进行 X 射线荧光检查, 必须从此涂层给出信号发到 X 射线的励磁, 然后获得它们对 X 射线光谱译释的效果。

由于可以得到扫描电子显微镜, 所以通常不须再做繁多的透射电子显微镜复膜工作。即使试样并不适于进入扫描电子显微镜, 仍可用窄条对表面进行复制, 复膜涂以金属, 随后在扫描的显微镜 (甚至光学显微镜) 中观察此复膜。

参考文献

1. G. J. Davies, "Performance in Service," in E. J. Bradbury (ed.), *Essential Metallurgy for Engineers*, Van Nostrand Reinhold (UK), London, 1985, p. 126.
2. T. J. Dolan, "Analyzing Failures of Metal Components," *Metals Eng. Quart.*, vol. 12 (4), p. 32, 1972.
3. D. A. Ryder, T. J. Davies, I. Brough, and F. R. Hutchings, "General Practice in Failure Analysis," in *Metals Handbook*, 8th ed., vol. 10: *Failure Analysis and Prevention*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1975, p. 10.
4. *Metals Handbook*, 9th ed., vol. 10: *Materials Characterization*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1986.
5. E. Ruechardt, *Light*, University of Michigan Press, Ann Arbor, 1958.
6. D. L. Dyer, "Optical Limits in TV Microscopy," *Research/Develop.*, Sept. 1973.
7. *Metals Handbook*, 8th ed., vol. 9: *Fractography and Atlas of Fractographs*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1974.
8. H. C. Becker, "Scanning Electron Microscopy," *Lubrication*, vol. 61, p. 37, 1975.
9. J. D. Verhoeven, in *Metals Handbook*, 9th ed., vol. 10: *Materials Characterization*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1986.
10. J. W. S. Hearle, J. T. Sparrow, and P. M. Cross, *The Use of the Scanning Electron Microscope*, Pergamon, New York, 1972.
11. G. G. Johnson and E. W. White, "X-Ray Emission Wavelength and KeV Tables for Nondiffractive Analysis," ASTM Data Series DS 46, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa., 1970.
12. B. D. Cullity, *Elements of X-Ray Diffraction*, 2d ed., Addison Wesley, Reading, Mass., 1978.
13. D. A. Nail, "Procedures for Standard Replication Techniques for Electron Micros-

copy," in *Manual on Electron Metallography Techniques*, STP 547, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa., 1973, Chap. 1.

14. V. A. Phillips, *Modern Metallographic Techniques and Their Applications*, Wiley, New York, 1971.

参考书目

直接或间接论及材料失效的文字资料列表是很庞大的, 本书无意编辑一本参考书目集, 而代之以列在本书中的参考文献, 它可以用来搜寻附加的资料。可特别关注下面列出的不同版本的《金属手册》(Metals Handbook) 及 Vander Voort 的文章, 它列出了 531 条资料。

下列书中有的书特别论及金属构件的失效, 而有的书讨论了构件失效的更全面的情况。Petroski 的书特别关注于说明失效分析的重要性。

- Barer, R. D., and B. F. Peters: *Why Metals Fail*, Gordon and Breach, New York, 1970.
- Burke, J. J., and J. Weiss (eds.): *Risk and Failure Analysis for Improved Performance Reliability*, Plenum, New York, 1980.
- Carper, K. L. (ed.): *Forensic Engineering*, Elsevier, New York, 1989.
- Collins, J. A.: *Failure of Materials in Mechanical Design*, Wiley, New York, 1981.
- Goel, V. S. (ed.): *Analyzing Failures: The Problems and the Solutions*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1986.
- Lange, G. A. (ed.): *Systematic Analysis of Technical Failures*, DGM Informations Gesellschaft Verlag, Braunschweig, Germany, 1986.
- Metals Handbook*, 8th ed., vol. 10: *Failure Analysis and Prevention*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1975.
- Metals Handbook*, 9th ed., vol. 11: *Failure Analysis and Prevention*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1986.
- Petroski, H.: *To Engineer Is Human: The Roles of Failure in Successful Design*, St. Martin's Press, New York, 1985.
- Polushkin, E. P.: *Defects and Failures of Metals*, Elsevier, New York, 1956.
- Smith, A. L.: *Reliability of Engineering Materials*, Butterworths, New York, 1983.
- Sourcebook in Failure Analysis*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1974.
- Vander Voort, G. F.: in *Metals Handbook*, 9th ed., vol. 12: *Fractography*, Amer-

ican Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1987.

Whyte, R. R. (ed.): *Engineering Progress through Trouble*, Institution of Mechanical Engineers, London, 1975.

附录 1A 立体显微镜^①

虽然扫描电子显微镜能显示三维图像,但其特别的规格使之减少为二维的表示。其多维形貌源于大深度的聚焦,但是由电子流的、试棒的或检测器的几何结构所导入的透视失真使高度方向及水平方向两者都失去了立体测量的效能。我们的主观印象基于照明的方向,它不能由一个复杂的几何结构所产生的单一照片来进行完全的描述。当检查表面粗糙的试样时,这些问题就更严重了,因为视场的真实角度既不可知又不可测量。这也即暗示在一个视场内的放大倍数是不同的。

用下述方法可以观察透视失真现象,即对某个具有两处显著特征的图像在 20° 时记录下来,然后对此同一视场在 45° 时再拍第二张照片,接着对每一张照片测量此两特征间的距离,所得的测量结果是不相同的,也是无效的。立体图像包括在稍微不同的方位下对一给定的视场进行两次照相,然后同时观察此立体副就能觉察出三维图像。透视复原了,有效的立体鉴定与测量代替了主观印象。

记录及观察立体图像

此四种方法用以记录立体副:(1)倾斜法,在两张显微照片间有一个角度;(2)平移法,在两张显微照片间有一平行移动;(3)转动法,在两次照射间试样转动;(4)在图像间电子流进行电磁偏转(Boyde, 1975; Chatfield, 1978; Wergin 及 Pawley, 1980)。方法1及2可方便地在任何一台扫描电子显微镜中运用,方法3是困难的,而方法4要求扫描电子显微镜有特殊的附件。下面讨论立体图像记录的倾斜法与平移法。

立体照片的倾斜法是一项通用性技术,可以用于任一类型的扫描电子显微镜。它希望(但并不要求)有一个中心倾斜的试样台(倾斜轴通过试样的中心,而不通过载物台的中心)。倾斜法如下:选择并记好所希望的视场,注意试样台的倾斜值。用一枝蜡笔在观察屏上标出显著表面特征的位置。把试样倾斜约 7° (立体角,见图1A.1和图1A.2),此时操纵平台X及Y轴以保持视场相同。对准位于蜡笔记号下的显著表面特征。利用Z轴的控制对图像再聚焦;不要用物镜的控制进行再聚焦。调节对比度与光度使与第一张微观照片相匹配,并记录下图像。

① 选自 B. L. Gabriel, *SEM: A User's Manual for Materials Science*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1985.

立体副的每张微观照片间所选择的立体角或倾斜的不同值是试样形貌学的函数。一般地说，光滑试样的立体角为 $7^{\circ} \sim 15^{\circ}$ ，而粗糙试样的立体角为 $3^{\circ} \sim 7^{\circ}$ 。此立体角确定平移度（同义语为：平面位移），它是此垂直位置高于或低于某特定数值面的量度。立体角太大即在特征间具有过度的位移（也就是过度的平移度），则立体图像太深。如果立体角太小则位移不足，那么此立体图像就不是一个真实的三维显示。如果微观显微镜工作者不能确定某给定视场的最佳立体角，只要改变角度直到获得所希望的立体图像，记录几次微观照片即可。

另一种记录低于 50 倍放大倍数立体副的有效方法为平移法（同义词为：线性位移或平移）。此方法中记录好一张微观照片，然后保持所需特征位于视场中来水平移动此图像，再记录立体副的另一半。平移的距离决定立体图像的深度，平面移动大，其产生的深度比平移小的多。当记录立体副中的每个一半时必须保持操作条件相同。再次，（如果需要）通过操纵 Z 轴进行再聚焦，调节对比度与亮度，达到与第一张照片相匹配，两张照片应保持

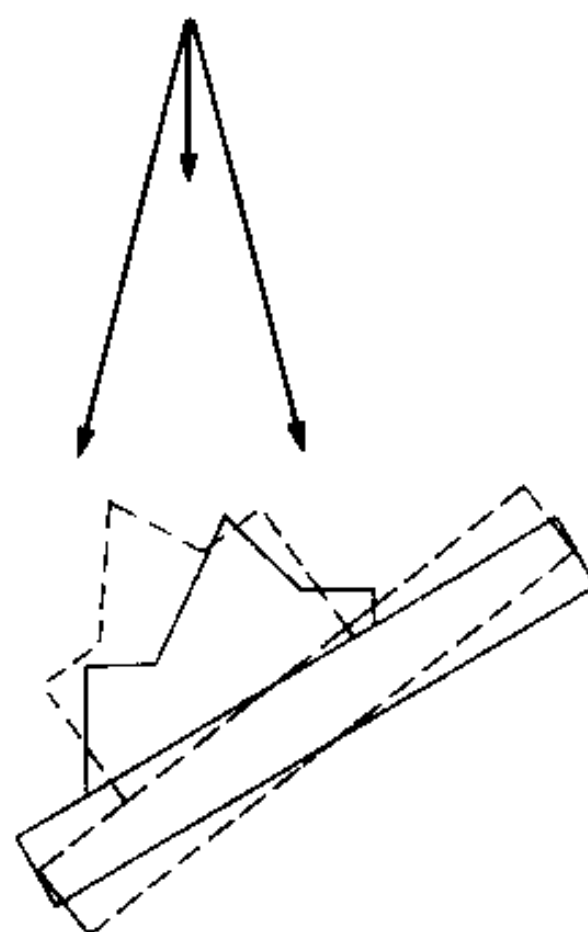


图 1A.1 7° 立体角的作用。

实线—试样在 30° 的位置
虚线—试样倾转至 37° 的位置

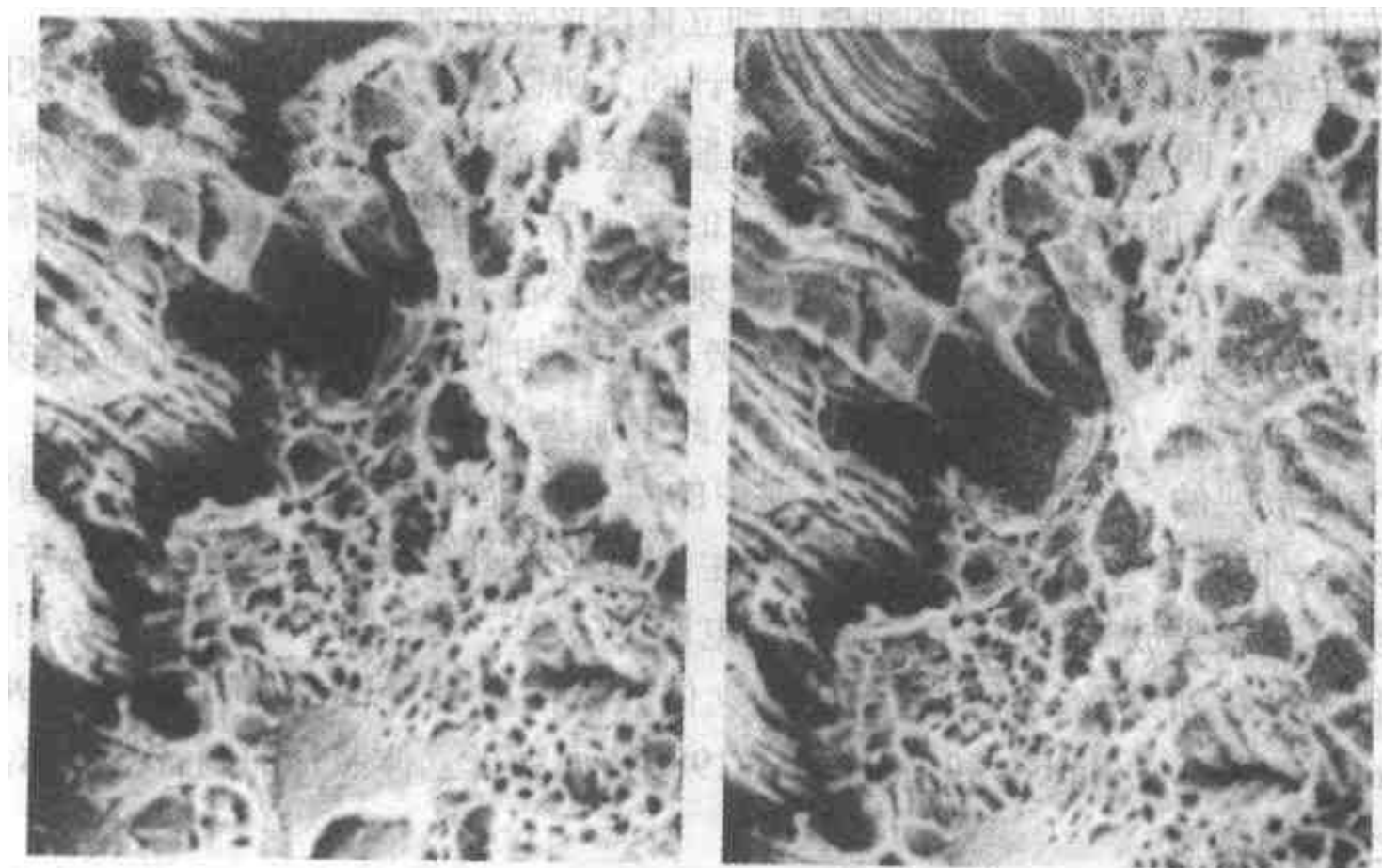


图 1A.2 用倾转法，倾转 7° 立体角而制备好的
一个韧性断口的立体副 ($300\times$)

相同的倾斜角。此方法仅对低倍放大的图像适合，因为在中高倍放大下做平面移动，可能在见到光学立体图像前就已移动了所需的视场（见图 1A.3）。

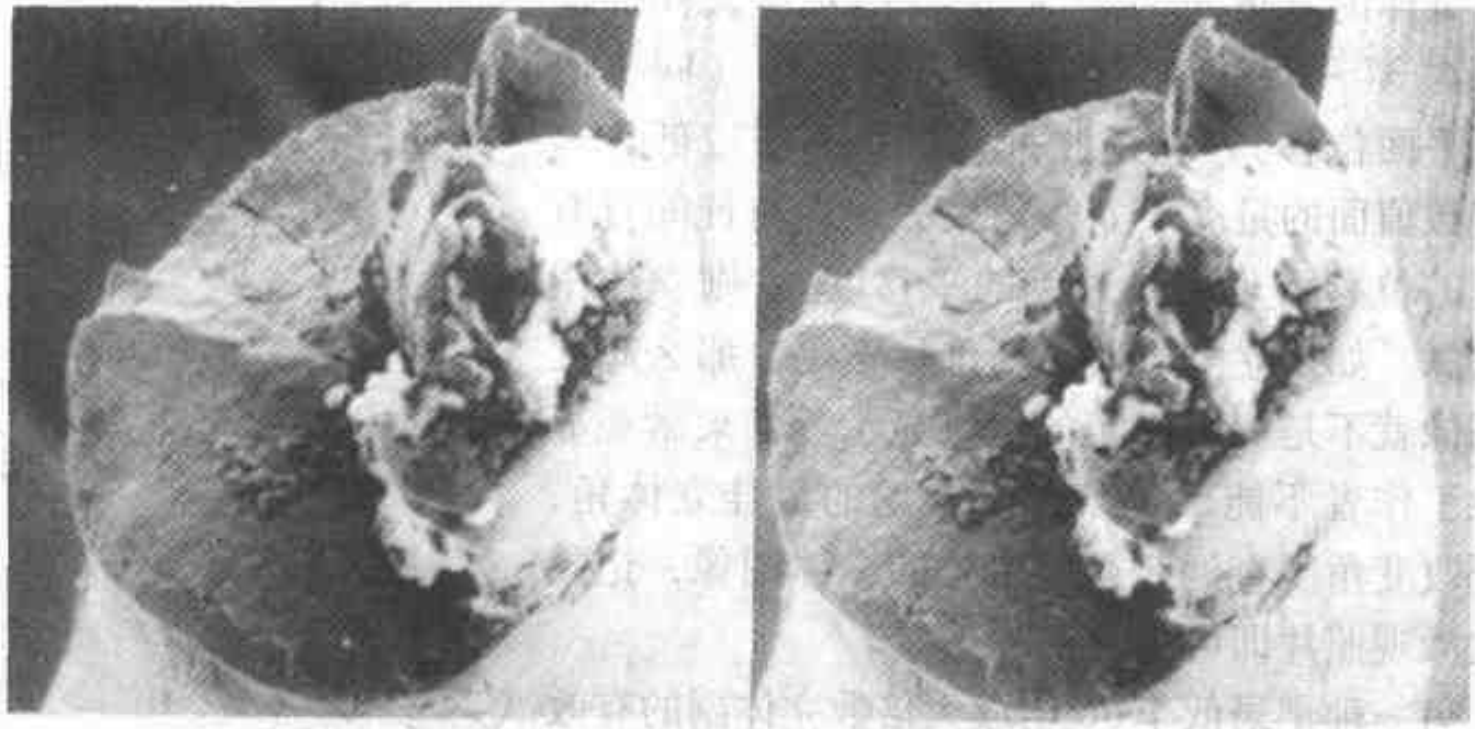


图 1A.3 用平面位移法制备断裂线材的立体副（75×）

使用简单的便携式观察器、复式棱镜或镜面立体显微镜（Boyde, 1979）观察立体副。对于观察简单的立体副，便携式观察器就足够了，但当日常进行立体分析时，更完善的棱镜及镜面立体显微镜就有很大的优点。把两张显微照片都放入观察器，使得倾斜轴是垂直的，也就是两张照片都转动 90° ，在这种状态下察看立体效果（立体观测）。倾斜值较低的这张显微照片放在照片副的（第二张的）左边，调节两张照片间的距离直到立体图像显示清楚。

由于立体观察器是为单个使用而设计的，所以曾开发了不同的方法以便同时放映立体副。两种最普通的放映技术为偏振法与立体照片法。立体放映的偏振法即通过相邻的幻灯放映机把一对立体副的两张照片同时放映到透镜状的银幕上。放映机配有滤光片使得从一个放映机过来的图像由 45° 偏振为垂直的，而从另一个放映机过来的图像与此正交。收看者必须戴相似的偏振镜来观看立体效果。Wergin 和 Pawley（1980）透彻地讨论了此偏振法及设备。

立体放映的立体照片法对立体副中的每一半提供互不相同的颜色（通常为红或绿）。同时彩色编码图像的放映产生出的立体图像被各个戴红—绿镜片的人收看到。这就是放映 1950 年三维恐怖电影的方法。这种方法不如偏振法用得普遍，因为颜色断缺及其他问题会降低立体效果的质量（Barber 和 Brett, 1982）。Nemanic（1974）、Barber 和 Emerson（1980）回顾了立体照片的制备与展示。

定量立体显微镜

除了修复透视，立体图像还可用作立体测量。由立体副衍生出来的有效测量被用于三维模型构件中，称作摄影测量学或定量立体显微镜。Boyde 及其同事们

曾对立体扫描电子显微镜作出广泛的贡献 (Howell 和 Boyde, 1972; Boyde, 1974, 1981; Howell, 1975; 以及其他参考文献在本章中到处都有引用)。现对定量立体显微镜的基本原则综述如下。

摄影测量的第一步是建立基点的位置。基点定义为扫描光栅的中心线 (主放映器) 与照相平面的相交点。基点的位置并不必须与微观照片的中心相一致; 当断开扫描电子显微镜的扫描线圈时可以确定其位置。此静态电子流束的位置是可以见到的一个亮点, 另一方面, 可以用碳玷污表面的方法在试棒上建立基点的位置: 把放大倍数提高到大约超过所需水平的 10 倍, 保持一个短的时间, 再把放大倍数减到所需的水平。在对电子流敏感的试样上可以见到一个暗色的点 (玷污的位置) 即相应于基点的位置。

其次为数学平面, 用作测量的基面, 它可以用倾斜法认定。普通的习惯是取数学平面平行于立体副中的一个照片或另外的照片, 或是这两张显微照片间的中心平面。Howell 及 Boyde (1970) 采用平行于一张显微照片 (图 1A.4) 的数学平面确定下列的空间测量公式, 此处 M 为放大倍数:

$$MZ_L = \frac{(MD)^2(X_L \cos \alpha - X_R) - MDX_L X_R \sin \alpha}{[(MD)^2 - X_L X_R] \sin \alpha + MD(X_L - X_R) \cos \alpha}$$

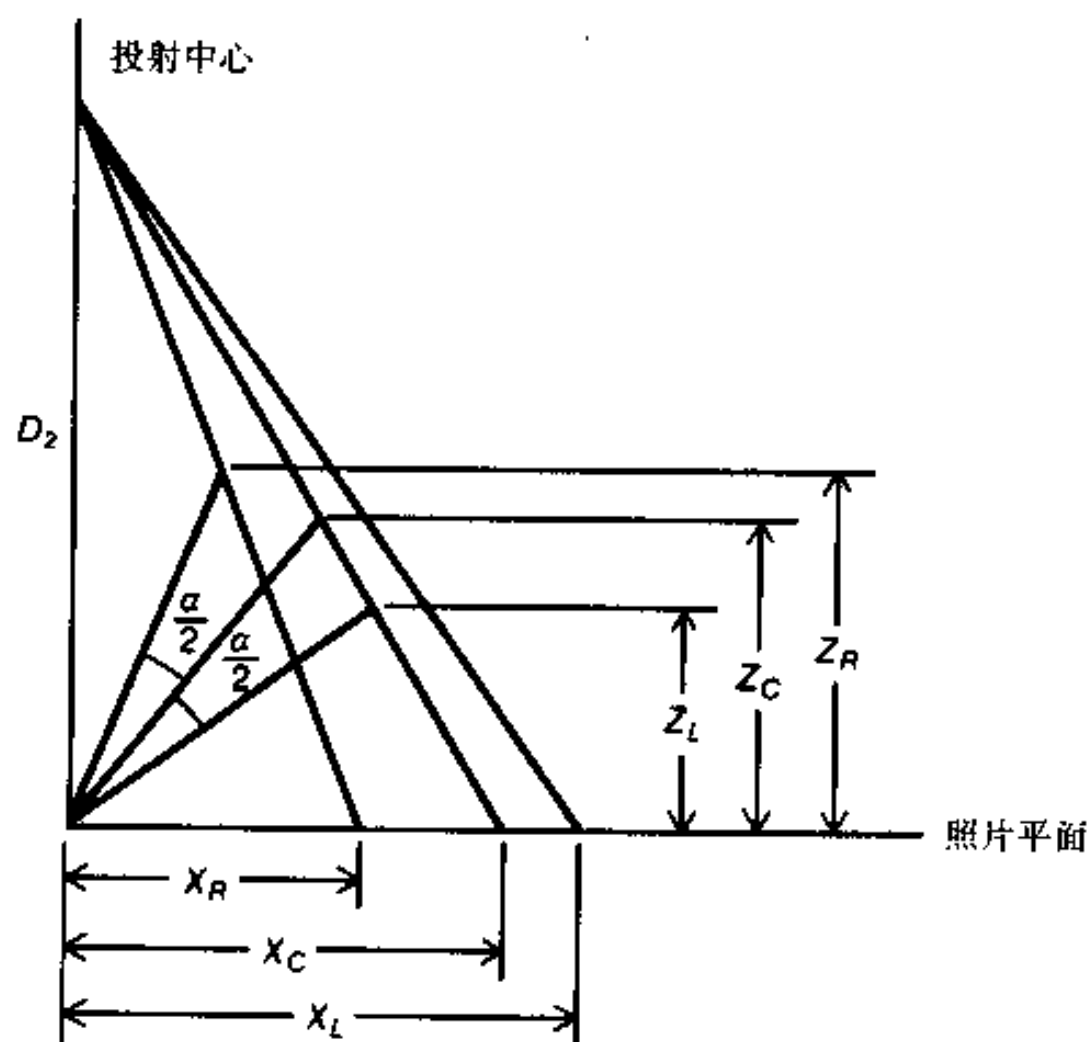


图 1A.4 Howell 法与 Boyde 法的三角学关系
(经 Howell 与 Boyde 同意, 1972)

$$MX_L = \frac{X_L(MD - Z_L)}{MD}$$

$$MY_L = \frac{Y_L(MD - Z_L)}{MD}$$

图 1A.4 表示在立体副之间设定一个假想的数学中心平面, 可表现为如下公式:

$$MZ_c = \frac{(MD)^2(X_L - X_R)\cos(\alpha/2) + 2MDX_LX_R\sin(\alpha/2)}{[(MD)^2 + X_LX_R]\sin\alpha + MD(X_L - X_R)\cos\alpha}$$

$$MX_c = \frac{(MD)^2(X_L + X_R)\sin(\alpha/2)}{[(MD)^2 + X_LX_R]\sin\alpha + MD(X_L - X_R)\cos\alpha}$$

$$MY_c = \frac{Y_L}{MD} \left(MD + X_c \sin \frac{\alpha}{2} - Z_c \cos \frac{\alpha}{2} \right)$$

经常进行扫描电子显微镜定量检测的人会很高兴知道有价格便宜的微机程序可供用于此目的。许多人叙述过不同的系统: Howell 和 Boyde (1980), Roberts 和 Page (1980), Howell (1981), Boyde (1981) 以及 Rass 和 Stewart (1983)。立体的扫描电子显微镜将来的发展包括实时立体图像及图像记录、计算机控制载试样平台以及它被显微镜工作者不断的接受与利用。

附录 1A 的参考文献

- Barber, V. C., and D. A. L. Brett (1982): " 'Colour Bombardment' —A Human Visual Problem that Interferes with the Viewing of Anaglyph Stereo Materials," *SEM, Inc.*, vol. 2, p. 495.
- Barber, V. C., and C. J. Emerson (1980): "Preparation of SEM Anaglyph Stereo Material for Use in Teaching and Research," *Scanning*, vol. 3, p. 202.
- Boyde, A. (1974): "Photogrammetry of Stereopair SEM Images Using Separate Images from the Two Images," *IITRI/SEM*, p. 101.
- Boyde, A. (1975): "Measurement of Specimen Height Difference and Beam Tilt Angle in Anaglyph Real Time Stereo TV SEM System," *IITRI/SEM*, p. 189.
- Boyde, A. (1979): "The Perception and Measurement of Depth in the SEM," *SEM, Inc.*, vol. 2, p. 67.
- Boyde, A. (1981): "Recent Developments in Stereo SEM (1981 Update)," *SEM, Inc.*, vol. 1, p. 91.
- Cannon, T. M., and B. R. Hunt (1981): "Image Processing by Computer," *Sci. Amer.*, vol. 245, no. 4, p. 214.
- Chatfield, E. J. (1978): "Introduction to Stereo Scanning Electron Microscopy," in M. A. Hayat (ed.), *Principles and Techniques of Scanning Electron Microscopy*,

- vol. 6, Van Nostrand Reinhold, New York, p. 47.
- Howell, P. G. T. (1975): "Taking, Presenting, and Treating Stereo Data from the SEM," *ITRI/SEM*, p. 697.
- Howell, P. G. T. (1981): "Semi-Automatic Profiling from SEM Stereopairs," *Scanning*, vol. 4, p. 40.
- Howell, P. G. T., and A. Boyde (1972): "Comparison of Various Methods for Reducing Measurements from Stereo-Pair Scanning Electron Micrographs to 'Real 3-D Data,'" *ITRI/SEM*, p. 233.
- Howell, P. G. T., and A. Boyde (1980): "The Use of an XY Digitiser in SEM Photogrammetry," *Scanning*, vol. 3, p. 218.
- Nemanic, M. K. (1974): "Preparation of Stereo Slides from Electron Micrograph Stereopairs," in M. A. Hayat (ed.), *Principles and Techniques of Scanning Electron Microscopy*, vol. 1, Van Nostrand Reinhold, New York, p. 135.
- Roberts, S. G., and T. F. Page (1980): "A Microcomputer-Based System for Stereogrammetric Analysis," *Proc. R. Micros. Soc.*, Micro 80 suppl., vol. 15, no. 5, p. 8.
- Russ, J. C., and W. D. Stewart (1983): "Quantitative Image Measurement Using a Microcomputer System," *Am. Lab.*, vol. 15, no. 12, p. 70.
- Wergin, W. P., and J. B. Pawley (1980): "Recording and Projecting Stereo Pairs of Scanning Electron Micrographs," *SEM, Inc.*, vol. 1, p. 239.

附录 1B 断口的维护与保管[⊖]

当一个断口要求做实验室检测时, 两个断面都需敷保护性涂料[⊙]并密封在塑料袋中, 内置干燥剂以防过多的水分积聚, 直到能做检测。所用的涂料应能溶于有机溶剂以便在做复膜前可以全部去除掉。用手指触摸断面、摩擦、或把两断面配到一起都会引起严重的损坏。应避免用尖锐的器具夹持断口。粗糙的处理或在断口上生成腐蚀产物都会使重要的信息变得模糊不清 (图 1B. 1)。强烈呼吁, 对每一个不论是在现场还是在实验室中涉及断口的人, 在做任何断口组织检查前, 必须就如何恰当地处理试样进行教育。

⊙ 选自 A. Phillips, V. Kerlins, and B. V. Whiteson, *Electron Fractography Handbook*, Tech. Rep. ML-TDR-64-416, Air Force Materials Laboratory, Wright-Patterson Air Force Base, Ohio, 1965.

⊖ 例如, Krylon Crystal Clear spray coating no. 1302, Krylon, Inc., Norristown, Pa. Solvent: trichloroethylene.

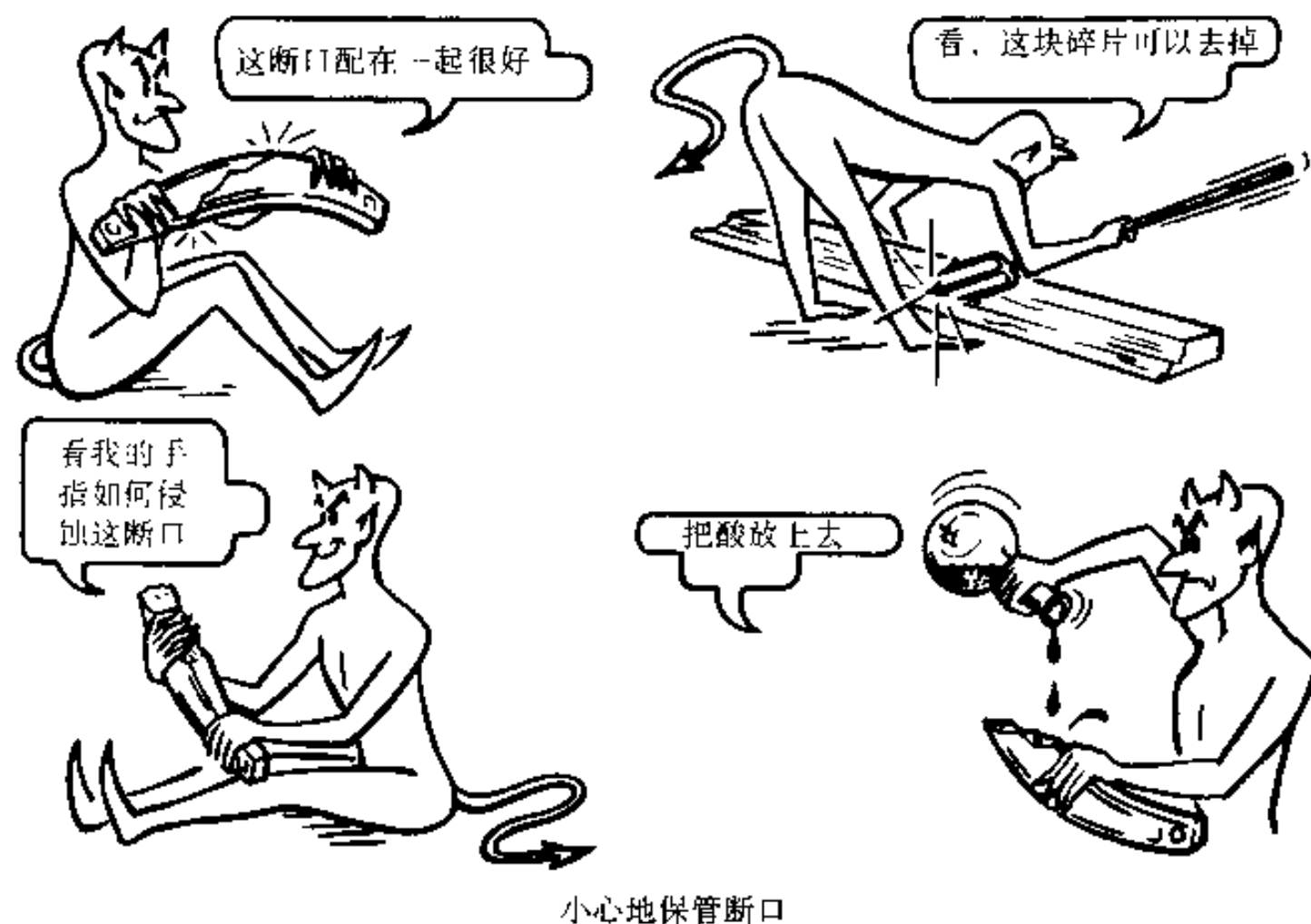


图 1B.1 断口的维护与保管

附录 1C 断口试样的制备与保存^①

断口表面是脆弱的，遭受机械的及环境的损害时会破坏显微组织特点。因此，在分析的所有阶段都必须小心地处理断裂的试棒。本附录讨论维护与管理断口的重要性，以及在初始的目视检查、断口清理技术、对断口做切片及打开二次裂纹的过程中应查看什么，以及无损检测对后续判断的作用。

断口的维护与保管^[1]

断口译释是断口表面条件的函数。断口表面包含有丰富的信息，理解损害的类型是很重要的，它能掩盖或消除断口特征并干扰对断口的译释。损害的类型一般分为化学的或机械的。化学的或机械的断口表面损害可以发生在破断事故的过程之中或之后。如果损害是在破断事故的过程中发生的，通常很少能使它缩小。然而，恰当的管理与维护可以减少发生在断裂以后的损害。^[2-4]

发生在破断事故过程中的断口表面的化学损害是周围条件影响的结果。如果邻近一个前进中的裂纹前沿的周边环境是对基体有腐蚀性的，那么所形成的断口

① 选自 R. D. Zipp and E. P. Dahlberg, in *Metals Handbook*, 9th ed., vol. 12: *Fractography*, ASM International, Metals Park, Ohio, 1987, pp. 72-77.

表面接触到此周边时就会受到化学损害。由此类现象所产生的裂纹如应力腐蚀裂纹、液态金属的脆性裂纹及腐蚀疲劳裂纹会产生被腐蚀的断口表面，这是由热裂纹的性质所决定的。

发生在破断事故过程中的机械损害通常由加载条件所导致。如果加载条件使匹配的断口表面互相接触，则表面就会受到机械损害。疲劳开裂过程中的裂纹闭合就是在断裂过程中创造了机械损害条件的一个例子。

发生在破断事故以后的断口表面的化学损害是破断后存在的周边条件影响的结果。任何周边条件，只要是对基体金属有侵蚀性的都会使断口表面受到化学损害。潮湿空气对绝大多数铁基合金是有侵蚀性的，会在短时间内在钢的断口表面上引起氧化。用手指触碰断口表面会导入水分及盐分，这样就可能对断口表面形成化学侵袭。

发生在破断事故以后的断口表面的机械损害通常由管理及运输断口时所致。当打开一次裂纹、从整个零件上切割断口及运输断口时都很容易伤害到断口表面。其他会导致机械损害的常见途径为把两个断口半边固定到一起或用尖锐的器具来夹持断口。为使损害保持最小必须小心地管理与运输断口。

一旦在断口表面发生了机械损害，就无法去除它对原始断口形貌所起的消蚀作用。腐蚀性侵袭，如高温氧化，常使表面不能成功地复原。然而，如果发生化学损害，并且不是太严重，则可运用清理技术以除去氧化的或受腐蚀的表面层，就能使断口表面恢复到代表原始条件的状态。

初始的目视检查

应该用肉眼考查整个断口表面以确定一个或几个断裂起始点的位置，并在裂纹萌发区中查明其范围，这会使以后的微观分析收获最大。这起始点常常包含断裂成因的线索，同时，低倍与高倍放大这两种分析对于精确的失效分析都是极端需要的。在失效的零件尺寸允许的场合，目视检查应该采用低倍放大的带有倾斜照明源的宽视场立体显微镜来进行。

除了对失效的原始点进行定位，目视分析还必须揭示应力集中、材料缺陷、存在表面涂层、表面硬化区、焊接及其他有助于开裂的组织细节。应力总水平、材料的相对韧性、载荷类型（扭转、剪切、弯曲等）常可用目视分析来加以确定。

最后，细致的宏观检查对于表征断口表面的条件是必须的，这样就可以确定随后的微观检查的对策。宏观检查可用于认定严重打磨过的区域，在这里断口的两半在一起摩擦过，以及可认定覆盖有腐蚀产物的区域。应选受到这类损害最少的区域做微观分析。当稳定的裂纹生长已延续较长阶段，那么最接近快速断裂的区域往往是损害最少的，因为它是最新的裂纹区。腐蚀剂常常尚未渗透到裂纹尖端，故而此区域保持相对的清洁。

目视宏观分析常能揭示二次裂纹，它们的扩展只部分地经过一个裂纹。这些

部分穿透的裂纹可在实验室中打开，并且其所处条件经常会比主断口好得多。用以做切片的区域可供随后的金相分析、化学分析及力学性能试验。

保存技术^[1]

除非一个断口在它产生后就立即进行评估，否则它就该尽快保存起来以免受到环境的侵袭。保存断口最好的方法是用缓和而干燥的压缩空气流使之干燥，然后把它储存于干燥器、真空储存罐或装有干燥剂的密封塑料袋中。然而，这样隔离断口常常并没有用。因此，必须使用防腐蚀的表面涂料以防止断口表面的氧化与腐蚀。使用这些表面涂料的主要缺点是：断口表面的废屑常能提供断裂原因的线索，但是在去除涂层时可能会被移动。但是，仍然可以过滤已用过的溶剂并截获其残留物，这样就可以从用来去除表面涂层的溶剂中回收表面的废屑。

对表面涂料的主要要求如下：

- a. 它应该不与基体金属发生化学反应
- b. 它应该防止周边环境对断口的化学侵袭。
- c. 它必须能全部地并容易地去掉而不损害断口。

在现场可对断口涂以清洁油料或轴用润滑脂，这些涂料应不含可能侵袭基体金属的物质。有时候也在断口表面喷上透明的丙烯酸漆或塑料涂层。这些透明的喷涂物使断口清楚可见同时能用有机溶剂加以去除。但是，在粗糙的断口表面上很难做到完全覆盖以及全部去除涂料。

另一类塑料涂料已经成功地用于保护绝大多数的断口表面，这就是醋酸纤维素复膜窄条。此窄条在丙酮中软化，然后放到断口表面上用手指加压。当窄条干燥时就紧紧地粘在断口表面上。使用复膜窄条的主要优点是可以买到不同厚度的。粗糙的断口表面可以覆上相对厚些的复膜窄条以确保完全的覆盖。使用复膜窄条的主要局限性是在粗糙的断口表面上难以把此窄条完全去除掉。

溶剂稀释石油基混合物已被 Boardman et al.⁵ 用于保护断口表面并能容易地用有机溶剂予以去除。在此文章中，有七种防锈混合物选为断口表面涂层材料用作屏蔽。这些防护混合物应用于新鲜的钢的断口表面并在 100% 的相对湿度及 38℃ (100°F) 下曝露 14 天。涂层用合适的溶剂的超声清理予以去除，再对断口表面进行目视评估。在屏蔽试验中只有 Tectyl 506 混合物可以保护断口免于生锈。因此，用扫描电子显微镜做了进一步的研究以确认 Tectyl 506 能防止断口表面氧化，并确认它能在显微镜的水平上完全被去掉而不损害断口表面。

最初，钢的夏比冲击试样与球铁试样在实验室中分别以一次冲击过载及疲劳的方式进行破断。在扫描电子显微镜中以不同的放大倍数在断裂态的条件下对有代表性的区域进行照相。然后对断口表面涂以 Tectyl 506，在 38℃ (100°F)、100% 的相对湿度中曝露 14 天，在进行扫描电子显微镜评估前用石脑油溶液清理，超声去除涂料。图 1C.1 表示在钢中某特定的断口区域当放大倍数增加时的

图像比较。其中一组是断裂态的，另一组则经过上涂料、曝露及清理。这些照片说明溶剂稀释的石油基混合物阻止了环境对断口表面的化学侵袭，并且此混合物在合适的溶剂中完全被去除了。值得指出的是 Tectyl 506 是一种防锈的混合物，普遍用于汽车防锈。

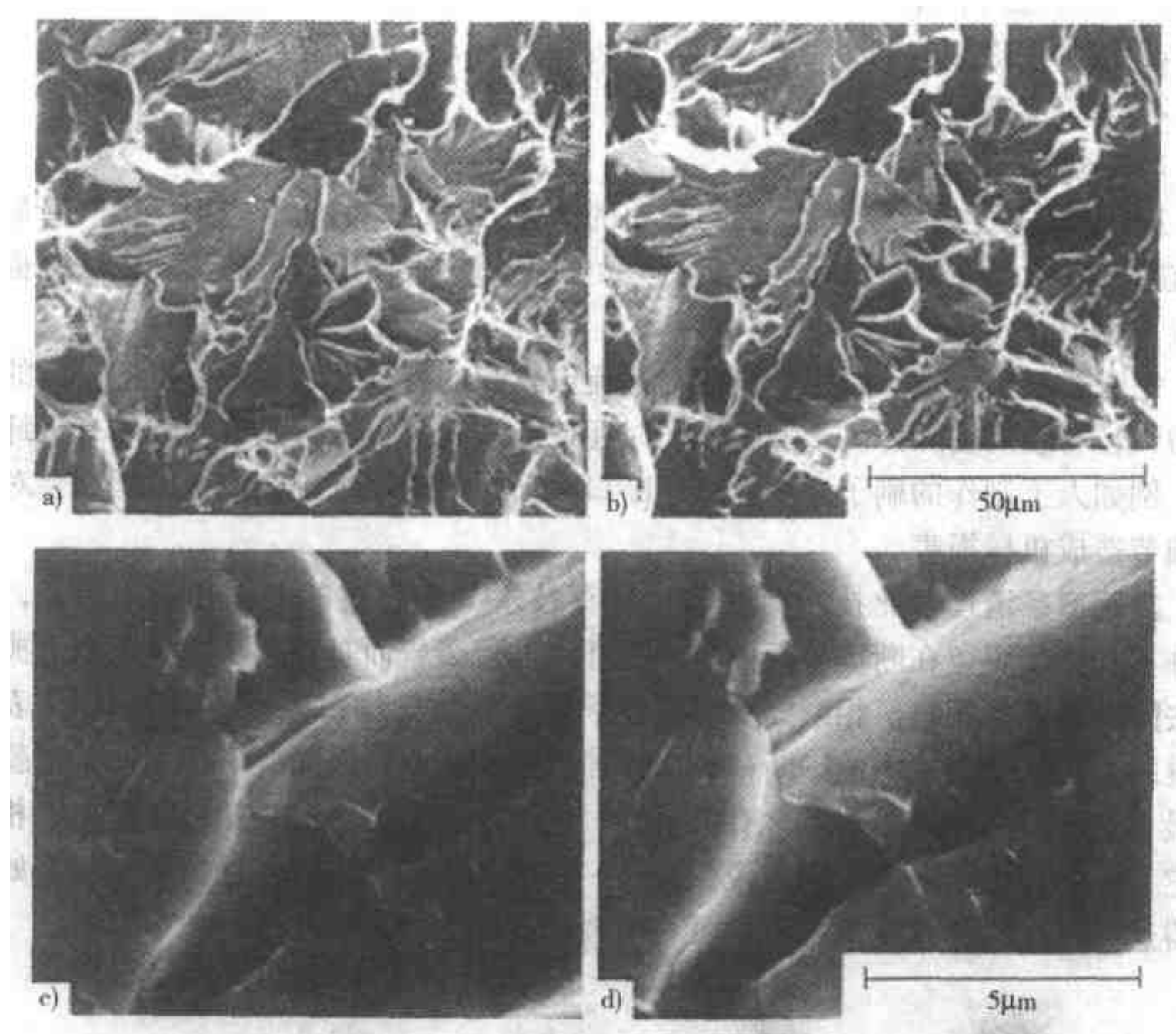


图 1C.1 钢的夏比冲击试样，当放大倍数增加时同一个断裂区域的比较
a), c) 断裂态的表面 b), d) 同一断口表面，涂敷 Tectyl 506 后，
曝露在 100% 的相对湿度中 14 天，并用石脑油清理

断口清理技术^[1]

曝露于不同环境中的断口表面通常含有无用的表面废屑、腐蚀或氧化产物及积累的人为产物，这些在进行断口组织试验前都必须去除掉。在开始任何清理程序之前，应该用低倍双筒立体显微镜对断口表面进行观察，其结果需用合适的表格或照片载入文件。低倍显微镜观察也会确定清理问题的严重程度，应该用以监控随后每个清理步骤的有效性。必须强调，废屑和落在断口表面的沉积物会含有判断断裂成因的重大信息。起源于应力腐蚀裂纹、液态金属脆性裂纹及腐蚀疲劳的断裂都是例子。经常是，知道了表面废屑及沉积物的性质，虽然对断口分析并

不是主要的，但是在确定最佳清理技术方面是会有用的。为了提高效力，清理断口表面最常用的技术为：

- a. 干燥气流或软和的有机纤维刷子清理；
- b. 复膜窄条；
- c. 有机溶剂清理；
- d. 水基洗涤剂清理；
- e. 阴极清理；
- f. 化学侵蚀清理。

应该首先试用最温和的、活力最小的清理方法，并如前所述用立体双筒显微镜监控其效果。如果在断口表面仍有残留物，则再采用更积极的清理方法以提高效力。

气流或刷子清理。采用干燥的空气流或软和的有机纤维刷子可以把松散的粘上的颗粒与废屑去除掉。干燥气流同时还使断裂表面干燥。只有软和的有机纤维刷，例如人工制作的刷子，才能用于断口表面，因为硬纤维刷或金属丝刷会对小的细节造成机械损害。

复膜窄条清理。此技术与前节“保存技术”中所述的非常相似。但是，这里并不是让复膜留在断口表面以防其受环境的侵袭，而是把它从断口表面上撕去以去除废屑及沉积物。相继撕去复膜直到所有的沾染物都被去尽。图 1C.2 表明相继的复膜从一个生锈的钢断口表面撕掉，显示从断口表面撕下的第一条复膜含有最多的沾染物而最后一条含有的最少。把这些沾染物锁定在塑料复膜上，相对于它们在断口表面上的位置来说，应是一个显著的优点。可以保留好复膜，如果觉得这些沉积物的性质很重要则可对镶嵌于复膜上的沾染物进行化学分析。



图 1C.2 按顺序从生锈的钢断口表面揭下来的复膜（从 1 号到 5 号）

注意，第一条揭下来的复膜含有的表面沾染物最多，而最后一条最干净（近似尺寸）

采用塑料复膜清理断口表面的一个缺点是，在粗糙表面上很难把这些覆盖的材料全部去除掉。但是，如果在每一条复膜相继从断口表面撕去后把此断口表面放入丙酮进行超声清理，那就可能去除残留的复膜材料。当采用复膜窄条清理技术时，必须强制使用在丙酮或其他合适的溶剂中进行超声清理。

有机溶剂。有机溶剂如二甲苯、石脑油、甲苯、氟里昂 TF、甲酮及酒精，

主要用于从断口表面去除脂、油、表面的保护涂层及裂纹探测液。要避免采用氯化物的有机溶剂，例如三氯乙烯与四氯化碳，因为它们的绝大多数具有致癌性。欲清理的试样通常在合适的有机溶剂中浸泡很长一段时间，浸入的溶剂池中有泵把新鲜的溶剂喷至断口表面，或放入盛有溶剂的烧杯中进行几分钟的超声清理。

超声清理法在上述三种方法中可能是最流行的一种，同时超声的扰动作用也可去除所有轻轻地粘附在断口表面的颗粒。但是，如果这些颗粒中有些是夹杂物，它们对于解释断口有重大意义，那么应该在它们被超声清理去除之前就对它们在断口表面中的位置以及化学成分作出探查。

水基洗涤剂清理。此技术借助于超声扰动，对于从断口表面去除废屑与沉积物是有效的。如果溶液的浓度与时间合适并不会损害表面。一种特殊的洗涤剂即 Alconox 已经证明它在清理黑色金属及铝材时是有效的。此清理溶液的制备法为在含有 350ml 水的烧杯中溶入 15g Alconox 粉。把烧杯放入预热到约 95℃ (205°F) 的超声清理器中。然后把断口没入溶液约 30min，在水中、接着在酒精中进行漂洗，再在空气中干燥。

图 1C. 3a 显示经实验室试验的断裂韧性试样 (AISI1085 热处理钢) 的情况，曾在含 5% 盐的喷雾室中经 6h 有意的腐蚀。图 1C. 3b 显示此试样在热的 Alconox 溶液中清理 30min 后的情况。疲劳预裂纹区是比较光滑的部分位于粗糙的一次过载区的右方。图 1C. 4a、4b 显示在疲劳预裂纹区中某处的特定景象。图 1C. 4a 是超声清理前的；图 1C. 4b 是经过在 Alconox 热溶液中的超声清理后的。图 1C. 4a 中只能见到腐蚀产物，面下面的断口形貌全部被掩盖了。图 1C. 4b 表明此水基洗涤清理已去除了断口表面的腐蚀产物。断口形貌的边缘清晰，说明清理工作并没有损害表面，图 1C. 4b 中清晰可见的细小及浅薄的疲劳条纹就是证明。

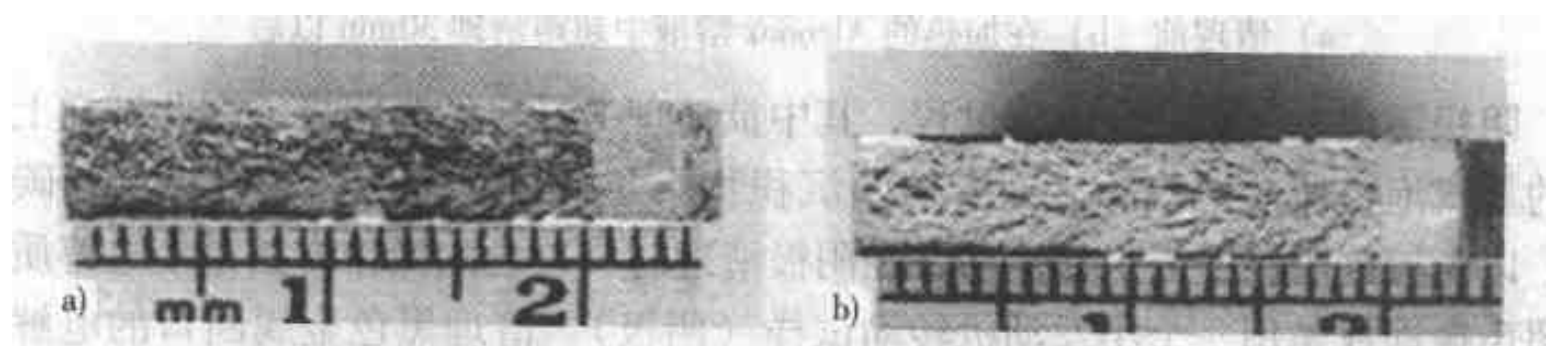


图 1C. 3 曾故意在含 5% 盐蒸汽仓中腐蚀了 6h 的断裂韧性试样

a) 在超声清理前 b) 在加热的 Alconox 溶液中超声清理 30min 以后

图 1C. 5a、5b 阐明在 Alconox 溶液中持续超声清理的效果，说明在疲劳预裂纹区内某处分别经 30min 和 3.5h 清理后的特定景象。图 1C. 5b 表明：持久的曝露不仅化学腐蚀了断口表面，而且也赶走了原来镶嵌的夹杂物。在头 30min 水基洗涤剂清理过程中，没有完全被去除的任何表面腐蚀产物都难以用进一步的清理来去除，因此，持久的清理并没有额外的好处。

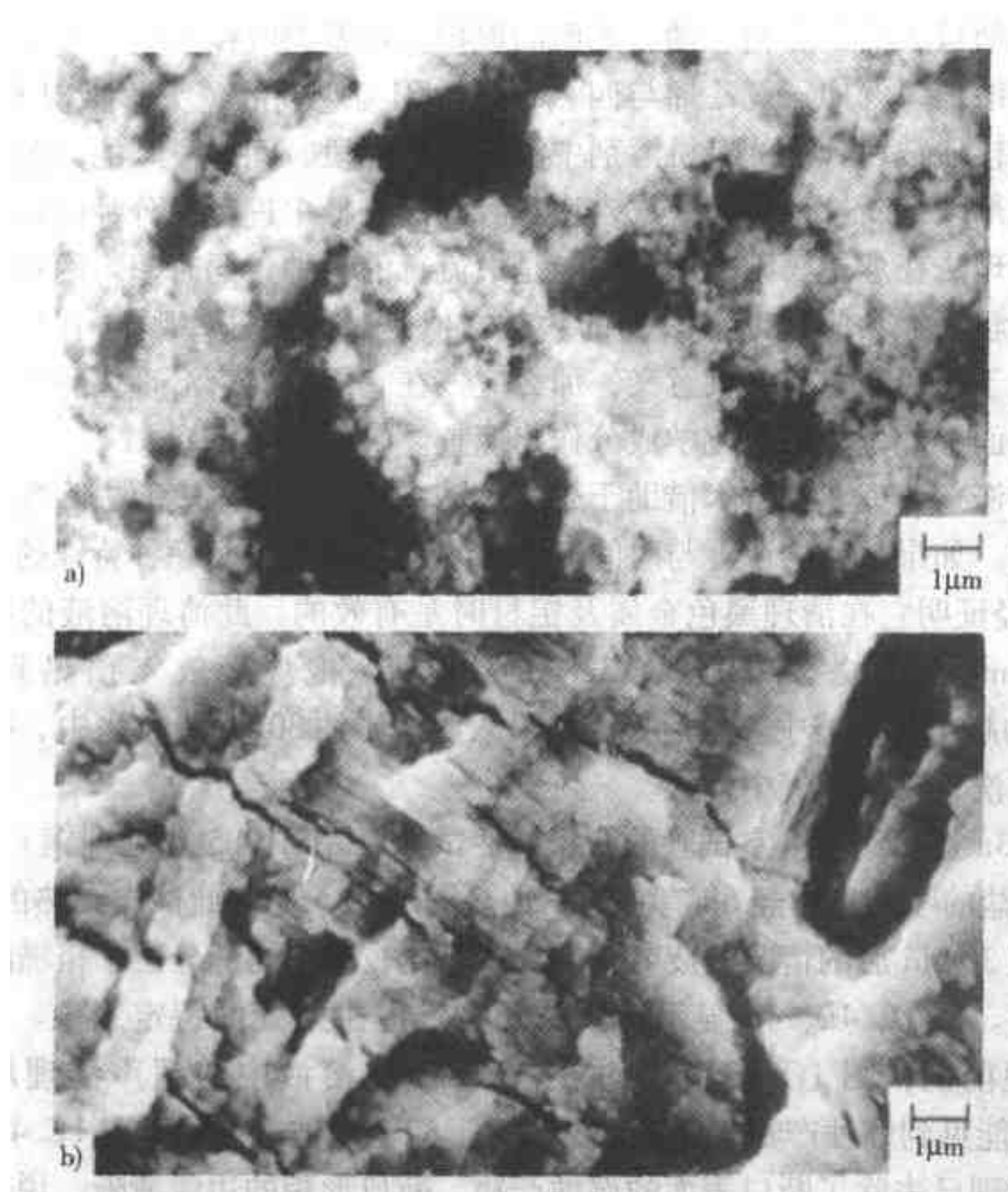


图 1C.4 图 1C.3 中所示的疲劳预裂区

a) 清理前 b) 在加热的 Alconox 溶液中超声清理 30min 以后

阴极清理。这是一个电解过程，其中欲清理的试样做为阴极，在此试样上产生的氢气泡机械性地去除表面废屑及沉积物。通常采用惰性的阳极，例如碳或铂，以免镀到阴极上而引起沾污。在阴极清理时，普通的操作方法是使电解质进行超声振动或是用一个小发动机转动试样（阴极）。清理黑色金属断口的电解质一般用氰化钠^[6,7]、碳酸钠、氢氧化钠溶液及防蚀硫酸^[8]。因为阴极清理主要由于氢气释放而机械性地去除沉积物，故在消除沉积物后断口表面应不被化学损害。

采用阴极清理法从钢的断口表面除锈已在文献^[9]中得到成功的阐述。在此文章中，把 AISI1085 热处理态钢及 EX16 渗碳钢的断口曝露于 65℃（150°F）、100% 湿度的环境中历经 3 天。采用商用氰化钠电解质、超声搅拌并结合铂阳极进行清理。对生锈的断口采用 1min 的阴极清理周期，证明此清理技术是有效的，并不改变断口的形貌。

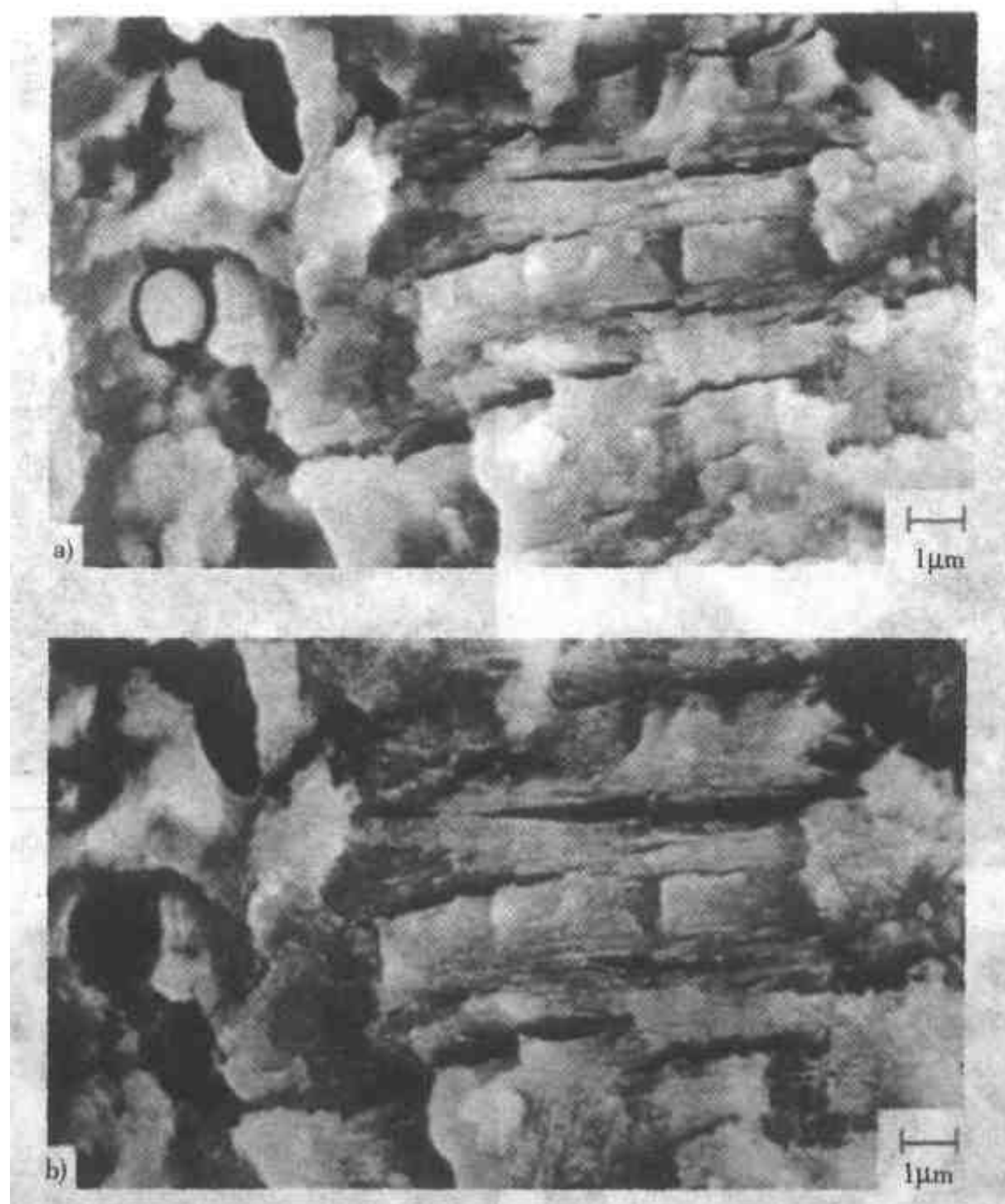


图 1C.5 在热 Alconox 溶液中增加超声清理时间的作用

a) 30min b) 3.5h

注意：照片左侧的夹杂物被去除了，同时断口表面有化学腐蚀

图 1C.6 是淬火一回火 1085 碳钢的断裂态表面与经腐蚀并用阴极清理稳定的韧性裂纹区的比较。相当低的放大倍数 ($1000\times$) 显示，腐蚀及阴极清理的结果是韧性撕裂的皱纹状形貌特征没有变化。高的放大倍数 ($5000\times$) 显示，小的互相交接的皱纹的周边已被腐蚀掉。

化学侵蚀。如果试用过上述技术而证明无效，那么可以试试采用弱的酸或碱溶液处理表面的化学侵蚀技术。这技术只能当作最后一招来使用，因为它可能对断口表面有化学侵袭。在化学侵蚀清理时，把试样放入盛有清理液的烧杯中并作超声振荡。有时必须加热清理液。清理黑色金属合金^[8]曾用过醋酸、磷酸、氢氧化钠、柠檬酸铵、草酸铵溶液及工业用溶液。钛合金用硝酸^[4]清理最好。铝合

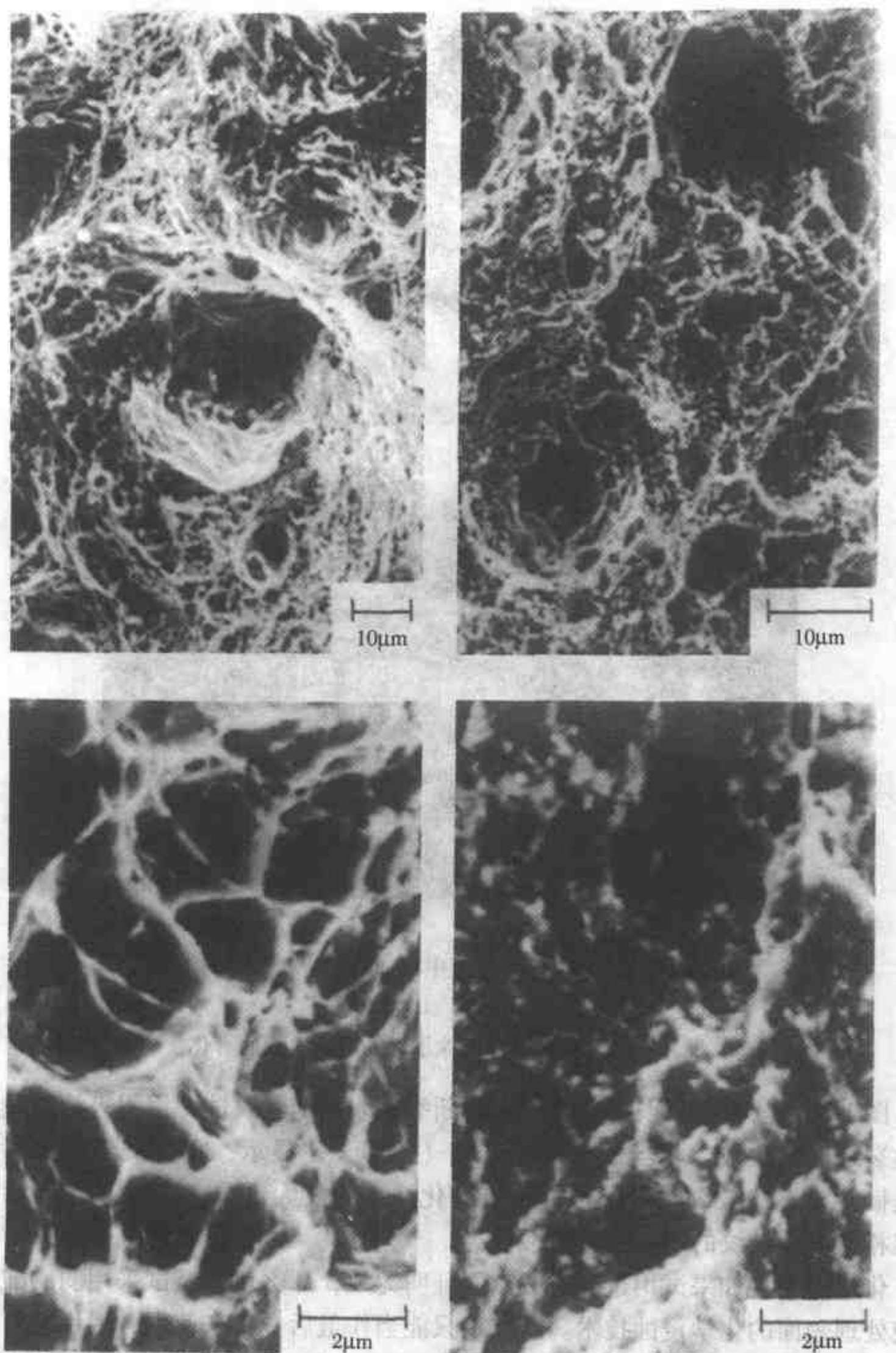


图 1C.6 淬火一回火 1085 碳钢中裂纹的稳定韧性生长区域在不同放大倍数下的比较。左侧照片为断裂态表面；右侧照片表示经腐蚀及阴极清理后的断口表面

金的氧化膜可以用 70ml 正磷酸 (85%)、32g 铬酸及 130ml 水^[10]的温热溶液清除掉。然而, 也有推荐认为铝合金的断口表面只用有机溶液^[4]清理的。

酸与有机抗腐蚀剂联合^[11,12]的化学侵蚀清理具有特殊效果。这些受抑制的酸溶液限制了对表面沾污物的侵袭, 从而保护基体金属。文献 6 推荐, 对于黑色金属断口可把试样没入含有 2g/L 六甲撑四胺的 6mol/L 盐酸中浸泡几分钟。黑色及有色金属的服役断口可用下列受抑制的酸溶液而得到成功的清理: 3ml 盐酸 (比重为 1.19), 4ml 2-丁炔-1,4-二醇 (35% 水溶液), 及 50ml 消电离的水^[13]。此研究证明了用此清理溶液来去除低碳钢管及耐蚀镍铜合金 400 的补偿节的断口表面的沾染物是有效的并且不伤害下面的金属。当清理的时间对于去除服役断口的沾染物是合适时, 则不同的断口形貌均不会因抑制的酸处理而受到损害。

切取断口

由于整个零件需要修理, 或者要把试样减小到适宜的尺寸, 所以常需把含有断口的部分从整个零件上取下来。许多检测工具, 例如扫描电子显微镜及电子探针分析仪的试样室会限制试样的尺寸。切取断口时应记录 (可以画图或照相) 切割的位置。

所有的切割都必须使断口面及其邻近的区域不受任何损害与变化, 包括尽可能地保持断面干燥。对于大的零件, 切取试样的方法一般为火焰切割。切割必须在离断口足够远的地方进行, 以使断面下的金属显微组织不因火焰的热而起变化, 同时没有液态金属从火焰切割处沉积到断口表面上。

锯床及磨擦轮切割机可用于较广的零件尺寸范围。优先使用干切割, 因为冷却剂可能会腐蚀断口或可能从断口上冲掉外部物质。然而, 如果不能在离断口足够远的地方进行干切割, 为了避免对断口区域的热损害则可能要求使用冷却剂。在这种情况下, 断口表面应该在切断后立即用溶剂清理并进行干燥。

以前叙述过的某些涂敷的方法可能在切割时会有用。例如, 在火焰切割时可在断口上贴一块布对其进行保护; 在锯时可以喷上或涂上一层漆或防锈材料。

打开二次裂纹

当初始断口被损坏或腐蚀到看不清的程度时就希望打开二次裂纹来暴露其断口表面, 以便进行检查与研究, 这些裂纹可能比初始断口提供更多的信息。如果闭合得相当紧, 则可能免于腐蚀; 同时, 如果存在的时间比初始断口短, 则可能被腐蚀得较少。同样, 对于尚未扩展到整个断口的初始裂纹也可能需要打开。

在打开诸类裂纹以作检查时, 必须练习小心从事以防最初的机加工损坏到断口表面。如果这样来打开断口那就可以实现这一点, 即把断口的两个面向相反的方向运动, 垂直于断裂平面。锯切割一般可以从断裂部分的背面开始直到靠近裂纹尖端的一点。必须特别小心以避免真正碰到裂纹尖端。锯切割会减少必须破断的固体金属的数量。可以用下列方法来最后弄断试样:

- a. 如果形状允许, 把断裂部分的两边夹在拉伸试验机上并进行拉伸。
- b. 把试棒夹在台钳中, 用锤子敲击其一半使之弯曲而离开另一半, 但锤击应避免损害裂纹表面。
- c. 把断口的两半夹在台虎钳中, 然后弯或拉它们使之分开。

在打开裂纹产生断口表面时, 希望能判断出是初始裂纹还是二次裂纹。如果确信在做新的破断时不同的断裂机理在起作用, 那就可以实现这点。例如, 可能是在很低的温度下打开裂纹。在低温断裂时, 应小心避免水分凝结, 因为这样会腐蚀断口表面。

裂口分离度与裂纹长度应在打开裂纹前就测定好。常可用测定断口两半的分离度来确定试棒中所产生的应变数量, 在准备开始打开二次裂纹之前就做好这一点。裂纹的长度对于分析疲劳断裂或认定断裂机理也可能是很重要的。

无损探伤的作用

很多所谓的“无损探伤方法”并不是完全无损的。用于探测裂纹的液体渗透剂可能腐蚀某些金属中的断口, 同时它们会使外来复合物沉积到断口表面上。腐蚀及外来复合物的沉积会导致对断裂性质的错误译释。一个零件的表面含有, 或被怀疑含有裂纹, 则常被清理以作更严格的检查, 常常使用相当强的酸, 它们能进入密合的裂纹。例如, 在钢的断裂表面上多次探测到氯, 它就被认为可证明此断裂机理为应力腐蚀裂纹, 但是后来发现它是用盐酸清理零件而衍生得到的。

甚至常用来决定黑色金属零件中裂纹位置的磁粉探伤也会影响到以后的检查。例如, 可能产生跨越密合裂纹的弧光会损伤断口表面。磁化的零件要进行扫描电子显微镜检查, 如果要在高于 $500\times$ 的放大倍数下进行扫描则要求它退磁。

附录 1C 的参考文献

1. R. D. Zipp, "Preservation and Cleaning of Fractures for Fractography," *Scan. Elec. Microsc.*, no. 1, pp. 355 - 362, 1979.
2. A. Phillips et al., *Electron Fractography Handbook*, MCIC-HB-08, Metals and Ceramics Information Center, Battelle Columbus Laboratories, June 1976, pp. 4 - 5.
3. W. R. Warke et al., "Techniques for Electron Microscope Fractography," in *Electron Fractography*, STP 436, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa., 1968, pp. 212 - 230.
4. J. A. Fellows et al., in *Metals Handbook*, 8th ed., vol. 9: *Fractography and Atlas of Fractographs*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1974, pp. 9 - 10.
5. B. E. Boardman et al., "A Coating for the Preservation of Fracture Surfaces," Paper 750967, presented at SAE Automobile Engineering Meeting, Detroit, Mich., Society of Automotive Engineers, Oct. 13 - 17, 1975.

6. H. DeLeiris et al. , "Techniques of De-Rusting Fractures of Steel Parts in Preparation for Electronic Micro-Fractography," *Mem. Sci. Rev. de Met.* , vol. 63, pp. 463 - 472, May 1966.
7. P. M. Yuzawich and C. W. Hughes, "An Improved Technique for Removal of Oxide Scale from Fractured Surfaces of Ferrous Materials," *Pract. Metallog.* , vol. 15, pp. 184 - 195, 1978.
8. B. B. Knapp, "Preparation and Cleaning of Specimens," in *The Corrosion Handbook*, Wiley, New York, 1948, pp. 1077 - 1083.
9. E. P. Dahlberg and R. D. Zipp, "Preservation and Cleaning of Fractures for Fractography-Update," *Scan. Elec. Microsc.* , no. 1, pp. 423 - 429, 1981.
10. G. F. Pittinato et al. , *SEM/TEM Fractography Handbook*, MCIC-HB-06, Metals and Ceramics Information Center, Battelle Columbus Laboratories, Dec. 1975, pp. 4 - 5.
11. C. R. Brooks and C. D. Lundin, "Rust Removal from Steel Fractures-Effect on Fractographic Evaluation," *Microstruc. Sci.* , vol. 3, pp. 21 - 33, 1975.
12. G. G. Elibredge and J. C. Warner, "Inhibitors and Passivators," in *The Corrosion Handbook*, Wiley, New York, 1948, pp. 905 - 916.
13. E. P. Dahlberg, "Techniques for Cleaning Service Failures in Preparation for Scanning Electron Microscope and Microprobe Analysis," *Scan. Elec. Microsc.* , pp. 911 - 918, 1974.

附录 1D 断口表面的清理^①

一个洁净的断口表面是确定失效模式的先决条件。正如任何其他类型的试棒一样，断口表面必须是洁净的以便进行成功的扫描电镜成像。由于断口表面是脆弱的，所以它们的清理必须小心并应俱备常识。表 1D.1 中对清理方法进行了分类。作为规定，在进行更具有侵蚀性的技术之前必须先试用侵蚀性最小的方法，因为前者可能会损害断口表面。Dahlberg (1974, 1976)、Zipp (1979) 及 Dahlberg 与 Zipp (1981) 全面回顾与比较了每种方法，下面综述他们的观点。

侵蚀性最小的清理方法可以从断口表面去除松散的灰尘或废屑。短毛软刷（即整洁的画笔）或压缩空气气流对去除灰尘都有用。单用这种方法很少能足以清理好表面。更多的是有机膜（油、脂等）也会使表面模糊不清。用有机溶剂

① 摘自 B. L. Gabriel, SEM: A User's Manual for Materials Science, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1985.

的超声处理随以压缩空气的吹拂可以同时去除有机膜与废屑。Zipp (1979) 推荐的各种溶剂列于表 1D. 1 中。对于严重污染的表面, 可能必须经过几次改变或采用一系列的溶剂。

表 1D. 1 清理断口表面的方法按其侵袭性程度而分类

方 法	去除目标物	侵袭性程度
软毛刷及干燥空气	附着松散的废屑及灰尘	侵袭性最小
有机溶剂及超声浴		↓
甲苯或二甲苯	油、脂	↓
甲酮	漆、胶	↓ 逐
酒精	染料、脂肪酸	↓ 渐
粘贴与揭去复膜	不溶性废屑及氧化物	↓ 加
洗涤剂 (例如 Alconox)	腐蚀产品及氧化物	↓ 大
阴极清理	沉积物及氧化物	↓
腐蚀性受抑制的酸	硫化物及氧化物	↓
酸蚀	氧化物	侵袭性最大

如果对遮盖表面的废物感兴趣, 那就不应该立即采用溶剂清理。例如, 如果表面被腐蚀了, 可能会希望首先用能量分散谱仪 (energy-dispersive spectroscopy) 来分析这腐蚀产物的成分, 然后再清理试棒与检查断口表面本身。或者也可以同时清理表面并用萃取性复膜 (也可说是清理性复膜) 保存此反应产物。当一条经丙酮软化的醋酸纤维素放在断口上并用手指牢牢压紧时, 此凝胶就会把不属于基体金属一部分的所有物质都密封起来。当丙酮汽化后, 醋酸纤维素就夹持了反应产物。然后把此复膜从表面上取下来, 这样就把这些颗粒以及它们在断口表面上的位置都保存下来了。

严重污染或氧化的表面可能要连续贴几次复膜才能暴露出真正的表面。首先贴的复膜所包含的沉积物会比随后贴的多, 也就是说第一张复膜去除了最多的材料 (图 1D. 1)。随后把破断的零件放入丙酮的超声浴中进行清理并随之以压缩空气吹拂, 再用立体显微镜对清理效果作出评估。

虽然萃取性复膜对于清理氧化的表面很有效, 但它们的主要缺点为, 即使经过溶剂清理, 醋酸纤维素的碎片仍会沾在很粗糙的表面上。由于这材料是不导电



图 1D. 1 按顺序从一个氧化的断口表面上揭下来的复膜 (近似尺寸) (经由 Richard Zipp 同意)

的,当接受扫描电子显微镜的辐照时它就会充电从而降低成像的质量。如果复膜在贴上去之前没有完全干燥,则此问题会更加严重,所以醋酸纤维素必须是干燥的。如果颗粒的保存不是一个问题,那么前述问题可以设法使之缩小,即在各复膜之间用丙酮对试棒进行超声清理。最后的丙酮漂洗应该用新鲜丙酮重复2~3次以确保去除掉所有的残留醋酸纤维素。

萃取性复膜对于去除绝大多数的氧化产物是有效的,但严重氧化的表面可能要求更激烈的清理方法。必须理解到,虽然清理可以暴露出氧化层下面的金属表面,但是氧化本身已消耗了一些基体金属而损坏了最外层的表面本身。相应地,去除氧化皮并不能把断口表面恢复到它失效一瞬间的状态。在非常严峻的条件下,诸如把失效的零件在环境中曝露几个月或几年,那么这原生的断口表面可能已完全破坏了。在较不严重的条件下,通常有足够的表面能保留下来以确定其断裂模式。进一步说,非常具有侵袭性的清理方法本身就会侵袭基体金属并擦去所有细小的组织特征。分析人员必须记住这些因素并且小心准备下列的任一种清理方法。人们可以很容易地再开始清理方法,但是断口表面一旦被不合适的清理方法所擦伤,则不能恢复原状了。

采用水基洗涤剂的具有中等侵袭程度的清理方法可去除所附着的氧化物及腐蚀产物。Alconox 是实验室能供给的一种普遍使用的洗涤剂。Zipp 在1979年推荐了一种溶剂,含15g Alconox 及350ml 水,把溶剂加热到90℃,对断口清理30min,同时要求超声处理。然后把试样用水随之以丙酮进行彻底的漂洗与干燥。延长处理时间或增加 Alconox 的浓度并无效果,同时可能侵害到基体金属。

阴极清理是另一种具有中等侵袭程度的清理方式以去除氧化物或严重的表面沉积物。把试样作为阴极,用惰性金属或石墨作阳极,把两者都浸入氰化钠、碳酸钠或氢氧化钠的电解浴中(DeLeiris 等,1966; Yuzawich 及 Hughes, 1978)。工业用 Endox214 是又一种常用的电解质(Dahlberg 及 Zipp, 1981)。在电解反应的过程中,试样产生的氢气泡以其擦磨动作对试棒进行机械清理,试棒再经水、丙酮的相继漂洗,然后干燥、检查。清理工作应定期受到干预,用立体显微镜对其效果进行评估。如果需要,可重复进行阴极清理。高强度钢或其他易于诱发氢裂的合金若使用阴极清理可能会有不良的影响。

采用腐蚀性受抑止的酸可从断口表面去除硫化物及氧化物。酸会侵袭并排出反应产物而抑制剂可保护基体金属不受侵袭。但是,如果清理过程没有小心的监控,则基体金属会受到侵袭(腐蚀)。(DeLeiris 等,1966; Lane 和 Ellis, 1971; Dahlberg, 1974) 用含有2g/L 六甲撑四胺的6mol/L 盐酸清理黑色金属。Kayafas (1980年)用1,3-联-n-丁基-2-硫脲去除硫化铁薄膜。用2-丁炔-1,4-二醇抑止的盐酸也许能清理黑色金属及有色金属。(Nathan, 1965; Farrar, 1974; Dahlberg, 1976)。这种腐蚀性受抑止的酸按以下制备:

HCl (相对密度 1.190)	3ml
2-丁炔-1,4-二醇 ($w(\text{H}_2\text{O}) = 35\%$)	4ml
蒸馏水	50ml

试样浸入超声浴中清理 30s, 接着用水、丙酮漂洗, 再干燥。在这些溶液中曝露的时间不要超过 30s, 处理的时间过长会增加对基体金属侵袭的可能性。

如果腐蚀性受抑制的酸不行, 那么最后一招也可能是在弱酸或碱中清理。这种极端侵袭性的方法会损害基体金属, 所以必须一直监控。Knapp (1948 年) 推荐弱的醋酸、磷酸或氢氧化钠来清理黑色金属。钛合金也许能用硝酸清理 (Zipp, 1979)。如 Pitlinato 等人所述, 用磷酸 (70ml、85% 的水溶液), 铬酸 (32g) 以及蒸馏水 (130ml) 的混合物清理铝合金。把试样短时间没入酸或碱后, 接着就在水、丙酮中漂洗, 再干燥。水的冲洗必须彻底使反应停止, 残余的酸或碱会消耗基体金属, 其蒸汽还会损害立体显微镜的物镜。

总的说, 分析家应永远选择那些能有效地暴露出断口表面而又具有最小侵袭性的方法。在清理试样之前就应该知道研究的目的, 如果要求保存从表面去除的废屑, 那就应该准备好萃取复膜, 因为如果采用其他方法, 表面材料就丢失了。也应该在处理进行的过程中评估其有效性, 如果停止清理又再开始不会有不良的影响。永远用低倍立体显微镜来评估清理情况, 当显示清理已完成时用扫描电子显微镜检查试棒。遵照这些预防措施就可避免损害所关心的表面。

附录 1D 的参考文献

- Dahlberg, E. P. (1974): "Techniques for Cleaning Service Failures in Preparation for Scanning Electron Microscopy and Microprobe Analysis," *ITRI/SEM*, p. 911.
- Dahlberg, E. P. (1976): "Failure Analysis by Examination of Fracture Surfaces. Analytical Procedures and Cleaning Techniques for Field Failures," *ITRI/SEM*, vol. 1, p. 715.
- Dahlberg, E. P., and R. D. Zipp (1981): "Preservation and Cleaning of Fractures for Fractography-Update," *SEM, Inc.*, vol. 1, p. 423.
- DeLeiris, H., et al. (1996): "Techniques of De-Rusting Fractures of Steel Parts in Preparation for Electronic Micro-Fractography," *Mem. Sci. Rev. de Met.*, vol. 63, p. 463.
- Farrar, J. C. M. (1974): "The Role of the SEM in the Failure Analysis of Welded Structures," *ITRI/SEM*, p. 859.
- Kayafas, I. (1980): "Corrosion Product Removal from Steel Fracture Surfaces for Metallographic Examination," *Corrosion*, vol. 36, no. 8, p. 443.
- Knapp, B. B. (1948): "Preparation and Cleaning of Specimens," *The Corrosion Handbook*, Wiley, New York, p. 1077.

- Lane, G. S. , and J. Ellis (1971): "The Examination of Corroded Fracture Surfaces in the Scanning Electron Microscope," *Corr. Sci.* , vol. 11, p. 661.
- Nathan, C. C. (1965): "Corrosion Inhibitors," in *Encyclopedia of Chemical Technology*, vol. 6, Wiley, New York, p. 317.
- Pittinato, G. F. , et al. (1975): *SEM/TEM Fractography Handbook*, Metals and Ceramics Information Center, Battelle Columbus Laboratories, Columbus, Ohio.
- Yuzawich, P. M. , and C. W. Hughes (1978): "An Improved Technique for Removal of Oxide Scale from Fractured Surfaces of Ferrous Material," *Pract. Metallog.* , vol. 15, p. 184
- Zipp, R. D. (1979): "Preservation and Cleaning of Fractures for Fractography," *SEM, Inc.* , vol. 1, p. 355.

附录 1E 考查用于失效后分析的清理技术^①

冶金工作者已经发现断口表面组织的显微镜检查是失效分析的一种有价值的工具。但是如果断口表面被脂、油、废屑、氧化物及腐蚀产物污染后,检查就不可能有意义。典型的清理操作包括采用干空气流、有机溶剂(如丙酮、甲苯和酒精)及重复地粘贴醋酸纤维素复膜。这些方法对于去除松散地粘附的颗粒、油脂时是有用的,而对于粘结得更紧的氧化与腐蚀产物就要求更具侵袭性的去除方法。先前已有几份研究^[1,2]指出以酸为基的腐蚀去除技术的有效性。例如, Kayafas^[2]曾表明采用受抑制的盐酸浸蚀溶液进行清理,对于管线钢材中氢气泡的内表面可得到足够的组织显微效果。Lohberg 等人^[3]曾报告用脱氧剂(称做 Endox)成功地从纯铁材料上去除了氧化产物。另外, Zipp^[4]曾推荐,如果初始的清理方法(气流、有机溶剂及重复地粘贴复膜)在去除紧紧粘结的氧化与腐蚀产物时不成功的话,那么可以用以下方法来清理断口表面:把试样没入水基洗涤剂(15g Alconox 粉^② + 350cm³ 水)中加热到 90℃,并用超声搅拌清理 30min。

本研究的目的在于评估 Zipp 所推荐的清理方法的有效性。为此,把断裂态的试样及已受腐蚀的试样用初始技术与 Alconox 溶液进行清理,再对断口表面的断裂标记进行比较。

试验方法

选作本研究的材料为 ASTM A36 桥梁用钢,因为它在建筑业中有广泛的商业

① 摘自 R. S. Vecchio and R. W. Herzberg, in J. J. Mecholsky, Jr. , and S. R. Powell, Jr. (eds.), *Fractography of Ceramic and Metal Failures*, STP 827, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa. , 1982. (Copyright ASTM; reprinted with permission.)

② Alconox 粉为洗涤剂,生产商为 Alconox 公司,纽约 N. Y. 10003。不供应其原材料。

应用，并且它的断口表面在侵袭性的环境中易于恶化。

用三种不同的产生断口的机理并在一台加速电压为 20keV 的 ETEC Autoscan 扫描电镜上进行检查。在观察前断口均未经涂敷。在液氮温度下进行简单拉伸产生了解理断口。在 R 比率为 0.7，应力强度因子的范围为 $13 \sim 28 \text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 的条件下，对冲击拉伸试棒施加循环的载荷，产生了疲劳断口表面。在疲劳试样残留带中，不稳定的裂纹生长导致形成微观空洞聚集。

断裂态的试样在 100°C 的 5% 的盐水中曝露 2h，然后在室内空气中（湿度 60%）曝露 48h。其结果是在断口表面上形成腐蚀产物。采用 Tracor Northern 1710 系统检查由于曝露在盐水中而导致的腐蚀产物以及可能由于 Alconox 清理处理而导致的反应产物的性质。另在实验室生成的断口表面之外，一个抛光过的金相试片在 Alconox 溶液中经过不同时间长度（15 ~ 30min）的处理并用扫描电镜进行检查。

结果与讨论

图 1E. 1a ~ c 示出断裂态试样的典型形貌，它们分别代表材料中所形成的微

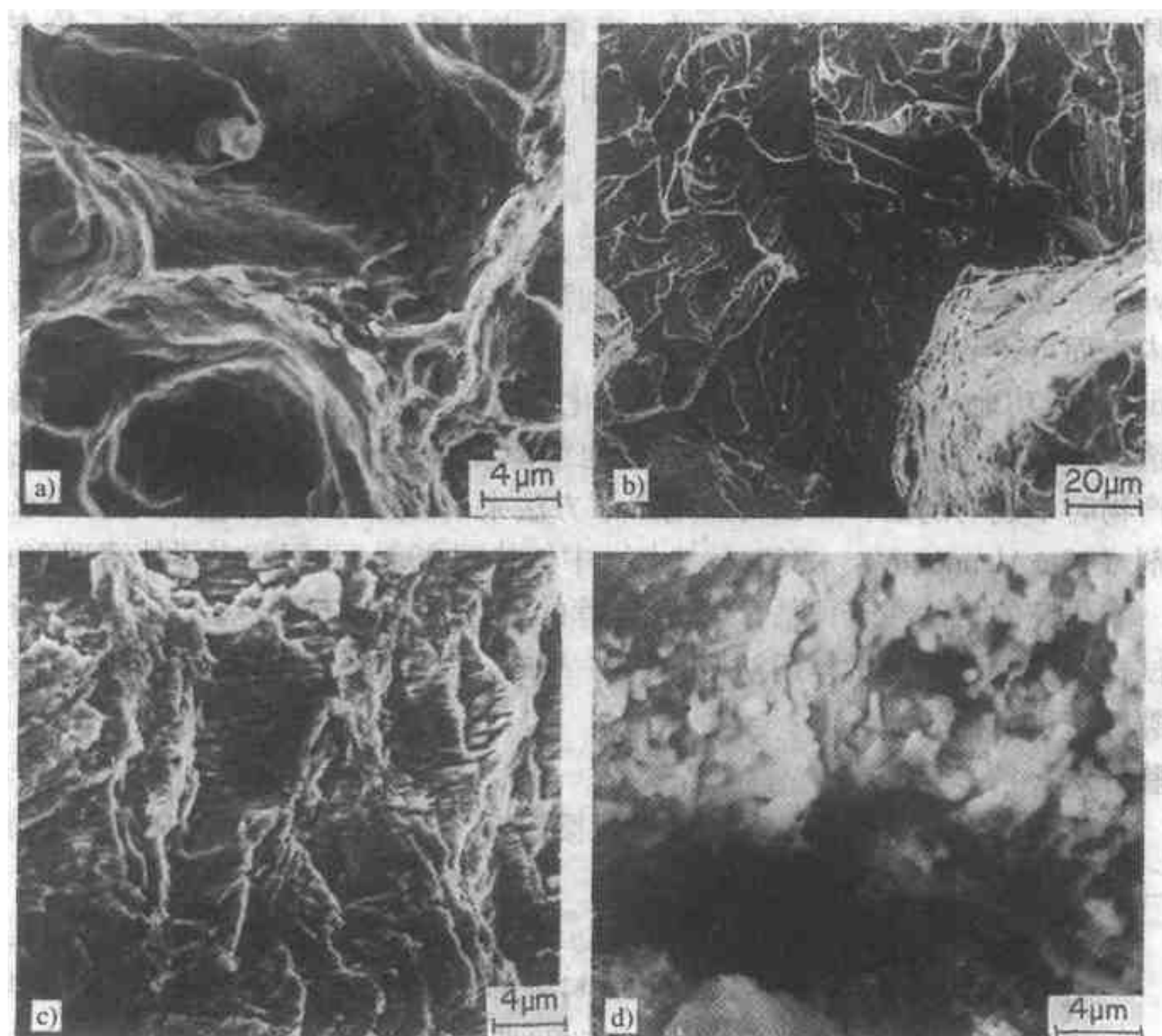


图 1E. 1 断裂态的及经腐蚀的表面的显微照片

a) 显微空洞聚集 b) 解理 c) 疲劳条纹 d) 经盐水曝露后，断口表面的典型形貌

观空洞聚集、解理断口以及疲劳条纹。在所有的断口表面上也看到了孤立的断口区域穿过表现为碳化物与铁素体层状物的珠光体束。

图 1E. 1d 显示的是代表在受腐蚀的条件下所有断裂状况的显微组织照片。照片清楚地说明了检查一个受腐蚀的断口表面以获得失效的微观机理的证据是多么困难。在使用初始的清理技术后，虽然可以鉴别出显微空洞的聚集以及解理区（图 1E. 2a、b），但是仍有一些氧化与腐蚀产物残留在表面上。由于在断口表面上仍能发现顽固的腐蚀产物，所以不容易分析疲劳损害区（图 1E. 2c、d）。

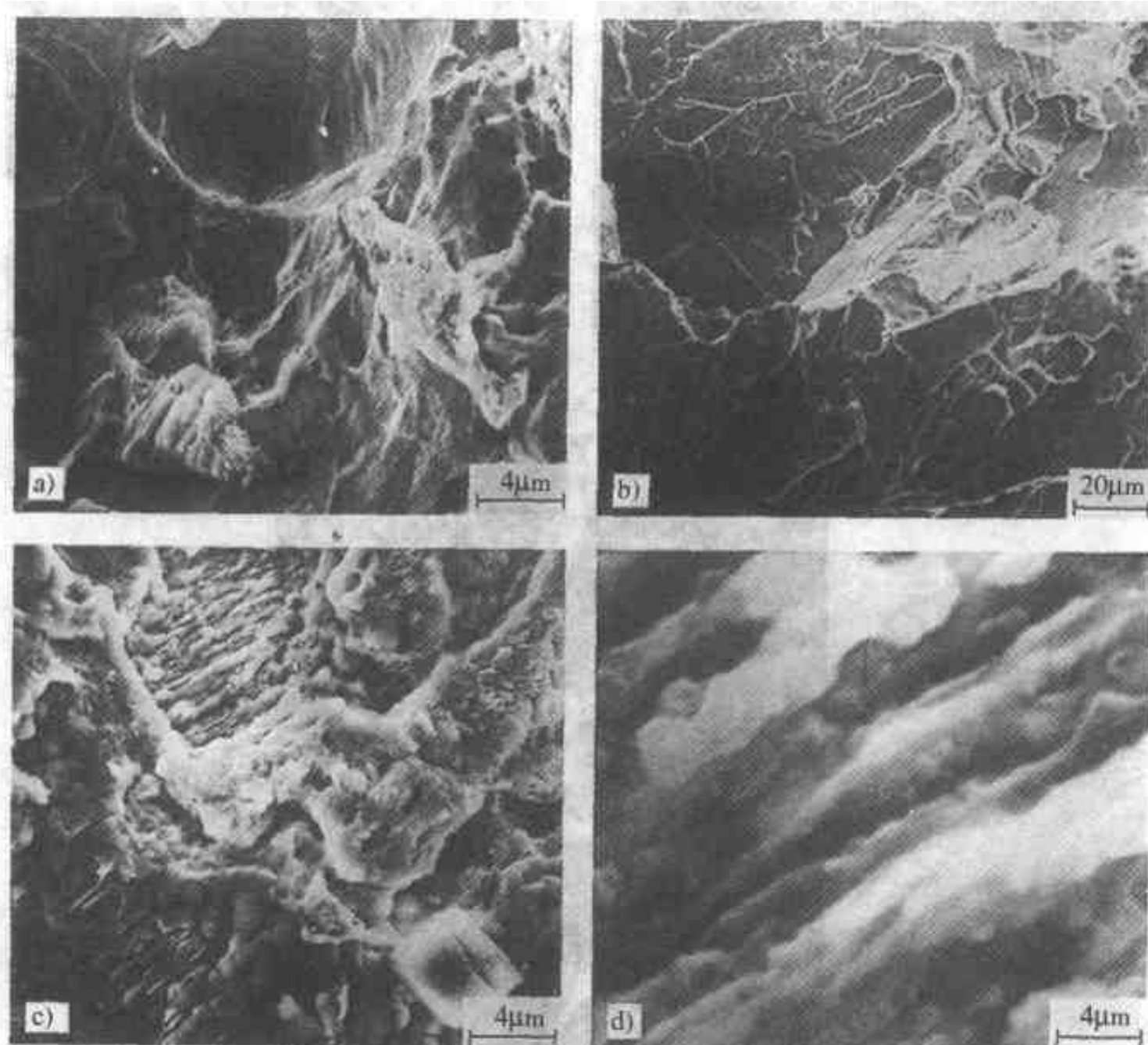


图 1E. 2 用温和的技术清理后的断口表面形貌

a) 显微空洞聚集 b) 解理 c)、d) 疲劳条纹

图 1E. 3 示出经 Alconox 溶液清理后的断口表面形貌，在标准的清理方法清理后残留的腐蚀性废屑大多数已被去除，然而此断口表面存在被 Alconox 腐蚀过的痕迹。请注意，在断口表面上存在大量珠光体团（特别请见图 1E. 3b、c）。结果是使对疲劳断口标记的译释工作大大地复杂化了，因为同时存在被腐蚀的珠光体区域内的平行片状物以及平行的疲劳条纹标记。在与疲劳试验^[5]相联系的通

用的应力强度因子条件下，可以预测到条纹的片距，将它与平行的断口表面标志相比对，可以确定某些平行的标志是疲劳条纹。疲劳条纹也与绝大多数珠光体片有区别，因为它一般平行于前进的裂纹前沿，而珠光体片相对于裂纹前沿而言其方位是随机的。然而，总的来说，在疲劳断口表面上难以对条纹作出可以信赖的决定；当去除许多腐蚀产物时又给表面导入许多人为产物。

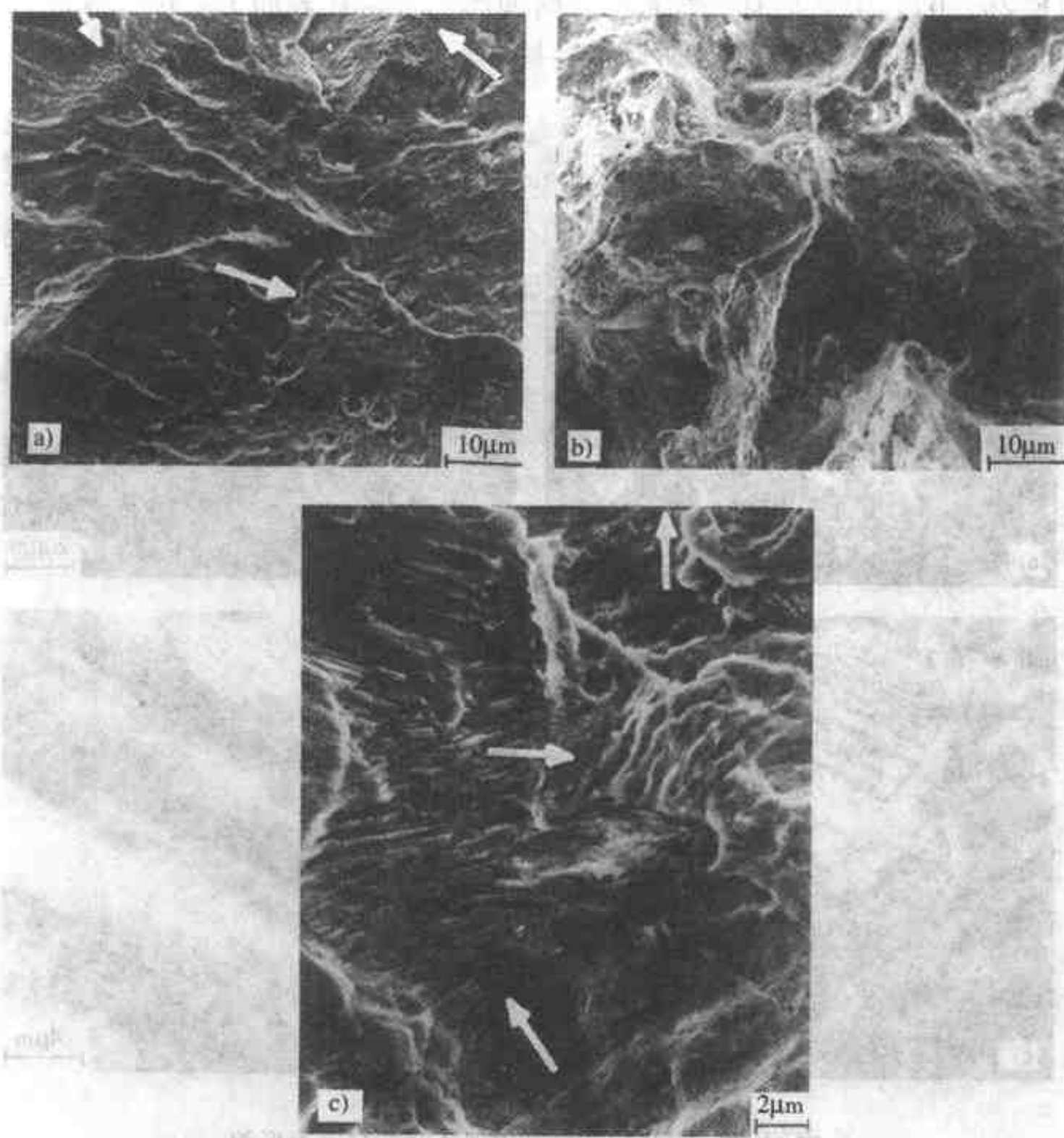


图 1E.3 在 Alconox 溶液中清理后，典型的断口表面形貌

a) 显微空洞聚集 b) 解理 c) 疲劳断裂区

注意：显著的解理以及疲劳断口表面上珠光体的痕迹（见箭头）

一般说，可以发现疲劳表面对腐蚀去除技术的反应最差。在我们试验室中其他的经验表明在失效的透平叶轮上也得到相似的结果^①。晶间失效是容易鉴定

① 未发表的研究，Lehigh University, Bethlehem, Pa. 18015.

的，但是在两半的断裂区都用温和的技术清理后，残留的疲劳损伤的证据看不清了。看来这些清理技术在把腐蚀产物从具有长距离平正度（即 $20 \sim 40 \mu\text{m}$ ）的形貌特征上去除掉这方面是最有效的。体心立方材料的 100 解理面、比较大的显微空洞的侧面以及晶间面都具有这种长距离的平正度，并显得比疲劳断口表面容易清理得多。经过比较，疲劳条纹的尺寸平均来说比其他断裂标记小 1~2 个数量级，并因此更容易被腐蚀废屑弄得看不清。如果温和的清理技术在解理面、显微空洞聚集处及晶间断裂表面上留下大量的非腐蚀区，那么没有大的非腐蚀区就可认为是存在疲劳伤害的说明。如果是这种情况，那么这些观察就可能有助于失效分析。为了弄清这个观点还需要更多的研究。

在许多失效研究中，X 光分析主要用于确定断口表面污染物的性质。图 1E. 4b 表明在经腐蚀试样的断口表面上存在大量的氯。如果这是一个真实的服役失效，那么此氯峰就可以作为确定腐蚀介质的性质和可能的来源的线索⁶。腐蚀性环境的存在可能会促进失效（也就是，应力腐蚀裂纹或腐蚀促进的疲劳）。在用温和的技术清理表面后仍可测到少量的氯（图 1E. 4c）。然而在使用 Alconox 洗涤剂后即没有表面污染物残留。因此建议，如果失效检查采用 X 光分析，那么应该避免使用 Alconox 洗涤剂或推迟到此分析完成以后。

为了进一步研究清理所诱发的伤害的性质，对一个经 15min 洗涤剂暴露的金相试片进行检查。虽然表面显示出中等程度的恶化，但是未见珠光体团（图 1E. 5b）。在 Alconox 中暴露 30min 后，珠光体团清楚地显示出来。图 1E. 5c 生动地说明此金相试片腐蚀成什么样子。我们得出结论，如果出于断口组织检查的目的必须在此洗涤剂中进行清理，那么暴露的时间应限制至 15min。

结论

在此研究结果的基础上，得到下列结论：

1. 温和的清理技术在去除松散粘附的颗粒、脂及油时是有效的。
2. 疲劳伤害的表面对温和的清理技术的反应最差。基于此观察，当断口表面被腐蚀废屑遮掩时要判定疲劳伤害机理可能是困难而不可信的。
3. 虽然有证据说明在 Alconox 洗涤剂中清理会导致腐蚀表面，但它能去除绝大多数粘着紧密的氧化与腐蚀废屑。这种恶化现象会使疲劳伤害区的译释工作变得复杂化。
4. 如果出于断口组织检查的目的必须在 Alconox 洗涤剂中进行清理，那么暴露的时间应限制在 15min。
5. 由于 Alconox 洗涤剂会去除绝大多数表面污染物，所以应在进行这类清理之前先完成分散 X 光的分析。

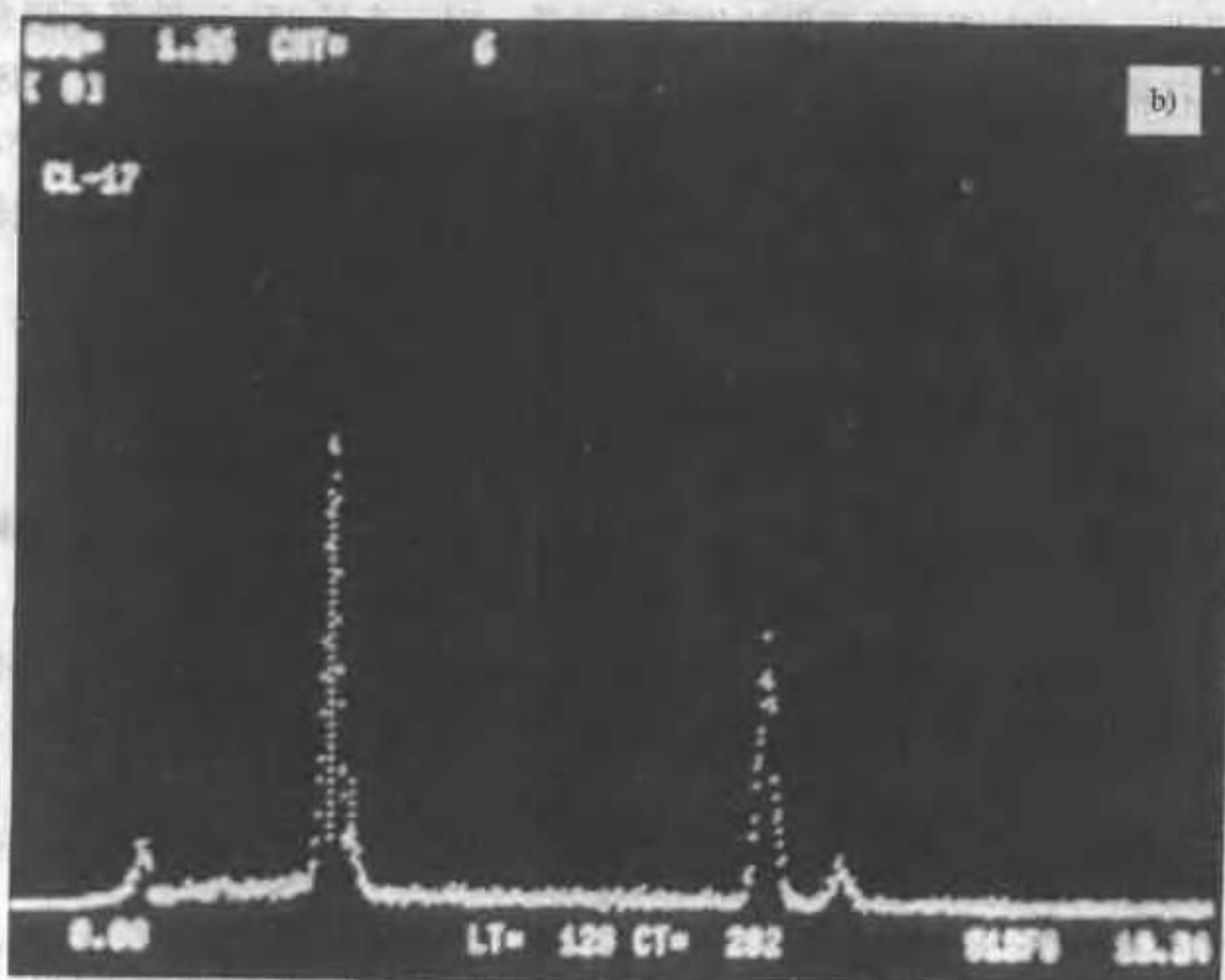
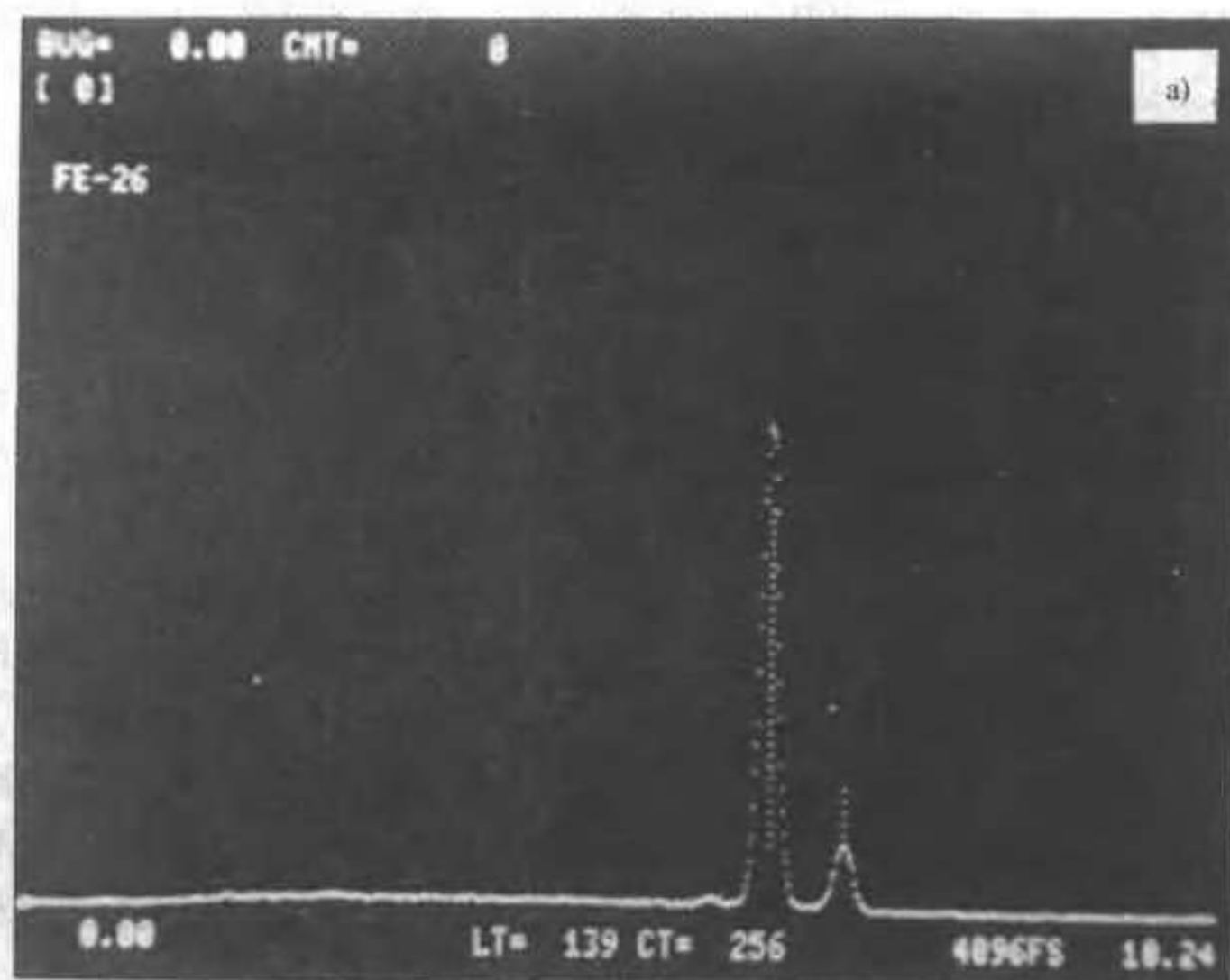
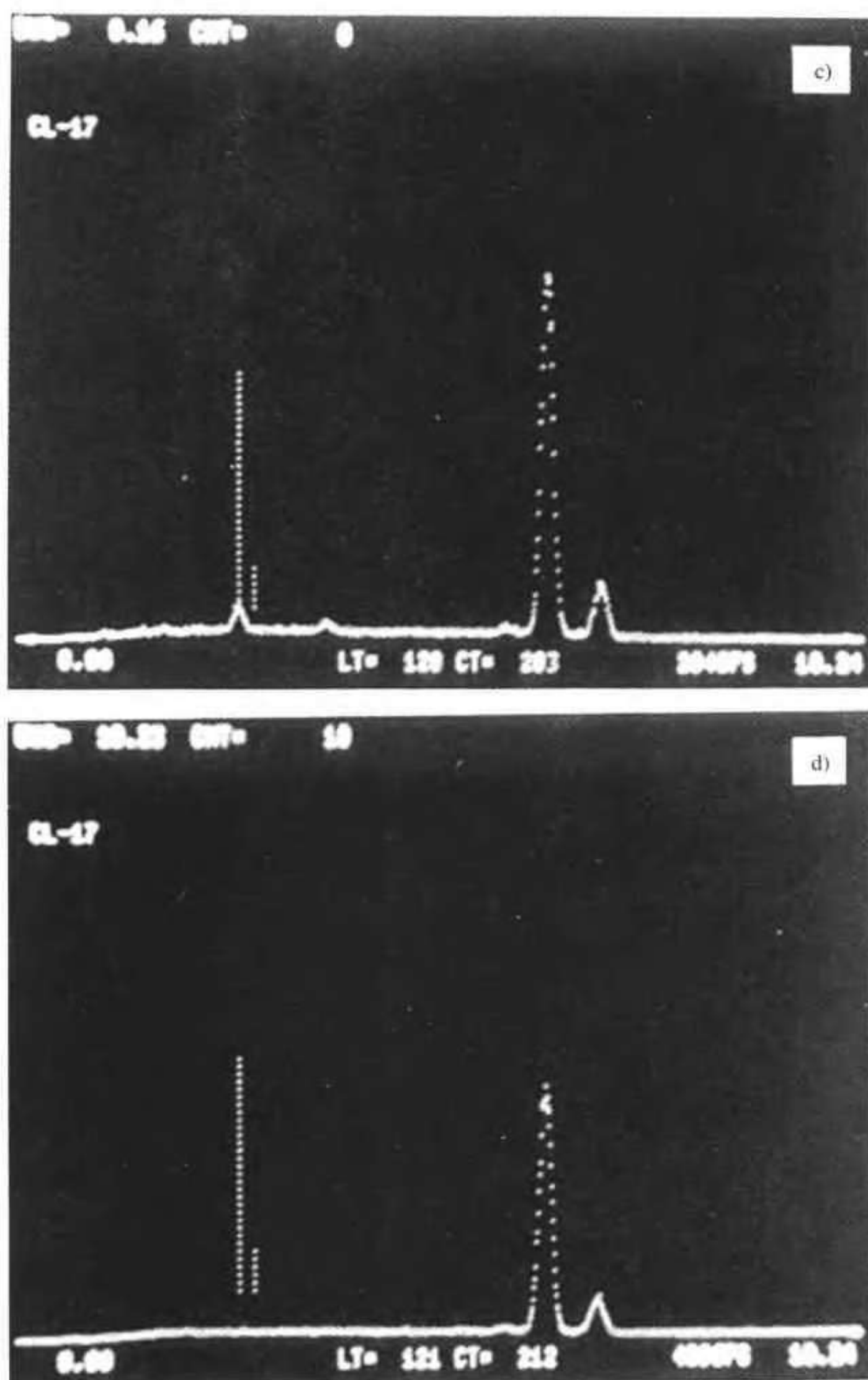


图 1E.4 断口表面
a) 断裂态 b) 经腐蚀
注意，在用温和的技术清理后有氯峰



的摄谱仪照片

c) 经温和的技术清理 d) 经 Alconox 溶液清理

(垂直的虚线), 但是经 Alconox 清理后此峰就消失了

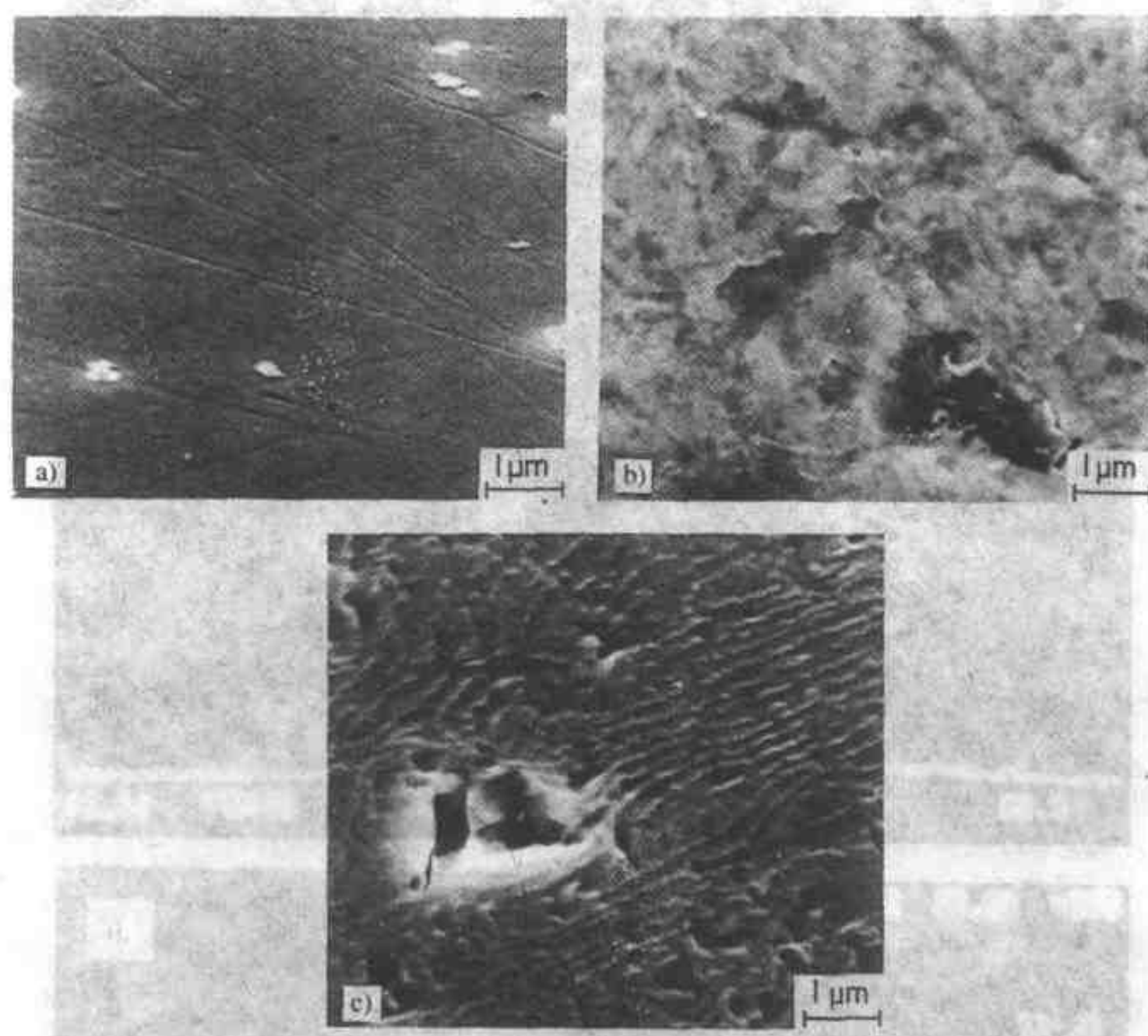


图 1E.5 金相试片在 Alconox 溶液中曝露不同时间后的显微照片

a) 抛光后 b) 经 15min 曝露 c) 经 30min 曝露

注意, 在 30min 曝露后可见大量珠光体

致谢

本工作部分得到材料研究中心与冶金及工程材料系, 勒哈大学, 伯利恒, 菲勒道尔费亚, 及瑞士铝公司, Zurich 的支持。作者愿感谢 Steve Paterson 及 Raymond Stofanak 的帮助, 他们提供了有价值的讨论与协作。

附录 1E 的参考文献

1. H. DeLeiris et al. , *Mem. Sci. Rev. de Met.* , vol. 63, pp. 463 - 472, May 1966.
2. I. Kayafas, *Corrosion NACE*, vol. 36, pp. 443 - 445, Aug. 1980.
3. R. Lohberg et al. , in *Microstructural Science*, vol. 9, Elsevier-North Holland, New York, 1981, pp. 421 - 427.
4. R. D. Zipp, in *Scanning Electron Microscopy I*, SEM Inc. , AMF O'Hare, Ill. , 1979, pp. 355 - 362.
5. R. C. Bates and W. G. Clark, Jr. , *Trans. Am. Soc. Met.* , vol. 62, p. 380, 1969.

6. D. B. Ballard and H. Yakowitz, in *Scanning Electron Microscopy 1970*, IITRI, Chicago, Ill., April 1970, p. 32.

附录 1F 推荐用于金属断口的清理溶液^①

溶 液	使 用 目 的
有机溶剂	从断口表面去除油、脂或塑料涂敷层
醋 酸	用冷的或温热的，以清理铁基合金的断口
磷 酸	
氢氧化钠	
柠檬酸铵	用于清理铁基合金断口的锈、鳞皮或氧化产物
草 酸 铵	
浸入 6mol/L 盐酸 1 ~ 15min (1L 溶液中含 2g 六甲撑四胺)	
硝 酸	用于钛合金断口
正磷酸 (70mL) + 铬酸 (32g) + 水 (130mL) 或有机溶剂	用冷的或温热的，清理铝合金断口

附录 1G 一种去除氧化锈皮的溶液^②

去除氧化锈皮而不伤及铁，可以用 ~65°C (~150°F) 的溶液 A 或室温的溶液 B。

溶 液 A	溶 液 B
水 80ml.	水 49mL
浓盐酸 20mL	浓盐酸 49mL
Reilly 抑制剂 22 [#] , 4 滴	Rodine 50 [#] , 2mL
~65°C (~150°F) 时使用	室温中使用

- 浸入铁件直到氧化锈皮去除掉。
- 用水及酒精清洗零件。
- 用 Rustarest D14 - 50 - S 涂在清洁而干燥的表面上。

① 摘自 S. Battacharyya, V. F. Johnson, S. Agarwal, and M. A. H. Howes, *Failure Analysis of Metallic Materials by Scanning Electron Microscopy*, IIT Research Institute, Chicago, Ill., 1979.

② 出处不详。

注意：在存放过程中 Reilly 抑制剂 22[#]，以及可能 Rodine 50[#] 会释放气体，要放松封口使气体外逸以免增加压力，

a. Reilly 抑制剂 22[#] 来自 Reilly 工厂，3201 Independence Road, Cleveland, OH 44105.

b. Rodine 50[#] 来自 Henkel Surface Technologies, 32100 Stephenson Highway, Madison Heights, MI 48071.

c. Rustarest[®] 来自 PPG Industries, One PPG Place, Pittsburgh, PA 15272.

第2章 力学特性及断口表面的宏观组织结构

如通常在严寒中那样，近来我们听到许多源自火车车厢的轮箍断裂而导致的严重事故。

詹姆斯·普雷斯科特·朱尔
《自然科学杂志》，1871

2.1 绪论

破断零件的断口表面，其总的宏观显微组织结构通常与加载条件有关。组织结构与载荷之间的关系可能是复杂的及难以推断的，但是即使如此，在很多场合下可以从断口表面组织结构弄清重大的信息。例如，如果断口明显地不涉及任何塑性变形（由其不存在重大的几何或尺寸变化而知），因而此断口是脆性的，并且其宏观断口表面相当平坦，这样此断口可能是由垂直于断口平面的应力所引发的。

本章的目的在于回顾与断口平面组织结构形成有关的力学特性。列出的原则足够细致以说明它们的应用，同时给出宏观断口表面的例子以阐明此看法。现在强调，宏观断口表面组织结构正是本章的主题。第3、4章的主题是细微的断口表面形貌。

2.2 拉伸试验

为了介绍载荷与断裂的概念需要考查简单的拉伸试验。这可以确定一般的拉伸力学性能并区别弹性与塑性变形。

假设一个圆柱体沿其轴线加载，同时拉伸机的操作使此圆柱体接近似恒定的速度延伸。增加载荷使圆柱体的长度增加，然后使载荷减少至零。如果现在的长度与加载前的相同，那么这材料就称作经过弹性变形。这样，弹性变形定义为去除外加载荷后所有的尺寸或形状变化都复原的变形。但是，如果轴向载荷增加到超过一定值后减少至零，这时的长度会大于加载前的，这样此圆柱体已塑性变形了。塑性变形的定义为去除外加载荷后，尺寸或形状中留有永久变化的变形。载荷

值超过它后就会产生塑性变形的称作弹性极限。此特性在图 2.1 中以图形表示。

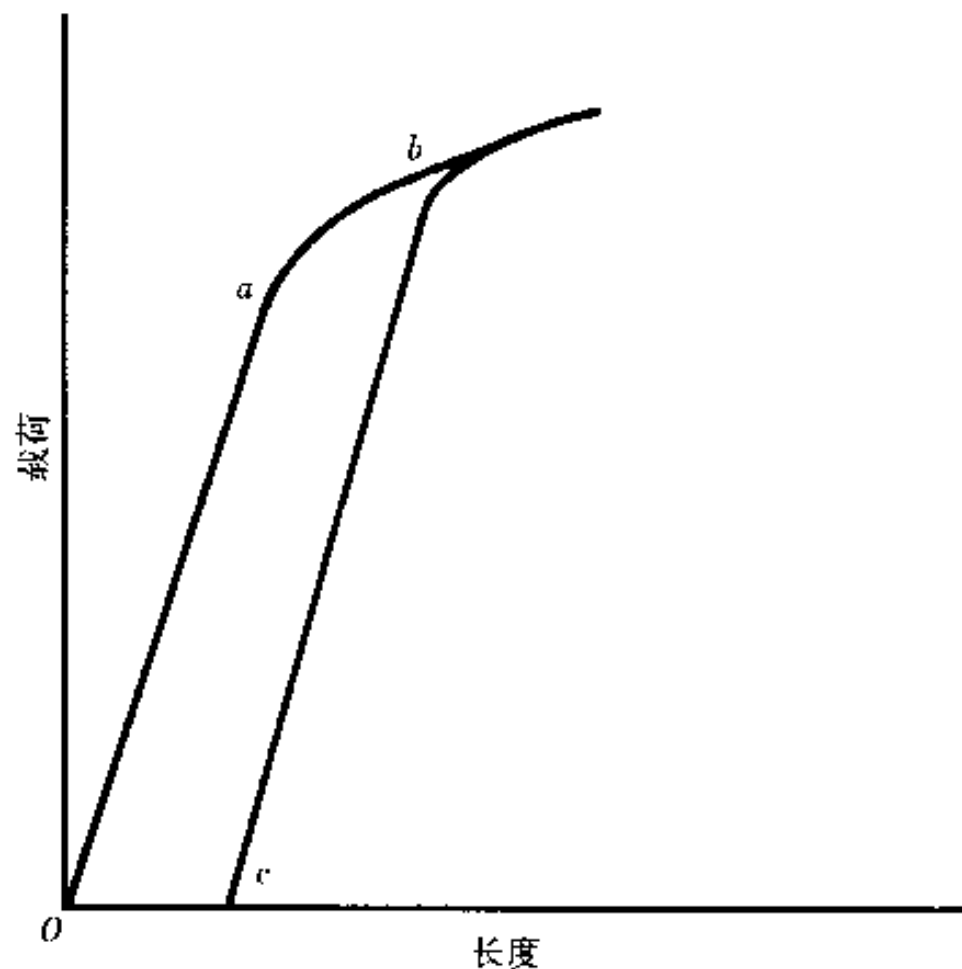


图 2.1 阐明弹性及塑性变形的意义。如果圆柱体由零加载至 a 然后卸载，长度回复到原始值，没有延伸。因此只发生弹性的延伸。如果圆柱体由零加载至 b 然后卸载，长度比原始值大，延伸了 Oc ，即发生了塑性变形

对绝大多数金属材料，欲使圆柱体持续地延伸需要连续不断地增加载荷。这是因为当它塑性变形后就变得更结实了，也即所谓的“工作硬化”或“应变硬化”。但是当超过某确定的载荷值及延伸率后，可观察到随后的塑性变形只在一个很局部的区域中发生，此处显现横截面积的减小。此即称为“缩颈”。由于现在起支撑作用的横截面积减小了，所以使圆柱体继续延伸所需的载荷也减小。因此，载荷—延伸值曲线经过最大值后，载荷减少，直至发生断裂。图 2.2 表示一完整的载荷

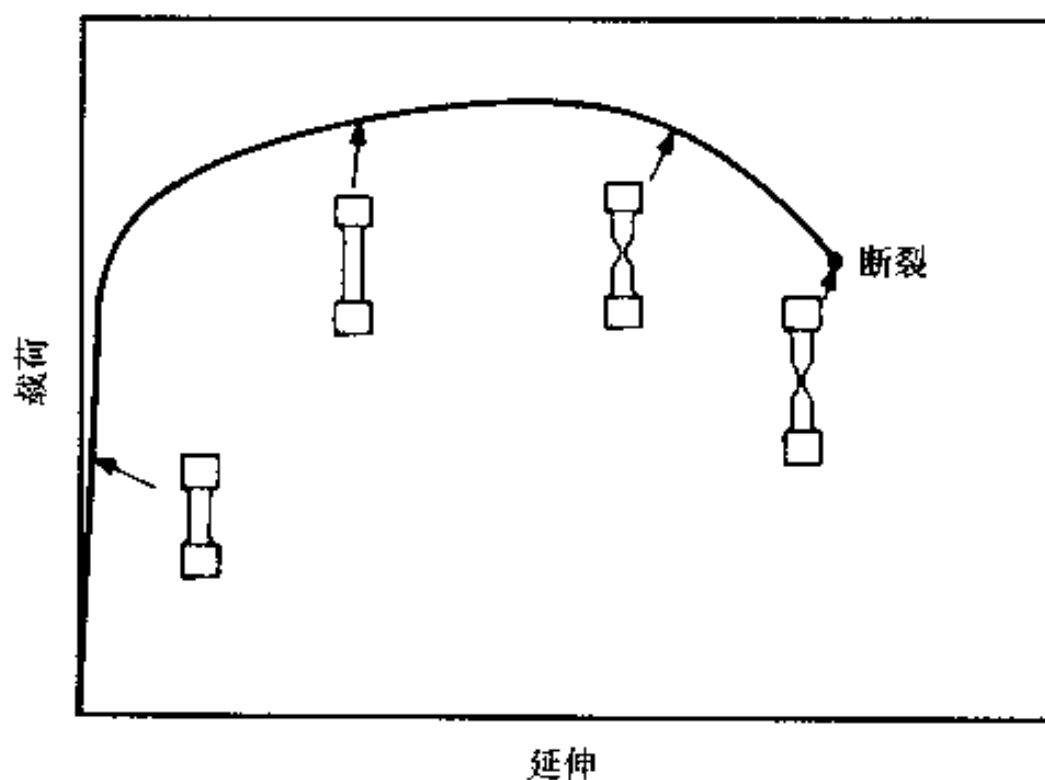


图 2.2 典型的载荷—延伸曲线，表示圆柱体在不同的试验阶段中形状的变化

—延伸值曲线。图 2.2 中也显示出圆柱体外形的变化。图 2.3 显示一个处于缩颈阶段的拉伸试样。

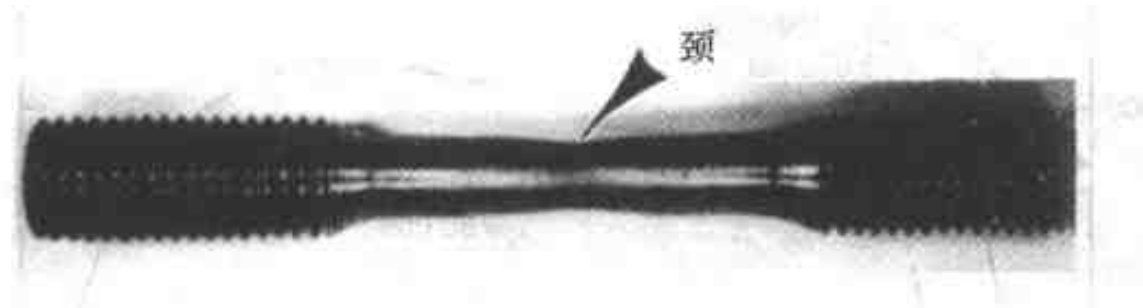


图 2.3 拉伸试样，示出缩颈区（引自 Smith^[1]）

在普通的标准拉伸试验中使用具有特定尺寸的试样，例如标距为 50.8mm (2.000in) 及直径 12.827mm (0.505in)。把标距长度的增加记录为载荷的函数，直到发生断裂。为使横截面面积不同的试样间具有可比性，把载荷除以原始横截面面积以得到“名义应力”或“工程应力”。同样，把延伸值（长度的变化值）除以原始长度以得到“名义应变”或“工程应变”。习惯上把工程应力相对于工程应变画线，得到应力—应变曲线。图 2.4 中示出一典型的结果。在此作图的标尺下没有很好地分辨线性的弹性区。图 2.5 示出带有放大的低应变区的应力—应变曲线，揭示了弹性区。

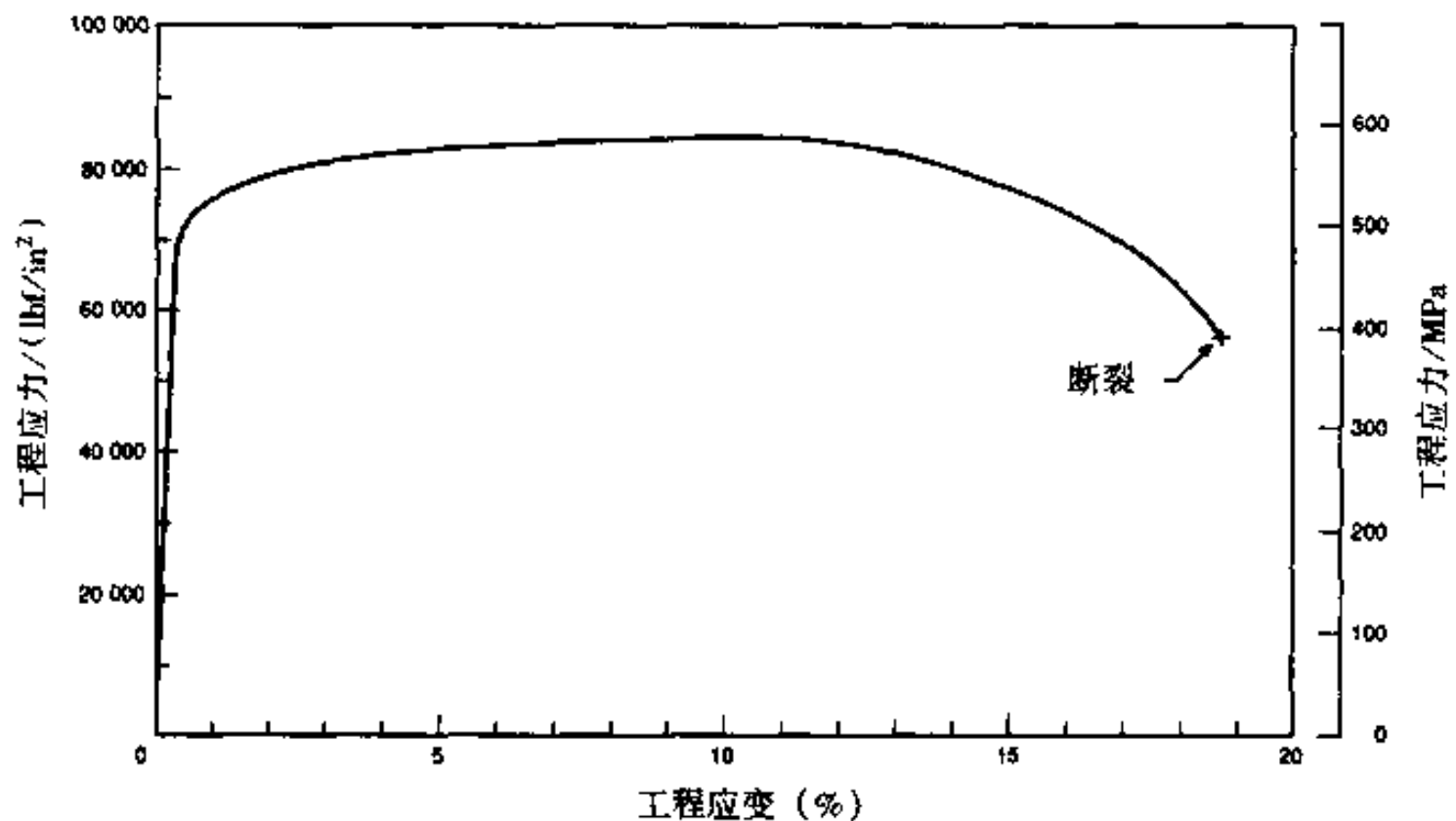


图 2.4 冷轧 $w(C) = 0.18\%$ 钢的典型的拉伸试验工程应力—工程应变曲线

注：1lb = 0.45359237kg 1in² = 6.4516 × 10⁻⁴ m²

因为很难确定最初发生塑性变形的应力，所以使用一个近似值。此值称为屈服强度，是基于一个相应于很小的但是确定的塑性应变值的应力。一般采用 0.002（即 0.2%）的应变值。图 2.5 说明获得此屈服强度的方法。从应变 0.002

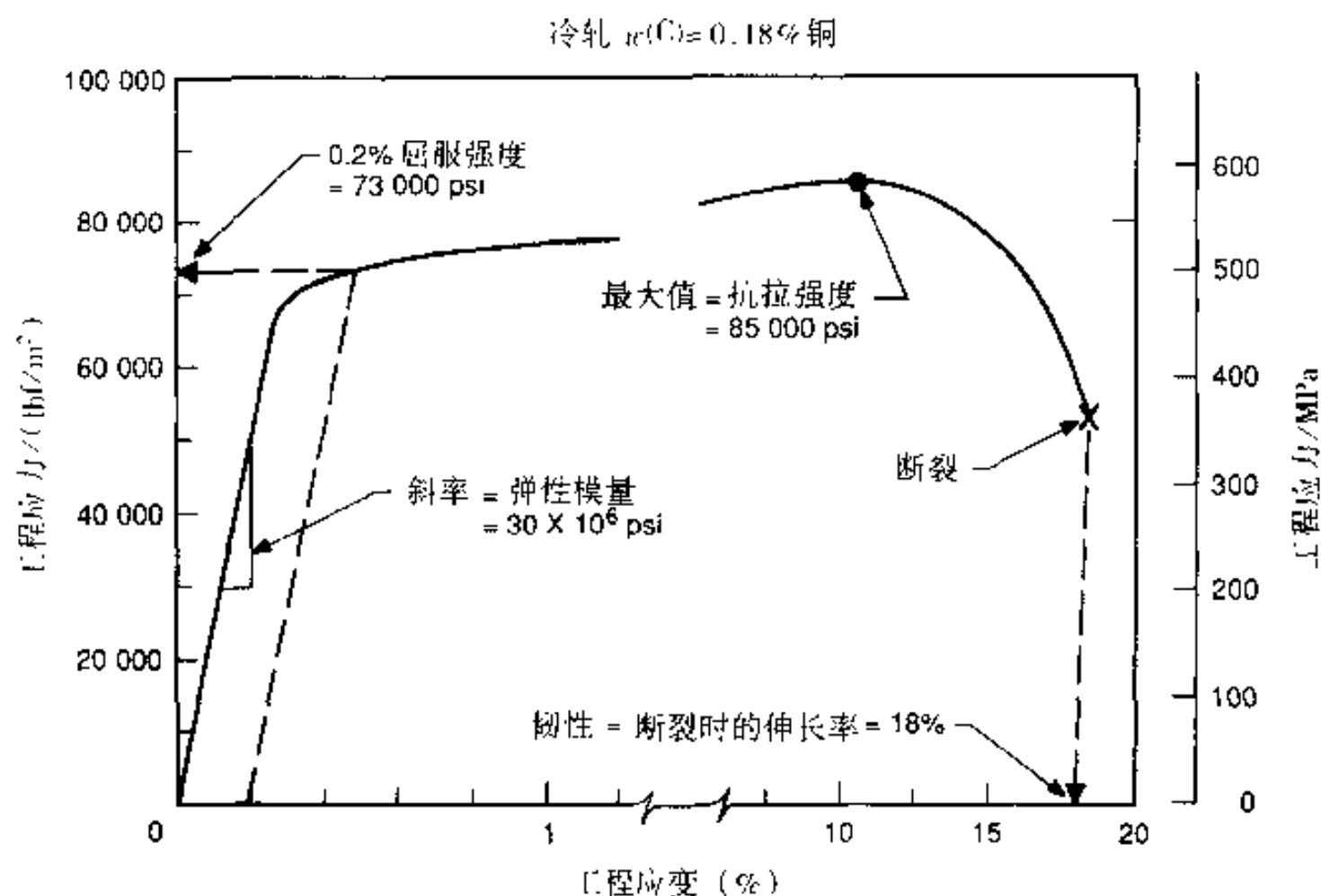


图 2.5 工程应力—工程应变曲线 (冷轧 $w(C) = 0.18\%$ 钢)

显示如何确定 0.2% 屈服强度及其他拉伸力学性能

注: $1\text{lb} = 0.45359237\text{kg}$ $1\text{in} = 6.4516 \times 10^{-4}\text{m}$

(0.2%) 处画一条线平行于线性的弹性线, 其与应力—应变曲线的交点即定为 0.2% 屈服强度。在某些材料中 (例如正火态的低、中碳钢), 在应力—应变曲线中屈服是很明显的, 如图 2.6 所示。在此情况下用屈服点或屈服点应力来度量引发屈服的应力, 但不提供有效的屈服强度。

工程应力—工程应变曲线的一个显著特点是其最大值, 此最大值处的应力称为极限强度、极限抗伸强度或更普遍地称为抗拉强度。注意, 这是试验方法的人为规定, 是伴有缩颈的。

曲线弹性区域中线性部分的斜率给出弹性或杨氏模量。断裂时的应变 $\times 100$ 定义为伸长率, 或称为断裂伸长率更为合适, 这可作为材料韧性的量度。

请注意, 屈服强度和抗拉强度两者都是材料强度的量度。但是屈服强度更多应用于设计, 因为它接近于开始塑性变形所需的应力, 并且由此点起零件的性能不佳直到破断。

如果在拉伸试验过程中监控最小横截面处的直径 (例如在此阶段中的缩颈处), 并用此相应面积去除载荷而不是用原有的 (名义) 面积, 那就得到真实应力。同样, 如果长度变化的微分 dl 除以瞬时长度 l , 再从原始长度积分到真实长度, 那就得到真实应变 $\ln(l/l_0)$ 。用这些数据画出真实应力—真实应变曲线。

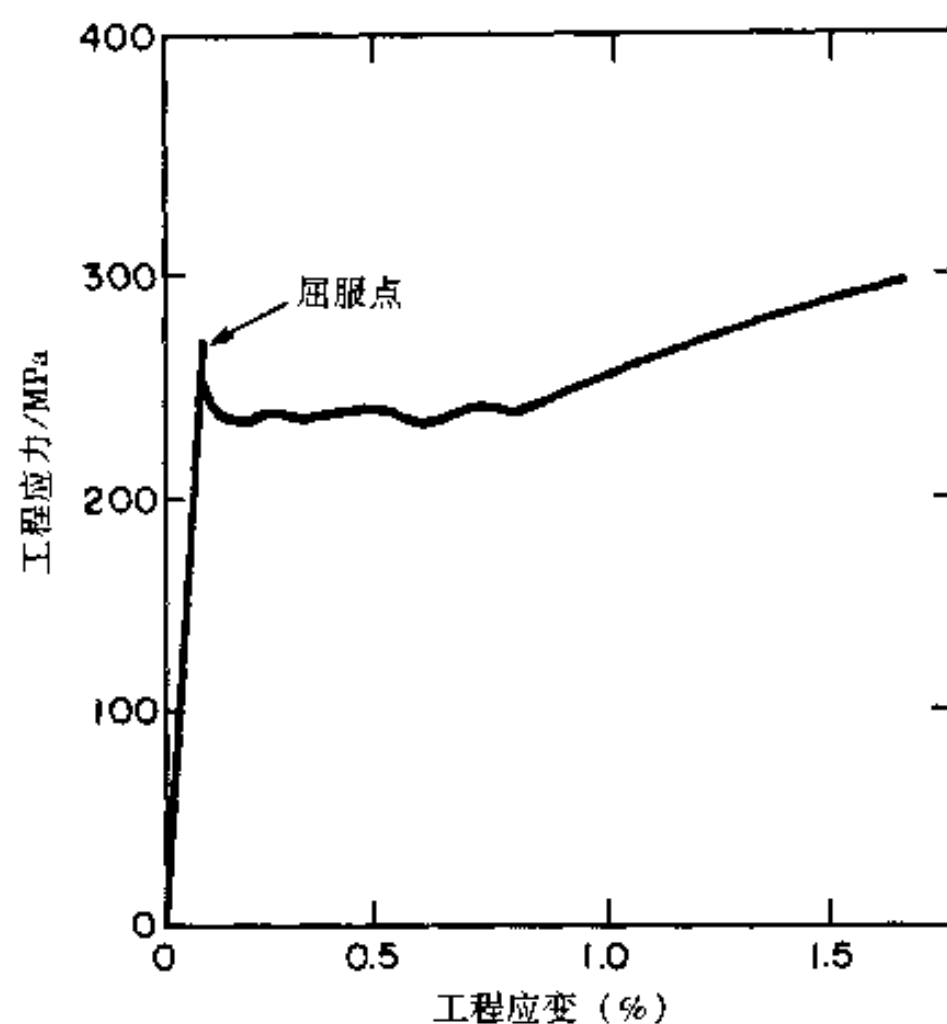


图 2.6 工程应力—工程应变曲线
(退火 $w(C) = 0.18\%$ 钢): 显示屈服点特性

图 2.7 比较了此两根曲线。

重要的在于理解: 应力—应变曲线, 以及因它而衍生的力学性能可能会对试

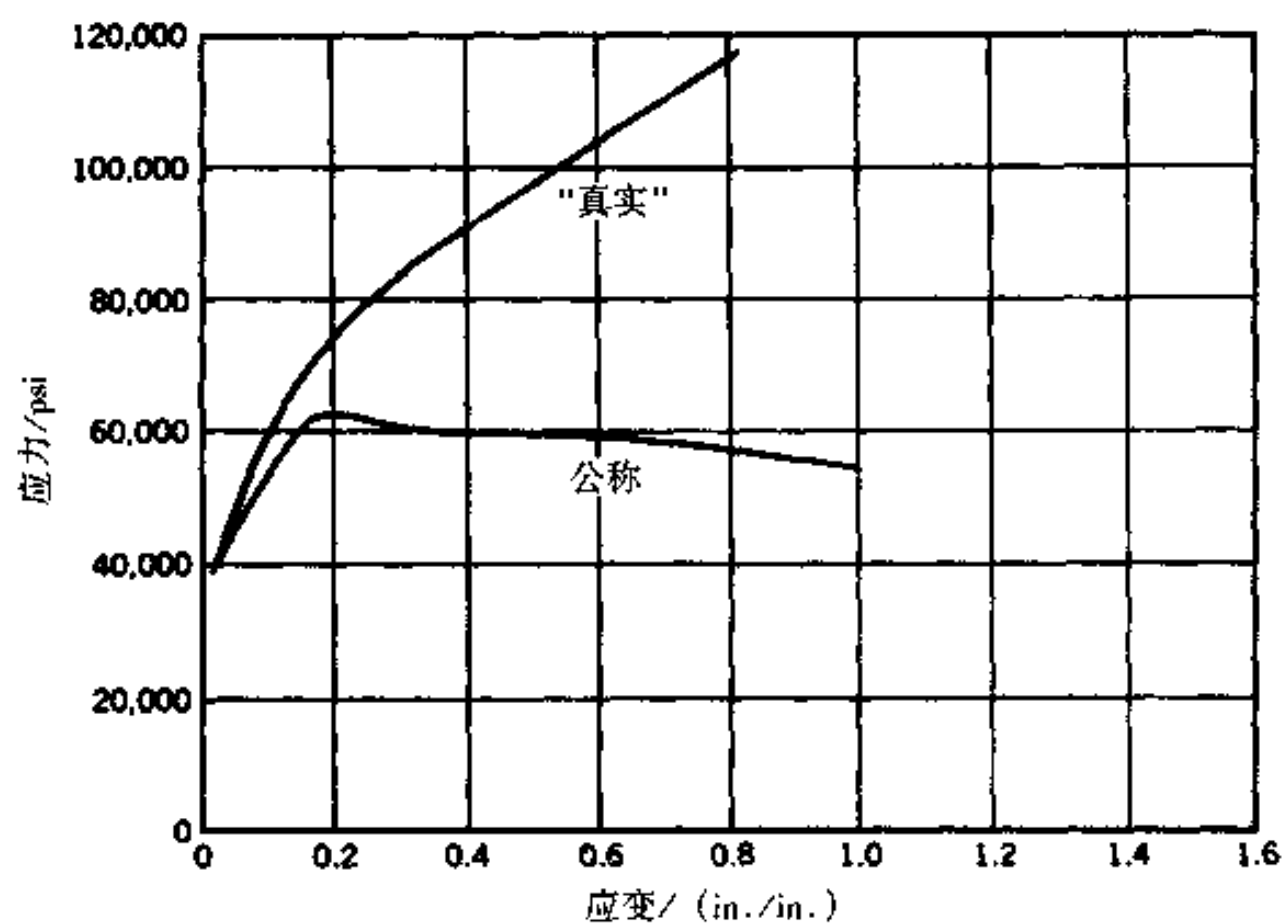


图 2.7 半镇静钢的工程应力—工程应变曲线与
真实应力—真实应变曲线的比较 (引自 Smith^[2])

验参数（例如试验温度及应变速率）敏感（见 2.9 节）。因此在采用抗拉力学性能时应将此特性考虑在内。

绝大多数陶瓷材料非常脆，以致于难以进行拉伸试验，因为裂纹会在非常细小的缺陷处（例如表面擦伤处）萌发并突然严重地扩展开去。这样就只能由压缩试验来获取数据，但即使如此观察到开裂时的伸长率（负的）仍是很小的。有少数陶瓷材料具有一些韧性，例如那些材料其弹性应力会萌发相变并伴有体积变化的，就允许有形状变化（如相变诱导的韧化氧化锆）。

聚合物的应力—应变特性取决于分子结构（见 3.15 节）。那些具有相对简单结构的（如由线性—C—链组成的聚乙烯）聚合物是由被非晶体区所隔离的晶粒组成的。这些聚合物表现出显著的屈服点并随之以大的伸长率。图 2.8 中示出应力—应变曲线的一个例子。可见聚合物的弹性模量大大低于金属材料 and 陶瓷材料的。

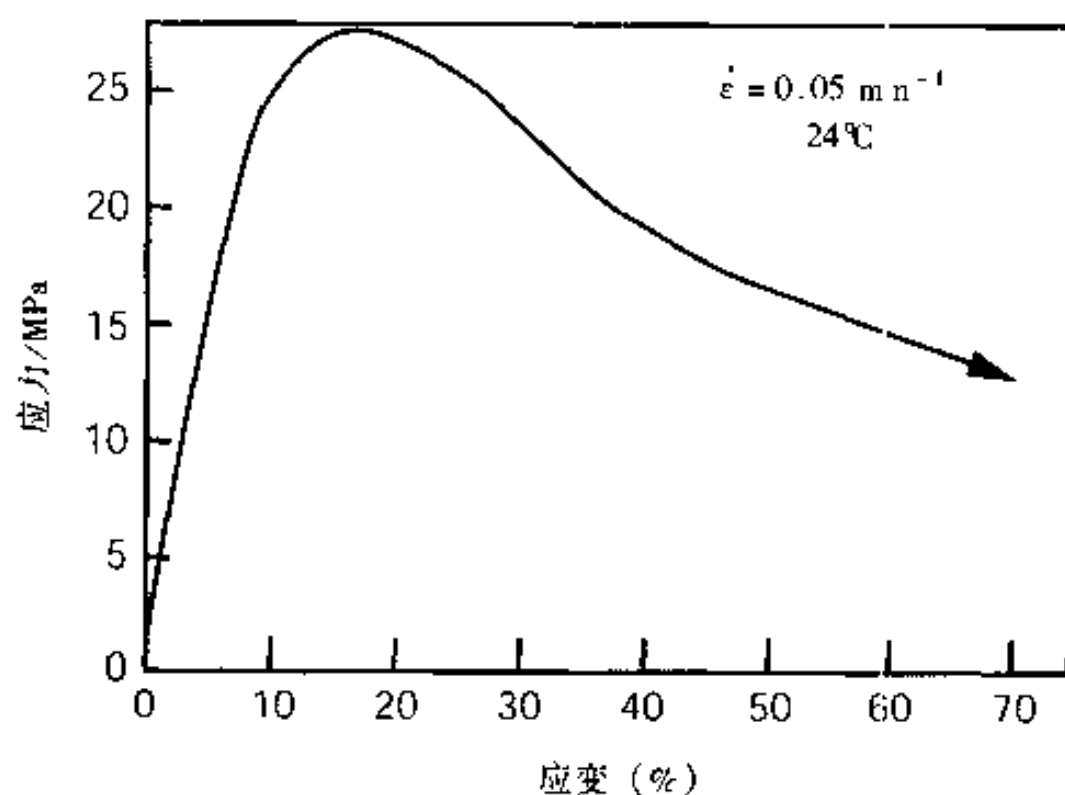


图 2.8 直链聚乙烯的应力—应变曲线（引自 Rabinowitz 及 Brown³⁾）

当聚合物的分子排列趋向于更复杂化（如交叉联接、侧链），则材料变得更坚硬而韧性降低。有些聚合物的结构太复杂了，以致它们只以非晶体的形式出现。在室温或室温以下，许多这样的聚合材料是非常脆的，在断裂时没有或只有很小的伸长率。

聚合物对加载的反应表现在对应变速率和 25℃ 或接近 25℃ 的温度十分敏感。其一理由为，在这些温度下会有相当大的热量活性化。在金属与陶瓷材料中发生的原子意义上的扩散，从一个点阵移动到另一个点阵，在聚合物中并不发生。相反的，升高温度会发生分子位置的松散。图 2.9 中的数据阐明了应力—应变曲线

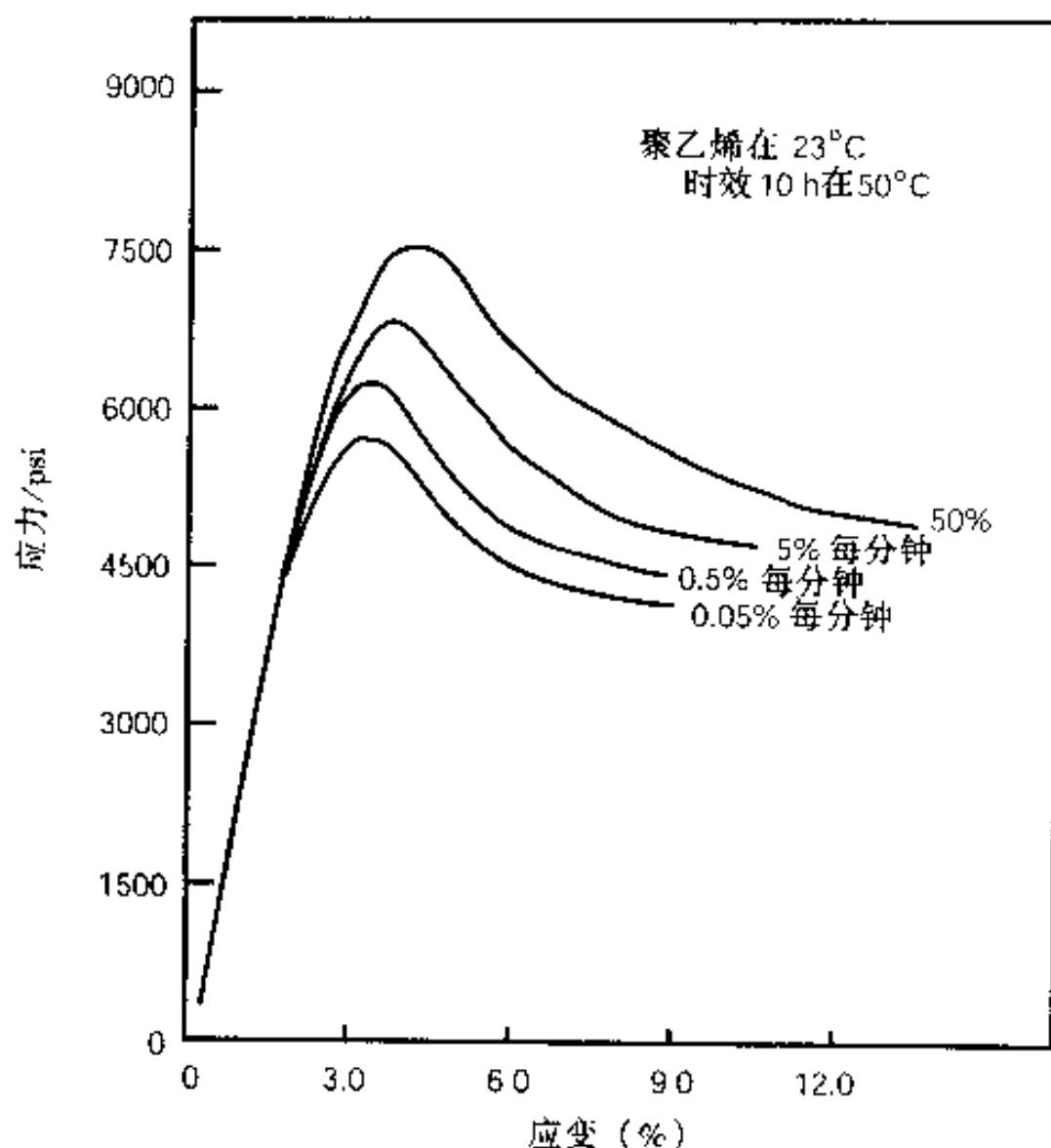


图 2.9 聚乙烯的应变速率对
应力—应变曲线的影响 (From Matsuoka⁴)

对应变速率的敏感性。

2.3 主应力

对绝大多数零件的加载既不是单方向的也不是均匀不变的, 因此必须考虑加载的三维性。载荷以应力的名义表示, 即任何一点的载荷除以一个相对于力的方向具有特定方位的面积, 同时其面积有极细微的减小。一般采用两类应力: 正应力, 可以是正的 (拉伸的) 或是负的 (压缩的), 基于一个垂直于力的方向的面积; 切应力, 基于一个平行于力的面积。图 2.10 中阐明了正应力和切应力的概念。当扭转软皮管时, 跨越轴向狭缝的垂直记号发生偏移 (见图 2.10a), 说明如果管子没有被割的话就会产生切应力; 如果把管子沿 45° 方向开一个狭缝, 再扭转, 则此管子会垂直于此狭缝而分开, 说明存在一个垂直于此 45° 线的正应力 (图 2.10b)。

外加载荷可以分解为三个互相垂直的组分而产生三个互相垂直的应力。如图 2.11 所示, 可以容易地看到二个方向。在加载点所表示的正应力是分解后的力

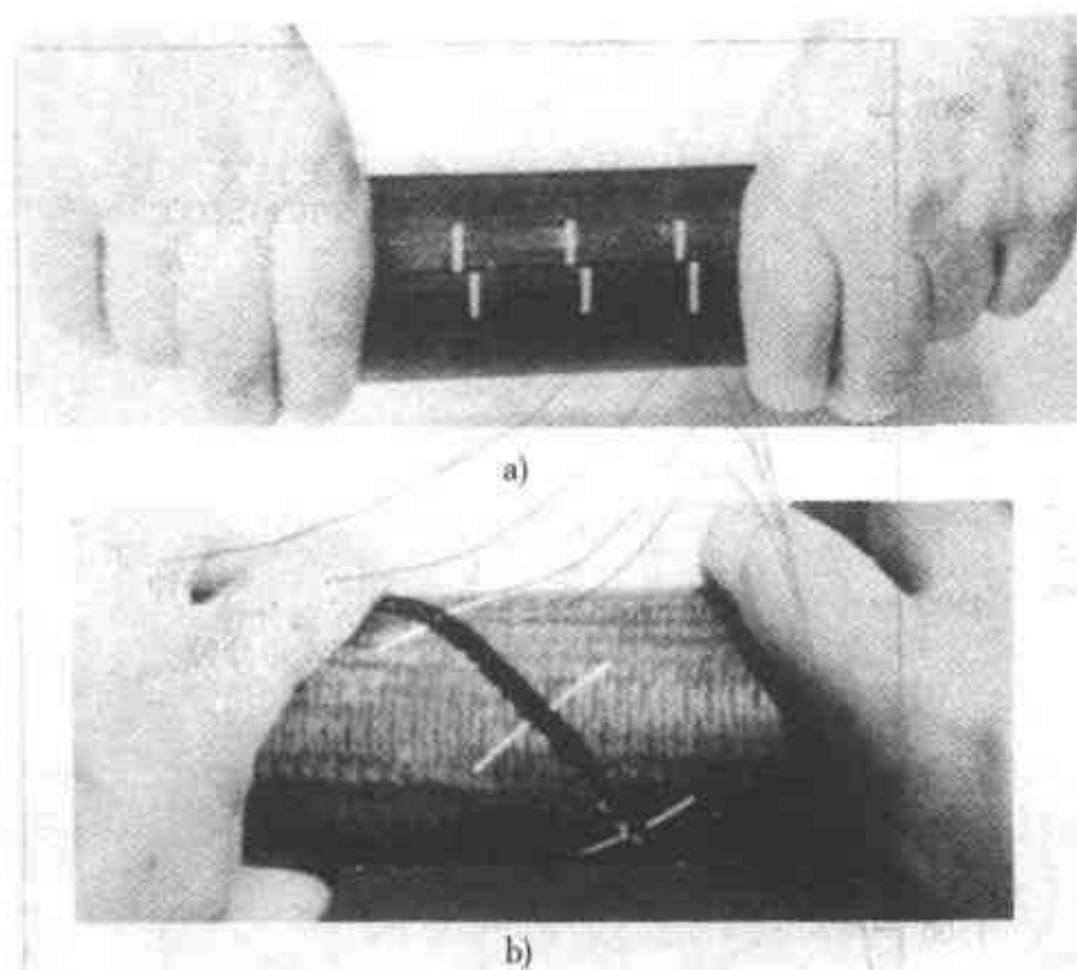


图 2.10 阐明正应力与切应力的概念 (引自 Wulpi^[5])

作用于页面的垂直面及垂直于力的微分平面上。因为此小区域受到旋转的约束，总的加载引发切载荷作用在相邻面上来阻止它。和正应力一样，其相应的切应力与相同的面积（垂直于页面的平面）相联系。

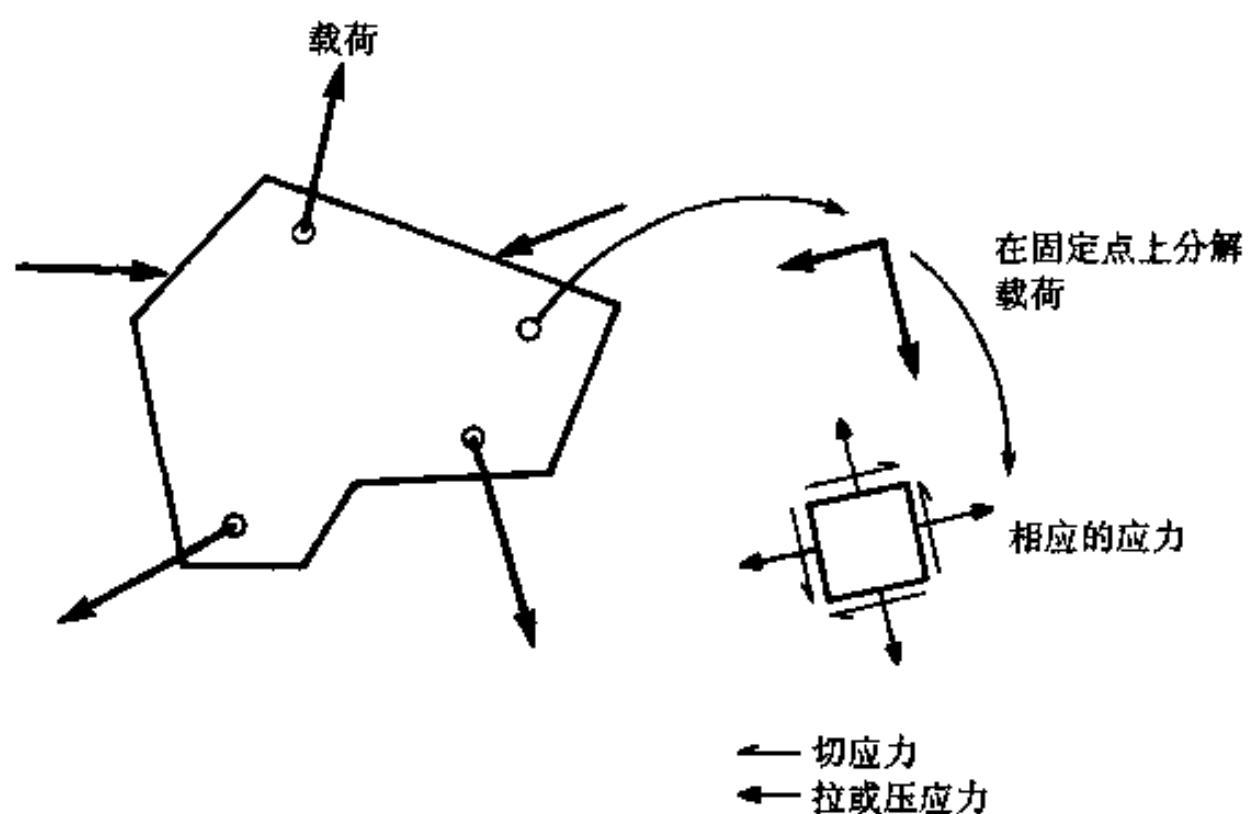


图 2.11 对一零件的外加载荷分解成两个正交载荷，
以及在一个点上相应的正应力与切应力

此力学应用的根本结果导致这样的组合，即有这样的方位，其中的正应力有一个最大值和一个最小值，同时在这些平面上其切应力为零。在图 2.12 中，对一个简单的二维加载情况作了说明。图 2.12a 中把作用力分解到不同的平面上，清楚地给出了具有正应力最大值与最小值的方位。最大值与最小值的正应力称为主正应力，同时这些正应力极限值所在的平面称为主应力面。同时也存在一个平面，其上的切应力为最大值，以及另一个平面，其上的切应力为最小值，这些应力称为主切应力。（在这些平面上，其正应力不一定必须为零。）必须测定零件内所有位置上的主应力，以便知道在什么地方最容易产生失效。这些主应力几乎用于所有的模型、应力分析和失效的判据中。

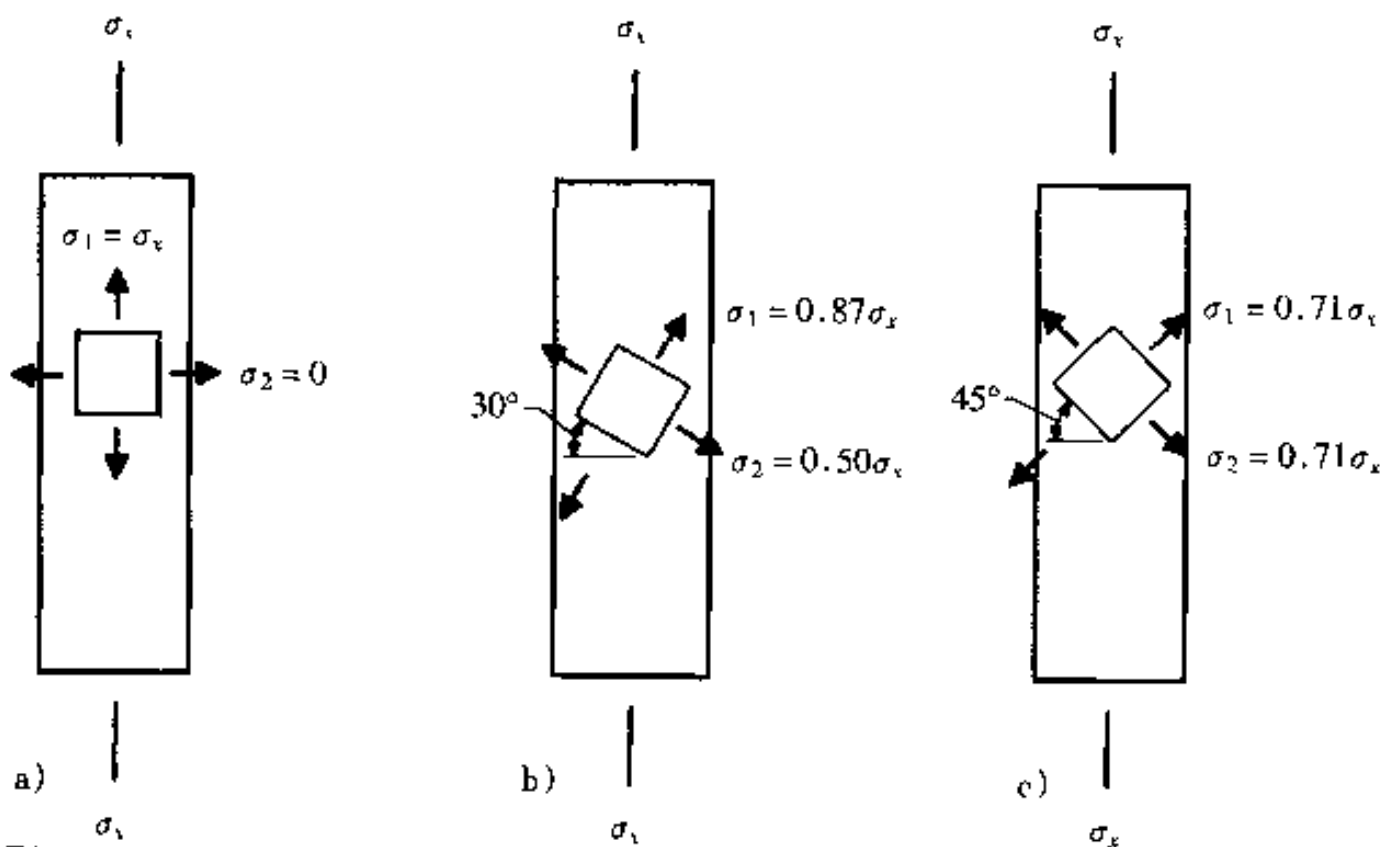


图 2.12 阐述最大及最小正应力的概念。试样是一个圆柱体，以应力 σ_x 轴向加载

a) 在所示单元上，最大正应力为 σ_1 ，与 σ_x 相等。最小正应力为零

b)、c) 因为单元转动了，最大正应力决不会与 a) 中的 σ_1 、 σ_x 相等

在某些加载组合中主应力的取向是明显的，但是在绝大多数的情况下需要经过分解处理来确定。用一些例子来说明外加载荷的方位与主应力方位之间的关系，所以选择这些例子是因为它们简单并且涉及普通类型的载荷。图 2.13a 考察一个轴向加载的圆柱体，载荷均匀分布在垂直于加载方向的截面上，没有其他外加载荷。最大应力 σ_1 是轴向拉伸应力，另外两个正应力 σ_2 及 σ_3 都为零，因此即为最小正应力。在此情况下，最大切应力位于圆柱轴的 45° 。在一束圆形截面的简单弯曲的情况下，其上表面处于轴向拉伸，其下表面则受压缩（负的应力）。最大正应力位于顶部表面，最小正应力位于底部（并且是负的）。最大切应力位于两个互相垂直的平面：分别垂直和平行于圆柱的轴。在轴上为一最大值。图 2.13c 为圆柱体简单扭转的情况，最大和最小正应力位于圆柱轴的 45° 。

(其第三正应力为零), 最大切应力平行于轴。这点在图 2.10 中予以说明。

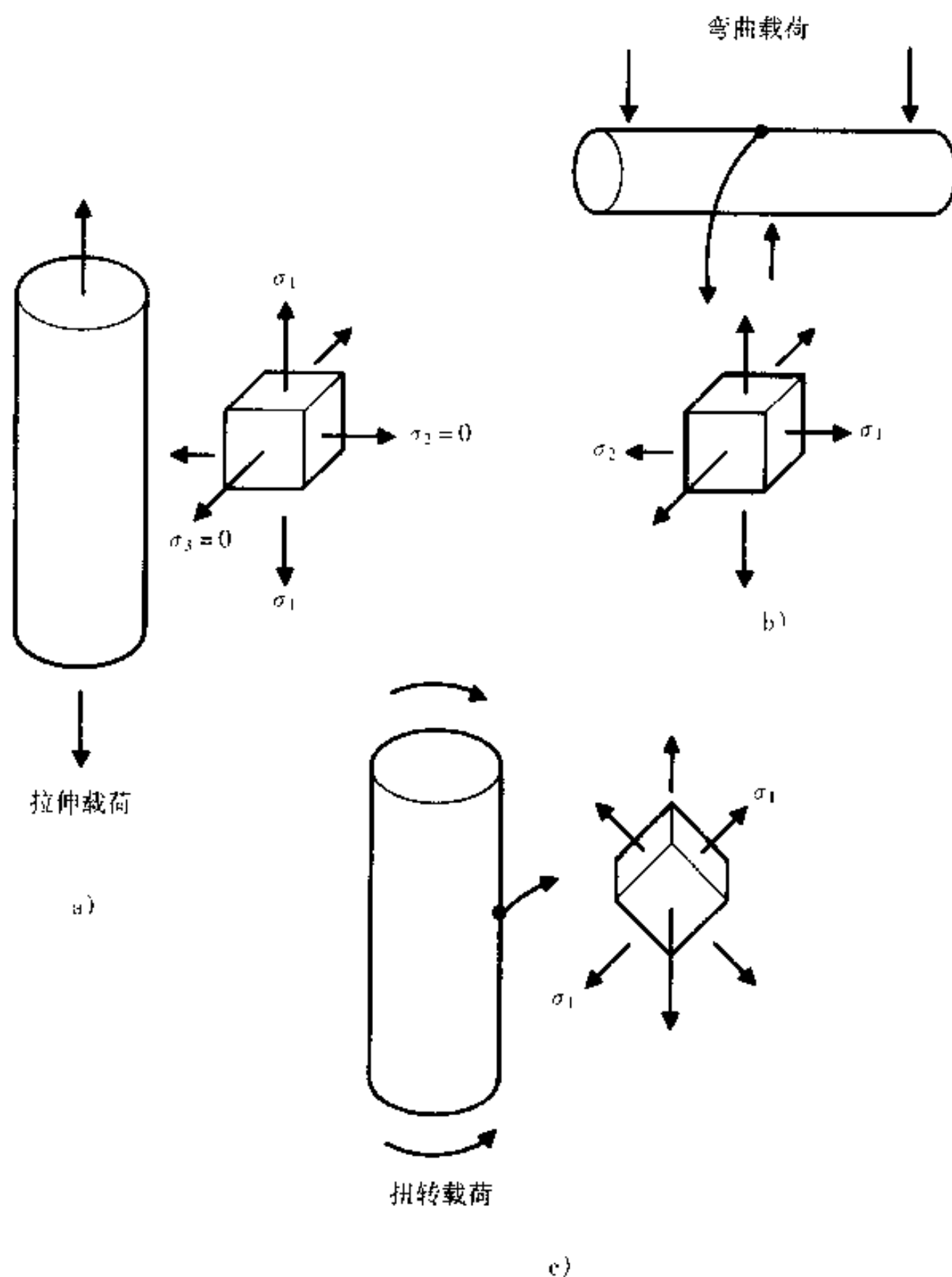


图 2.13 对承受拉伸、弯曲及扭转载荷的圆柱体阐明其主正应力及它们的取向 (未示出主切应力)

在材料的断裂平面垂直于主应力的情况下可以见到主应力对宏观断口表面的作用。这种材料可认为是脆性的 (见 2.11 节)。韧性材料倾向于沿着最大切应力面而流动。因此在简单拉伸载荷的情况下, 最大正应力是平行于圆柱轴的。如果材料是脆性的, 就会横跨垂直于轴的平面而发生断裂 (图 2.14)。然而, 如果材料是韧性的, 那就会发生大范围的塑性变形, 也就难以见到断裂平面的方位, 但应能涉及在最大切应力面上的流动, 也就是在加载方向 45° 平面上的流动。对于简单的扭转载荷, 最大正应力位于圆柱轴的 45° , 其断口表面的途径是螺旋形

的并对圆柱轴有 45° 的倾斜（也见图 2.13c）。也可能在轴向平面上发现裂纹，有相同的切应力作用在它上面。对于简单的弯曲，最大正应力平行于圆柱轴，其数值从一表面上的拉伸值变为中心部的零值并变为在另一侧表面上的负值。如果材料是脆性的，就会在垂直于圆柱轴的平面上发生断裂；如果材料是韧性的，就会产生一种类似于韧性材料拉伸断裂的形貌（图 2.14a）。

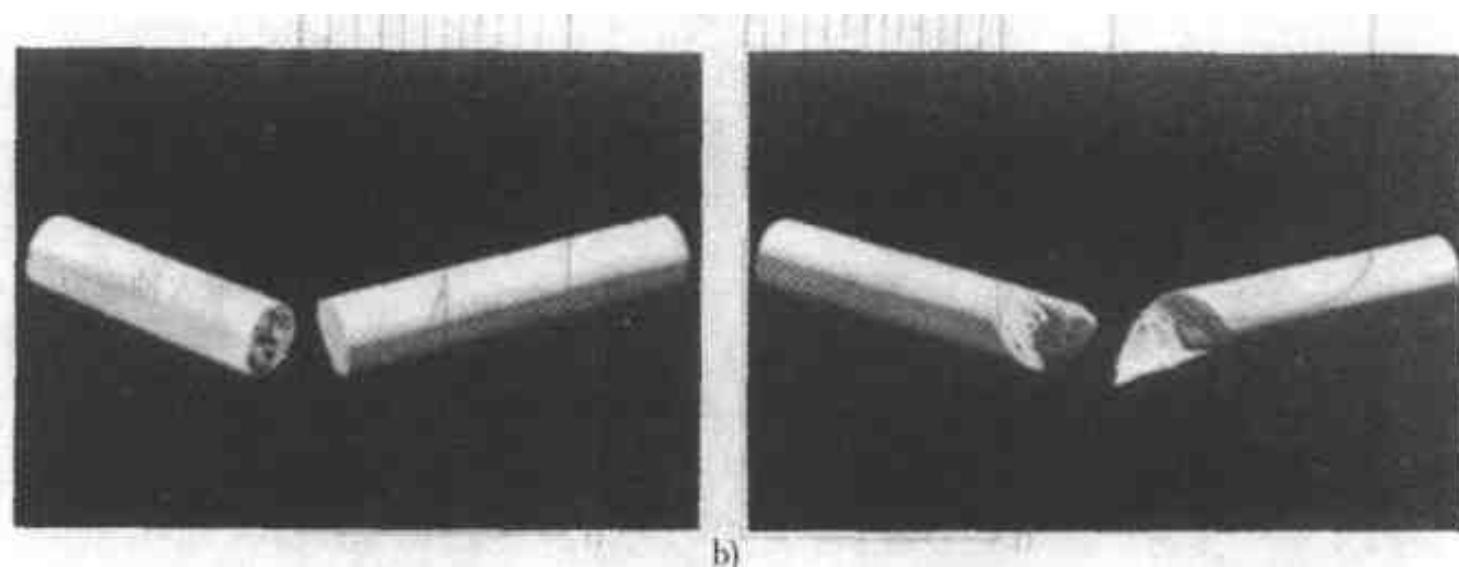
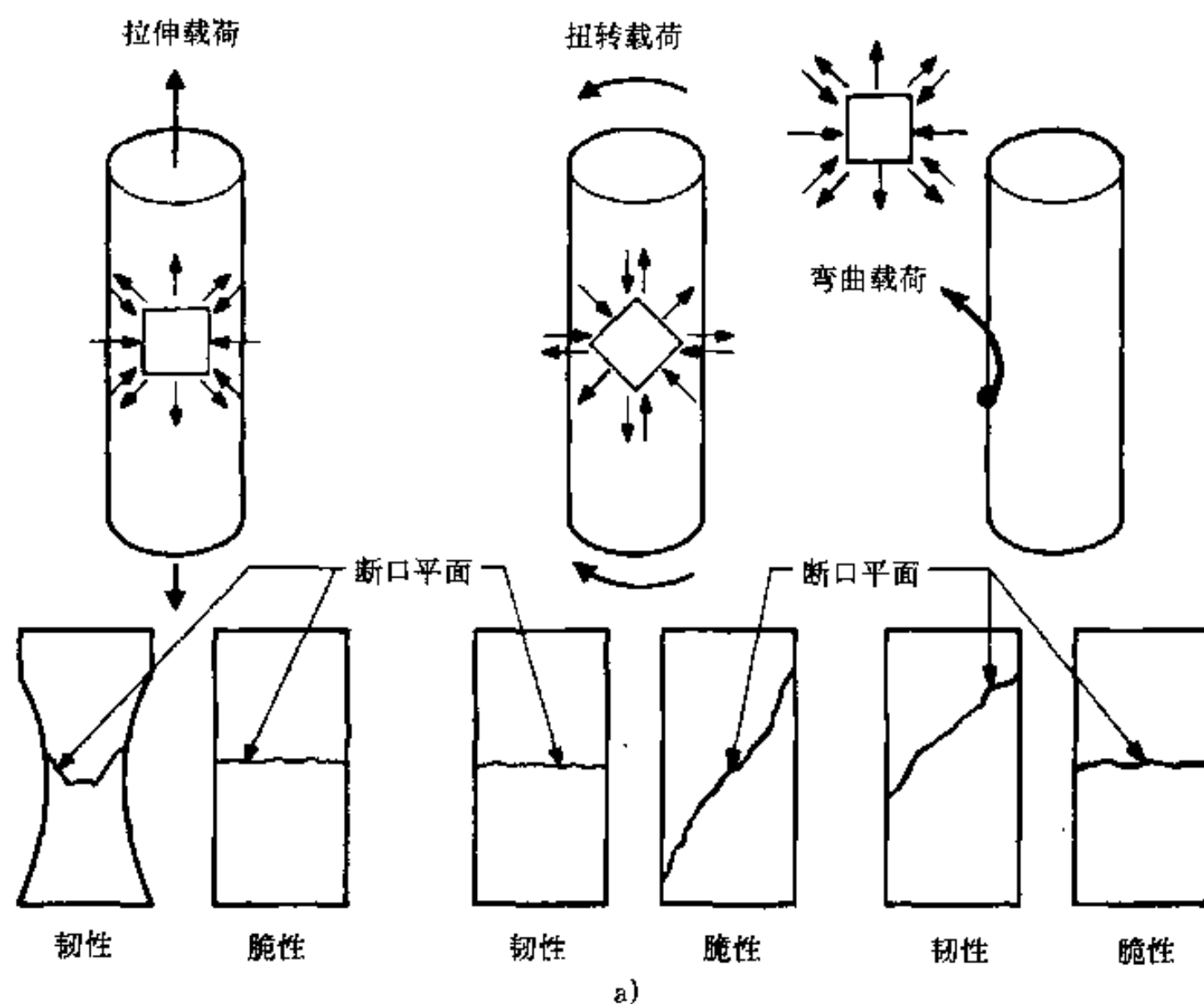


图 2.14

a) 阐明当圆柱体承受简单拉伸、扭转及弯曲载荷时其表面主正应力及切应力的方位。如果材料是脆性的或韧性的，那么其断口表面的方位将如何
b) 一支粉笔受轴向拉力（左）及受扭转力（右）而断裂的照片（引自 Feynman et al.^[6]）

2.4 应力集中

到目前为止我们考察了具有不变的横截面的几何图形。但是，机械零件一般不是这么简单的，甚至在表面上也会有机加工形成的不规则处。假设一个圆柱体具有 129cm^2 (20in^2) 的横截面积，轴向加载 8900N (2000lbf)。如果加载均匀，那么每单位面积上就有相同的载荷。为了简化，我们可以认为每平方英寸承受 445N (100lbf)，合正应力 689000Pa (100lbf/in^2)。同时，每平方英寸的中心线可以认为是外力的线（或应力线），如图 2.15a 所示。现在假设此圆柱体上开有圆周缺口，因此缺口处承受载荷的面积就小于 129cm^2 (20in^2)（图 2.15b）。在表面 $A-A'$ 处没有载荷，因此其内部应力必须为 0。现在留下的截面 $A'-A''$ 必须承受 8900N (2000lbf)。在远离缺口表面的地方，载荷的分布仍然是基本均匀的，但是在接近缺口处外力线就变得更为密集，就在缺口根部这一点上其密度达

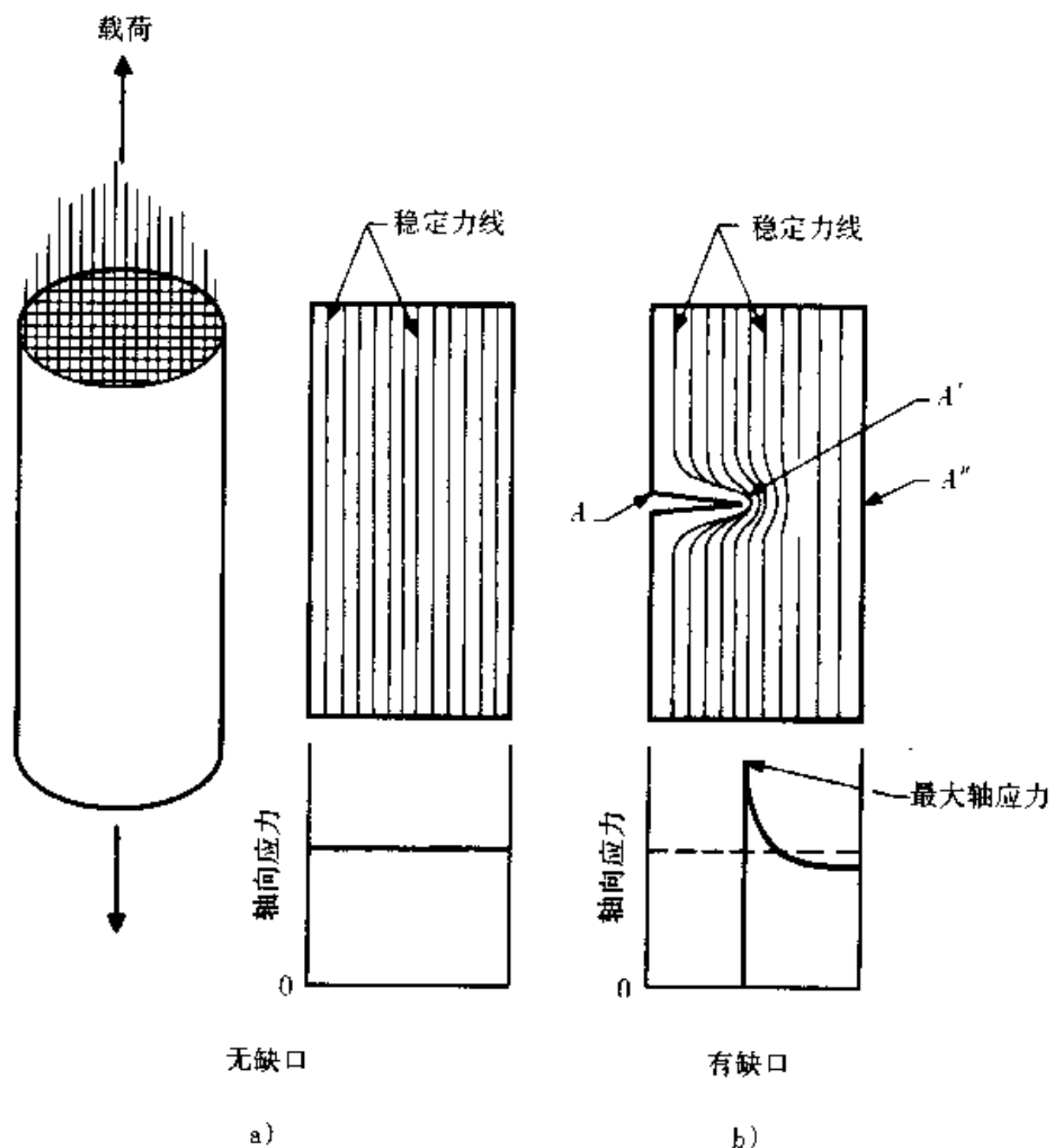


图 2.15 阐述外力线及缺口根部应力集中的概念

到最大值。因此其轴向应力也增加，如图 2.15b 所示。

应力分布取决于零件的尺寸与形状以及几何形状的改变（如孔、圆周缺口）。图 2.16 表示以线的形式代表外力的例子。清晰可见轴向应力高的位置（应力或外力线比较密集），同时也清晰可见当表面不连续性的尖锐程度增加时应力强度也增加（比较图 2.16a、b、c）。

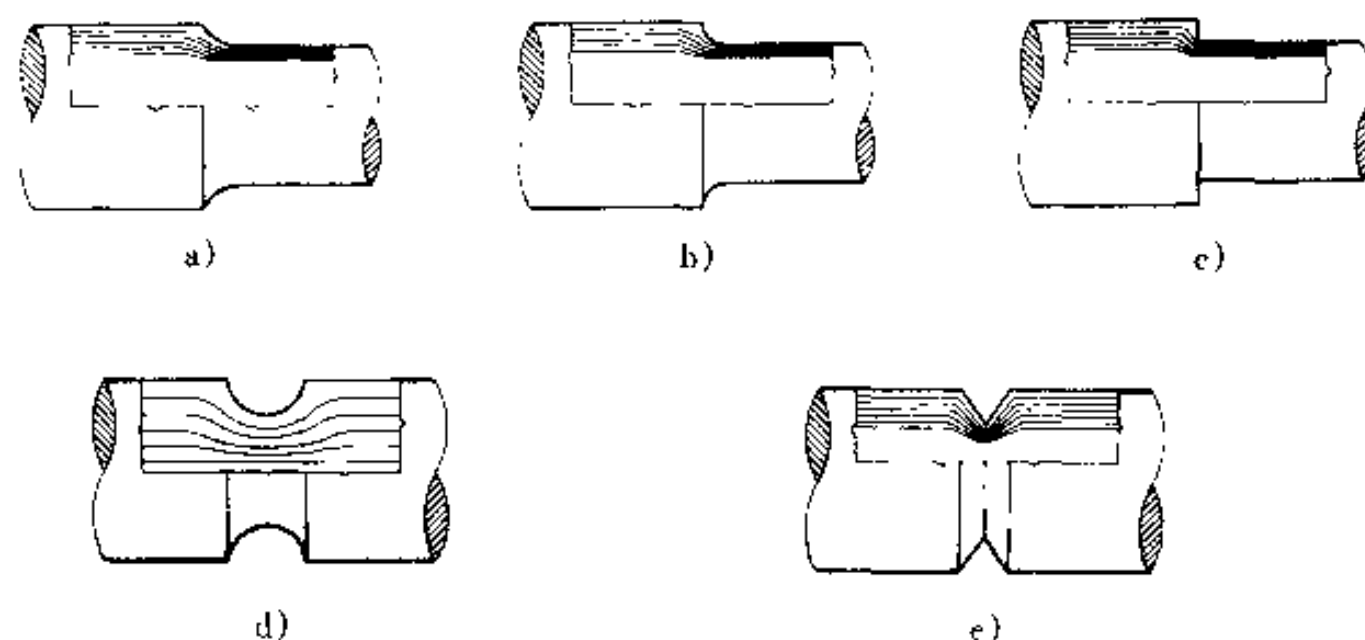


图 2.16 阐述受轴向载荷的圆柱体其几何形状对应力分布的影响

在简单的情况下，这些几何形状变化的效果可用应力集中系数 K_t 来表示。此系数的定义为最大正应力（主应力）除以同方向的名义应力，其量值取决于几何形状及载荷类型，图 2.17 中的曲线说明这点。图 2.17a 中考察了简单拉伸的情况。最大轴向应力发生在正好是缺口根部的地方。它取决于图中所示的几何因素并且当缺口半径相对于圆柱体的直径减小时其值增加。例如，直径为 25.4mm (1in) 的圆柱体其表面围绕有一个半径为 2.54mm (0.1in) 的环状缺口，即 $h/d \approx 0.1$ 及 $h/r = 1$ 。这样 $K_t = 1.6$ 。因此缺口根部的轴向应力约 2 倍于按总面积与轴向载荷计算所得的值。如果缺口约 25.4 μ m (0.001in)，则最大应力就相当高。这指明了一个事实，即表面的不规则性其作用如同应力集中器或应力升高器，因此是断裂萌生的通常的位置。内部几何形状的变化，如孔，也起应力集中器的作用，因此其临界位置取决于零件的几何形状。

当缺口尺寸减小时系数 K_t 会大大增加，这样当表面缺口（或不规则性）足够尖锐时就能确信一定会发生断裂，图 2.17 中的曲线表明了这一点。但是，这些曲线是基于弹性理论而获得的，事实上即使在相当脆的合金中其缺口根部区域也会有一些塑性变形以释放应力。因此在真实的材料中其应力由环绕缺口根部而发展的塑性变形区来进行调节。

另一个重要的考察是零件内不同点上 K_t 的变化。图 2.18 中对轴向加载的圆柱体和一块具有表面缺口的平板的各种情况进行阐述。可以见到如前说明的那

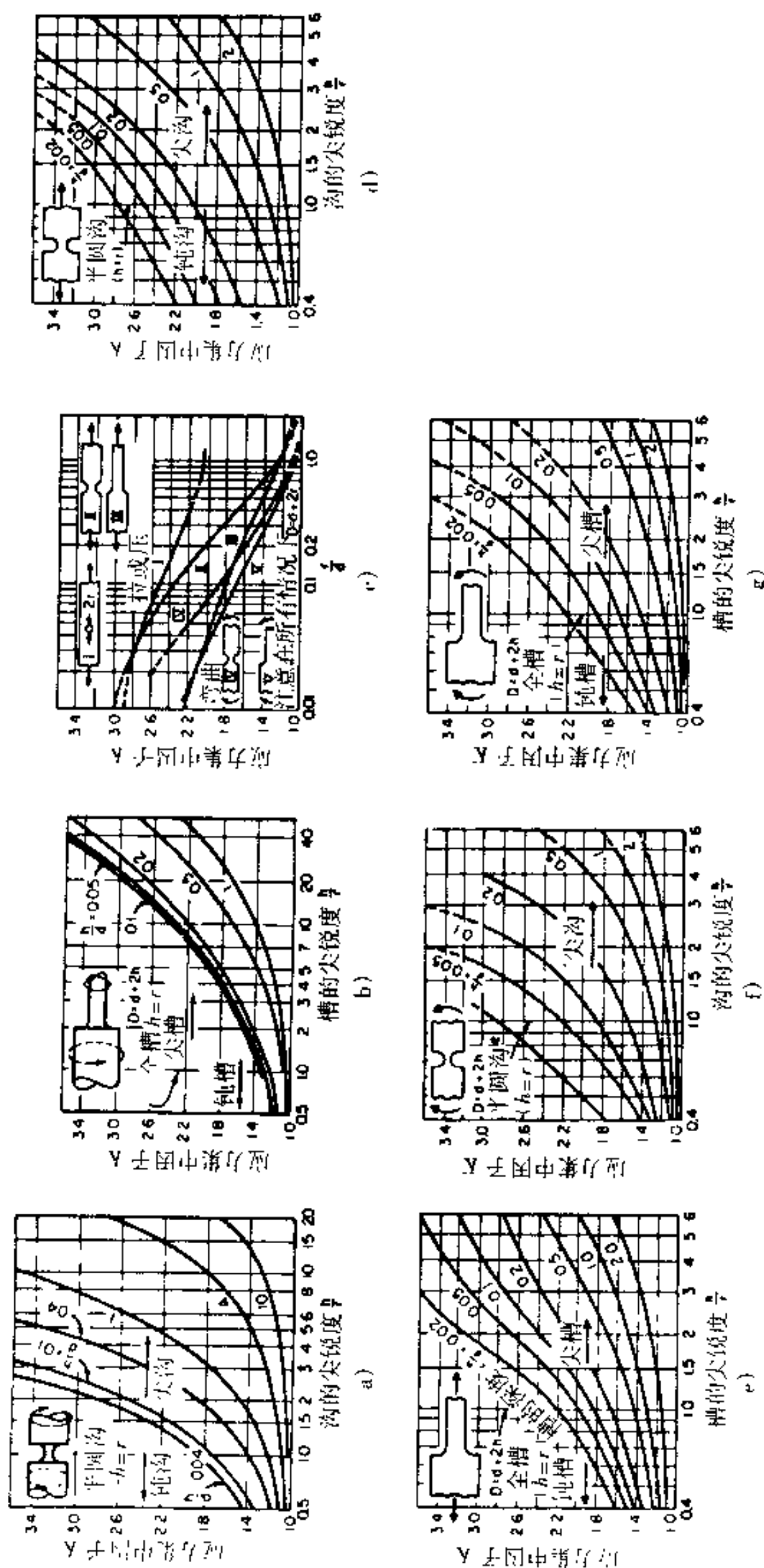


图 2.17 不同几何形状中应力集中因子的计算值

a) 带内圆角槽的轴，受拉力 b) 带内圆角槽的轴，受扭转力 c) 带半圆槽及沟槽或洞的平板，受拉力或压
d) 带沟槽的平板，受拉力 e) 带内圆角槽的平板，受拉力 f) 带内圆角槽的平板，受弯 (引自 Awallone and Baumeister.¹⁸⁾)

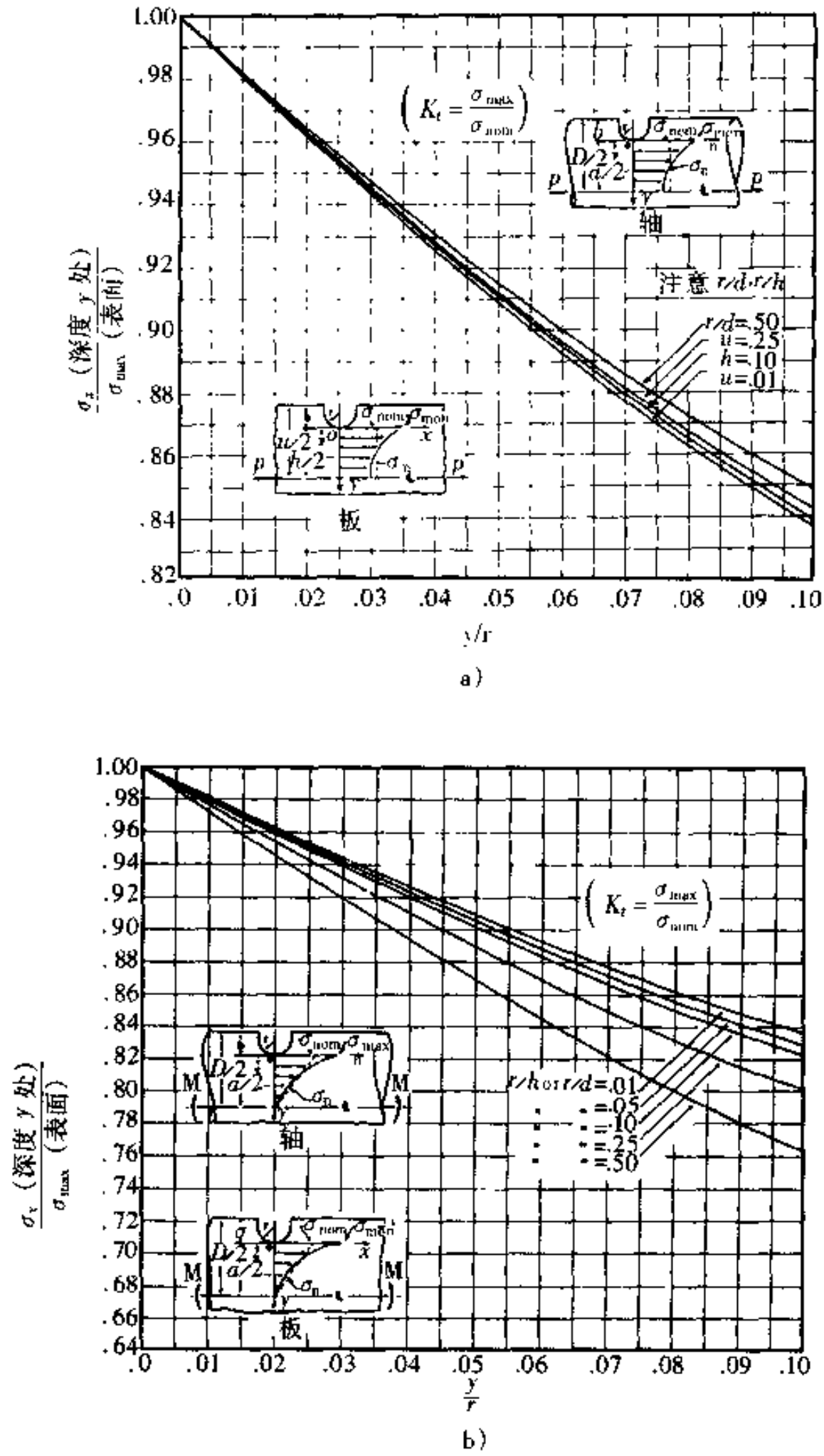


图 2.18 最大正应力随其在圆柱体或
平板内的深度而变化的计算值
a) 拉伸载荷 b) 弯曲载荷

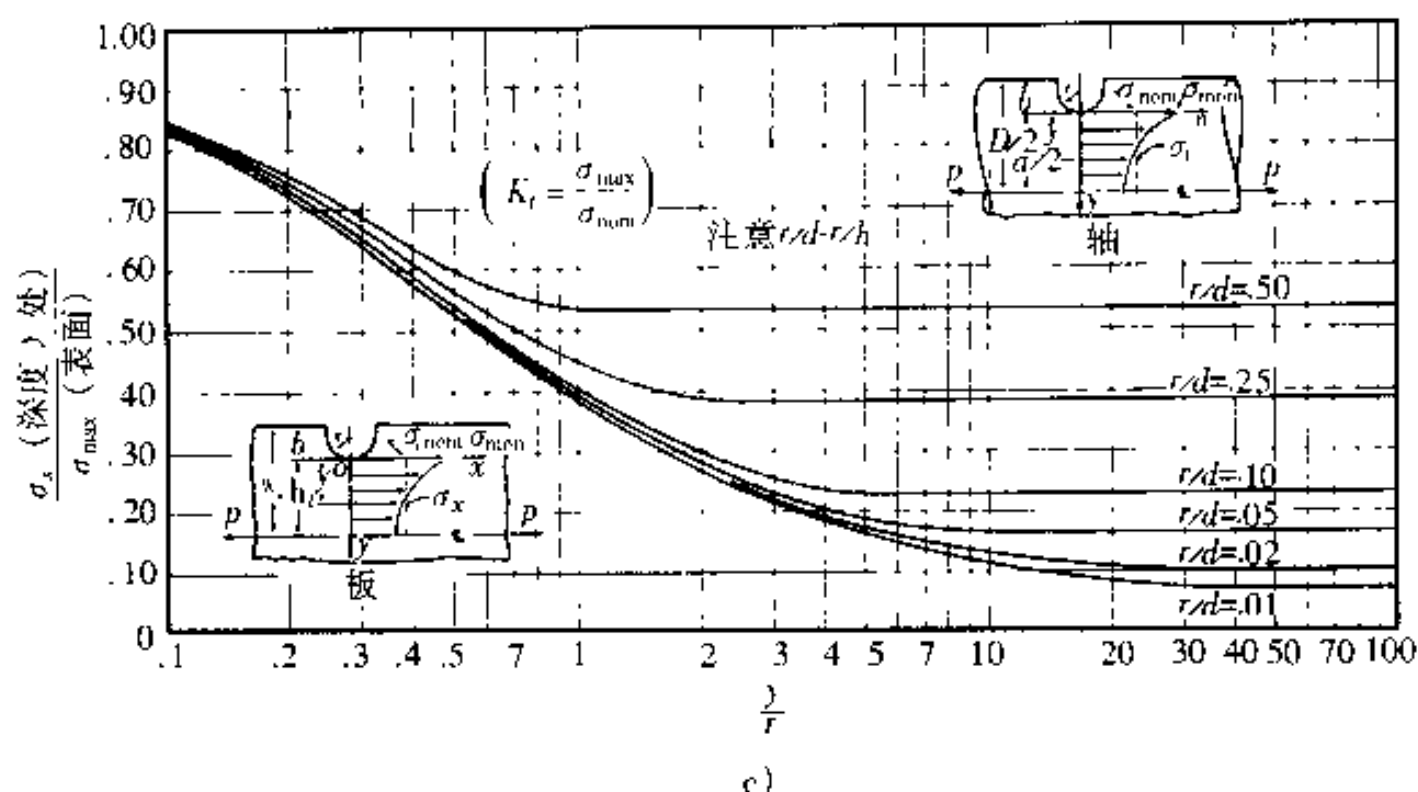


图 2.18 最大正应力随其在圆柱体或平板内的深度而变化的计算值 (续)

c) 扭转载荷 (引自 Lipson 及 Juvinal.^[9])

样, 在缺口根部 K_t 为最大值。因此这是期望中的断裂的原始点。然而, 设想一个由合金制成的圆柱体的情况, 此合金强度在表面上足以阻止断裂。如果此强度随半径而降低时 (如渗碳钢), 则断裂就可能在表面下的某位置上萌发, 此处载荷应力超过了材料强度。(注意, 即使没有表面的不连续性, 这个可能性也是存在的。)

2.5 三向应力及约束

即使外加载荷是单轴向的仍会引发三向应力分布, 理解这点是重要的。当一试样弹性地在单轴向进行拉伸加载 (例如做拉伸试验), 试样的长度增加。然而其半径会伴有减小。轴向与径向尺寸变化 (应变) 之比称为泊松比。绝大多数合金的泊松比介于 0.25 ~ 0.35 之间。

现在考察一个带缺口的试样承受单轴向拉伸载荷的情况 (图 2.19a)。我们要测定其轴向、宽度方向及厚度方向 (y 、 x 、 z) 的应力。由于缺口的悬臂作用使得在宽度方向及缺口表面产生弯曲应力, 此应力在缺口的根部减少至 0。在图 2.19b 中显示这点。同时, 在刚进入缺口根部区时, 拉伸应力是高的并且试样倾向于在 x 与 z 方向收缩。在刚出缺口处没有轴向应力作用在自由表面上, 并因此在 x 、 z 两方向也没有应变。然而这两个部位是连接的, 因此缺口内部区域的收缩受到无收缩的缺口外部的阻碍。这种在 x 及 z 方向不均匀的应变诱发了在这些方向的应力。这样, 即使外部载荷是轴向的, 由于存在缺口就引起三向应力状态, 也就是说沿着所有的三个轴都有应力。图 2.19c 中示出应力在宽度方向 (x

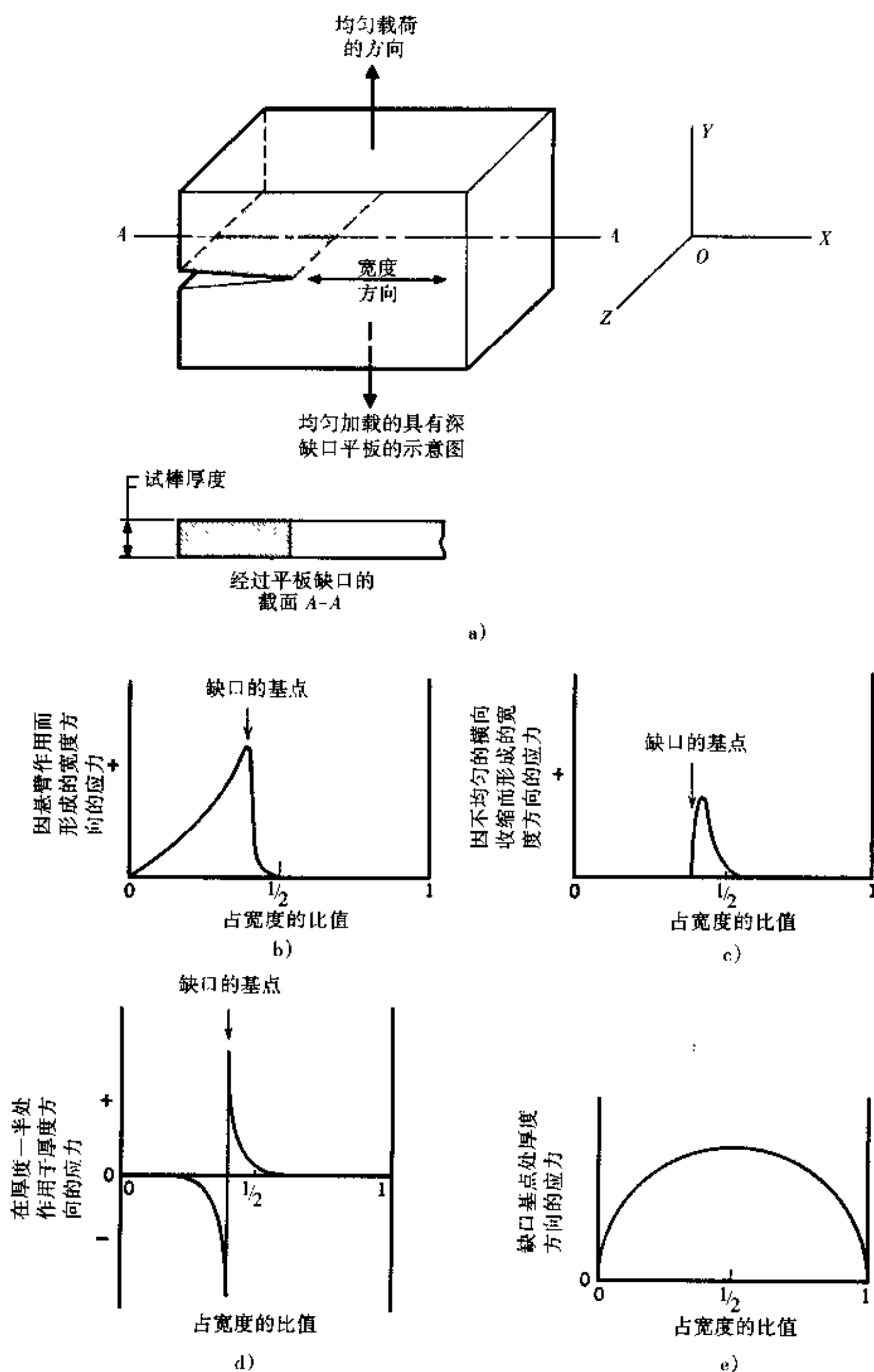


图 2.19 阐明由于存在缺口而形成三向应力 (引自 Parker^[10])

方向) 的分布情况。图 2.19d 中示出在一半厚度处的厚度方向应力分布的情况。应力分析揭示, 厚度方向的应力取决于它在厚度上的位置。图 2.19e 中示出在缺口根部的切面中, 在表面处厚度方向的应力为零, 而在一半厚度处的厚度方向的应力达到最大值。

由此可见, 缺口约束了材料形成弹性变形, 弹性变形不会引发三向应力, 而缺口却诱发三向应力状态。此约束使材料更难以局部地塑性流动, 因此材料就更易于脆性断裂。这种约束的一个重要方面是, 它随着板的厚度及裂口长度的增加而增加。因此脆性断裂可能更容易在厚板中 (比之于薄板中) 及在带有较深裂口的板中产生。值得指出, 断裂特性不仅取决于缺口的表面积, 也取决于承受载荷的残余材料的面积。图 2.20a 中裂口的面积为 $t \times a$, 非裂口面积为 $t \times w$ 。图 2.20b 中示出 y 方向的应力分布。对于 x 值在 1~2 之间, 此应力超过屈服强度, 因此在裂口根部区域发生塑性变形。然而, 当裂口相对于非开裂材料的面积而言大的时候 (当裂纹生长时会发生这种情况), 承受载荷的非开裂面积 ($t \times w$) 小而轴向应力高。在残留的非开裂区域的整个长度中其轴向应力会变得大于屈服强度, 因此就产生严重的塑性变形。图 2.20c 表示这种状况。

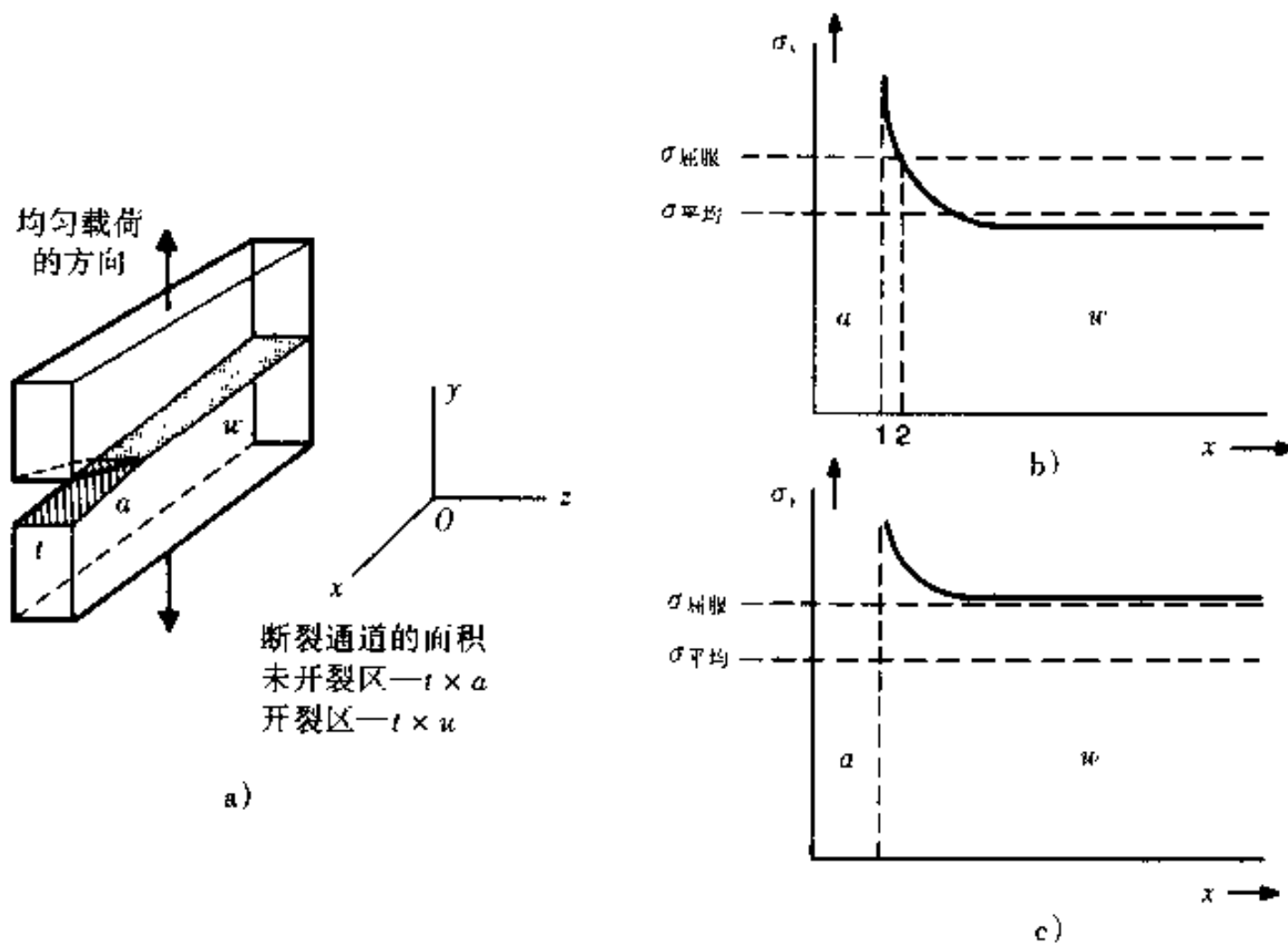


图 2.20 阐明承受载荷的面积减小对总屈服发展的影响

2.6 平面应力

如果物体中的一个小区域（或组元）受到应力，其应力状态可以表达如图 2.21a 所示。在此组元的每个面上（图中只出示了两个面）都有三个主正应力与切应力。如果应力 σ_z 相对于 σ_x 及 σ_y 而言很小，那么此应力状态可看作为平面应力，因为有限的或主要的正应力都处于 $x-y$ 平面中（图 2.21b）。

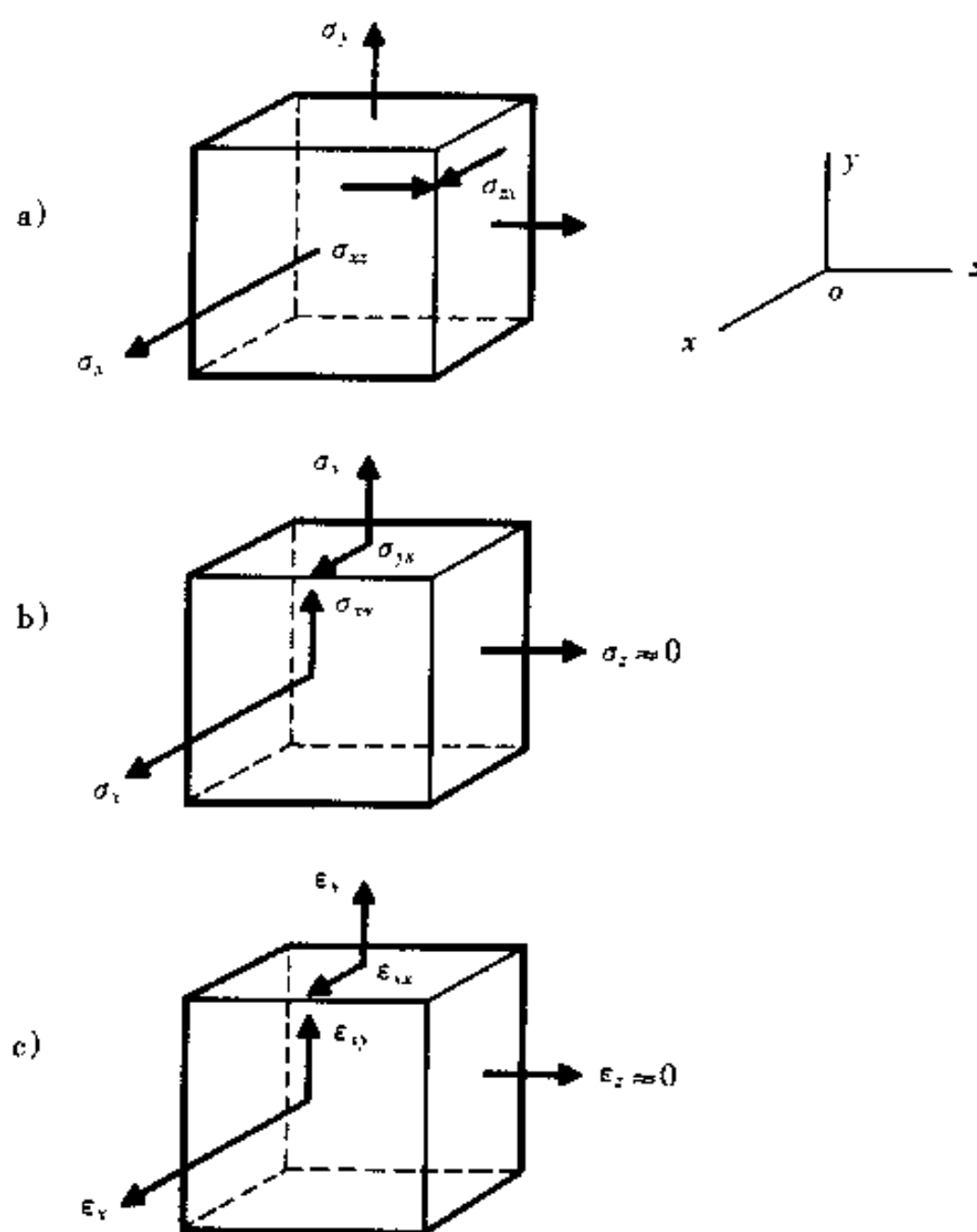


图 2.21

a) 承载体中，组元的应力状态 b) 平面应力条件 c) 平面应变条件

如在前节中所指出的那样，在一个单轴向的试样中，缺口根部的约束引发了三向应力状态。图 2.22 考察一个矩形截面带缺口的试样加以拉伸载荷。这里缺口的表面积与承受载荷的残余材料的面积相比是小的，在表面和靠近缺口根部其

z 方向的应力为零, 因为没有载荷达到此表面。此应力在中心处升至最大值。如果在 z 方向的厚度是小的, 那么此应力的量度相对于 x 及 y 方向而言是小的。这样就存在平面应力的条件。对薄板或管子加载时一般具有平面应力的条件。

就平面应力的几何方面而言, 因为正应力低并且 K_t 值高, 所以没有重大的截面屈服, 这样使缺口根部的轴向应力值相当低。但是切应力的最大值相当大, 它位于与轴向加载方向

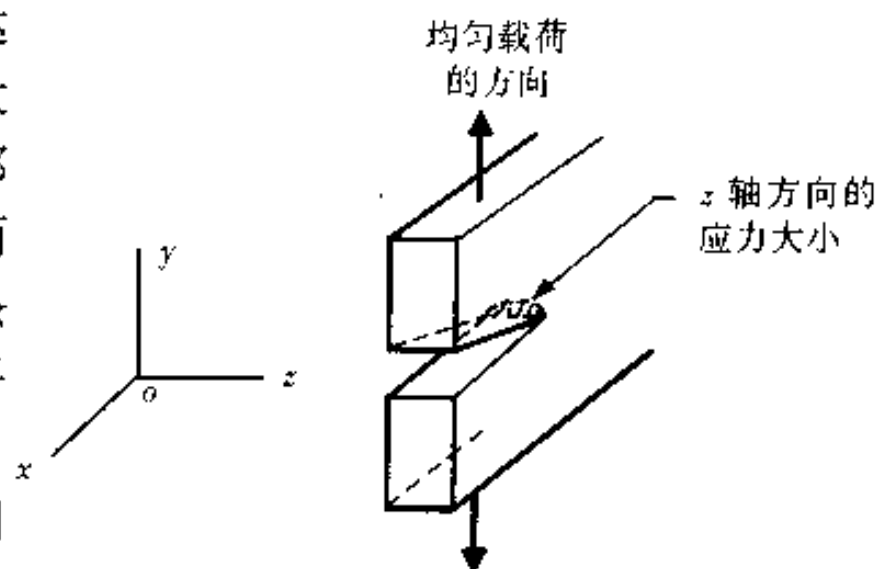


图 2.22 薄板中的缺口, 显示在厚度 (z 轴) 方向缺口根部的应力很低, 两表面处都为零, 相当于平面应力状态

成 45° 的平面内, 如图 2.23a 所示。这样塑性变形受到限制, 沿着这些平面而剪

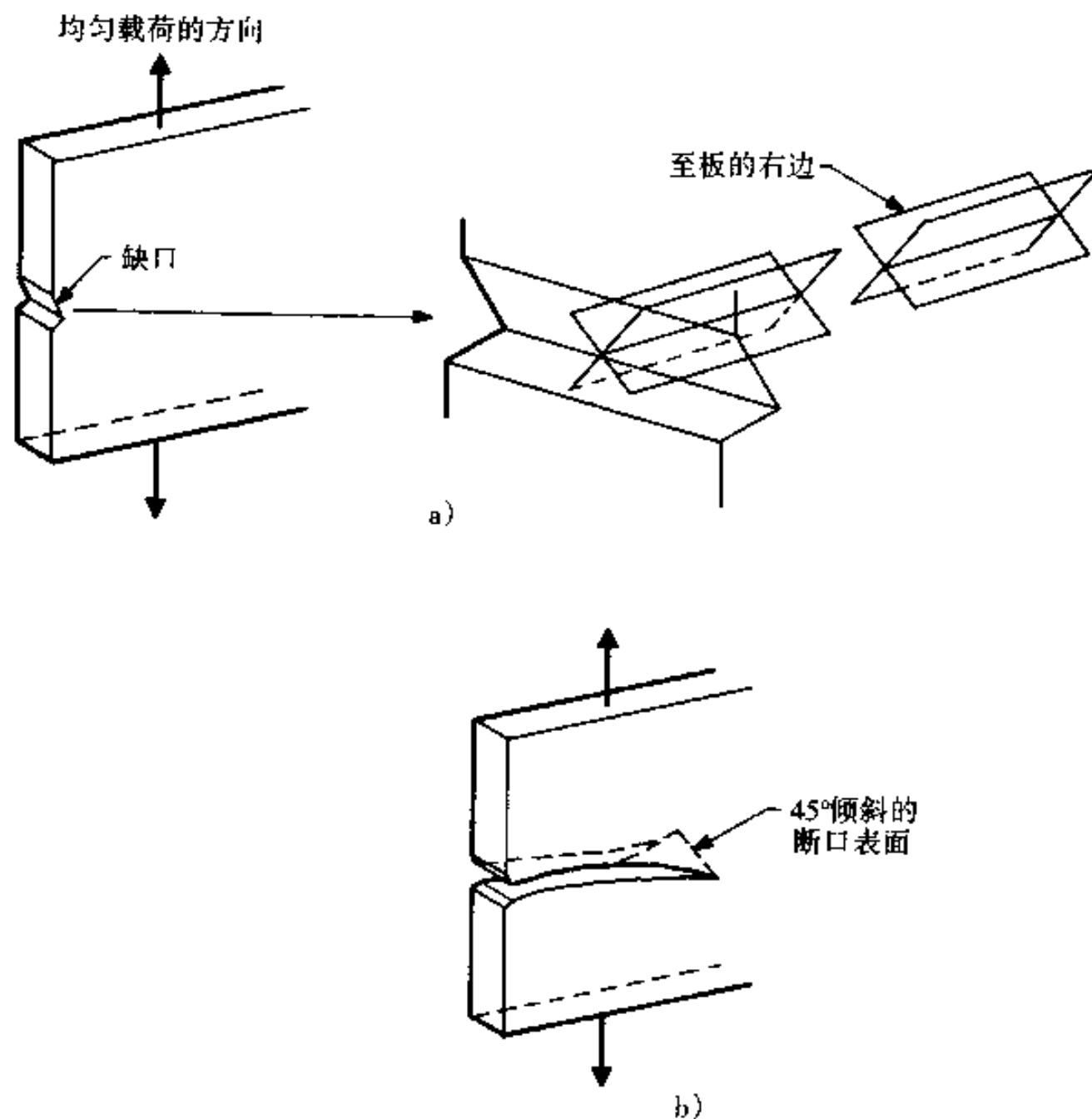


图 2.23

- a) 在平面应力载荷下, 缺口根部的最大切应力面
b) 断口表面扩展的总的取向与载荷成 45° (斜面断裂)

切（图 2.23b），从而导致形成剪切唇断裂表面。此断口表面也称为斜面断裂（图 2.24a）。

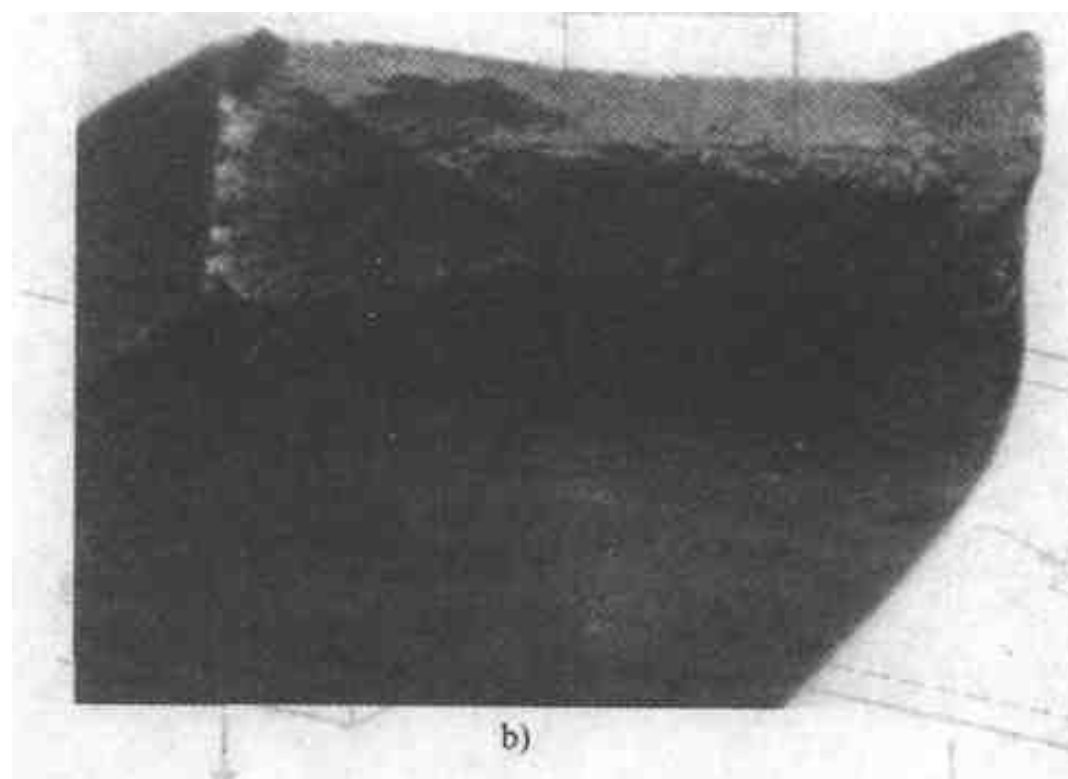
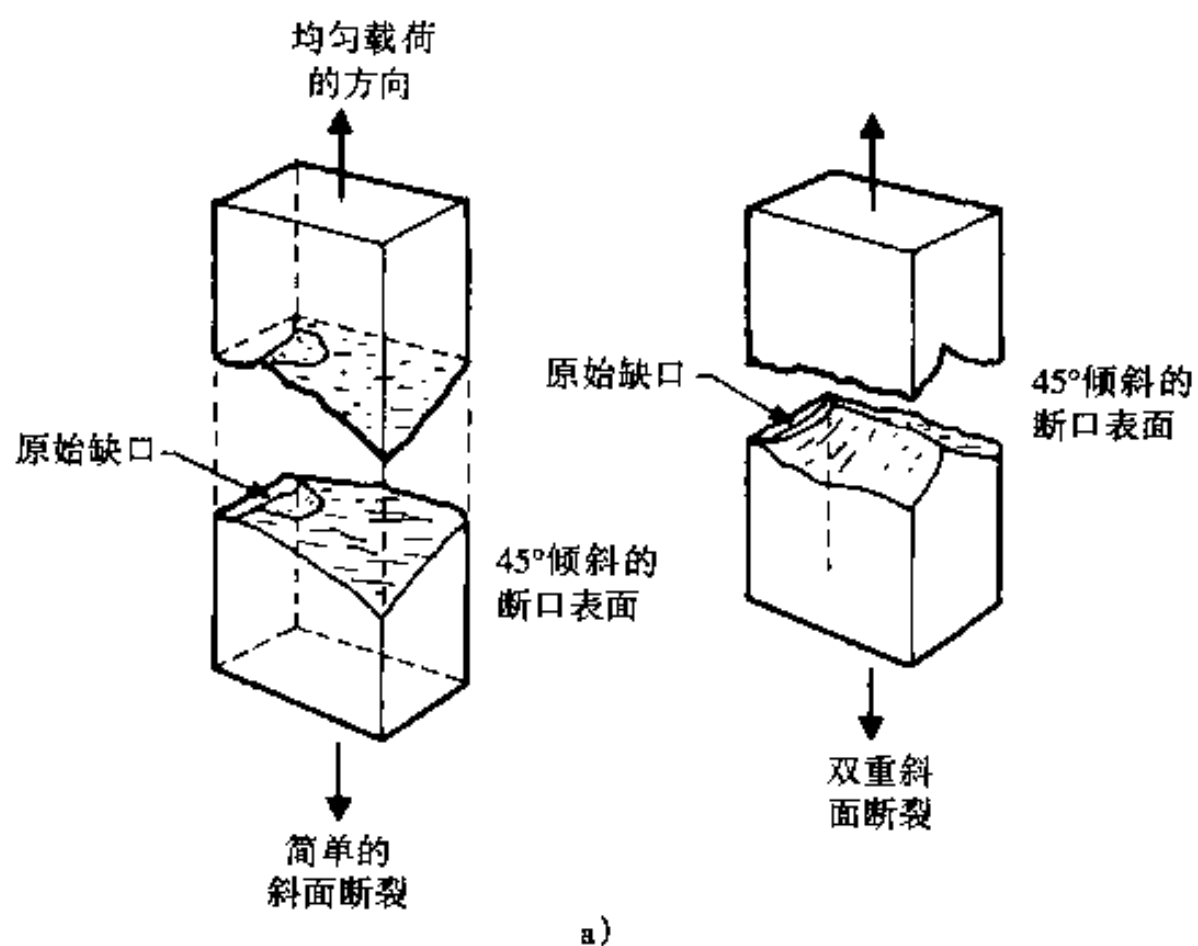


图 2.24

a) 倾斜的断口表面 b) 薄板的断口表面（引自 Herry and Horstmann^[11]）

平面应力条件的重要性在于裂纹在此条件下会扩展成斜面断裂，因此这种宏观断裂形貌就给出了关于断裂过程的信息。图 2.24b 中给出了这种断口表面组织取向的例子。

2.7 平面应变

如果在某种应力状态下使应变 ε 在某一方向大大地低于在其他两方向的，那么此条件称为平面应变（见图 2.21c），因为尺寸的变化限制在两个方向上，构成了一个平面。当一块带缺口的板受到单轴向拉伸载荷，它的厚度相当大， z 轴方向的应变受到约束，就导致平面应变条件。如果应变硬化程度足够高，裂纹尖端塑性区的尺寸小于平面应力状态下的，并且因此裂纹根部的轴向应力非常大（比较图 2.22 与图 2.25a）。这样最大切应力就相当低，同时高的正向轴向应力就控制了整个断裂路径，使之相当扁平并垂直于外加载荷的轴。见图 2.25c，并有一例子示于图 2.26。

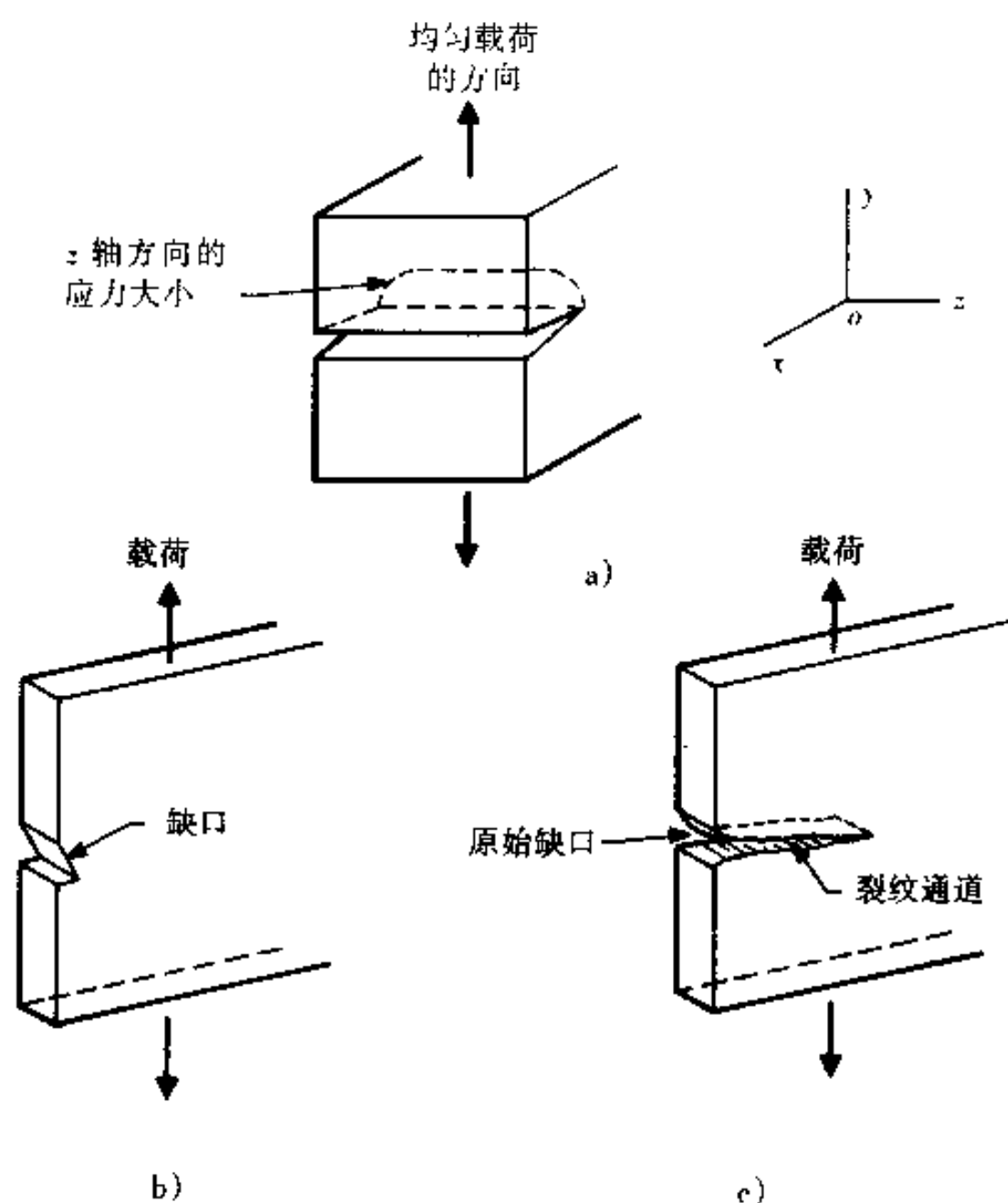


图 2.25

- a) 厚板中缺口根部的 z 向应力，相应于平面应变条件 b) 有缺口的板
 c) 从缺口扩展的断口表面，总体取向垂直于载荷

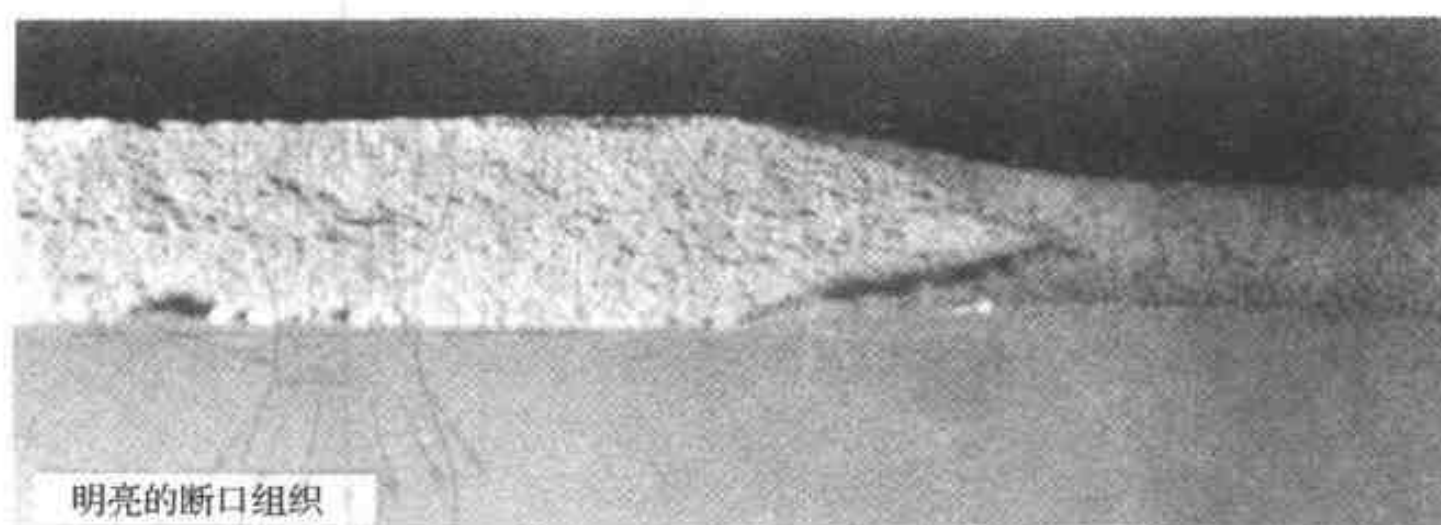


图 2.26 一厚板明亮的断口组织，显示由平面应变状态发展而来的平坦的断口表面（引自 Metals Handbook^[12]）

2.8 拉伸试样的断口

在韧性金属的拉伸试验中，最初是弹性（基本上是线性的）变形，随后为塑性变形，这时长度增加并且截面积减少（见 2.2 节）。在塑性变形区域中通常发生应变（工作）硬化，同时材料变得更强，因此为了继续以近于恒定的速率来应变（伸长）此试样就要求增加载荷。最终得到的应变其塑性变形非常局限化。这点可能最初发生于截面积稍小的区域（例如机加工成的缺口处）或是显微组织特别的地方，此处工作硬化较小。在任何情况下，在此位置截面积局部减小，其作用如同一个表面缺口。表现出来就导致三向应力状态，中心的径向与轴向应力成为最大值（图 2.27）。

这种应力分布状况使拉伸棒的中心易于萌生裂纹，而在许多合金中这里正是断裂的萌发处。（然而，这取决于合金及试验条件；第 3 章中将讨论裂纹萌生的机理）如果裂纹萌生于心部，然后径向扩散，这样此阶段中拉伸试样具有内部缺口。当裂纹趋近表面时，残留的材料就是一个薄壳，由此面形成平面应力条件。这就导致裂纹扩展由平面破断向斜面过程的变化。因此断口表面由两部分组成：宏观上相当平坦的中心区，其表面垂直于拉伸载荷的方向（平面应变区）以及倾斜 45° 的边缘（平面应力区）。此情况示于图 2.28 并称为杯锥形断裂。如果没有在心部萌生断裂，那么材料就会拉成一个点，如图 2.29 所示。所以，断裂形貌取决于内部显微组织特征对内部裂纹萌生的影响。

斜面断裂与平面断裂的相对数量取决于约束的程度。在具有矩形横截面的零件中，它随厚度而增加，所以平面断裂较多，见图 2.30。

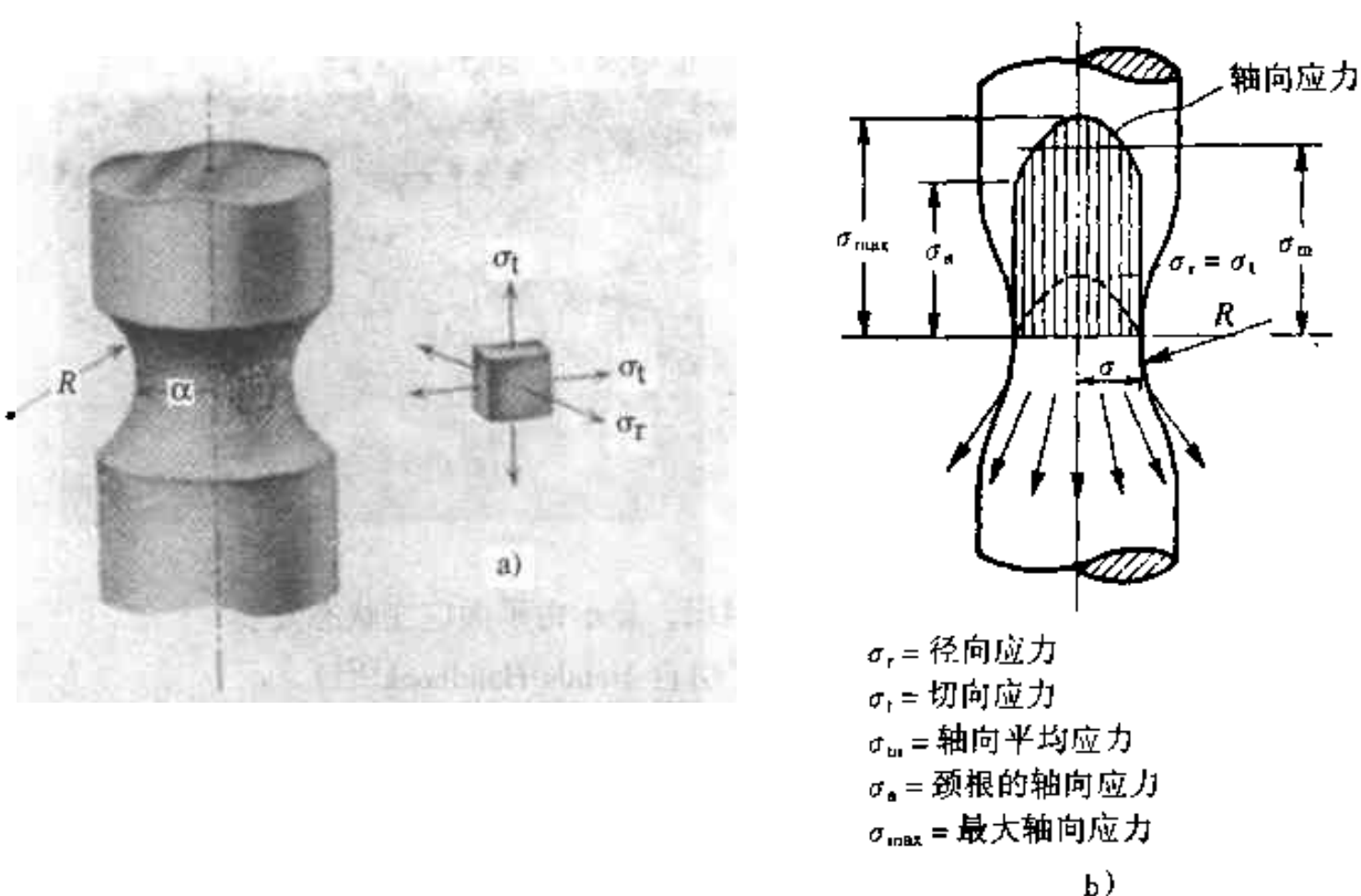


图 2.27

- a) 承受轴向载荷的圆柱体，其缺口表面处的应力分布（引自 Hertberg^[13]）
 b) 圆柱形的拉伸试样，在发生缩颈后沿直径分布的轴向应力（引自 Nadai^[14]）

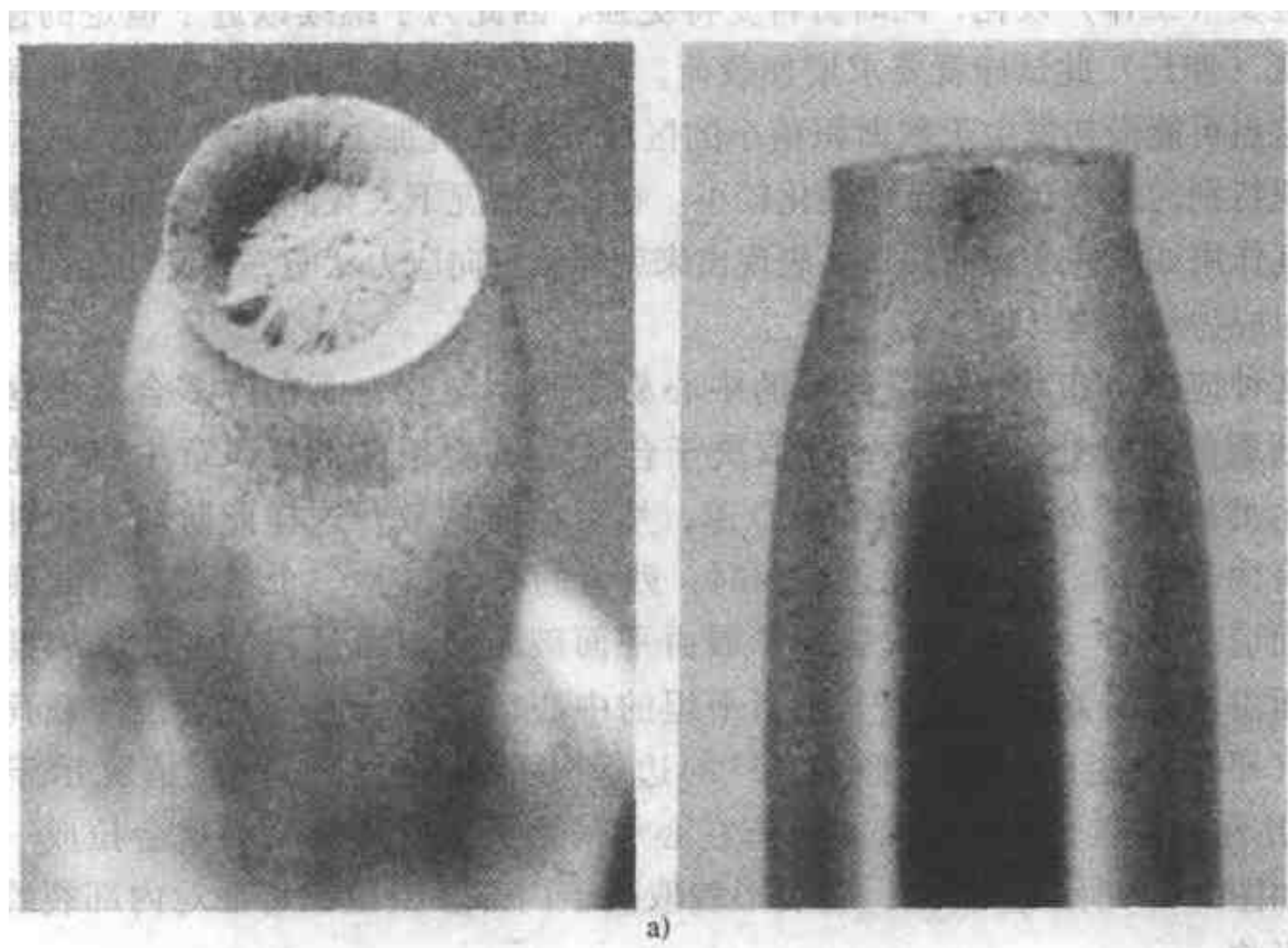


图 2.28 两个拉伸试样的断口表面

- a) 韧性断裂，其断口为四周倾斜、中心平坦（杯锥形断口）

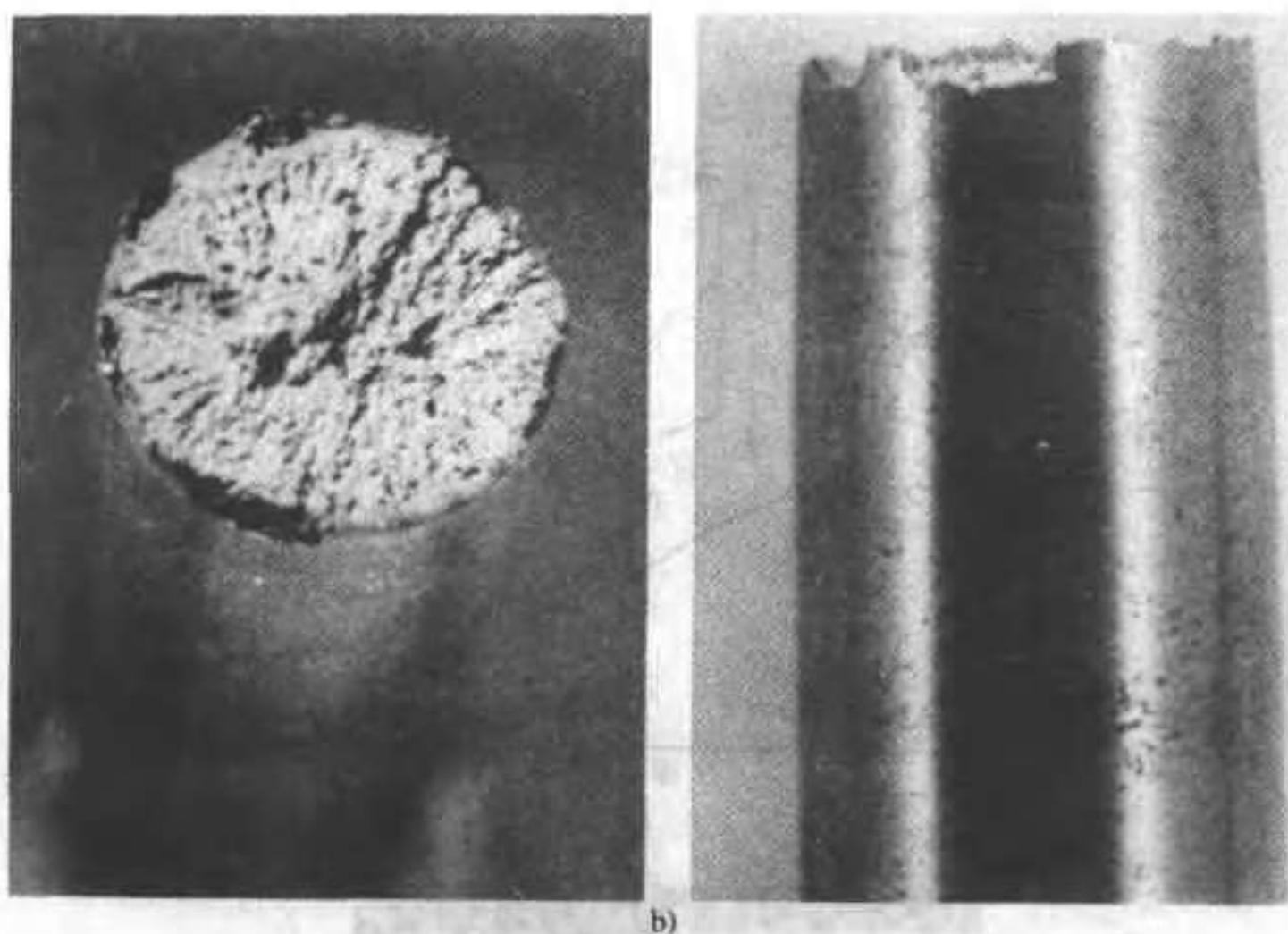


图 2.28 两个拉伸试样的断口表面 (续)

b) 脆性断裂 (引自 Vander Voort^[15])

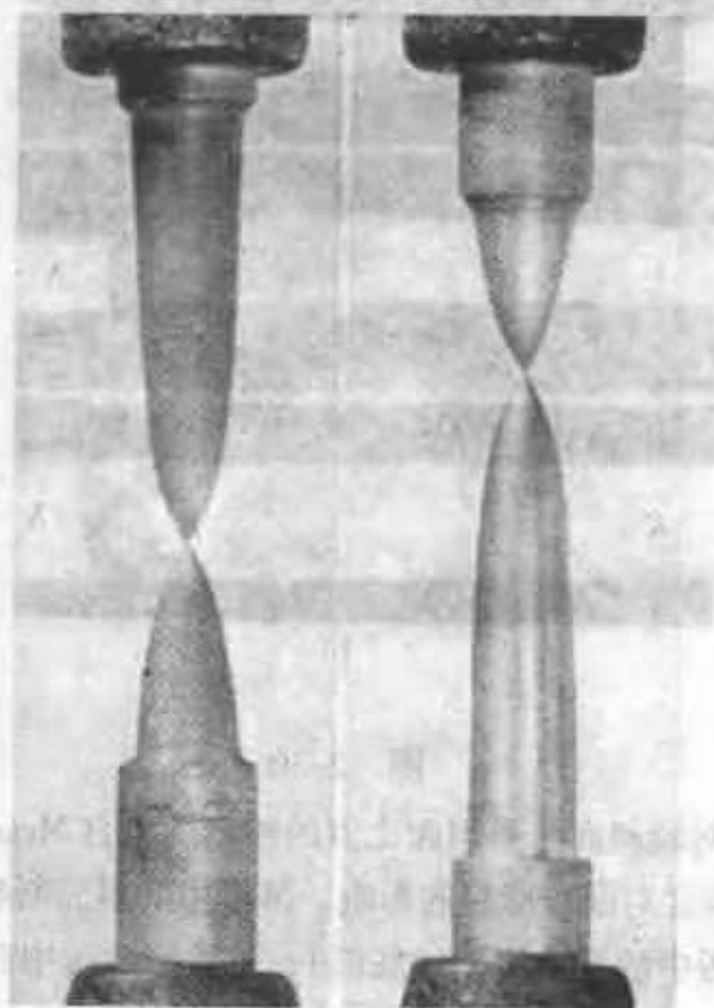


图 2.29 铝拉伸试样, 断裂于 600°C (1110°F),
显示缩颈成一个断裂点 (引自 Henry and Horstmann^[11])

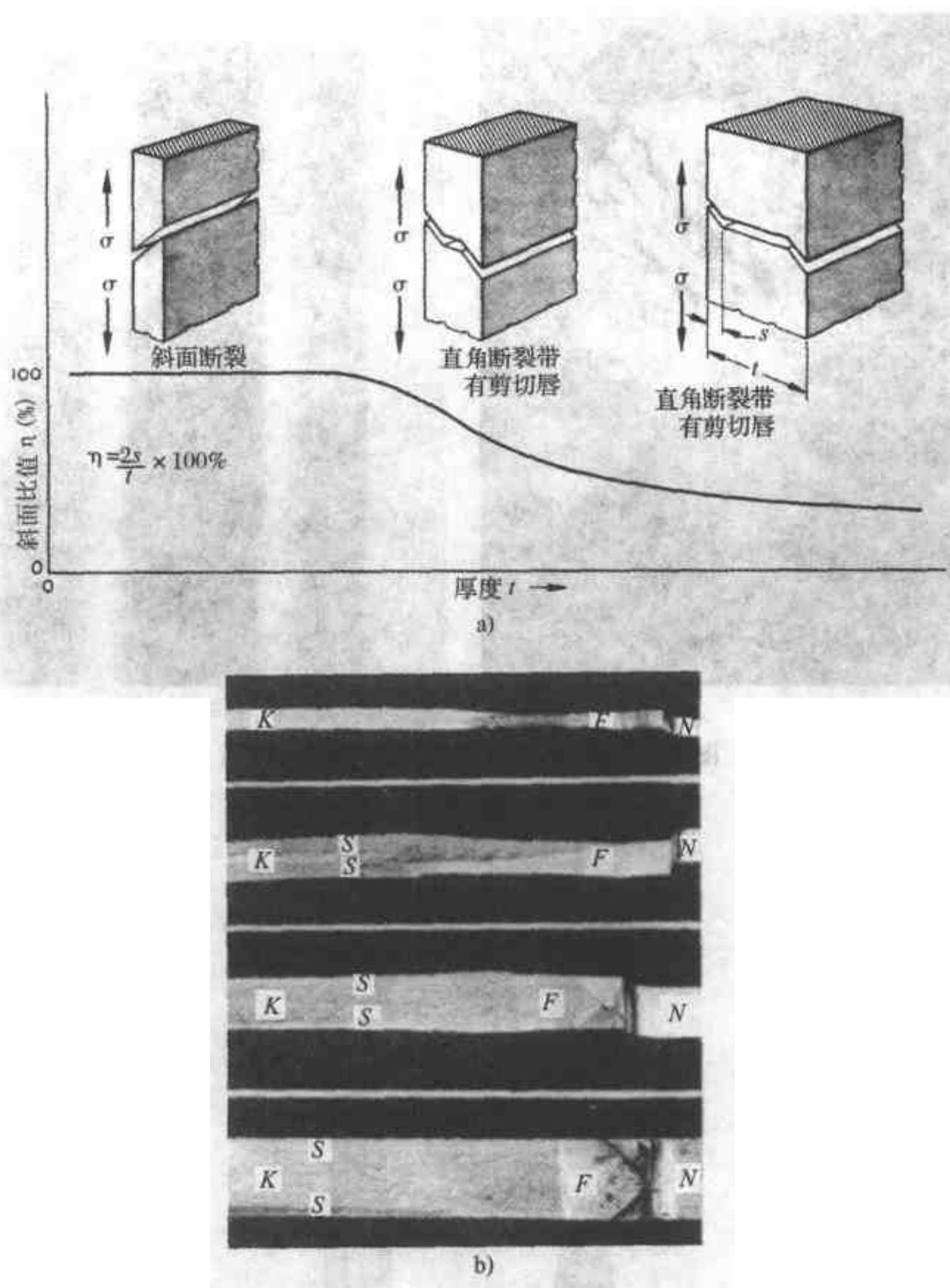


图 2.30

a) 板的厚度对倾斜面与平坦面比值的影响 (引自 Metal Handbook^[7])

b) 板的厚度对断口形貌的影响。薄板中的斜面断裂 (顶部);

板中的直角断裂 (底部); 过渡特性 (中部)

N —中心开始缺口 F —疲劳断裂区 K —最终断裂区 S —剪切唇 (引自 Broek^[16])