

石油化工设备设计参考资料

关于结晶材料断裂的 一些显微组织特征评述(译文)

上海化学工业设计院石油化工设备设计建设组

TB 303

T13303

15.12.33-16

4

关于结晶材料断裂的一些 显微组织特征评述

〔美〕 C. P. 沙利文 著

上海材料研究所 桂立丰 译

上海化学工业设计院石油化工设备设计建设组

一九七三年十月

石油化工设备设计参考资料

关于结晶材料断裂的一些显微组织特征评述

内部资料 · 74-2-VII-2 · 注意保存

出版：上海化学工业设计院石油化工设备设计建设组

(上海南京西路1856号)

印刷：商务印刷厂

日期：一九七四年一月

工本费：1.00元

出版说明

“关于结晶材料断裂的一些显微组织特征评述”译自美国焊接研究协会通报 (Welding Research Council Bulletin) 第 122 期 (1967 年 5 月), 书中详细叙述了各种断裂的机理, 着重于显微组织, 目的是说明材料发生分离 (即断裂或破坏) 的各种特定形式——解理断裂、范性断裂、蠕变断裂和疲劳断裂。

在工程技术上经常遇到一些断裂事故, 为了避免或延缓断裂必须研究实际断裂过程, 以便分析其原因找出防止的方法。

由于本书主要从显微组织上研究, 故也有一定的局限性, 在对待具体断裂事故的分析中还应同时采用其它有效手段加以综合研究, 才能正确地得出防止或延缓断裂的方法。

本书由上海材料研究所桂立丰同志译出, 原作为该所内部参考之用, 考虑到本书内容较全面, 对从事石油化工受压容器设计人员有一定参考价值, 故印出供参考。

本书的出版得到了上海高桥化工厂的大力协助, 特此致谢。

上海化学工业设计院石油化工设备设计建设组

(一九七三、八、二十八)

目 录

提 要	1
引 言	1
一、断裂分类	2
二、各种断裂机制	3
A. 解理断裂	3
1. 裂缝萌生	3
2. 裂缝扩展	6
3. 断裂力学	7
4. 性态	8
5. 断口形貌	8
6. 准解理	9
7. 结语	10
B. 范性断裂(显微空隙的形成和长大)	10
1. 萌生	11
2. 扩展	11
3. 方式	12
4. 性态	12
5. 断口形貌	12
6. 结语	14
C. 蠕变断裂	15
1. 形变过程	15
2. 萌生	17
3. 扩展	18
4. 对裂开的一般论述	19
5. 方式	19
6. 性态	19
7. 裂缝和断口形貌	20
8. 结语	21
D. 疲劳断裂	21
1. 显微组织特征	21
2. 萌生	23
3. 扩展	24
4. 方式	25
5. 性态	26

6. 断口形貌	26
7. 结语	30
E. 其它断裂.....	30
1. 界面断裂	30
a. 晶界断裂.....	30
b. 沿相界断裂.....	32
c. 沿连接界面断裂.....	32
2. 应力腐蚀裂开	32
3. 氢脆	34
4. 混合断裂过程	36
三、总结.....	38
参考文献.....	39
一般参考文献.....	47
附 录.....	50
附录参考文献.....	56
附 图.....	57

提 要

本评述对断裂课题作一介绍,主要系采用显微组织研究的途径。在引言中,对断裂以及与其有关的一些术语给出定义,以便建立一个其后的材料可据以进行讨论的基础。相当详尽地讨论了四种断裂机制——解理断裂、范性断裂、蠕变断裂和疲劳断裂,——并在每一种的结尾部分加有结语。最后一节是其它断裂和混合断裂。评述的主体则以一总结作为结束。在附录中叙述了断裂分析的金相技术,以供对分析过程的细节感兴趣者参阅之用。除常规的参考文献之外,还列出了一般参考文献。

引 言

工程技术人员在其日常工作中经常遇到一些断裂的实例。这些断裂情况可能是由于一系列单独起作用的或者若干共同起作用的因素所造成。为了避免或延缓断裂,必须在各种条件下进行研究,以便确定其究竟涉及哪些过程。本文旨在对断裂课题作一介绍,重点系放在断裂的显微组织特征以及如何将这些特征应用于损坏分析上。在附录中简略地叙述了实验技术,使研究者对其可选用的分析手段能获得一些概念。观察断裂零件的显微组织后,将会对零件的损坏原因提出某些设想,但这些原因必须与任何可能获知的关于该零件的运行史相符合。虽然,显微组织观察是一种有力的手段,但它往往还不足以确定损坏的精确原因。

通常,结晶固体的理论断裂应力大大地超过实际上所观察到者。为了解释这一现象,曾假设在材料中有细小的裂缝存在,它们能在较低的外加应力下扩展直至断裂。在金属中,由于范性流变的不均匀分布而形成了这些裂缝。所以,金属的断裂可借均匀地分布范性流变或完全地避免它而被延缓。金属的范性形变过程可归因于位错,因此,位错理论为在原子尺度上了解断裂过程提供了基础。

在本文的第一章中规定了用以在一般意义上表征断裂的一些定义。这些定义带有几分随意性,而其它定义或许也会很好地适用。第二节论述了四种断裂机制:解理断裂、范性断裂(显微空隙的形成和长大)、蠕变断裂和疲劳断裂。对每一种断裂机制的讨论均以一简短的引言开始,随之是各别的细节,然后以一结语作为结束。在第二章的末尾论及一些其它断裂机制,以及一种以上断裂机制起作用的损坏情况。最后一章则为前述内容的总结。在附录中讨论了断裂分析的金相技术。

一、断 裂 分 类

我们在此处规定：断裂是指纵跨一个具有有限面积的几何表面的分离。以下一些情况则认为不属于断裂范畴：一个试样由于被拉缩成一条线或一个点而损坏；一个试样的一部分实际上从另一部分上滑开。在后两种情况中，分离系由于过度的滑移所引起，其实此时材料是因流变而分开的。

传统上，断裂按其宏观特点而应用三个术语来加以表述：方式、性态和形貌^[1]。“方式”指在多晶材料中断裂所取的途径：沿晶界的（晶间的），或横穿晶粒本身的（穿晶的）。穿晶的方式可以是循解理面、滑移面、孪晶界或非晶体学面的分离（此处所用的术语将在专门的断裂机制标题下加以说明）。“性态”涉及在完全分离之前的形变量。“脆性的性态”表示极小的范性流变，而“延性的性态”则意味看出现大量的形变。当然还存在着一些中间的情况，而某些随意性则是不可避免的。形容词“脆性的”和“延性的”并不说明任何特殊的断裂机制在起作用，因为，在完全分离之前，可能延性程度（范性形变程度）发生变化而并不伴随着断裂机制本身的改变。例如，在解理断裂时即既可能出现大量的形变，也可能出现极微的形变，这要视试验的温度而定。由于性态是一个宏观的术语，所以，可能损坏是脆性的，而在材料的微小区域内却仍出现了剧烈的形变。在本文中，对宏观延性和微观延性这两方面均将加以讨论。“形貌”指用肉眼或10~20倍的适度放大镜在断口上所见到的现象。在大多数的情况中，用这一方法可能确定断裂的方式。在描述形貌时的一些典型用词如下：“冰糖状”、“具有刻面的”、“海滩条纹”、“人字纹”、“纤维状”，等等。它们被用来描述与其涵义相似的断口特征。这将在后述适当的标题下加以讨论。

根据以上援引的各种形貌术语可获得有关断口细节的宏观印象。但在实验室中，还有进一步的方法可在断口学分析中应用，即对断口进行观察。以光学显微镜作为工具的断口学是一种有用的然而是有局限的技术。由于电子显微镜具有较大的视场深度和分辨本领，它在断口研究中的应用（电子断口学）使工作获得了重大的进展^[2]。关于电子断口学技术的叙述可参阅附录。应用电子断口学能清楚地显示一些与各种断裂机制相联系的专门特征。但是，正如显微组织的观察不能被凭依为损坏分析的唯一方法一样，电子断口学也并不是用于断口形貌分析的唯一金相手段。当电子断口学同宏观观察和光学显微镜观察两者联合被运用时，效果才是最好的。

显微组织观察应当包括对损坏零件的断口以及断口以外其它部位的研究。这样能提供关于所介入的断裂机制有价值的情报。例如，可遍及整个零件在适当部位上截取金相试样并加以观察。观察包含着主断口的截面，可对此断口上的观察结果增添深度值，而观察了若干个这样的截面之后，则对分析增添了第三维资料。对远离主断口处进行细致的观察，其一个有利点是：根据处于成长初期的一些较小裂缝，可对机制获得较清晰的认识（因为主断口处的细节极多，以致有时难以鉴别该处断裂事态的发展序列）。

二、各种断裂机制

A. 解理断裂

解理断裂是一种因拉力而引起的穿晶分离,这种分离常沿十分明确的平面发生。此平面可能为解理过程所专用的平面,或者也可能又兼作为滑移面或孪晶界面^[3, 4]。在这种机制的作用下,往往造成灾害性的损坏。诸如船舶、煤气储存柜、巨大的蒸汽透平和发电机转子,以及天然气输送管道等结构,都曾出现过因解理断裂而告损坏的例子。图 1 示一船舶损坏的戏剧性实例,它发生于平静的海水以及温和的气候条件下,并且其计算的甲板应力远低于结构中所用钢材的公称屈服应力。

解理断裂常在体心和密堆六角金属和合金中发生^[3],虽然在特殊的环境下,面心立方合金也可能呈现解理^[5]。低温、高应变率以及应力集中点例如缺口的存在均有利于解理断裂的发生。图 2 示温度降低时铁的拉伸延性出现显著的减小^[6]。这是由于解理断裂介入的结果。在同一图中所列举的两种面心立方金属则并不因解理而损坏,其延性曲线上不出现突然的下降。从延性的性态变为脆性的性态,其转变温度或温度范围与形变率、应力状态、合金成分、晶粒度等因素有关。例如图 3 示一碳钢在形变率增加时转变温度也随而上升。在冲击试验中,转变温度把低能量吸收区同高能量吸收区分开。在这种钢中,转变温度还因碳量的增高而上升,但却因锰量的增高和晶粒度的减小而下降^[7, 9]。解理断裂的倾向还受到所用试样型式和加载方法的影响^[10]。应当着重指出,解理断裂和脆性断裂这两个名词并不是同义词。前者指断裂的机制,而后者则指损坏时宏观延性很小这一事实。关于这一区别将在下述“性态”一小节内进行更完整的讨论。

1927 年, Ludwick 应用现象学术语表述了一种理论,来解释为何一种金属在某些条件下会呈现脆性的状态^[11]。他假设各种材料在每一形变值时都具有独特的断裂应力和流变应力,如图 4A 所示。当应变值相当于流变应力曲线和断裂应力曲线的交点处时,材料遂发生断裂。对这观念的一种修正示于图 4B,这里考虑到断裂以一种以上的机制发生。当流变应力曲线进而在更小的应变值处与断裂应力曲线相交时,材料将显得更脆。据认为应变率的增加、温度的降低以及三向应力状态的存在均将显著地升高流变曲线,但却较少地影响断裂应力曲线;这种假设模型解释了为何这些因素倾向于促进脆性的状态出现。例如,体心立方金属在出现解理的温度范围内,其流变应力确因温度的降低而显著增加^[6]。缺口提高了材料在其紧邻处的流变应力,这是由于范性约束^[12]以及产生较高的局部应变率^[13]所致。如果设想两种断裂曲线受温度、应变率等的影响并不相同,则图 4B 所示的修正即能解释断裂机制的改变。这一模型在描述断裂的某些特点方面虽是有用的,但它却具有某些严重的缺点。其中包括:缺乏在实验上确定断裂应力的方法;缺乏关于机制的概念,这一点从应用“脆性的”和“切变”两名字上即可看出;无法预计某些冶金学变数,例如晶粒度的影响。更有效的途径是从原子尺度上来考虑解理断裂机制,这将在以下两小节内进行讨论。

1. 裂缝萌生

理论断裂强度往往大于实验测定值两至三个数量级^[14, 15]。一种成功的断裂理论必须能

解释这一现象。Griffith^[16]于1920年提出：在试验之前，材料中实际上已有一些“缺陷”（可假定为某种形式的裂缝）存在；这些缺陷成为应力集中点，从而引起局部地区已达到了理论断裂应力而外加总应力却仍处于低水平上。应用原始所提出的理论，成功地解释了玻璃的脆性损坏。所采用的处理方法可用热力学术语来加以说明。对于裂缝进展一个假设上的增量，形成解理裂缝新表面积所需的能量，可与试样中由于这一增量而释出的应变能之间列出关系。当两者相等时，裂缝便真正发生进展。这即为Griffith判据。当外加总应力增加时，可供释出的应变能也随而增加，因而最终将会满足Griffith判据。表达满足Griffith判据的方程，其正确形式同特定的应力条件和几何形状有关；在很多情况中，这些差别并不大。对于一半无限平板中的、裂缝端部处于平面应力状态的情况（垂直平板面的应力为零），一条椭圆形裂缝在扩展时所需的单向应力由下式给出：

$$\sigma = \left[\frac{2\gamma E}{\pi C} \right]^{1/2} \quad (1)$$

式中： σ ——垂直裂缝面的外加总应力。

γ ——裂缝面的单位面积上的表面能。

$2C$ ——裂缝长度。

E ——杨氏模量。

不论平板系受一恒定的载荷（固定牵引）或其端部系固定于一位置上（固定夹持），同一公式均属有效^[13, 18]。但在后一情况中，裂缝的进展可能是有限的。Griffith判据对于断裂是一个必要的条件，因为其性质是属于热力学的；但是，它可能不是一个充分的条件，因为，当能量条件被满足时，在裂缝端部处的应力却并不一定等于理论强度。在完全脆性的材料中，裂缝的端部是十分尖锐的，而应力确可达到理论强度的水平^[14]。从方程1可看出，预存裂缝越大，则其开始进展所需的应力越小。再者，在脆性的材料中，如果载荷是恒定的，则当裂缝一开始进展，它将继续前进，因为，随着裂缝长度的增加，进一步进展所需的应力便相应减小。

鉴于金属和其它很多结晶材料在断裂前能发生范性形变这一事实，需要对Griffith概念作某些修正，虽则这一判据依然可用。由于预存裂缝或缺陷并不是经常存在的，因此，在金属断裂的任何一种理论中，萌生是一个应当加以着重考虑的问题。在玻璃中，可能由于其同其它物体接触而引起高应力，以致在表面上形成了预存裂缝。但在金属中，由于范性流变的介入，来自这种根源的高应力水平并不存在。在某些情况中，研究者曾仔细地寻求这种缺陷存在的征象，但并未找到，即使材料系在远低于理论强度水平时损坏的^[19]。在另一些情况中，在所观察到的应力下发生断裂所需的缺陷尺寸又势必不合理地巨大^[20]。同这些现象相一致的事实是：在金属中，解理断裂的出现必然伴随有预先的范性形变，至少在一有限的规模上^[19, 22]。据指出，铁在压缩屈服时的应力与在拉伸时的断裂应力相同^[23]。因为拉伸屈服应力同压缩屈服应力是相等的，所以这意味着：在拉伸时，只有到出现初屈服以后，才可能发生解理断裂。锌的滑移是仅在底面上进行的；在单晶锌中，减小底面上的切应力，会降低在一给定外加拉应力下的范性形变量。这进而又伴随着断裂应力的升高^[21]。这一实验表明，在此材料中，滑移（从而位错运动）对于解理断裂的萌生是重要的。

对裂缝萌生提出的一种观点是：位错沿一滑移面的排列（塞积）会产生足够的应力集中以满足Griffith断裂判据^[24]；图5.4表示这一过程。可看出显微裂缝（尺寸相当于晶粒直径

级的裂缝)在滑移面的下面形成,与滑移面约成 90° 角。另一机制(图 5B) 示位错在滑移面的相交处聚结以产生显微裂缝^[25],在 45° 的滑移面取向情况中,此裂缝垂直于应力方向。此外模型还必须满足 Griffith 判据,即可在位错过程中释出的应变能必须足以产生裂缝的表面。塞积机制的一种变体(图 5A)在离子晶体中是起作用的^[26, 27];图 6 示因位错塞积以致在晶界上而不是在基体中形成一条裂缝。(在图 6A 中,塞积由蚀坑列显出,其中每一蚀坑代表一个位错位置。)MgO 晶体系先经应变和侵蚀(图 6A),然后予以再应变和再侵蚀(图 6B)。裂缝是在第二次应变时形成的。

在硅铁中发现了图 5B 所示的机制在起作用的一个可能例子^[28]。显微裂缝平行于拉伸方向形成(图 7),这可能是由于如图 5B 所示的聚结过程所引起。(对在图 7 中所见情况的另一种解释是,裂开系由于第二相质点周围的三向应力状态所造成^[29]。)裂缝萌生的第三种形式系为密堆六角金属而提出的,见图 5C^[30]。如果横跨一小角度晶界(由位错排列所构成的晶界^[31])发生了切应变不连续性,则在垂直于底面的方向上会出现巨大的拉应力,从而导致裂开。在这个模型中,不需要位错的塞积或聚结。图 8 示沿着锌的底面形成这种类型的裂缝。虽然,上述诸萌生机制可能在某些条件下起作用,但它们不能解释很多实验上的观察结果^[32]。讨论这些模型的主要目的是为了对在断裂前发生形变的材料中解理裂缝萌生的基本机制探讨方面的概念。

由机械孪晶引起裂缝萌生也是一种可能性,这一概念早在 1926 年就被提出^[33]。据证实,在 3%Si 硅铁单晶体中,解理裂缝会因孪晶交截而萌生^[28, 34]。看来,基本的过程是一个正在长大的孪晶遇到了一个先前形成的孪晶^[34];而两个同时在长大的孪晶发生交截则显得十分难得。在单晶铁^[35, 36]、钼^[37]、锌^[38]中,也已证实孪生是裂开的一个原因。图 9 示在 3%Si 硅铁中由孪晶引起的裂缝。与孪晶扩展有关的冲击波也能在反射时产生裂开^[39],但这一现象并不很经常出现。由孪晶导致的解理裂开并非解理断裂的一般机制,因为解理断裂往往在无孪晶形成时发生。

最近的研究再度强调了脆性的析出物对于在周围基体中产生解理的重要性^[32]。已被明确地证实;在一含碳化物的多晶铁中,所有解理裂缝均萌生于碳化物相内。图 10A 示在此铁中的一条表观上孤立的显微裂缝。然而,当将试样表面去除 0.001" 后,可看出一个裂开的碳化物是裂缝的原由(图 10B)。在钢中加入锰的有利作用^[8]可能是由于它对这类材料的碳化物具有细化作用之故,亦即较小的碳化物产生较小的因而是较不危害的裂缝。虽然,碳化物是周围基体损坏的起因,但其裂开的发生则必须借助于某种形式的应力集中。例如, Gell 和 Worthington^[40]指出,在 3%Si 硅铁中,滑移带和孪晶冲击都会引起第二相质点的裂开。

在多晶体中,解理有时在晶界处萌生。这种情况在含碳化物的铁中见到,因为碳化物相主要系位于晶界上^[32]。在多晶铬中,裂缝成核也发生于晶界上^[41];这可能是因位于该处的析出物裂开所致。在多晶体中,当无晶界析出物存在时,尚未见到过关于按孪晶机制出现晶界裂缝萌生的征象的报导;在这种情况下,孪晶冲击通常在相邻的晶粒内引起滑移或更多孪生。

因此,一般说来,当滑移弛豫过程受到严重的限制时,便出现了解理。此时,材料对外加应力的顺应被迫以裂开的形式来实现。机械孪晶的形成只产生小的变形程度,因而以这一机制来消除应力是有限的。滑移之所以受到限制,主要有两种原因。第一种原因涉及所谓“滑移特性”^[42],它包括这样一些因素,诸如位错的动性、一条滑移带对另一条滑移带的不可

入性, 以及在一个多晶集体中为保持诸晶粒的相互接触而应有五个能起作用的滑移系的必要性(von Mises 判据^[43])。如果, 在所采用的试验条件下, 位错不能作多量的运动, 则原始的 Griffith 处理是适用的, 亦即材料是脆性的。如果, 位错运动仅仅具有困难, 则应力集中将按照例如图 5A 和 5B 所示那样的过程进行集结, 并借裂开而不是进一步的滑移而消除。不可入性也由于应力的集结而导致裂缝的形成。在晶界区域中不能满足 von Mises 判据时, 可能在该处引起裂缝, 这些裂缝然后按解理过程作横向传播。在这最后一种情况中, 滑移虽易于在某些面上进行, 但在其它面上则不然, 从这一意义上来说滑移是受到了限制。滑移受到限制的第二种主要原因在于合金化; 溶质存在所起的作用, 有时会超过与滑移特性有关的作用。关于这一性态的众所周知的例子是碳在铁中的作用, 此时位错被这一间隙元素束缚到这样的程度, 以致应力只能借裂开而被消除。替代式溶质也会由于同一原因而增强对解理断裂的倾向^[44]。如果形变是随时间而变化的, 则所施应变率对于断裂倾向具有重大的影响。施加某一给定应变所需的时间间隔越长, 则这一应变越容易借位错运动而不是借裂开而产生。

2. 裂缝扩展

在很脆的材料中, 当 Griffith 判据一经满足, 萌生出的裂缝将扩展直至损坏为止。但在金属中, 必然有某些范性形变量伴随着裂缝的扩展。在很多情况中, 范性形变主要局限于断口两侧的一薄层内。虽然可能有足够的应变能释出以建立能量为 γ 的新表面 (方程 1), 但还必须提供更多的能量以补给薄层内的形变功。因此, Orowan^[45] 提出在方程 1 中引入范性功项 P (其单位与 γ 相同):

$$\sigma = \left[\frac{2E(\gamma + P)}{\pi C} \right]^{1/2} \quad (2)$$

很多情况中, $P \gg \gamma$, 故方程 2 成为:

$$\sigma = \left[\frac{2EP}{\pi C} \right]^{1/2} \quad (3)$$

在裂缝扩展时任何吸收能量的流变过程均对范性功项 P 有所贡献。这进而意味着: 在金属中一条正在扩展着的裂缝, 如果遇到一个在 P 值上发生增高的区域, 则它有可能被停止。在裂缝端部附近, 会由于位错的产生和运动而吸收很多能量^[46, 47]。在不连续的裂缝扩展过程中, 在主裂缝的前面形成一些次级解理裂缝^[48]。由于这些裂缝在相互之间以及同主裂缝之间常处于不同的层次上, 因此在它们连接起来时往往伴随着大量的范性形变和相应的能量吸收。关于这种不连续的裂开, 在单晶体和多晶体方面均有过报导^[49]。图 11 示在低硅钢中的不连续解理裂缝群。由于相邻各晶粒中的解理面一般并不沿一共同的直线彼此相交, 因而跨过晶界的扩展也将吸收能量; 所以必然会发生范性撕裂^[24]。在某些多晶材料例如硅铁中, 萌生出的第一条裂缝会扩展直至损坏为止, 而在另一些材料例如碳钢中, 在某些温度时可观察到若干其长度为一个到数个晶粒直径的解理显微裂缝。在前一情况中, 裂缝萌生所需的应力系足够地高, 以致当裂缝一经开始运动, 晶界的存在并不能使 P 值增高得足以令裂缝停止。在后一情况中, 晶界在某些条件下是有效的障碍足以使裂缝停止; 可望在这种情况中的较细晶粒度会引起对裂缝扩展的较大阻力, 这是由于每单位裂缝面积的撕裂更多, 以及起始裂缝尺寸更小之故。

温度对于影响解理裂缝扩展时所吸收的能量是一个重要的因素。Gell 等^[50]最近对硅铁

所进行的工作表明了这一点。(在这一材料中,位错的位置可借适当的时效和侵蚀程序而以蚀坑显示出来^[54])。借在各种温度进行充氢的办法来形成内裂缝,而与裂开相关联的形变则借蚀坑来加以显示。裂缝并不一直扩展到损坏为止,因为,作为这种扩展的推动力即氢压力,随着裂缝的伸长而降低。有关3% Si 硅铁的典型观察结果示于图 12 中,而图 13 则为同一温度序列的图解。在图 12A 中裂缝端部处呈几何列阵状的蚀坑是因内部氢压力造成的应力激活了特定滑移系的结果;这些列阵是裂缝运动中的停止点的特征。裂缝近旁的白色条带具有很高的位错密度,它在所用的侵蚀方法下不显现蚀坑。可看出,当温度从 73°F 转移到 -112°F 时,白色条带即告消失(分别见图 12A 和 B)。随着温度的降低,出现了两种情况:(1)在裂缝端部处的几何列阵变得越来越小,而最后终于消失;(2)沿裂缝两侧的位错密度(代表在裂缝扩展时由于形变而引起的能量吸收)下降到低值。根据这一所观察到的位错密度下降现象可以推知,当温度降低时,裂缝的扩展变得较为容易了。-166°F 试样中的曲线状裂缝途径以及仅有的少量位错(图 12C)对这一性态提供了实际的说明,因为,曲线状途径只在高裂缝速度下才可望出现^[52],而高速度则又进而意味着对裂缝扩展的很小阻力。

解理裂缝一度停止以后,可能再开始扩展。在 3% Si 硅铁中被探讨过这一问题,并提出了一种观点:如果一条已停止的裂缝再度萌生,它是借具有大量形变的过程来进行的,直至再一次满足经修正后的 Griffith 判据(方程 3)^[53]。这一观点最近已在同种材料中被证实^[54]。解理显微裂缝借在 73°F 充氢而获得。随后于 302°F 至 374°F 之间的抗拉试验中产生了解理损坏,此损坏起因于氢引起的解理显微裂缝的再萌生——图 14。这一再萌生过程伴随着短距离内的巨大范性应变(图 14A 中的暗黑色边缘),直至达到一个临界的裂缝长度为止。此时遂即发生正常的拉伸解理(图 14A 中的 C' 区)。在更有利于发生解理的条件(较长的裂缝和较低的温度)下,裂缝可能毋需上述范性再萌生阶段而重新起动。

总之,金属中的裂缝扩展过程受到出现范性形变的影响。在方程 3 中,用范性功项 P 来替代真正的表面能项 γ ,即正式地体现了这一点。于是问题遂成为:在一组给定的条件下,究竟应当应用什么 P 值。对 P 值具有贡献的一些因素是:运动着的裂缝的应力场所引起的位错产生和运动、裂缝的跨过晶界,以及诸不连续裂缝之间的连接。在某些条件下,这些能量吸收过程足以使扩展停止。当解理裂缝一度停止之后,它又可能再萌生,即借助于具有大量范性形变的过程而长到一个临界尺寸。

3. 断裂力学

断裂力学的基本目标是用实验方法确定并然后预言在工程结构中对裂缝扩展的固有抗力。前已指出,扩展过程可能是复杂的,而在一些工程应用中情况尤属如此。在断裂力学中应用的概念是仿照 Griffith 所用的那一些,但根据裂缝和零件的各种几何形状而对分析公式作了适当的修正^[55,56]。由于在分析中应用了线性弹性理论(对于在裂缝端部处范性区的形成,则引入一个改正因数^[57]),因此在运用分析结果时不允许有总屈服存在。对一个具有特定几何形状的预裂试样进行拉伸;如果已知开始出现快速扩展时(即当满足 Griffith 判据时)的外加应力和裂缝尺寸,则根据对该试样几何形状所进行的弹性分析,可算出临界应变能释出率 G_c (即在快速断裂开始瞬间裂缝每延伸单位面积所释出的能量)。 G_c 恒等于断裂韧性,后者被定义为裂缝每延伸单位面积所需的功,它包括表面能和范性功两项。

已发现 G_c 与样品的厚度有关,即它随厚度的增加而减小。在平面应变条件下, G_c 达到一极小值 G_{Ic} ^[56]。(平面应变系指这样的场合,即由于未形变的周围材料所产生的约束,以

致裂缝端部附近处的主应变之一为零。)在对厚零件的设计计算中,必须应用 G_{IC} 值。为了方便起见,被报导者往往不是断裂韧性,而是一个相关的值称为临界应力集中系数 K_{IC} 者(或者,在平面应变条件下, K_{IC})^[58]。在完全脆性的材料中, G_{IC} 趋近于 2γ 。

对于断裂问题,工程方面的处理途径在于以实验方法确定可用于随后设计计算的一些材料参数;而科学工作者则致力于确定引起断裂事件的物理过程,并根据其研究结果来预计将来的性态。有人曾从事于将解理断裂的科学上的同工程上的处理途径结合起来,并按显微组织现象来计算断裂韧性值^[59]。计算时作了若干假定,但纵使如此,所得的数值也并非不合理的。任何的这类分析,其基本困难在于:在原子尺度上所发生的事态是属于极度变化性质的,而观察到的宏观事态则表现为一个整体的过程。鉴于需用必要的统计处理,因此有人提出这样的建议:应当用工程处理途径来对待结构中的大尺度断裂事态,而以原子水准的观察结果作为供修正用的资料^[60]。

4. 性态

解理断裂一般呈现脆性的性态。但也有一些在解理发生之前出现大量通体形变的例子^[61]。有时将解理断裂当作脆性断裂的同义词,但这种术语的用法是不恰当的,因为解理系指断裂机制,而脆性仅涉及出现的延性程度。虽然在解理断裂之前会发生可量度的形变,但在出现真正的分离事态本身时则通常只局限于断口附近处才具有有限程度的形变。

5. 断口形貌

解理断裂的一种众所周知的宏观形貌是所谓“人字纹”或“鲐骨花样”,其中一例示于图 15。人字纹指向裂源,因而在确定损坏原因时是有用的。用一强光倾斜地照射断口,可使这些特征更为显著。据信,人字纹的产生是由于在主裂缝前沿线的前面形成一些解理裂缝以及这些裂缝随后借撕裂过程与此前沿线相连接的综合结果。另一种宏观形貌在粗晶粒的抗拉试样中出现,此时,断口上由于存在着很多象镜子般能强烈地反光的解理面而显得呈刻面状。断口的粗糙度是裂缝速度的函数。在低速范围内,速度的增加应会引起粗糙度的降低,因为这时范性形变程度减小了(见图 12)。当超过呈现显著范性流变的速度时,或者在范性流变显得不重要的材料中,断口的粗糙度随速度而增加。关于聚甲丙烯酸甲酯薄板的报导可作为其一个良好的例子,在该文中将速度分为四个区域^[62]。总的趋势是,当速度增加时,粗糙度亦倾向于提高。指望在结晶材料中也会出现类似的趋势,这并非没有理由的。事实上,对低碳钢宽钢板所进行的试验^[63]就表明,在高速范围内,断口粗糙度确是随着速度而增加的。

光学显微术足以阐明,解理刻面远非无结构的,亦即,解理过程不仅仅是原子面的简单分离。图 16 为一解理刻面的显微照片,它展示了刻面上存在着的大量细节。图 16A 中由左下角伸向右上角的线条是在不同层次上进行扩展的诸裂缝之间的间界。由图 16B 可看出,中部区域同最上部区域之间的层次差很大,足以妨碍整个视场的同时聚焦,而在中部区域的内部,则层次差并不这么大。图 16B 中的条纹形如河流状,因而被称为河流条纹。据信,它们在很多场合中是由于裂缝的前沿线与一些具有螺型分量的位错发生交截的结果。在图 16B 中见到的较大河流系由于许多同号的这种交截事件连接一起所致。所出现的河流花样指出了裂缝的扩展方向,因为,在裂缝前进时这些河流倾向于汇合起来。反之,为了确定裂源位置,则必须循沿相反的方向寻找。在图 16A 中见到的某些较大层次差,可能是因沿次级解理面裂开所造成。图 16 阐明这样一个事实,即光学显微术也能显示解理断口上的大量

细节,因而不一定必须诉诸电子断口学才能进行分析。

当一条解理裂缝的前沿线跨过一简单倾侧型的小角度间界(此间界由位于一竖列中的一些同号刃型位错所构成——可设想它系由于一个晶体的两部分围绕着一位于间界上的轴线相对地作微小的角旋转后所产生)时,其形成的断口示于图 17A。间界由白色箭头指出;河流条纹在跨过间界时呈连续状。从这种间界得出这一性态是可预期的,因为间界两侧的解理面在相互之间仅有微小的移动,并且它们依然保持着一条共同的交线。黑色箭头指断裂方向。利用河流条纹,除了能寻找裂源位置之外,还可能将局部扩展方向与宏观扩展方向联系起来。当裂缝跨过一扭曲间界(此间界由一螺型位错的十字格子所构成——可设想它系由于一个晶体的两部分围绕着一垂直于间界的轴线相对地作微小的角旋转后所产生)时,可见到一种不同的性态,示于图 17B。在这一情况中,河流条纹的形貌显出了晶界的位置,如白色箭头所示。黑色箭头仍指局部的裂缝扩展方向。河流的出现是由于晶界两侧的解理面没有共同的交线,这导致一些裂缝在若干平行的平面上形成,而其间具有台阶。跨过正常晶界的扩展表于图 18。在这些情况中会产生相当大的层次差。图 18B 左侧的洁白部分相当于图 18A 中象“A”那样的区域。

图 19 示有时在解理断口上所见到的第二种独特的特征。图 19A 中的“舌状”刻面形貌系由于沿 $\{112\}$ 形变孪晶界发生次级解理的结果。当垂直于如图 19A 所示那样的断口切取截面时,出现的“舌片”情况见图 19B。

当观察具有若干个晶粒的断口时,对所介入的过程的性质能获得更为完整的概念。图 20 中的两个断口实例表明,微观尺度上的扩展方向从一个晶粒到另一个晶粒即有极大的可变性(见箭头所指)。图 20B 中的暗黑色不规则条带系取复型用的碳膜发生损毁的区域,表明这些区域或者代表一些解理刻面之间的巨大层次差,或者代表晶间裂开。图 21 示借断口学之助来注释断裂事态的方法实例。箭头指按河流条纹所推断的扩展方向。这些箭头表明裂缝发原于一点。由于这个区域系属于发原于另一位置的裂缝所形成的更大断口的一部分,因而可以推知,在主裂缝前沿线到达这个区域之前,裂缝已经局部地出现了。这提供了证据说明解理能以不连续的形式发生。

除了河流条纹和舌片以外,在解理断口上也观察到了一些其它独特的特征。例如,在单晶铬^[64]中,如图 22 所示那样的条纹是并不少见的;在一冲断的多晶铁素体不锈钢中也见到过类似的条纹^[65]。关于形成这些特征所涉及的确实机制尚不清楚,但见到在这个尺度上有这种条纹出现,这是饶有兴趣的。(可与图 15 作比较。)

6. 准解理

虽然对这一“机制”所了解的情况尚不十分明确,但由于其在文献中经常出现,所以也将其收集在本文之内。准解理断裂在回火马氏体碳钢中被观察到^[66]。它的归类完全是由于电子断口学的应用。在准解理中产生的刻面,对于原来的奥氏体晶粒来说,是穿晶的,并比回火马氏体的细尺度特征粗大得多。刻面的取向未被明确地同铁素体(体心立方铁)基体的 $\{100\}$ 解理面相联系这是应用术语“准”字的一个原因。据报导,在“真”解理和准解理之间还存在着一些其它差别^[66]。据认为准解理较“真”解理更呈不连续状,亦即,在准解理中更经常地出现与主裂缝相连之前的局部断裂。准解理刻面常显示断裂系发原于刻面的内部,而在“真”解理中,裂源一般位于每一刻面的边缘上。图 23 例示准解理的不连续性质;大箭头围出刻面的边界,而小箭头则指由刻面内部标有字母“A”的裂源处向四周辐射的河流花样。据

认为在两种解理之间的另一区别是:准解理时,在分别地成核的各裂缝之间的连接过程中包含着更多的撕裂。图 24 用图解表示在这些所谓“隐蔽的裂缝”之间形成撕裂脊时的序列。可看出生成的准解理刻面具有微小的凹度。图 25 示回火马氏体的断口可能是非常不规则的。

不应当就认为准解理是一种真正的断裂机制。迄今,区别准解理的一些特征看来是属于程度上而不是类别上的。例如,不连续裂缝数的增加可与回火钢组织中的碳化物存在联系起来,因为,已证明断裂了的碳化物能在其周围的铁素体中萌生解理裂缝^[32]。最近对马氏体断裂的金相特点的研究指出,分离过程系发生于一种类型以上的晶面上^[67]。这一发现似可说明,准解理并不是一种独立的断裂机制,而是解理断裂略为复杂化的变体。

7. 结语

解理断裂一般由于材料横跨十分明确的晶面发生分离而引起;这些晶面可能是该过程所专用的,或者也可能是一些在其上还可发生滑移或形变孪生的晶面。解理的一种变体,被称为准解理者,通常在回火马氏体组织中出现。关于准解理是否属于一种独立的断裂机制还不清楚。解理断裂在工程结构中的可能出现是关系重大的;例如,在研究船舶的灾害性损坏问题上即曾消耗了大量的费用。

目前对金属解理的知识主要是以 Griffith 判据作为基础的。由于金属会发生范性形变,所以 Griffith 的原始处理在应用于金属中时应作某些修正。裂缝萌生的模型是需要的,关于这方面的理论往往以位错概念为基础来进行表达;然而没有一种理论是普遍适用的。一条显微裂缝一经形成,必须考虑它的扩展。范性形变能按多种形式从一条扩展着的裂缝上吸收能量,而在某些情况中,其吸收率高得足以使一条前进着的裂缝停止。在处理扩展问题上可能采取两条途径,一条是把出现的显微组织现象进行分类,并从而设法预言将来的性态。最终或有可能确定形成单位裂缝面积所吸收的能量值,以作为预计断裂应力之用。另一条途径是用断裂力学来确定能量吸收项,并将此值用于设计计算上。迄今尚无一种扩展理论能成功地桥接这两者之间的间隙,虽然 Bilby 等^[68]最近的工作已在这个方向上迈出了有希望的一步。

解理断口在宏观和微观尺度上均具有明晰的特征。河流条纹在分析上是有用的,因为它们提供了确定裂源和裂缝扩展的局部方向的手段。也有可能用这一方法来揭示解理裂缝扩展的不连续本性。对回火马氏体钢中准解理特征的归类是通过电子断口学的应用而获致的,因为只有这一技术才能检察可用以区分准解理和常规解理的细尺度事态。

B. 范性断裂(显微空隙的形成和长大)

范性断裂指试样因某些区域的剧烈滑移而发生分离这种情况。这一断裂过程往往被称为延性断裂。但在本文中则宁取范性断裂这一名词,因为术语“延性”系指性态而非机制。

范性断裂这一课题并不象解理、蠕变和疲劳断裂那样获得广泛的研究。其中一个原因是:工程结构是经审慎地设计以求避免因过载而引起损坏的。其次,由于在分离事态出现之前经常有大量的形变,因此往往难以分析断裂的细节。虽然如此,范性断裂在技术上仍具有巨大的重要性。例如,除非用适当的方法将范性断裂现象加以遏制,否则某些金属的成型操作便不能顺利地进行。也有裂缝按范性断裂机制迅速地扩展以致造成灾害性损坏的一些例子。

在此处对范性断裂的叙述中,不拟对破断作深入的考虑。破断是滑移在宏观上起作用

因而产生分离的一种过程。在这种情况下,萌生和扩展是不可分的,两者是同义词。不存在会发生影响的显微裂开,因此也不存在显微裂缝之向宏观裂缝尺寸长大。对于诸如拉缩成一个点(象铅在室温试验中那样)、凿锋碎裂并滑开等破断类型,均不拟加以讨论,因为其涉及的过程毋需详细说明。不过,从下述的讨论中将可知道,破断所涉及的过程在范性断裂中会以微观的尺度发生。

范性断裂的一种熟知的形式见于所谓杯锥状拉伸断裂中。此时,被称为显微空隙的小空穴在试样的颈缩部分中心成核,然后长大并聚结以形成纤维状杯。断裂以在环状边缘上的滑开而告终。图 26 用图解表示所涉及的过程,图 27 则例示位于颈缩后的抗拉试样心部的一条部分地形成的裂缝。

1. 萌生

已普遍同意,小空穴(以下称为显微空隙)的产生往往是范性断裂过程的第一步^[69, 70]。在颈缩后的抗拉试样心部,三向应力状态促进了显微空隙的形成。(应当说明:颈缩并不总会引起内裂。在流体静压力下进行抗拉试验时,能产生不断裂的深颈^[71]。)但关于显微空隙的成核方式则有一些意见分歧。较为可信的观点是,成核的出现或者由于脆性夹杂物(或析出物)的断裂,或者由于夹杂物-基体界面的脱开^[72, 73]。间接支持这一观点的事实是:拉伸断面收缩率因夹杂物含量的减少而增高^[74]。图 28 示显微空隙同氧化物夹杂相联系的例子。可看出显微空隙或者因界面脱开或者因夹杂物本身断裂而形成。图 29 示在含碳化物的多晶铁中形成显微空隙的两个例子^[32]。当温度足够高时,铁中裂开的碳化物会导致在铁素体中形成显微空隙,而不形成象图 10B 中那样的解理裂缝。夹杂物断裂或夹杂物-基体界面脱开的原因,可与上述解理断裂一节内所讨论的由位错引起的应力集中相联系。对脱开原因的另一种解释认为:在高应变水平时,金属的流变可用流体动力学术语来加以表述;在一定条件下,边界层与衬底(夹杂物表面)发生分离,因而产生显微空隙^[75]。

虽然在很多情况中显微空隙系在夹杂物处成核,但有限的征象表明,当无夹杂物存在时,显微空隙也可能形成^[70]。在一无氧高电导铜试样的颈部,曾明显地见到过一例(图 30),此时显微空隙系在剧烈的形变带内出现。位错过程可能是导致在滑移带内出现这种“孔隙片”的原因,但这一可能性尚需进一步的详细实验研究。

2. 扩展

显微空隙一经形成,便开始串接起来。图 31 示其一例。达成串接的一种过程,是原来由 Pines^[70] 其后又由 Cottrell^[14] 提出的内颈缩过程。当发生范性形变时,材料由显微空隙表面处后撤(与材料由抗拉试样上成长着的颈部处后撤的情况十分相似),直到各别的显微空隙连接起来为止。又据认为,较大的内部宏观裂缝的扩展,是借从其端部出发形成一些与裂缝面成 70° 角的剧烈形变带而进行的^[70]。显微空隙在这些形变带内成核,然后裂缝沿其中一条途径前进一段距离。其后又形成一个新的空隙片,但此时它系与裂缝面的延伸部分成 70° 角,而且裂缝系朝着位于颈部中心的高应力区扩展回来。因此,合成的裂缝出现了锯齿状的形貌,直至发生切变不稳定性为止(见下一段)。图 32 例示这一扩展机制。与上述扩展过程不同,在工业纯铁中的显微空隙是由一些不规则的细裂缝系所串接起来的^[69]。但据认为这些细裂缝是显微空隙在极小尺度上形成的结果,而不是一种独特的过程^[77]。

抗拉试样中的一条其宏观平面垂直于应力方向的中心裂缝,最终会改变其途径成为一条依循锥式曲面的途径。在此锥式途径中迅速地发生局部的、剧烈的切变^[78]。在这一阶段