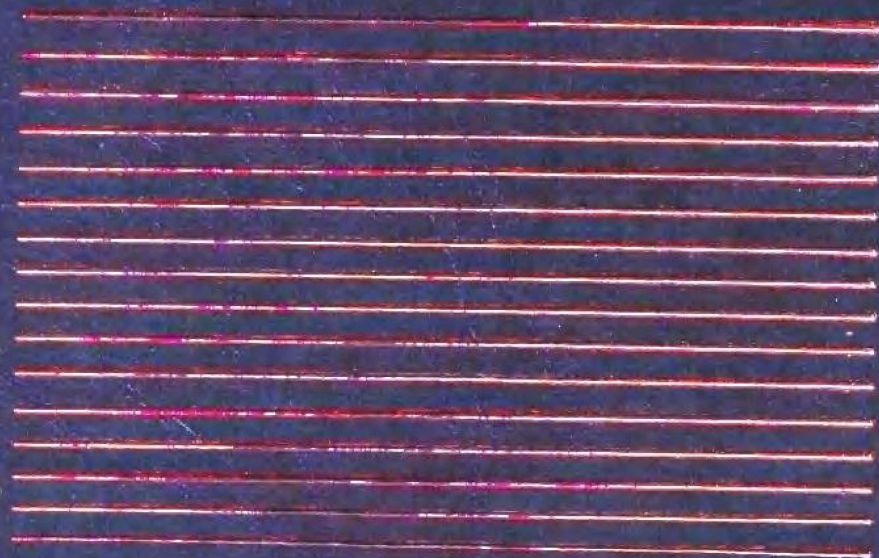


宏观断口学 及显微断口学

〔法国〕G. 亨利

合著

〔联邦德国〕D. 豪斯特曼



机械工业出版社

宏观断口学及显微断口学

[法 国] G.亨利 合著
[联邦德国] D.豪斯特曼

曾祥华 田继丰 柯 伟 袁金才 译

王景韞 曾祥华 校



机械工业出版社



D714991

本书较系统地介绍了金属宏观断口学及显微断口学的主要内容,包括不同断裂机制的断口形貌和外界、内部因素对它的影响以及断口学在工业上的应用等,并辅之以大量图片,因而兼具有专著和图谱的特点,可供分析、研究金属断裂原因及其预防、或对材料冶金质量进行评价时使用。

本书主要读者对象是材料科学和机械制造领域的科研人员,生产、使用部门的工程技术人员。本书亦可做为理工科院校高年级学生及研究生的教学参考书。

DE FERRI METALLOGRAFIA

V

Fraktographie und Mikrofraktographie

1979

Verlag stahleisen m.b.H, Düsseldorf

宏观断口学及显微断口学

〔法 国〕G. 亨利 合著
〔联邦德国〕D. 豪斯曼特
曾祥华 等 译

责任编辑:张绪江 封面设计:刘 代

责任印制:卢子祥

机械工业出版社出版(北京阜成门外百万庄南街一号)

(北京市书刊出版业营业许可证出字第117号)

煤炭工业出版社印刷厂印刷

新华书店北京发行所发行·新华书店经售

开本 787×1092¹/₁₆·印张23³/₄·插页2·字数580千字

1990年7月北京第一版·1990年7月北京第一次印刷

印数 001—960 ·定价:29.00元

科技新书目:217—002

ISBN 7-111-00690-9/TH·112

序

本书是《钢铁金相图谱》(DE Ferri Metallographia)的第五卷,介绍宏观断口和显微断口的形貌特征。前四卷讨论了各种金相技术和钢的显微组织,本卷则是它们的补充。从显微组织角度来看,宏观和显微断口学是金相学的重要组成部分,并且是其它微观研究结果的补充。此外,断口形貌还可帮助阐明钢铁的机械性能。

本书引言部分介绍制备断口的程序和断口的类型,随后介绍各种断裂机制,再讨论应力类型在诱发断裂时的作用,接着介绍显微组织对断口形貌的影响,最后,举出大量实例来说明宏观和显微断口学在研究和解释运行过程中各种断裂现象时的重要性。

本书的编排和以前四卷相似,是联邦德国的马克思-普朗克学会钢铁研究所(Max-Planck-Institut für Eisenforschung G.m.b.H)和法国的法兰西钢铁研究所(The Institut de Recherches de la Sidérurgie Française)双方密切合作的结晶。本书正文和后面的138幅图片的说明均同时使用德、英、法三种文字。

欧洲共同体委员会建议开展和支持了本书中的有关研究工作,作者深表感谢。

钢铁的冶炼、加工及使用部门在判断或分析断裂原因时,或者在研究运行时的断裂或对材料进行评价时,本卷是有价值的。

(法) G.亨利 (G.Henry)

(联邦德国) D.豪斯特曼 (D.Horstmann)

译者的话

从丰富的图片看来，本书是一本断口图谱。但它不像其它断口图谱那样根据材料的类别对内容进行编排，而是从断裂的机制，包括外加载荷及内部组织的影响等来编排、分类，并作了相当详尽的注释，在学科上有较强的系统性，这就使它还具有教科书和专著的特点。

本书是欧洲共同体委员会组织编写的《钢铁金相图谱》的第五卷，正文及插图均同时使用德、英、法三种文字。中译本是根据英文译出的，但个别地方参照另两种文字对内容做了适当修正。

对于一个已具备材料科学的基本知识，并对扫描电子显微镜等实验技术有初步了解的人来说，本书内容的深度是适中的。科研、高等院校和生产部门的有关人员在分析研究金属断裂的原因和预防措施、或在对材料的冶金质量进行评价时，本书具有较大参考价值。

本书第一、三、五章由曾祥华翻译；第四章由田继丰翻译；第二章的1、2、3节由柯伟和袁金才翻译，第4节分别由曾祥华及田继丰译出。

由于水平有限，错误之处在所难免，敬请读者指正。

目 录

1. 引言	1	2.3.1. 疲劳过程中的组织演变	20
1.1. 实验技术述评	1	2.3.1.1. 表面的变化	20
1.1.1. 透射电子显微镜术	1	2.3.1.2. 裂纹向内部扩展	21
1.1.2. 扫描电子显微镜术	1	2.3.2. 疲劳断口的形貌	21
1.1.3. 其它方法	3	2.3.3. 内部组织在疲劳过程中的变 化	23
1.1.3.1. 体视观测术	3	2.3.4. 位错分布和断口形貌之间的 关系	23
1.1.3.2. 断口上镀镍	3	2.3.5. 损伤和疲劳的开裂机制	24
1.1.3.3. 断裂前制备金相磨面	3	2.3.5.1. 耐久极限范围	24
1.1.3.4. 断口的浸蚀	3	2.3.5.2. 裂纹萌生阶段	24
1.2. 断口的分类	3	2.3.5.3. 裂纹扩展第一阶段	24
2. 断裂机制	5	2.3.5.4. 裂纹扩展第二阶段	25
2.1. 具有延性特征的断口	5	2.3.6. 宏观和显微开裂速率	25
2.1.1. 宏观形貌	5	2.4. 沿晶断裂	26
2.1.2. 断裂过程的显微形貌	6	2.4.1. 沉淀造成的晶间脆性	28
2.1.3. 塑坑的形貌	7	2.4.2. 内禀(本征)的晶间脆性	30
2.1.4. 延性断裂三个阶段的研究	7	2.4.2.1. 纯铁的晶间脆性	30
2.1.4.1. 第二相质点对内部空洞 形成的影响	7	2.4.2.2. 马氏体组织的晶间脆性	30
2.1.4.2. 从质点处萌生的空洞的 长大	10	2.4.3. 偏析引起的沿晶断裂	31
2.1.4.3. 空洞聚集	11	2.4.3.1. 纯铁中起控制作用的杂质	32
2.1.5. 质点形状、大小和分布与断 口形态之间的关系	12	2.4.3.1.1. 氧和碳的影响	32
2.1.6. 质点对力学性能的影响	12	2.4.3.1.2. 氮的影响	32
2.2. 解理断裂	13	2.4.3.1.3. 硫、硒和碲的影响	33
2.2.1. 脆性断裂和韧-脆转变的一般 特点	13	2.4.3.1.4. 纯铁中磷、砷、锑和 锡的影响	34
2.2.1.1. 解理应力	13	2.4.3.2. 可逆回火脆	35
2.2.1.2. 延性-脆性转变	13	2.4.3.2.1. 历史情况	35
2.2.2. 解理断口的评定	15	2.4.3.2.2. 已研究过的钢种	36
2.2.2.1. 河流花样	15	2.4.3.2.3. 回火脆的特征	36
2.2.2.2. 舌状花样	17	2.4.3.2.4. 偏析机制	37
2.2.3. 机械孪晶对解理扩展的影响	18	2.4.3.2.5. 脆断路径	38
2.2.3.1. 机械孪晶对解理扩展的影响	18	2.4.3.2.6. 回火脆的理论解 释	38
2.3. 疲劳断裂	20		

2.4.4. 蠕变条件下的沿晶断裂	39	3.3.3. 旋转弯曲造成的疲劳断口	59
2.4.4.1. 晶界三叉结点处的裂纹	41	3.3.4. 交变扭转造成的疲劳断口	59
2.4.4.2. 晶间空洞	42	4. 显微组织对断口形貌的影响	61
2.4.4.2.1. 空洞形核	43	4.1. 钢中各种组成相的断口特征	61
2.4.4.2.2. 空洞长大(霍耳-雷莫模型)	43	4.1.1. 奥氏体	61
3. 加载方式对断口形貌的影响	46	4.1.2. 铁素体	62
3.1. 静态应力造成的断口	46	4.1.3. 渗碳体	65
3.1.1. 静拉应力造成的断口	46	4.1.4. 珠光体	65
3.1.1.1. 静拉应力造成的塑坑型断口	46	4.1.5. 球状珠光体和回火马氏体	66
3.1.1.2. 静拉应力造成的解理断口	48	4.1.6. 硫化物夹杂	67
3.1.1.3. 静拉应力造成的沿晶断口	48	4.1.7. 马氏体	69
3.1.1.4. 静拉应力造成的混合断口	49	4.1.8. 贝氏体	71
3.1.2. 静压应力造成的断口	50	4.2. 常见铸铁的断口特征	72
3.1.2.1. 静压应力造成的塑坑、解理、沿晶及混合断口	50	4.2.1. 可锻铸铁和球墨铸铁	72
3.1.2.2. 内压引起的静态应力造成的延性、脆性或混合断口	50	4.2.1.1. 铁素体可锻铸铁和球墨铸铁	72
3.1.3. 静弯曲应力造成的断口	51	4.2.1.2. 珠光体可锻铸铁和球墨铸铁	73
3.1.3.1. 静弯曲应力造成的各种类型的断口	51	4.2.1.2.1. 珠光体和索氏体可锻铸铁	73
3.1.3.2. 交变弯曲造成的断口	52	4.2.1.2.2. 珠光体球墨铸铁	73
3.1.4. 静切应力造成的断口	52	4.2.2. 片状石墨铸铁	74
3.1.5. 静扭转应力造成的断口	52	4.2.3. 奥氏体铸铁	74
3.2. 动态载荷造成的断口	53	4.2.3.1. 奥氏体球墨铸铁	75
3.2.1. 冲击韧性实验得到的断口	53	4.2.3.2. 奥氏体片状石墨铸铁	75
3.2.2. 反复动态加载造成的断口	56	4.2.4. 贝氏体或马氏体铸铁	75
3.2.3. 用罗伯逊实验来确定止裂温度	56	4.2.5. 白口铸铁	75
3.3. 反复加载造成的断口	57	4.2.5.1. 普通白口铸铁	75
3.3.1. 拉-压应力造成的疲劳断口	58	4.2.5.2. 镍铬马氏体白口铸铁(镍铬冷硬铸铁)	76
3.3.2. 交变弯曲应力造成的疲劳断口	59	4.2.5.3. 铬-钼白口铸铁(15-3型)	76
		5. 断口学在断裂失效分析中的应用	77
		5.1. 设计或构思不当造成的失效	78
		5.2. 使用材料的类别和性能不当造成的失效	79
		5.3. 熔化、浇铸、凝固或冷却时操作不当造成的失效	79

5.3.1. 气孔、缩孔和疏松	79	5.9. 使用操作不当造成的失效	86
5.3.2. 偏析	79	5.10. 各种腐蚀现象造成的失效	87
5.3.3. 从白点处开始的断裂	80	5.10.1. 点蚀造成的破断	87
5.3.4. 夹渣	80	5.10.2. 和阳极现象有关的应力腐蚀 开裂	88
5.3.5. 贝壳状断口	81	5.10.3. 阴极充氢后的延迟应力腐蚀 开裂	88
5.4. 成形操作不当造成的失效	82	5.10.4. 腐蚀疲劳造成的破断	89
5.5. 热处理不当造成的失效	83	5.10.5. 液态金属中应力腐蚀造成的 破断、红脆和钎焊脆	89
5.6. 表面机械加工不当造成的 失效	84	图版770~907	91
5.7. 化学表面处理不当造成的 失效	84	参考文献	368
5.8. 施工安装不当造成的失效	85		

1. 引言

观察和分析断口可以给材料的性能及行为等许多方面提供重要的信息，因此很久以来就把断口学应用于失效分析。通过对断口出现部位、形状、色泽及其它特征的观察，有可能确定断裂发生的条件及过程。因此，借助断口形貌的分析帮助解决了大量发动机零部件的力学行为问题^{〔1〕~〔8〕}。它在研究疲劳和部分脆性断裂时尤其有用。长期以来，断口分析是在宏观尺度上进行的，这是因为光学显微镜的景深太小，不适宜用来研究这种凹凸不平的断裂面，还因为在许多情况下，断裂零部件的尺寸太大。不过，在多数情况下，通过对断口形貌进行宏观分析、就足以确定断裂源及裂纹扩展方向，但是，它不能提供断口形貌的更多细节，因而无法了解有关断裂机制的本质。透射电子显微镜分辨率高、景深大，可以克服这些困难。因而，早在1956年，法国的法兰西钢铁研究所就用它来研究断裂现象及其机制。这是“显微断口学”的起点^{〔9〕~〔17〕}。随之发展了专门的试样制备及观察技术。特别是自从出现了扫描电子显微镜、弥补了透射电子显微镜复型技术的不足，显微断口术更成了一种广泛应用的方法。

1.1. 实验技术述评

1.1.1. 透射电子显微镜术

用透射电子显微镜进行显微断口分析时，观察断口的复型。制备复型的方法很多，且已很成熟，做出的复型能准确的反映断口真实形貌且可重复。在本书第一和第四卷中，对这些方法已作过详细介绍。通常，可制备成一次、即直接复型（在真空中喷碳）；也可制备成二次、即间接复型（先制备塑胶复型、再做成碳复型）。在制备一次复型时，需通过阳极溶解或化学溶解把复型从金属表面萃取下来。制备二次复型不会破坏试样，因而有时是特别有价值的。一般说来，可把断口上的质点（夹杂物或沉淀相）有选择地萃取在复型上，然后用电子衍射鉴定或用x射线谱仪加以分析。

不过，复型技术应用于显微断口分析有时也受到一些限制，例如当断口非常小或非常粗糙时就会出现这种情况。但从另一方面来说，透射电子显微镜的分辨率高，特别适合于研究断口上非常小的形貌细节。

1.1.2. 扫描电子显微镜术

前面已提到，扫描电子显微镜由于具有分辨率高、景深大和可以直接观察试样等特点，因此特别适合于对断口的研究。它主要利用二次电子来成像，并可提供试样表面形貌起伏方面的信息。在探讨某些断裂的起因时，对断口上的夹杂物或第二相质点利用特征x射线进行分析常是非常有价值的。一般说来，扫描电子显微镜都装备了带固体元件探头的能量色散谱仪。它和用晶体进行分光的波长色散谱仪相比，对信号的收集能力较强、且对x射线源的位置不大敏感，因而能在几秒钟内给出全部x射线谱。不过，能量色散谱仪的分辨率较低，峰的位置常因互相重叠而发生干扰。因此，在对心部和边部成分不同的大夹杂物进行分析时就

应注意到这点。由于原子序数和外加电压的影响，电子束很可能不能贯穿这种大夹杂物，因此分析的仅是它表层的成分。这时，就应在它的截面上用电子探针进行分析，才能得到整个大夹杂物的成分分布。

除了上述功能外，扫描电子显微镜另一个重要特点是放大倍数变化范围较宽，因而有可能把宏观断口分析和显微断口分析结合起来。这点在研究服役过程中的断裂事故时特别有用。尽管透射电子显微镜的放大倍数高些，但扫描电子显微镜能用来研究很粗糙的断口，这是透射电子显微镜做不到的。扫描电子显微镜还适于观察非常小的断口（如线材的断口）。而在确定主断裂源和次断裂源以及两个匹配断口的对应区时，扫描电子显微镜也能用来观察大尺寸的断口。

这里有必要对扫描电子显微镜试样制备的一些问题作简要叙述：试样可能是在实验室内确定的条件下断裂；也可能是在服役现场断裂的，这两种情况下得到的断口表面状况是不一样的。在前一种情况里，断口通常没被污染，它的尺寸也和扫描电子显微镜试样台的尺寸相近。若试样较大（如断裂力学中测 K_{Ic} 的试样），也不难从要研究的部位截取试样，且可避免截取时因温度过高造成的断口表面氧化。

在观察钢制零部件服役后形成的断口时，它的表面状况对分析结果可能有影响。例如，断口上残留的各种润滑油、氧化层及腐蚀产物等都可能干扰分析结果。为了减少它们带来的影响，可以先在有机溶剂中用超声波清洗，然后反复撕揭复型。后者即使对附着得很牢的表面污染物也能逐步清除掉。最好妥善保存这些复型，以便对萃取下来的产物作进一步地分析。但这方法不能清除断口上的氧化层，遇到这情况时需用下列方法^[18]：

一种方法是在有缓蚀剂的酸性溶液中除锈。其配方是：

盐酸（6N）	184mL
六次甲基四胺	2g
水	余量
共1000mL	

用软毛刷蘸这样的清洗液刷断口表面（20℃），或者把断口浸泡在里面。整个清洗过程可能要持续一小时左右。

也可在一种有盖的篮子里电解除锈，不用水冷却，电解液成分是：

氰化钠	6g
亚硫酸钠	6g
蒸馏水	100mL

试样为阴极，电流强度 $0.5A < I < 0.7A$ ，共 15~20min，它主要靠阴极表面氢气泡的机械作用清除表面的锈层[⊖]。

这些方法之所以有吸引力是因为它们不会导致过度腐蚀，即它们能保持断口的原始凹凸形貌。但实际操作时一般还需对上述规范作些小的调整。应注意这些清洗液是有毒的，在制备及操作时应十分小心。

若断口已受到较严重的损坏或腐蚀，就没有作高倍观察的价值了。不过，对断口进行宏观形貌分析仍是非常有用的，这时特别需要得到匹配的一对断口，因为在有些情况下，只在

⊖ 关于断口清洗技术，还可参考：姜晓霞、王景樞著《合金相电化学》，上海科学技术出版社，1984年，P412。

——译者注

其中一个断口上才保留了有价值的信息，即匹配断口的形貌是不完全一样的。通常只需在断口上找到少数没被损坏的部位，就可利用扫描电子显微镜确定其断裂类型。

紧挨着主断口可能还存在二次裂纹，可以理所当然地认为它和主裂纹具有相同的开裂机制。最好也对它进行分析，因为和主断口相比，它被氧化、尤其是被污染或机械损伤的程度都要轻得多。可在液氮温度下用冲击的方法打开断口以防止变形。在研究大结构件中磁粉或超声探伤发现的内部缺陷时，也经常使用这种在低温下打断口的方法。这些缺陷是裂纹容易通过的薄弱区。因此，只要它周围的材料是脆性的（没有范性变形），就可在断口上它们原来所处的部位找到这些缺陷，且能保持它们原有的形貌。但后面我们将看到，面心立方金属及合金（如奥氏体状态的钢）由于韧性很好，就做不到这点。

服役部件尺寸太大时常会带来些实验上的困难。常遇到的情形是断口尺寸太大，无法直接在扫描电子显微镜中观察。在大多数情况下是不允许破坏试样的，因此需制备试样的复制品。复制品的材料是火棉胶、醋酸纤维素等，当断口面积很大时，推荐使用预硫化的胶乳（Prevulcanized Latex）。这些复制品随后在真空中喷镀铝，然后截取感兴趣的部位到扫描电镜中观察。

1.1.3. 其它方法

1.1.3.1. 体视观测术 (Stereoscopy)⊖

在有些情况下，利用体视观测术能帮助进行断口形貌分析。它除了可提供断口起伏方面的定性结果外，还能对断口形貌特征进行定量测量，因此定量显微断口学尤其需要这种技术。只需在两个不同角度对试样拍照就可得到这种体视照片。观察时，通常需用一个体视放大镜、或绘制地图时常用的那种体视镜。在本书第一卷和第四卷中对它的原理等已作过介绍，故不在这里重复。

1.1.3.2. 断口上镀镍

在遇到模棱两可的情况时，为了解释显微断口形貌，并确定裂纹扩展途径和显微组织的关系，一个经常使用的方法是观察断口的剖面轮廓。而为了保护这些轮廓不因抛光等制样操作而损坏，应先在断口上电镀一层镍。这样抛光并浸蚀后，就可用光学显微镜、扫描电子显微镜或通过复型用透射电子显微镜对它进行观察。

1.1.3.3. 断裂前制备金相磨面

为了确定脆断时裂纹扩展途径和显微组织的关系，一个有效的方法是把板状拉伸试样的一侧或两侧事先抛光并浸蚀。断裂后，利用扫描电子显微镜景深大的优点，同时观察侧面和与之相接的断口。对冲击试样来说，抛光、浸蚀面应和缺口垂直。

1.1.3.4. 断口的浸蚀

在说明显微组织如何影响裂纹扩展时，一种很有用的技术是用化学浸蚀或电解浸蚀的方法，直接在断口上显示出显微组织。但这种浸蚀条件较苛刻，因为它必须既能显示出显微组织、又不致于破坏断口的原始形貌特征。

1.2. 断口的分类

要准确地判定断口的属性常需要丰富的经验。在做这种判定时，掌握发生各种类型断裂

⊖ 即立体对观测术。——译者注

的条件等方面知识是非常有用的。在许多情况下，最好把待分析的断口和在已知的类似条件下得到的另一个断口相比较。

可以做为分类依据的主要特征是：

宏观形貌——延性的或脆性的；

断裂模式——穿晶的或沿晶的；

断裂机制——解理、疲劳等等。

在电子显微镜尺度上，断口形貌只有少数几种类型且各具特色，因而可以据此分辨。这就促使我们根据断口的显微形貌把它分为塑坑（韧窝）、沿晶和解理等几种类型。不过这种主要根据断裂机制的分类法在很大程度上带有任意性，因为它没有考虑应力状态的影响，例如是静应力还是单调增加的应力或是突然加上去的应力等。一个明显的事实是在拉伸、弯曲、切变或扭转等不同的应力状态下断裂时，仅宏观断口形貌不同，而显微断口形貌却是相似的。即是说，断裂的原因可能不同，但断裂的微观机制相同，因而显微断口形貌可能一样。因此，对断口进行分类时，最理想的是对断口的宏观和显微形貌同时加以考虑。这些形貌不但和材料及热处理状态有关，外力性质、零件形状、应力状态和断裂时的环境条件等等对断口形貌都有重要的影响。此外，零件制造过程中出现的内应力可能使它事先形成一些小裂纹，它们使断裂更容易发生、也明显改变断口的形貌。

仅根据宏观形貌来给断口分类固然可找到断口形貌最主要的特征和加载方式之间的关系，但却很难体现材料成分和环境介质等对断口形貌的影响。例如在粗晶粒材料的脆性断口上，可以清楚地看到发亮的解理小平面；但对于经淬火、回火的细晶粒材料，同样是脆性断口，却看不到这种光亮的小平面，此时得到的是无光泽、且无明显特色的断口。此外、滑移造成的宏观断口也会像另一种材料的脆性断口那样闪闪发亮。另外一些断口的宏观特征形貌如休止线等也不一定就是裂纹慢速扩展造成的，它们可能在一般断口上出现，而在疲劳断口上有时反而看不到。

看来，应该根据不同的出发点来对宏观及显微断口进行分类。在本书中，将用一章的篇幅来介绍各种断裂机制以及它们的典型显微断口形貌。紧接着的一章讨论加载方式对断口形貌的影响，着重研究静态应力或交变应力造成的宏观断口形貌，且指出宏观与显微断口形貌之间的关系。在另一章中，将较为详尽地讨论材料成分及组织对断口一些形貌细节的影响，特别是钢在已知条件下断裂时各种相所表现的行为。也将讨论各种可能改变断口形貌的冶金因素和实验参数。还要研究铸铁，因为它里面的石墨对断裂过程有强烈地影响。

在最后一章，将强调断口学作为材料评价和失效分析的工具在实际应用中的重要性，并讨论腐蚀对裂纹扩展的影响。

2. 断裂机制

在日常实践中，把断裂定义为试样破成两半或几段的过程。这个过程能够在各种不同的条件（力学试验、加工成型、服役等）下出现，也是一系列外界因素（应力组态、应力强度、温度、速率、环境等等）作用的结果。另一方面，断裂与断裂前的变形是无法分开的。因此，无论从实践或基础理论的观点来看，了解材料形变的特点都是十分必要的。通常把断口形貌（纤维状或结晶状）作为韧性好坏的判据。无论断裂方式如何，都必须考虑裂纹的萌生和扩展这两个过程。它们的相对重要性因外界作用方式不同而能有很大变化。对断裂产生的多种现象必须详细的予以注明。

正常情况下，每当施加的外界作用使材料承受超过力学试验中所测得的强度或变形能力时（过载作用），就要发生断裂。不过，在较低的外力作用下断裂也能发生，并且，它可以是突然的（由材料脆性造成的早期断裂，或由于特殊的实验条件，如存在夹杂物、硬化、低温、事先存在缺口或裂纹及环境等等），也可以是逐渐推进的（如蠕变、应力腐蚀、疲劳等等）。

区分脆性断裂和延性断裂往往是困难的。从实践的观点来看，如果金属断裂前只有微小的变形，或在冲击试验时只吸收少量的能量（如冲击试验），就把它看成是脆性的。当考虑到断口形貌时，人们常把脆性断裂与结晶状组织相联系。不过，在一定条件下，经过大量的宏观变形后，也能出现解理断裂。例如经过抛光的低碳钢拉伸试样，在 -120°C ，延伸达到20%后仍出现解理断裂；与此相似，纯锌在 -180°C ，延伸达200%后，沿六方晶体的基面发生解理断裂。相反，也能看到某些高强度钢断裂时的延伸率低于5%，但显微断口形貌却是延性的。在突然断裂的试验（相当于尖锐预裂纹的扩展）中，没有宏观变形，但断口也表现有延性的特征。值得注意的是，对于某种金属，由延性断裂转变为解理断裂时，总伴随着某种程度的宏观塑性下降。改变试验参数时（温度、应力分布、加载速率等），断裂模式也能发生变化。从上述这些注释来看，似乎必须把工程技术上说的脆性断裂和表现出脆性特征的断裂区别开来。同样，在延性断裂的情况下，也需做出这种区分。参与断裂的物理过程通常都能造成特征性的断口形貌。通过显微断口学（用透射电子显微镜或扫描电子显微镜观察断口）研究这些特征，可以带来大量的信息并进而能更好地认识各种断裂过程。

2.1. 具有延性特征的断口

2.1.1. 宏观形貌

在这种断裂方式中，分离是由于原子键被剪切开造成的。在纯单晶中，剪切引起的断裂是晶体学局部滑移的结果。此时，晶体沿滑移面两侧分成两半。断裂区看起来像刀刃（单滑移），或者像削尖的铅笔（复滑移）。此时，很难说存在通常说的那种断口（图770/1）。

在多晶体金属中，延性断裂与产生空洞的夹杂物或析出相的存在有关。在圆柱形试样的均匀单轴应变过程中，观察到宏观变形和局部变形无法协调的部位（夹杂物等）会产生显微

空洞。在缩颈过程中，应力越来越变成三维的了，结果缩颈区心部空洞的体积迅速增加，并开始连接起来。这样形成的内部裂纹在缩颈区的心部产生了应力应变集中，并形成与拉伸轴成 $30^\circ\sim 45^\circ$ 的切变带，形成了空洞层，且裂纹沿这些层扩展。裂纹扩展路径在宏观上与拉伸轴保持垂直，但是在更精细的尺度上来看，它是由倾斜 $30^\circ\sim 45^\circ$ 的区域交替排列而成的。锥形断口（杯及锥）的剪切唇是切变分离区向试样外表面快速扩展的结果（图770/2中图2a）。当最后断开是通过滑移时（像在单晶体中），断口形貌就像“双锥形”（图2b）。于是外剪切唇较光滑，并且不是由空洞连接而成的。

拉伸试样断口形貌可以有相当明显的变化（是否存在缩颈、锥形断口、平坦表面等等），它取决于金属和试验条件（几何形状、加载速率、温度、应力分布等）。但是，在所有这些情形中，断口都是粗糙和呈纤维状的，因此，不适合于用光学显微镜来观察（景深太小）。延性断裂的扩展需要强烈的（至少在局部）范性变形，而断口的粗糙程度能够对材料的韧性好坏提供信息。

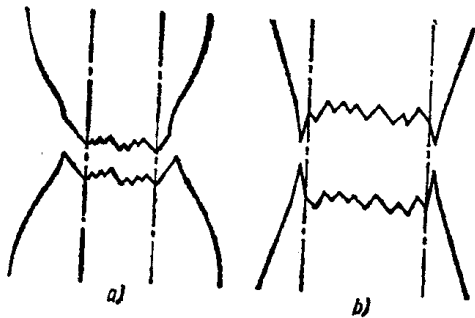


图 1 拉伸断口的宏观形貌
a) 杯锥断口 b) 双锥形断口

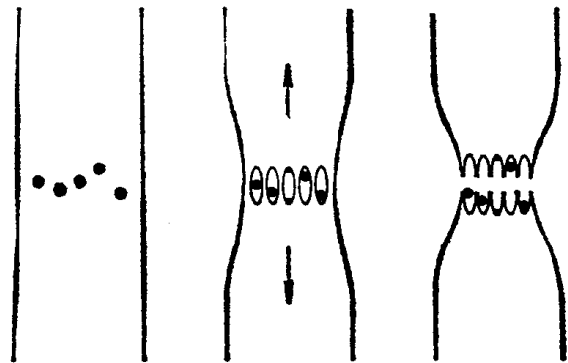


图 2 延性断裂时形成塑坑的示意图。断口基本上垂直于加载方向，形成等轴塑坑

2.1.2. 断裂过程的显微形貌

观察已发生断裂或应变试样的纵向截面，以及主要用电子显微镜观察断口的特征后，揭示了沉淀相和夹杂物在延性断裂中的重要作用。梯普尔 (C.F. Tipper)^[19] 指出，低碳钢刚超过屈服应力后，在夹杂物周围能看到显微孔洞。随着应变增加，这些孔洞进一步长大。细裂纹把这些孔洞连接起来，最后导致断裂。这就是梯普尔提出的模型。

延性断口显示出一系列非常有规律的形貌特征。无论观察断口的那一个侧面，它都是由塑坑[⊖]组成，并且塑坑的中心往往含有沉淀相或夹杂物（图770/3-4）。具有延性特征的断口的形成可以合理的按下述三个相继的阶段来加以说明：

1. 在沉淀相或夹杂物与金属的界面上形成裂纹；
2. 由这些初始裂纹形成沿拉伸方向伸长的空洞；
3. 这些空洞连接导致断裂。

延性断裂几乎在任何金属中都能发生，而不论它的晶体结构如何（高纯金属可能是例外）。与此相反，在面心立方金属中却没有发生过解理断裂[⊖]。在大量的金属和合金中都已

⊖ dimple一词系指材料在局部塑性变形后断口上形成的凹坑，故译为塑坑。有人译为韧窝。——译者注

⊖ 最近已有人在面心立方的铝及奥氏体组织的高温合金中看到了解理断裂。——译者注

看到延性断裂，如铝及铝合金、铜、钛、钴、镍、铁、钢、不锈钢和合金以及强度非常高的钢及合金。

2.1.3. 塑坑的形貌

在延性断口上，我们能够区别对应于不同断裂方式的各种类型的塑坑。在质点附近萌生的显微空洞的连接方式有以下几种：

1. 在与作用力垂直的方向上断裂时，塑坑是等轴的（见图2）

2. 在其它情况下，按图3描述的机制，在局部切变区内发生断裂。这时断口两个面上的塑坑沿相反方向被拉长（图770/5）。

3. 断裂时有大量宏观应变（撕裂引起的断裂），也能看到拉长的塑坑（图770/6）。不过，在这种情况下，断口两个面上塑坑被拉长的方向相同（见图4）。

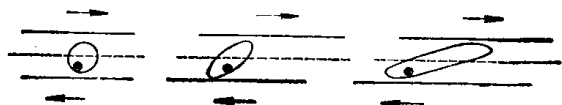


图3 断裂前存在剪切变形时形成的塑坑的示意图。断口两个面上塑坑被拉长的方向相反

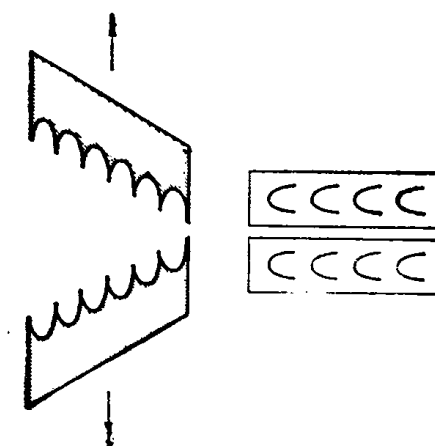


图4 撕裂引起断裂时形成的塑坑示意图。断口两个面上塑坑被拉长的方向相同

为了证实由形变几何学及断口上应力状态所决定的各种类型塑坑的存在，观察了同一断口两个面上对应部位的电子显微镜复型。图771/1-2中显示了根据图3的机制形成的拉长塑坑。

这里值得提出的是包含有沿轧制方向拉长的夹杂物的轧制钢材的断裂(见后面第四章)。这时断口与轧制面平行，显示出台阶或平台状的形貌，且塑坑形状像具有椭圆截面的半圆柱体（图771/3）。

2.1.4. 延性断裂三个阶段的研究

关于延性断裂的各阶段，有大量可以加以利用的实验证据。

2.1.4.1. 第二相质点对内部空洞形成的影响

观察形变试样的纵向截面后发现，不是通过质点开裂，就是通过质点和基体的界面分离来形成空洞（图771/4-6）。

在一定的材料中，形成空洞所必须的应力与应变取决于第二相质点的形状、大小和性质。

以轧制的低碳钢为例：

一长约 $10\mu\text{m}$ 的拉长的硫化物，可由于非常小 ($< 2\%$) 的应变而破碎 (图771/7-8)
 一尺寸相近、近于球形的硅酸盐夹杂，则在形变刚开始时在界面处脱开 (图771/9-10)
 一被渗碳体包围的珠光体岛 (尺寸为几十个 μm)，即使应变大于20%时也不开裂[⊖]

甘古里(A. Gangule)和古尔兰德(J. Gurland)^[20]研究过 Al-Si 合金形变过程中硅质点的开裂问题。试验是在540℃回火100 h后进行的。图5表示了开裂质点的百分数与名义应力的关系。质点尺寸的影响见图6。可以看到，开裂质点的百分数随应力和应变的增加而增加。但另一方面，较大的质点先开裂，且如果质点数量较多，则其开裂的百分数就较小。

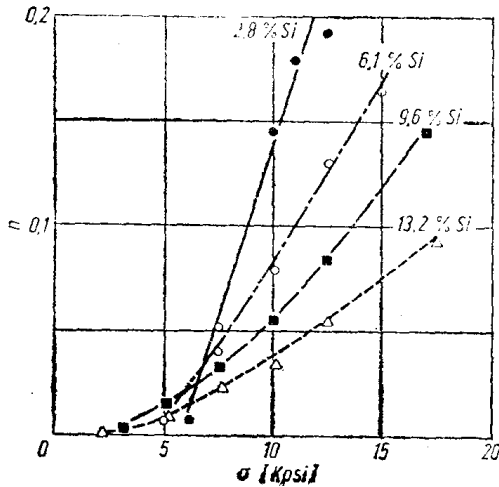


图5 Al-Si合金中，开裂的硅质点的百分数 n 和名义应力 σ 的关系(引自甘古里及古尔兰德^[20])

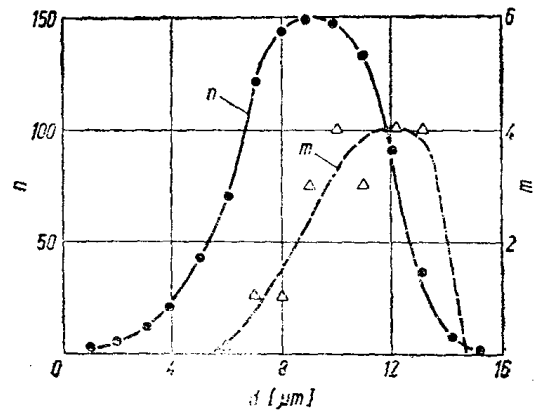


图6 相同合金中，质点尺寸对断裂的影响。
 n 为质点总数， m 为已开裂质点数
 (引自甘古里及古尔兰德^[20])

考虑到这些观察结果后，人们可能要问：

- a) 在没有夹杂或沉淀相的金属中是怎样发生断裂的；
- b) 存在质点或孔洞是否意味着必然会形成塑坑。

不含质点的纯铝断裂时试样会变成细锥形，此时谈不上有断口。然而这是非常软的金属，人们不能说这种行为具有普遍性。但是，我们通常发现随着纯度的提高，缩颈也增加。

关于质点对形成塑坑的作用，还可以作一些有趣的说明：

a) 钱 (G. Y. Chin) 等指出^[21]，在同一金属中，在某一给定温度下，断裂时产生100%的缩颈。而在较低温度下，断裂则伴随着塑坑的形成。在低温下引起延性断裂的夹杂物 (质点) 等在高温下不再起类似作用。在铌中，当断裂温度下降时，也能看到缩颈的消失和塑坑密度的增加。

b) 帕尔麦 (I. G. Palmer) 和史密斯 (G. C. Smith)^[23]研究了内氧化的铜合金 (SiO_2 质点尺寸为 $50\sim 5000\text{Å}$ [⊖]) 中空洞的形成过程。平板状拉伸试样在20℃和-196℃下断裂。用电子显微镜观察均匀变形区，表明在一些质点周围有裂纹 (图772/1)。将开裂质点的直方图和所有质点的组织图相比较，可以看出：

一质点越大，它们开裂的几率越高

⊖ 我们将在后面讨论铁素体-珠光体组织形变和断裂的特殊形态。——作者注

⊖ $1\text{Å} = 10^{-10}\text{m}$ ，下同。——译者注

一在 -196°C 进行拉伸试验，均匀应变约为40%时，甚至那些最小的质点也萌生裂纹；

c) 其它的观察证实了这些结果。塑坑的尺寸通常大于质点间的距离，这意味着断裂时不是所有的质点都起作用。但是，当断裂在较低温度下发生时，塑坑尺寸减小，表明有较大比例的质点萌生了裂纹。在沉淀硬化合金中更是如此。当沉淀相的尺寸低于某一值时，断口上出现从夹杂物处萌生的大塑坑。如果沉淀相足够大，它们中相当大的部分能形成塑坑。在铝合金及马氏体时效钢中已看到了这点^[24]。在后一种情况下，沉淀相的临界尺寸在 -196°C 时大约是 150 \AA ，而在 20°C 时大约是 400 \AA 。图772/2-3中给出了沉淀硬化质点对塑坑形成起作用和不起作用时的两种断口形貌。在时效的初期（图772/2），沉淀相太小，不足以形成塑坑，而使断口具有特征的粗大塑坑仅和 820°C 奥氏体化时未溶解的粗大质点有关。当沉淀相足够大且间距适当时，它们影响断裂过程（图772/3），这也和较低的断裂应变和断裂功相对应。

以上一系列的观察表明对于空洞的形成，存在一个临界质点尺寸。上面介绍的试验就空洞形成这一过程来说，只是能把大夹杂物和小质点的作用区分开来。但是他们不足以显示各种因素的相对影响，而在证明临界尺寸及其对温度的依赖关系时，这些因素可能是需要加以考虑的。它们是：

- 一应力集中的几何效应及弹性效应。这取决于质点和基体的相对刚度；
- 一位错通过交滑移绕过质点的可能性；
- 一温度对质点韧性的影响；
- 一质点与基体界面的组织和聚合力。

用铁素体铸铁的例子来说明质点刚度的重要性。当石墨以坚实的球形存在时，它们那里会萌生大的塑坑。这伴随着基体强烈的局部应变和内缩颈（图772/4）。反之，石墨以易碎的球状出现时，会使铸铁强度下降，但应力集中的效应减小。这样，空洞几乎不从石墨球处萌生，尽管夹杂物较小，塑坑还是在它周围形成（图772/5）。这是不同类型的质点影响塑坑形成的另一个例子。

尽管有前面的例子，人们仍可提出疑问，是否在其它金属或极不相同的试验条件下，没有沉淀相或夹杂物时，就不出现类似的延性断裂？这种假想的情况可由于十分局限的解理开裂和局部应力集中而出现。范性形变、晶界作用（三叉结点）、凝固后留下的显微气泡等都能形成这种应力集中。

尽管有些作者提出了上述看法，但这样的机制还没有令人信服的试验证据。

人们也必须注意在高的静水压试验时的行为。此时，能得到高达100%的缩颈。因而，可以预期不能靠空洞长大来产生经典的延性断裂。许多作者试图提出靠质点萌生裂纹的理论，其中有：

古尔兰德和甘古里^[20]假设局部应力集中是形成微裂纹的唯一根源，来确定形成显微裂纹的几率。如果应力集中是由于位错塞积引起的，就认为应力与粒子间距成正比。这样一来，形成显微裂纹的几率遵循下式：

$$\frac{\sigma d^{\frac{1}{2}}}{f^{\frac{1}{3}}}$$

式中 σ 是施加的平均应力； d 是质点平均直径； f 是质点体积分数。这个关系在上面提