

断口学译文集

第一辑

《兵器材料与力学》编辑部

一九八〇年七月

1.91

TG111.91
1
301

第一辑

金属的断裂机理与断口形态

目 录

前 言..... 1

一、 韧脆断裂

1. 材料的断裂及断口学——材料的断裂..... 小林英 男 2

2. 钢的沿晶破坏：晶界成分的作用
..... C.L.Brant, S.K.Baferji 18

3. 韧-脆转变的现代概念..... И.М.Павлов 等 53

二、 疲劳断裂

1. 疲劳断口的断口学特征及断裂韧性.....В.С.Иванова 等 57

2. 疲劳裂纹萌生与扩展的新模型..... S.P.Lynch 75

3. 疲劳断裂过程中的裂纹传播速度和应力场强度因子门坎值
..... С.Е.Гуревич 等 90

三、 氢脆与应力腐蚀

1. 钢的氢脆..... R.A.Oriani 109

2. 钢的氢致断裂及其断口形态分析..... 菊田米男 等 126

3. 应力和腐蚀 机械化学引论..... 大谷南海男 135

4. 关于腐蚀疲劳裂纹行为的研究..... 津谷和男 等 150

1716-122

A333913



前 言

金属机械零件在使用过程中的断裂，尤其是脆性断裂、疲劳断裂和延迟断裂，往往是突然发生，事前无明显征兆，因此经常都可能带来很大损失。零件断裂后，断口上记载着有关断裂过程的许多珍贵资料，因此人们长期以来，就非常关注断口的观察和研究，但只是在电子显微镜，特别是在扫描电镜问世后的十多年中，对断口才开始了更深入、更细致的研究，使它发展成为断裂学科中的一个新领域。

所谓断口学乃是研究金属断面的科学。它采用肉眼、放大镜、显微镜及电子显微镜等研究手段，从观察断面形貌特征、断面粗糙度和断口轮廓线等入手，从而分析断裂发生的原因，以及断裂所经历的过程，进而确定断裂性质及断裂机理，为改进设计、改进加工工艺、合理选材、合理用材及研制新材料提供可靠依据，以防止类似断裂事故的再度发生。断口学与建立在宏观线-弹性力学及弹-塑性力学基础上的断裂力学，以及与建立在金属微观结构——主要是位错理论基础上的断裂物理，虽然在分析问题与处理问题上所站角度、所采用方法各有不同，但三者研究的问题却紧密相关，因此也就很难严格划清它们之间的界限。它们总是互相渗透、互相配合，共同构成一个新兴的边缘学科——断裂学科。

我们在汇编“断口学文摘索引”的基础上，选择了一部分有代表性的文章，编译成两辑：第一辑为金属的断裂机理与断口形貌；第二辑为断口分析技术及其应用。

本文集共收录文献20余篇。在选题过程中，我们考虑到本书的读者大多数不是从事断口分析的专门科技人员，而是希望了解有关断口学发展现况的广大工程技术人员、科技研究人员，以及高等、中等专业学校有关专业的师生们。因此我们所选文章大部分是各领域内比较权威的综述评论、专题报告和技术资料总结，力求所选文章对所论述的课题给以系统的、全面的概括。鉴于断口学所涉及的问题非常广泛，而文辑篇幅有限，所以只能就其中几个主要方面予以讨论。第一辑分三部分：1. 韧-脆断裂——介绍金属材料的微观断口学特征，评述沿晶第二相、复杂偏析、环境及高温加应力对沿晶破坏的影响，同时论述了韧-脆转变的现代概念；2. 疲劳断裂——介绍疲劳断口学的宏观及微观特征，微观疲劳条纹形成的物理模型以及疲劳裂纹扩展速度和应力场强度因子门坎值等；3. 氢脆与应力腐蚀——分别介绍环境介质，尤其是氢对断裂机理及断口特征的影响。

本书的主编工作，由北京工业学院石霖、杨道明同志和五二研究所林治明同志完成。

限于编译者水平，加之断口学发展迅速，研究论文繁多，无法对其一一品评，因此在文章选题、文稿审校方面都存在不少问题。另外，断口学名词术语甚多，而且尚无标准译名，因此错误或不妥之处在所难免，请批评指正。

材料的断裂及断口学—材料的断裂

小林英男

(日本, 东京工业大学部机械物理工学科)

一、绪 言

对于实用材料来说, 裂纹扩展之前, 在裂纹顶端附近先产生塑性变形。具有这种塑性变形的固体与只有弹性变形的固体情况不同, 它对裂纹的扩展是起阻碍作用的。换言之, 这种塑性变形对断裂韧性会产生很大影响也是预料到的。在讨论塑性变形对材料的断裂韧性影响之前, 先抛开裂纹扩展的问题, 首先介绍一下材料断裂的一般情况。

金属材料的断裂过去已经研究的很多了, 经常把断裂分为以下几种情况。

从宏观形态来分, 有正断与切断; 从塑性变形的难易程度来分, 有脆性断裂与韧性断裂; 从显微组织来分, 有穿晶断裂与沿晶断裂; 从外部条件来分, 有静载断裂、冲击断裂、疲劳断裂、蠕变断裂及滞后断裂。如果再考虑周围的环境, 分类情况就更复杂了。另外如以前讲过的, 任何断裂归根结底均是属于几个原子大小范围的拉伸分离和剪切分离之中的一种, 不过各种分类彼此之间不一定有联系。上述的各种分类都不能对断裂的原因及微观机理提供任何解决办法, 这就是目前的状况。

二、断 口 学

如以前所述, 断裂本来是具有统计性质的一种不明确现象。断裂过程虽因条件而不同, 但大多数是在瞬间完成的, 因此靠实验方法来掌握其断裂过程或微观机理是很困难的。不过在断裂后的断口上经常留下有能反映出断裂过程或微观机理的痕迹, 通过对这些痕迹的分析, 能够获得断裂过程或微观机理的可靠情报。把采用像分析化石断面或像法医学那样的分析手段, 对金属断面进行的微观研究叫做断口学。虽然应用光学显微镜研究断口学的历史已经很长, 但由于近年来电子显微镜的迅速发展及完善, 所以目前断口学业已形成了一门称做电子微观断口学的独立学科。

电子显微镜可以分为透射型电子显微镜和扫描型电子显微镜两种。透射型电子显微镜的工作原理与光学显微镜比较如图 1 所示, 像的反差是由试样对入射电子束的吸收不同而形成的, 如下所述, 在采用复型试样时, 这种吸收反差能够通过投影进一步得到加强。扫描型电子显微镜的工作原理如图 2 所示, 它是采用微细的电子束照射在试样上而产生的二次电子像。这种二次电子束像反差的强弱与多种因素有关, 如果设入射电子束与试样法线之间的角为 θ , 由于发射系数与 $\text{Sec}\theta$ 大致成正比, 所以可以得到有立体感的像。

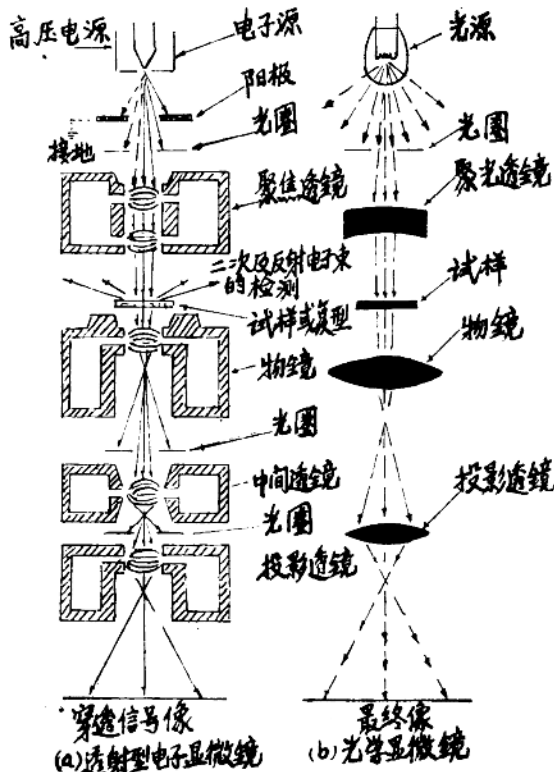


图1 透射型电子显微镜工作原理与光学显微镜比较

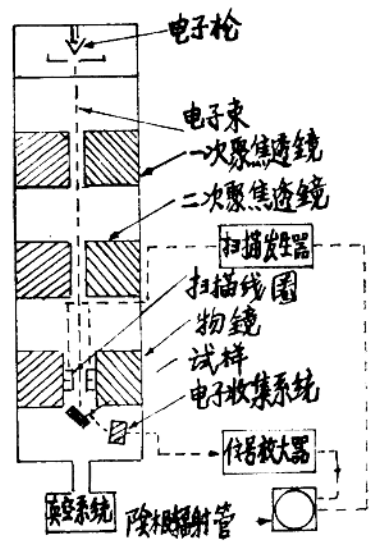


图2 扫描型电子显微镜工作原理

在断口学以外的研究工作中，采用电子显微镜而取代光学显微镜的主要原因，是由于电子显微镜能够获得光学显微镜不可能达到的高的分辨率。不过在断口学的领域内，这样的说法未必是全面的，还有一个聚焦深度问题。一般用光学显微镜观察的范围仅是较平滑的有限断面，而通常的断面却都是凹凸不平的。普通透射型电子显微镜的分辨率为 10 \AA 左右，此时聚焦深度为 2μ ，如果与光学显微镜比较约提高300倍。因而使用透射型电子显微镜，可以对凹凸不平的断面进行观察，而且能获得高的分辨率。但是在使用透射型电子显微镜时，电子束要通过试样，故给制备极薄的试样带来很大困难。对断口学有意义的并不是断口表面以下的组织，而主要是断口的表面形态，所以通过制备复型可以真实地反映出断面的微观几何形状。复制断面复型有多种方法，但是一般采用的有一次复型法和二次复型法两种。一次复型法是把碳直接喷在断面上或者使其生成氧化膜，然后把这一层剥落下来进行观察；二次复型法首先是借助于塑料制品制取断面的像，接着再用喷碳等方法制备复型。实际操作时，在喷碳膜之前经常用铬或钼进行投影，图3表示二次复型法的顺序。另外当有特殊要求时亦可以采用萃取复型。

目前采用复型技术获得的分辨能力，一次复型法是 $20 \sim 30 \text{ \AA}$ ，二次复型法是 100 \AA 。应该指出，二次复型法不需要破坏断面，除了可以进行多次复型外，还可以根据情况，对断裂后的结构件在现场进行复型，然后将复型带回研究室去观察，从而达到断口分析的目的。

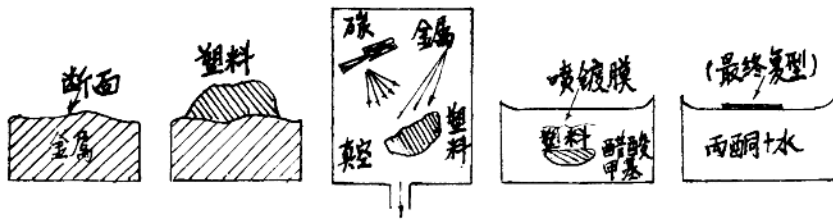


图3 二次复型法

不过从另一方面看，在透射型电子显微镜中，由于装载复型试样的薄网格尺寸的限制，故不能得到连续的图象。另外观察的部位与实际断面上的位置或方向如何对应也有很大的技术性困难。并且由于最低放大倍数是1000倍左右，所以要想掌握整个断面的形态，还得依靠其他方法。

为了弥补上述透射型电子显微镜的缺点，在断口学研究中，可以使用扫描型电子显微镜。在扫描型电子显微镜中，对断面上的同一个地方，可以由数十倍到数万倍连续地观察，能够填补光学显微镜与透射型电子显微镜之间在放大倍率方面的差距。但是当聚焦深度与透射型电子显微镜相同时，分辨率最多不过 200 Å，另外从成象能力方面也远远不能达到透射型电子显微镜的程度，并且被观察的试样尺寸是有限的，所以必须把实际观察的断面切成适当尺寸。也就是说，透射型电子显微镜与扫描型电子显微镜的优缺点正好相反。尽管如此，在断面分析时，根据不同的目的要求，要尽量使透射型电子显微镜和扫描型电子显微镜的使用要适得其所。只要对其结果都能得到满意的解释，无论采用那一种电子显微镜

皆可以。目前的电子显微断口学就是以这两种电子显微镜为基础而建立起来的。

从电子显微断口学角度来看，按照断口特征可以把断裂分成解理、显微空穴连结及滑移面分离三种，如图4所示。这种分类法包括了上述对断口从宏观尺度及原子尺度的分类。并且如下所述，这种破坏方式本身的特点是由于断裂机理不同，因此由其破坏方式便可以对断裂机理进行探讨。不过这种断裂机理的差别，与上述宏观分类不一定一一对应。例如，虽然解理断裂是拉伸断与脆性断裂时断裂机理的必要条件，但并不是充分条件，对不同材料，尽管是拉伸断裂或脆性断裂，其断裂机理也往往是显微空穴连结。并且从金属显微组织角度来看，无论是穿晶断裂或沿晶断裂，上述三种断裂机理均可能出现。如果说断裂是在几个原子范围内发生的话，则可以认为解理是拉伸分离，而显微

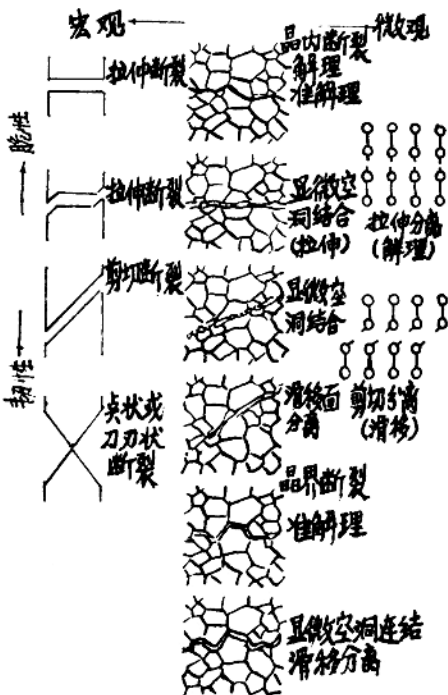


图4 在宏观范围及微观范围的断裂分类

空穴连结与滑移面分离是剪切分离。在实际材料断裂中，根据外界条件不同，这三种断裂机理中的某一种尽管可能占优势，但在一般情况下三种机理是同时存在的。

三、解理

解理通常是在除面心立方晶格以外的体心立方、密排六方、金刚石、简单立方等晶格中发生，并沿特定的低晶面指数的原子面间，出现拉伸分离的痕迹。在计算固体理论断裂强度 σ_0 时，就是以解理做为研究对象的，但是并不能计算某些特定的晶面。关于特定晶面 (hkl) 的表面能 γ_{hkl} 可以用下式来表示：

$$\gamma_{hkl} = \left(\frac{E_{hkl}}{a_0} \right) \left(\frac{d_0}{\pi} \right)^2$$

式中， E_{hkl} ——表示 (hkl) 晶面的正弹性系数， a_0 ——表示 (hkl) 晶面的面间距， d_0 ——表示原子直径。从表示理论断裂强度 σ_0 的式子可以看出，具有最小表面能的 (hkl) 晶面的理论断裂强度最低，故 (hkl) 面一定是解理面。例如，在体心立方和简单立方中，其解理面是 (100) 面，而在密排六方中解理面是 (0001) 面。如上所述，解理是沿特定的晶面所发生的原子尺度范围的拉伸分离的结果，而几乎不发生塑性变形。因此在目前电子显微镜分辨率的范围内，断面本身乃是以所谓刻面（facet）那样大小的面作为单位，所观察到的毫无特征的平面。例如在多晶体中，由于每个晶粒的方位不同，尽管宏观断面是与最大拉伸应力方向垂直的，而微观地来看这个断面却是由与宏观断面的方位稍有偏离的各个晶粒的解理面作为单位而组成的。因而，如果认识到每个晶粒均与断面成某一角度，则刻面的存在就是很容易理解的了。图5表示低碳钢解理刻面的一个例子。



图5 低碳钢解理刻面（扫描电镜×500）

实际上，即使在刻面内部，断裂也很少沿着单一的解理面发生。在多数情况下，裂纹要跨越若干个平行的解理面。所以即使在一个刻面内部，如裂纹沿两个平行的解理面发展，则在二者的交界处将形成台阶。形成台阶机理的最简单模型如图6所示，首先是解理裂纹与螺型位错相交而产生一个原子间距的台阶。这个台阶的形成与刃型位错和螺型位错相交而产生割阶的原因相同。图7表示台阶形成后伴随有河流形成的示意图。其中(a)表示具有相反方向的台阶汇合后而消失；(b)表示具有相同方向的台阶汇合而使台阶高度增加，就能量来说，(b)情况下是稳定的。通常台阶走向是沿裂纹扩展的方向，高度大的台阶汇合后能够得到高度差很大的台阶，图8就是一个例子。从照片上可以明显地观察到在断面上这些台阶的汇合情况，因为不同的台阶类似河流的支流与主流的关系，所以称做河流花

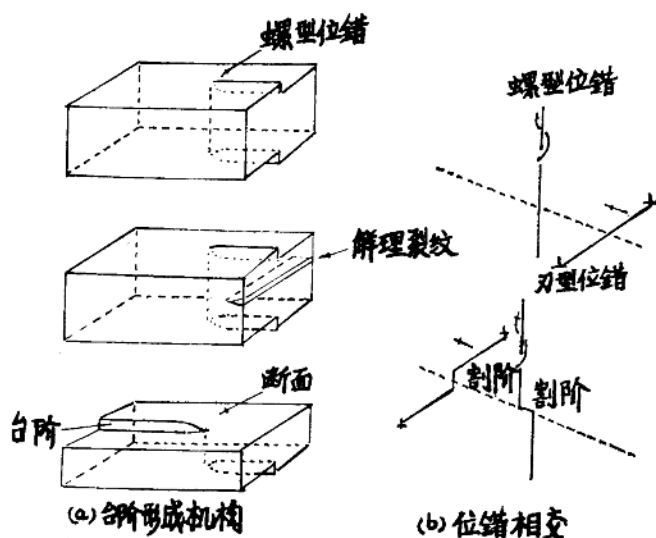


图6 台阶形成机理与位错交割的示意图

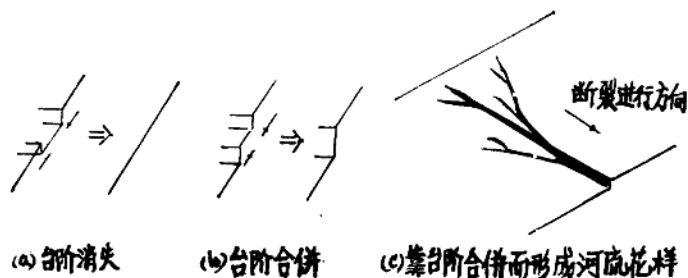


图7 河流花样形成机理

样。河流花样本身乃是把没有特征的解理破坏赋予断口学特征，因而使河流花样成为判断是否为解理断裂的重要依据，并且从河流花样的走向常常可以判断裂纹扩展的方向及裂纹源。

上述的台阶面可以看做是一种二次解理面。由同样的二次解理造成的台阶如图9的(a)所示，当平行于解理面的两个解理裂纹很靠近的时候，则这上下两个解理裂纹就会连为一体。但如果解理裂纹的上下间隔远远大于一个原子间距时，那么拉伸应力的分力在几乎等于零的这个面上产生二次解理之前，如图9(b)所示，两个解理裂纹中间的材料会发生很大的塑性变形，结果导致塑性撕裂，把这样形成的两个解理面的边界称做撕裂棱。另外在实际的解理断面上，即使是最初形成的台阶，随着解理裂纹的汇合，其台阶高度也会不断降低，台阶便逐渐为撕裂棱所代替。如图10所示，这时要把台阶与撕裂棱明显区分开是困难的，在解理面上看到的河流花样一般地讲是两者皆有。

解理面的另一个断口学的形态特征，就是舌状花样。舌状花样是横躺在钢铁材料的解理断面上，并显示出确实实地如图11所示的舌头状的样子。这种舌头由图12一对相配合的照片上可以看出，在相对应的一对断面之中，一个断面是凸出的，一个是凹进的，但两者的



图8 低碳钢河流花样 (扫描电镜, ×1500)

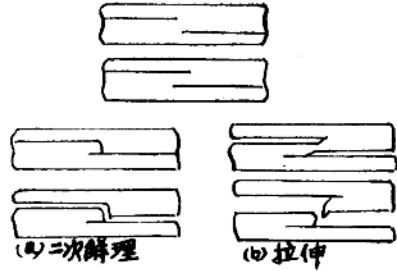


图9 由两个平行解理裂纹而形成的台阶

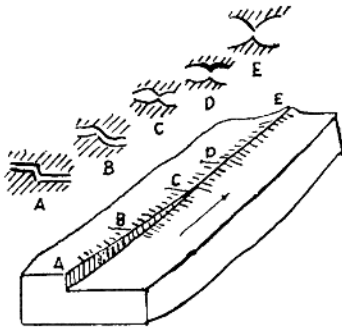


图10 在河流花样中从台阶向断裂变化

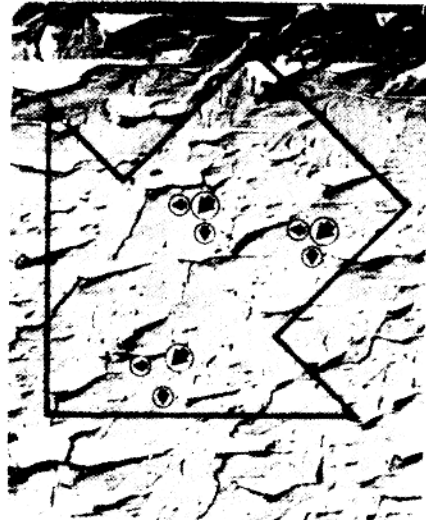


图11 铁的舌状花样 (箭头表示断裂方向进行, 复型, ×4400)

形状是完全相对应的。并且由于舌头面是 $(11\bar{2})$ 面, 所以这种舌头如图13所示是以下列方式形成的。当沿解理面 (100) 发展的解理裂纹遇到孪晶时, 便沿 $(11\bar{2})$ 孪晶面产生局部的断裂, 而舌头正是此局部裂纹的前缘与主裂纹的 (100) 面交错的痕迹。但是从图12也可以看出, 通常在舌头花样中, 解理裂纹扩展的方向不一定与舌头突出的方向一致。另外当舌状花样与河流花样同时存在时, 从河流花样的台阶处也往往会出舌头形状。尽管如此, 在钢铁中, 由于低温、高应变速度及三向应力等, 所以发生孪晶变形还是比滑移变形容易, 在这时的解理面上会明显地出现舌状花样。

晶界会使解理断面呈现更复杂的形态。如上所述, 解理刻面不一定是以每个晶粒作为单位, 其首要原因是晶界对解理面的倾斜度有影响, 其次是亚晶界存在的影响。当晶界或亚晶界是由刃型位错组成的小角度晶界时, 则亚晶界对台阶的通过不显示阻力, 如图14的(a)所示, 但是亚晶界可以成为新台阶的起点; 如果亚晶界是由螺型位错组成的扭曲晶界时, 则台阶不能通过亚晶界, 如图14的(b)所示。所以相邻的解理裂纹向亚晶粒内扩展



图12 铁的舌状花样的耦合照片(复型, ×3800)

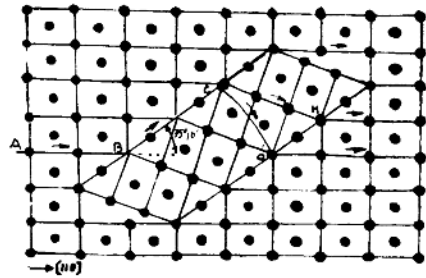


图13 舌状花样形成机理

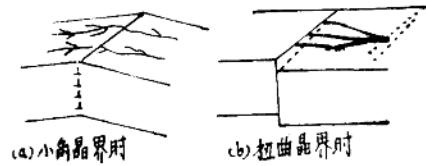


图14 在小角晶界或亚晶界处解理断面变化

时, 在亚晶界处一定产生新的解理裂纹, 结果从此处起还会形成新的台阶。在实际的多晶体组织中, 小角度晶界与扭曲晶界没有截然的区别, 因此在亚晶界处经常可以观察到河流花样的越过或停止的两种混合形态同时存在的现象。与扭曲晶界一样, 在大角度晶界处或者在原子排列紊乱且有大量杂质原子存在的实际晶界处, 解理裂纹是无法通过的, 因而它不可能通过大角度晶界向紧密相邻的晶粒内传播。这时在晶界或稍许离开晶界的晶粒内的一定地方会产生新的解理裂纹, 从该处开始使裂纹扩展到整个晶粒, 最终导致断裂。其结果如图15所示, 在一个晶粒内, 河流花样以裂纹源为中心, 以扇形的方式向外扩展, 故把这种花样称做解理扇形花样。在多晶体中, 这种扇形花样在各个晶粒内可以重复出现。扇形花样表示裂纹产生、传播的方式, 因而只要找到扇形花样就能判断断裂源及裂纹扩展的方向。

脆性断裂这个概念是不明确的, 如上述脆性断裂在断口学中不一定是解理断裂。在脆性断裂中, 虽然也出现解理的形貌, 但却伴随有很大的塑性变形, 这种断裂则可以称做准脆性或者准解理断裂, 以与解理断裂有区别。这时因为塑性变形是在河流花样的撕裂棱或舌状花样的舌面处产生, 所以这些塑性变形痕迹在整个断口面积中所占的比率可以作为划分解理断裂或者准解理断裂的大致标准。另外如图16所示, 当有大量的微小解理裂纹同时产生并不断扩大时, 在这些裂纹彼此相邻的边界处会通过塑性开裂或切窝状断裂使整体材料发生断裂, 于是出现了典型的准脆性断面。再一方面, 对钢铁材料来说, 解理是针对铁素体组织的断面上有明确的结晶方位的情况下定义的, 而在贝氏体或马氏体组织中, 当解理的结晶方位难以确定时, 使用解理这个术语就不一定确切。从这个意义上来说, 当以马氏体组织作为研究对象时, 也往往使用准脆性这个术语。不过在最近的研究中, 例如

低碳马氏体组织，其马氏体中的板条组成结晶方位整齐的晶块，在这个区域内断裂可以明显地沿(100)面产生。所以即使是在贝氏体或马氏体组织中，也可以认为解理与在铁素体组织中一样，不需要对它们进行区分。

准解理断裂的一个重要特征是晶界断裂，原子排列紊乱的晶界几乎不发生塑性变形，而是由于原子间受到拉伸而分离断裂，所以准解理并不是沿特定的原子面断裂，故不能叫做解理断裂。准解理晶界断裂的例子如图17所示。



图15 铁的解理扇形花样（复型，×5300）

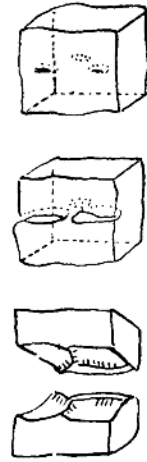


图16 靠微观解理裂纹的连结而形成的准脆性断裂



图17 低碳钢准解理的沿晶断裂

四、显微空穴连结

一般发生韧性断裂的金属材料断面上，有明地凹凸不平，能够观察到不太明亮的纤维状形态。如果把把这个断面用电子显微镜在更高倍率下观察，微观形态如图18所示，整个

断面被大量地微坑花样覆盖了,这些微坑花样称做韧窝。对微坑内部如果仔细观察,在钢中多数情况下能够看到有非金属夹杂的第二相粒子存在,所以韧窝是在材料中必然含有的第二相粒子的周围处产生的显微空穴 (microvoid)。这些显微空穴随着整个材料塑性变形而扩大后,使各空穴连结,最后形成韧窝状的断口形貌。就是说在断面上观察到的韧窝乃是显微空穴裂纹的一半。另外对韧窝内部仔细观察时,其内表面显示出蛇行滑移或拉伸痕的滑移形态。显微空穴的扩大机理正是滑移面本身的分离。

影响韧窝形成的原因主要有三个,其一是成核的第二相粒子尺寸及分布情况,其二是母相材料塑性变形的特性,尤其是加工硬化能力,最后一个是应力的状态以及温度或应变速度等外界条件。这些因素的影响方式与韧窝的起源、形状、大小及深度的关系如图19所示。

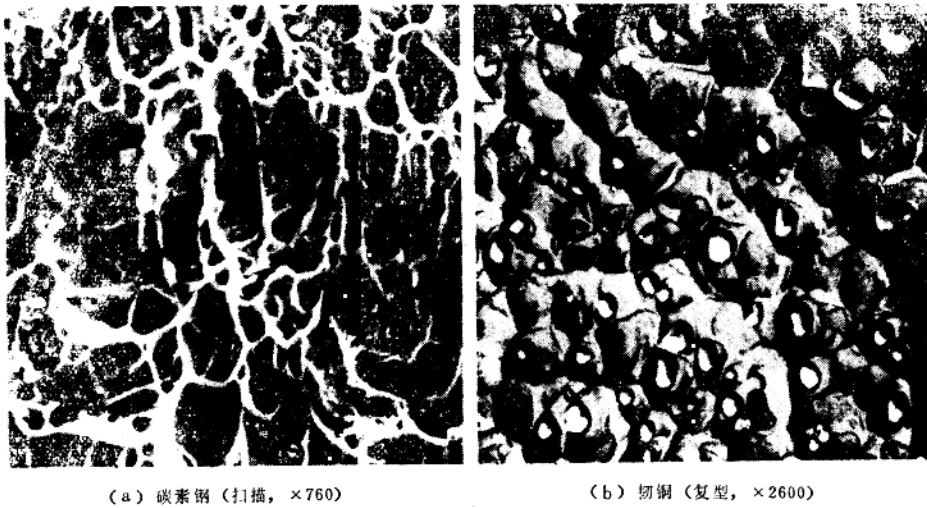


图18 韧窝花样

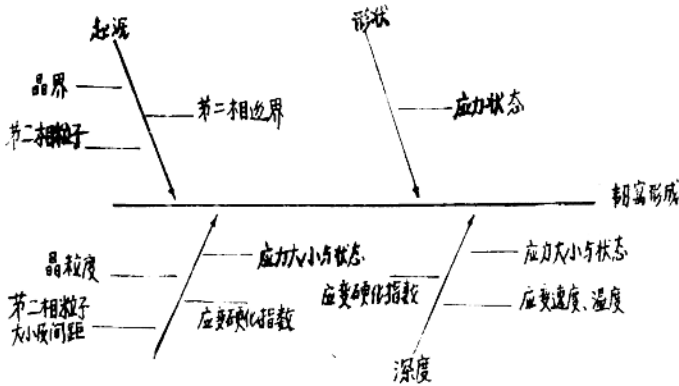


图19 影响韧窝形成的各种因素

在一般金属材料中, 韧窝的起源是第二相粒子, 这已为多数实验所证实。另外在几乎不含第二相粒子的纯金属中, 断面收缩率几乎达到 100%, 这种金属直到断裂并不形成韧窝状的断面, 这一事实从反面证明了第二相粒子同形成韧窝的关系。但是亦有例外的报导, 他们认为第二相粒子不是韧窝源, 第二相粒子的存在不一定是韧窝存在的必要条件。

韧窝的形状与构成韧窝源的第二相粒子或母体材料的塑性变形特征没有关系, 它是根据应力状态或拉伸应力方向与断面之间所成的角度来确定的。如图 20 所示, 在单一的轴向正应力下, 当断裂为拉伸型时, 就形成如 (a) 所示的等轴韧窝形状; 而在双向正应力下, 当断裂为剪切型时, 就形成如 (b) 所示的朝一个方向拉长的韧窝形状; 但是在缺口底部或裂纹的底部, 断裂是垂直于应力 σ_1 的拉伸型破坏, 但由于其他的主应力 ($\sigma_2 \approx \sigma_3$) 也有作用, 故也会得到如 (c) 所示的朝一个方向被拉伸的韧窝形状。由图中比较可知, 其中如 (b) 与 (c), 在相对应的一对断面上, 由于被拉长的韧窝方向不同, 所以把 (b) 情况叫做剪切韧窝, 而 (c) 情况叫做撕裂韧窝, 以示区别。因而从韧窝的形状也可以反推出外加的应力状态。图 21 是铝合金的光滑材料剪切断裂后和缺口材料拉伸断裂后的情况, 从中可以看到对各个断面有倾斜的剪切韧窝和等轴韧窝。以上韧窝的形状都是相对于局部断裂而言的, 换言之, 当宏观断裂形态与微观断裂形态不一致时, 各个不同的局部地方存在着与其各自的微观形态相适应的韧窝, 因此各种形状的韧窝是混杂在一起的。在实际的金属材料中, 也经常出现各种形态的混合韧窝。

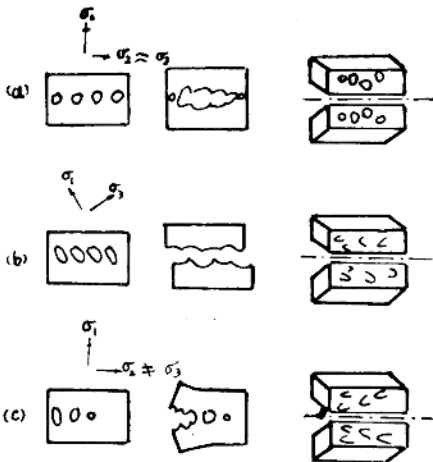


图 20 应力状态与韧窝形状的关系

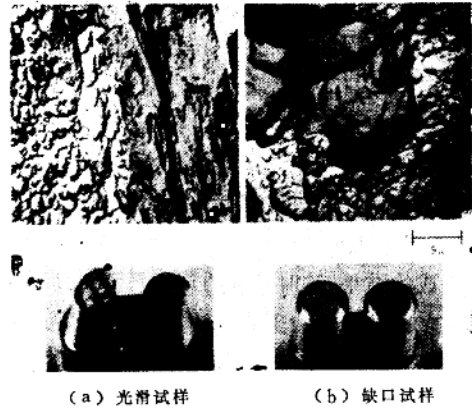


图 21 铝合金断裂形态与韧窝形状 (复型, $\times 2800$)

韧窝的大小往往是以假设的等轴状直径为大致标准; 而韧窝的深度常常是以高出的断面至韧窝微坑底部的距离为大致标准。这些韧窝的大小和深度反映了第二相粒子的大小、间隔及母体材料的塑性变形能力, 同时也反映了包括外加应力的方向和状态在内的外界条件。在金属材料的断面中, 一般最常见的乃是尺寸大小各不相同的韧窝, 但是也经常看到仅由尺寸较大而均匀一致的韧窝以及在比较均匀的大韧窝的周围密集着小韧窝的情况。当只有存在尺寸较均匀一致的韧窝时, 形成韧窝源的第二相粒子又只有一种, 而且显微空穴之间的连结是靠材料内部的缩颈而产生的。此时第二相粒子的间距才能控制韧窝的大小,

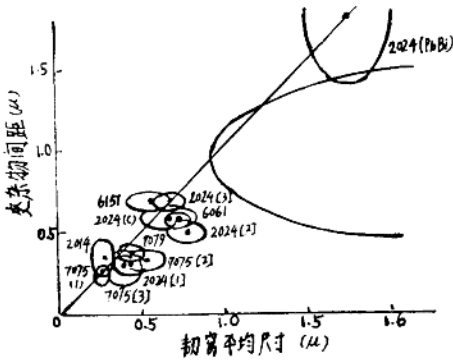


图22 在各种铝合金中第二相粒子的间距与平均韧窝大小的关系

图22就说明铝合金中第二相粒子的间距与韧窝大小的关系。当在均匀的大韧窝周围密集着小韧窝时，较大尺寸的第二相粒子作为韧窝源首先形成显微空穴，当显微空穴长到一定尺寸后，空穴之间发生连结，从而使材料造成剪切断裂。当然这种剪切断裂也可以由作为韧窝源的更细小的第二相粒子所形成的显微空穴的长大与连结而促成之。但是通常由于细小的第二相粒子密度大，而且显微空穴是在已充分进行塑性变形的断裂之前就形成，所以在剪切断裂时，产生的韧窝常常不能得到足够的大小和深度。这样在断面处就存在有两种大小不同的韧窝。

因此在有更多种第二相粒子存在时，按照粒子的种类不同显然会有多种尺寸的韧窝共存，如前所述，在一般金属材料的断面中都有多种尺寸的韧窝共存。

长大成一定尺寸的显微空穴的连结究竟是靠内部缩颈还是靠剪切断裂来实现，则取决于内部缩颈的难易。另外因为内部缩颈的难易程度反映了形变硬化指数的大小，所以通常形变硬化指数值越大的材料越难于发生内部缩颈，显微空穴更易通过剪切断裂而连结，结果导致韧窝的大小和深度均变小。其次这些母相的塑性变形特性由于随着温度或应变速度而变化，所以温度或应变速度对韧窝大小或深度有影响。事实上，在钢中随着实验温度的增加，韧窝深度增加；而在铝合金中，当应变速度低时，可以看到细小的韧窝，而应变速度高时，可以看到粗大的韧窝。同样，应力的或应力状态也通过塑性变形特性而间接对韧窝深度造成影响，例如，在高的静水压中助长了内部缩颈，所以显微空穴之间材料的剪切断裂便难于发生，这时较大的韧窝尺寸几乎不变，但其深度却增加很多。反之，在多向拉伸应力下或在缺口底部处，显微空穴的形状与单一轴向应力下的光滑材料的韧窝形状正好相反，前者几乎是球形，后者则沿拉伸应力方向延伸成椭圆柱体，这是因为剪切断裂容易发生而造成的结果。这时较大的韧窝尺寸也几乎不变化，而它的深度却减小很多。这种现象可以用在多向拉伸应力下或在缺口处材料的塑性降低来解释。当然，实际上韧窝的大小和深度往往是相互关联的。但从上述结果看，可以说比较大的韧窝之尺寸主要受第二相粒子间距的影响，而其深度主要受形变硬化指数及力学因素的影响。当裂纹的扩展随着显微空穴的连结而完成时，暗示着在比较大的韧窝之深度与断裂韧性的参数之间可能存在一种相互关系。

最后应该强调指出，韧窝不仅在晶粒内，而且在晶界也能形成。在晶界处产生韧窝时，既有以晶界处的第二相粒子为源者，也有不以第二相粒子为源者。前者在过热的高强度钢中，以晶界处析出的MnS作为产生韧窝的核就是明显的例子，后者通常在高温蠕变时可以看到。尤其是蠕变断裂时的韧窝，可以用原子空位沿晶界的扩散和聚集而产生的显微空穴来解释，如上所述这乃是第二相粒子不一定作为韧窝源的典型例子。

五、滑移面分离

让方位明显的单晶受单向拉伸变形时，如密排六方的例子如图23所示，它只有在特定

的平行晶面上产生滑移，并且在晶粒内部露出新的表面，把这种新的表面称做滑移面分离，整个晶体的变形就是这个滑移面分离的结果。另外，沿特定的面滑移分离而造成的断裂也往往正是滑移面分离所引起的明显的后果。但是某些材料滑移不一定都在单一的滑移面上产生（如图24所示），通常都是跨越几个面。尽管如此，这些滑移面分离的痕迹，在表面处还是成台阶状，把它们称做滑移线。由图24看出，滑移线有时成直线形状，有时成波状形

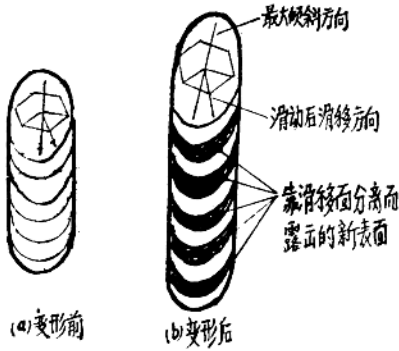


图23 在密排六方单晶中滑移面分离

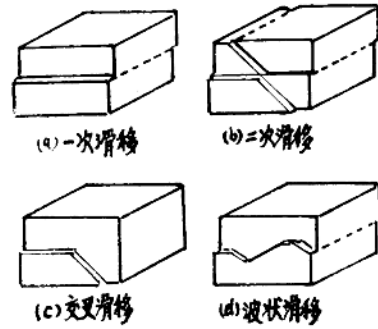


图24 滑移的形式

状。如果把这些滑移线再用电子显微镜统一观察，其断面如图25所示，在(a)情况的单一滑移面上分离量很少，而在(b)情况下看到的一条线，实际上往往是间距很窄的若干条滑移线的聚集，为了与滑移线区别，对后者常称做滑移带。以上的说明是以简单的单晶作为例子，而对多晶体也是一样的。但是在多晶体的试样表面或缺口底部因塑性变形而造成的实际滑移面之间的分离过程是很复杂的。故把它称做拉伸痕 (Stretching)。

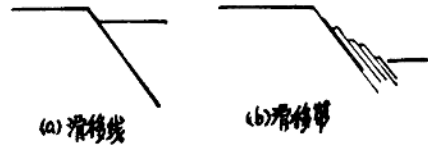


图25 滑移线与滑移带

图26表示缺口底部表面的塑性变形过程。现在来研究一下在与纸面垂直的单位面积上，沿着此面与局部最大切应力面相交的交线上所发生的情况。在图26中从(a)过渡到(b)的状态时，滑移首先发生在有利位向的几个平行面上，其结果如箭头所示，由于滑移面分离而形成了新的表面。这个新的表面可以用电子显微镜对其进行观察及识别。这种滑移面的分离常常采取蛇行滑移的形态。以上都同单晶体时一样。但是在(a)状态还明显地存在着滑移面分离的痕迹，则由于变形的继续发展到(c)状态时产生了额外的滑移，结果使表面显得较为光滑了，这时表面是波纹状或链波状。与此同时，在缺口底部表面的中心处再次产生新的滑移面分离。当达到(d)状态时，在(b)状态明显滑移面分离的痕迹完全变得光滑，甚至通过一般的复型，在电子显微镜下观察时也不能辨别出滑移的台阶。这时又产生新的滑移面分离。在(c)情况产生的滑移面分离的痕迹与在(b)情况产生的滑移面分离的痕迹有同样的过程。在缺口底部容易产生滑移的实际例子示意图如图27的(a)所示，其电子显微镜照片如图27的(b)所示。试样是直径为1/3吋的工业纯铁金属丝，用锉刀开一个垂直于金属丝轴的缺口。图27的(b)中表示的A和B是蛇行滑移。实际上，通过立体观察，

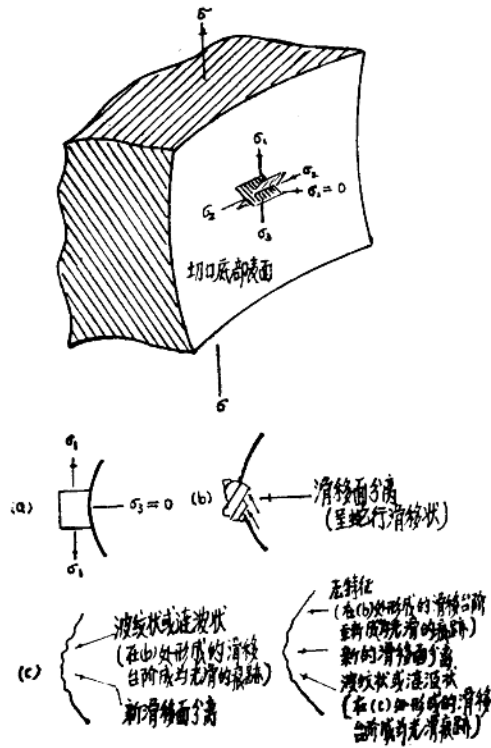


图26 在缺口底部的拉伸痕

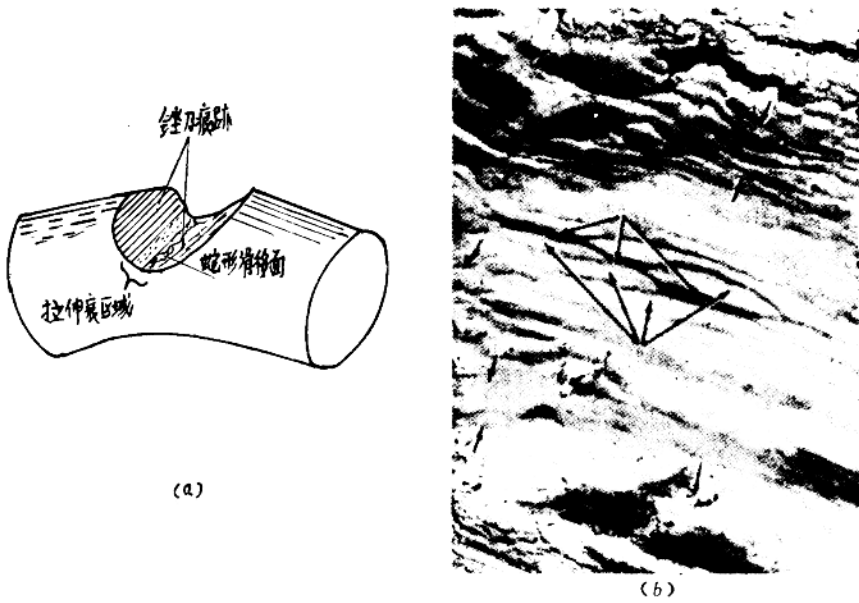


图27 在工业纯铁金属丝的缺口底部产生的拉伸痕 (复型, $\times 3500$)

常常可以看到产生如图26的(b)所示的台阶,在B处用箭头标注的明亮部分乃是滑移面分离时产生的新表面。由于又产生了附加的滑移,于是形成了光滑的涟波状痕迹,如箭头(c)所示。在锉刀痕迹的附近处,由于滑移台阶更细,所以凡箭头D指示的地点都没有什么特征。如上所述,当缺口底部产生大的塑性变形时,尽管靠滑移可以产生新的表面,但由于滑移台阶极细,业已超过复型技术所能显示的程度,因而在其面上看不到什么特征。这种新表面的形成过程通常称做拉伸痕。

不仅仅在缺口底部能够产生蛇行滑移或拉伸痕,如上所述,在高纯度金属中,由于作为切窝核而析出的微粒子或夹杂物少,所以切窝难于形成。当截面收缩率几乎达到100%的显著塑性变形后,通过滑移面的分离才产生针尖状以至刀刃状的破坏。这时变形试样的侧面则布满了蛇行滑移线或拉伸痕。但是蛇行滑移线或拉伸痕分布在表面(并不是在断口面上),所以在韧性断裂的金属材料的断面中,在多数情况下常常可以观察到与切窝共存的蛇行滑移线或拉伸痕区域。一个低碳钢的例子如图28所示。此例子表明,即使在多晶体中,只靠滑移面的分离也能够使材料断裂。另外,导致切窝形成的显微空穴的长大,既然可以靠滑移面分离而形成,那么在空穴的内表面上必然会呈现出蛇行滑移线或拉伸痕花样。从这个意义来看,严格区分由显微空穴连结而导致的断裂和由滑移面分离而导致的断裂是不可能的。因而,不能不把上述的针尖状或者刀刃状断裂的变形试样的侧面也看做是一种断面。



图28 存在于韧性断裂后的低碳钢断面上的拉伸痕区域(复型, $\times 2800$)

在过去发表的文章和图表中,曾对最简单的裂纹尖端处的塑性变形的机理作了说明,即通过滑移面的分离在裂纹尖端处露出了新的表面,结果使裂纹发生塑性钝化,使裂纹尖端的半径增大了。在实际的多晶体金属材料中,裂纹尖端所产生的塑性变形过程虽比上面稍复杂些,但是它与上述的缺口底部的拉伸痕的产生过程是完全相同的。图29表示有预制疲劳裂纹的断裂韧性试样的断面,但是在紧靠疲劳断面的地方明显地存在着一个具有蛇行滑移线和拉伸痕特征的狭长区域,这个区域叫做延伸区(Stretched zone)。正如图30所示,所谓延伸区无非就是试样断裂之前,预制疲劳裂纹靠滑移面的分离而造成塑性钝化的痕迹,也就正是裂纹张开的痕迹。在过载但不使试样断裂的条件下,按照所施加载荷或应力集中系数的大小也可在试样上形成延伸区,它的宽度从图30也可以看出,是与裂纹顶端的张开位移COD有关系的。如前所述,产生针尖状或刀刃状断裂时,变形试样的侧面或缺口底部的拉伸痕都可以看做是断口。延伸区也是一样,严格地说它不能算断面,但按照具体情况来看,也常常可以把它看做是一种广义的断面。

从以上几个例子可以看出,除解理断裂外,对于由显微空穴连结而造成的断裂或由滑移面分离而造成的断裂来说,一般是不能把它们的变形过程和断裂过程严格区分开的。在疲劳断裂时能够看到这种例子。多数情况下,疲劳断裂源就是滑移带裂纹。滑移带裂纹是