

钢的焊接脆化

大连铁道学院 于启湛 编

机械工业出版社

钢 的 焊 接 脆 化

大连铁道学院 于启湛 编



机 械 工 业 出 版 社

(京)新登字054号

本书是根据焊接物理冶金原理,对钢特别是低合金高强度钢焊接加工后的脆化行为及韧化途径进行了讨论。本书搜集了近年来国内外专家学者的大量研究成果,内容丰富,是论述因焊接而引起钢脆化的一部专著。书中着重论述钢的氢脆、焊缝和焊接热影响区的组织与韧性、焊接热应变脆化及焊后加热引起的脆化等。

本书可作为焊接专业本科学生的选修课教材及研究生用教材,也可供高等学校青年教师、科研单位及从事焊接生产的科技人员学习时参考。

钢的焊接脆化

大连铁道学院 于启湛 编

责任编辑:董连仁 责任校对:张 佳
封面设计:郭景云 版式设计:霍永明
责任印制:王国光

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)

机械工业出版社京丰印刷厂印刷

新华书店北京发行所发行·新华书店经售

开本 787×1092¹/₁₆·印张13¹/₄·字数 318 千字
1992年6月北京第1版·1992年6月北京第1次印刷
印数 0,001—3,150·定价:11.50元

ISBN 7-111-03122-9/TG·686

前 言

本书是根据1987年12月“高等工业学校焊接工艺及设备专业教学指导委员会”(原教材编审委员会)哈尔滨会议上推荐,在自编“焊接金属的脆化”讲义的基础上编写而成的。

这次编写是在原来讲义的基础上进行了较大的改编,并根据教学指导委员会的建议增写了后两章,使本书在阐述钢材因焊接而引起的脆化方面,在焊接冶金学领域里,形成了一个比较完整的体系。

本书所研究的,只是因承受焊接加工引起的钢脆化现象,所以限于中、低温阶段的冶金学领域内,不涉及冶金学的高温阶段和因结构因素引起的脆化。

本书共六章,除第一章简要介绍钢材的脆性破坏的基础知识之外,其余各章依次介绍钢中氢的行为及氢脆;低合金钢焊缝金属的组织 and 韧性;焊接热影响区的组织和韧性;焊接接头的热应变脆化;焊后再加热引起的脆化等。

本书由大连铁道学院于启湛副教授编写,西安交通大学周光祺教授担任主审。编写中得到了由天津大学张文钺教授、清华大学陈伯鑫教授、甘肃工业大学陈剑虹教授、太原工业大学陆文雄教授等五人组成的评审组的热情帮助。在这里对他们表示衷心地感谢。

哈尔滨工业大学、清华大学、天津大学、哈尔滨焊接研究所、冶金部建筑科学研究总院,都为本书提供了珍贵的照片。辽宁师范大学赵玉莲和大连铁道学院杨蔚同志对本书的图片及照片进行了加工。在这里一并对他们以及本书引用资料的作者们表示感谢!

由于本人水平有限,书中错误在所难免,敬请读者批评指正。

编 者

1990年7月

目 录

第一章 钢材的脆性破坏	1	§2-5 焊接接头氢的扩散行为	44
§1-1 钢材的脆性破坏及其特征	1	§2-6 影响钢氢脆的因素及防止措施	48
一、焊接结构的脆性破坏	1	一、减少扩散氢含量	48
二、金属断裂的分类	1	二、化学成分的影响	48
三、金属断口的形貌	2	三、显微组织的影响	49
四、金属脆性断裂的特点	4	四、晶粒度的影响	50
§1-2 脆性试验	6	五、焊接规范的影响	50
一、脆性的判据	6	六、焊缝金属的影响	50
二、脆性试验方法	7	七、预热的影响	50
§1-3 脆性破坏的条件	10	八、紧急后热的影响	51
一、产生脆性破坏的条件	10	九、多层焊的影响	52
二、脆性破坏扩展的条件	11	十、奥氏体焊条的影响	52
三、脆性破坏机构	12	§2-7 关于氢脆的微观机理	52
§1-4 影响金属脆性的因素	13	一、氢气压力理论	52
一、温度的影响	13	二、氢吸附理论	53
二、应力因素的影响	14	三、晶格脆化理论	53
三、冶金因素的影响	15	四、氢脆位错理论	54
参考文献	16	§2-8 氢蚀	54
第二章 钢中氢的行为及氢脆	17	参考文献	55
§2-1 氢在钢中的溶解、扩散和逸出	17	第三章 低合金钢焊缝金属的组织	
一、氢在钢中的溶解	17	和韧性	58
二、氢的扩散和逸出	18	§3-1 金属的韧性和韧化的基本概念	58
三、影响氢扩散系数的主要因素	19	一、金属的韧性	58
四、氢的溶解度和扩散系数变化的原因	20	二、金属的韧化	58
§2-2 钢中氢行为及氢脆试验方法	21	§3-2 焊缝金属的组织	61
一、钢中氢行为的试验方法	21	一、低碳低合金结构钢焊缝金属中	
二、钢的氢脆试验方法	24	铁素体的形成温度及组织形态	61
§2-3 钢的氢脆行为	25	二、焊缝金属连续冷却组织转变	
一、钢的氢脆特点	25	(WM—CCT)图	63
二、钢氢脆的宏观行为	26	三、根据WM—CCT图来推断焊缝金	
三、钢氢脆的微观行为	28	属相变过程	64
四、氢与位错作用引起钢的氢脆	31	§3-3 氧对焊缝金属组织和韧性的影响	65
§2-4 氢脆断口形态	33	一、氧对夏比冲击性能的影响	65
一、氢脆断口形态	33	二、氧对WM—CCT图的影响	65
二、氢脆断口与组织、温度的关系	34	三、氧含量对奥氏体晶粒度的影响	66
三、氢致延迟裂纹的断口	37	四、氧含量对韧性影响的机理	68
四、氢致延迟裂纹扩展中的塑性行为	43	§3-4 焊接热循环对焊缝金属组织和韧	
		性的影响	68

一、焊缝金属组织和韧性的关系	68	二、调质钢	104
二、焊缝金属的结晶组织形态	70	§4-4 焊接热影响区粗晶区组织和韧性	105
三、奥氏体化过程对焊缝组织和韧性的影响	70	一、焊接热影响区粗晶区组织对韧性的影响	105
四、奥氏体分解条件对焊缝组织和韧性的影响	71	二、晶粒尺寸对韧性的影响	105
§3-5 合金元素对焊缝金属韧性的影响	72	三、冷却速度对韧性的影响	106
一、碳的影响	72	四、焊接线能量对韧性的影响	107
二、锰的影响	72	五、析出物对韧性的影响	108
三、镍的影响	73	六、拘束状态对韧性的影响	117
四、锰和镍的综合影响	73	七、支配韧性的因素	118
五、铅的影响	74	八、多层焊接热循环的组织和韧性	119
六、稀土元素的影响	74	§4-5 调质钢大线能量焊接热影响区粗晶区韧性的改善	121
七、氮的影响	77	一、60kgf级钢	121
八、微量元素Nb、V、Ti、B的影响	77	二、80kgf级钢	121
九、焊缝金属最佳合金成分计算	77	§4-6 高强钢的M—A组织及韧性	124
§3-6 非调质钢焊缝金属的组织和韧性	79	一、M—A组织的生成机构	124
一、Si—Mn系焊缝金属的组织	79	二、M—A组织对强度和韧性的影响	129
和韧性	79	三、影响M—A组织数量及韧性的因素	130
二、Si—Mn系焊缝金属组织和韧性的改善	80	参考文献	133
三、Ti—B系焊缝金属的组织和韧性	83	第五章 焊接接头的热应变脆化	136
四、改善焊缝金属韧性的途径	87	§5-1 焊接热应力、应变循环	136
五、多层焊焊缝金属的韧性	87	一、焊接变形与应力	136
§3-7 低碳调质高强钢焊缝金属的组织	89	二、带缺口对接接头的热应力、应变循环和残余应力、应变分布	140
和韧性	89	三、带缺口宽板焊接接头产生的脆性断裂	141
一、焊缝金属的显微组织	89	§5-2 预应变后钢材的材质变化	143
二、合金元素的影响	89	一、室温预应变后钢材的塑性和断裂行为	143
三、焊缝金属的韧性	91	二、高温预应变后钢材的性能变化	144
参考文献	93	§5-3 焊接热应变脆化的试验方法	146
第四章 焊接热影响区的组织和韧性	95	一、韦尔斯-木原试验	147
§4-1 快速加热冷却中的相变	95	二、简便小型试样模拟试验法	147
§4-2 焊接热影响区的晶粒成长与细化	97	三、预压弯曲COD试验(PBCT)法	148
一、恒温加热及热循环过程中的晶粒长大	97	四、带有未焊透(或未熔合)缺陷的三点弯曲试验	148
二、焊接热影响区晶粒长大的特点	98	五、焊接接头的预压弯曲COD试验	149
三、焊接热影响区晶粒长大的影响因素	99	§5-4 热应变时效脆化	150
四、晶粒的细化	103	一、应变时效——静应变时效	150
§4-3 焊接热影响区组织和韧性分布	104	二、动应变时效——蓝脆性	151
一、非调质钢	104	三、热应变时效脆化的机理	152

§5-5 焊接热应变脆化的影响因素	154	一、双重热循环对热影响区组织性能的影响	169
一、预应变温度的影响	154	二、重复加热到中温区的组织和性能	170
二、预应变量的影响	154	§6-4 焊后加热Cr—Mo钢性能的变化	174
三、缺口加工时间的影响	154	一 Cr—Mo钢的回火脆性	174
四、冶金因素的影响	154	二、Cr—Mo钢的蠕变特性	177
五、焊接线能量的影响	156	三、焊后热处理时Cr—Mo钢的性能特征	179
六、预热的影响	157	§6-5 焊接再热裂纹	181
七、拘束的影响	157	一、再热裂纹的特征	181
八、多次热循环的影响	157	二、产生再热裂纹的机构	182
九、去应力退火处理的影响	157	三、再热裂纹敏感性的评价	184
§5-6 焊接热应变脆化的断口	158	四、再热裂纹的影响因素	185
一、热应变脆化断口的特点	158	五、防止再热裂纹的措施	190
二、热应变脆化裂纹的扩展途径	159	§6-6 异种钢焊接接头焊后加热引起的脆化	190
参考文献	159	一、接头区域划分	190
第六章 焊后再热引起的脆化	161	二、异种钢焊接熔合区的碳迁移	190
§6-1 焊后热处理的目的和作用	161	三、碳迁移对接头性能的影响	191
一、焊后热处理的种类	161	§6-7 焊接剥离裂纹	193
二、焊后热处理的目的	161	一、剥离裂纹的特征	193
三、焊后热处理的不良作用	163	二、产生剥离裂纹的机理	194
§6-2 钢材的回火脆性	164	三、产生剥离裂纹的影响因素及防止措施	198
一、第一类回火脆性	165	参考文献	201
二、第二类回火脆性	166		
§6-3 焊接过热区重复加热时韧性的变化	169		

第一章 钢材的脆性破坏

§1-1 钢材的脆性破坏及其特征

一、焊接结构的脆性破坏

钢材脆性破坏的历史可追溯到人类使用钢铁的时代，但在工业上脆性破坏引起人们的关注，还是在美国的焊接船舶发生许多破坏事故之后。在第二次世界大战中，美国为了迅速建造大批商船，在焊接技术水平还不高的情况下，为了缩短周期、节省材料，设计建造了大批全焊船舶。这些全焊船舶航行不久，就频频发生损坏。到1946年4月止，战时建造的5000艘船舶中有1500艘发生了事故。1943年1月16日发生一次严重事故。当时一艘油轮试航后停靠在波特兰港，天刚亮时一声巨响，该船一断为二，在船楼后面产生裂纹，横贯船体中部甲板与左右舷板，直达船底，是造船史上从未发生过的重大破坏事故，在美国引起很大震动。海军部长命令成立了调查委员会，对破坏时船体的应力进行了计算，结果发现甲板的应力值只有69MPa，而低碳钢的屈服点约为245MPa，强度极限约392~490MPa。在如此小的应力下发生破坏，这在当时是不可理解的。在其它国家，也发生过类似的破坏事故。

据研究，这种大型焊接结构发生破坏的原因，是由于设计和制造不良，使焊接接头在低温下韧性降低所致。这样在美国及世界各地对钢材的低温韧性进行了大量的研究。特别是由于断裂力学的发展，脆性破坏的本质逐步为人们所认识。在此基础上，设计得到了改进，钢材质量得到了提高，焊接结构的脆性破坏事故逐渐减少，但并未杜绝。在我国也曾发生多起焊接结构脆性破坏事故，其中包括压力容器和管道的破坏。尤其是1979年吉林市发生的球罐爆炸，造成数百万元的损失。

这些重大的脆性破坏事故，引起了人们的广泛重视，如国际焊接学会（IIW）第十委员会、国际造船协会等，对世界各地发生的事故进行了调查分析。我国也对吉林市的球罐爆炸事故进行了现场调查与分析；我国焊接学会第九委员会在1980年还专门召开了关于压力容器焊接质量问题的学术讨论会。

二、金属断裂的分类

从直观的角度说，断裂就是一块物体分裂为两块或多块的现象。由于材料的性质、作用力、试件的几何尺寸特征、温度和变形速度的不同，断裂形态也不相同。

1. 穿晶断裂和晶间断裂

根据裂纹的路径，多晶体的断裂可分为穿晶断裂和晶间断裂。穿晶断裂是穿过多晶体的晶粒内部，如图1-1a所示；晶间断裂是穿过多晶体的晶粒边界，如图1-1b所示。

2. 解理断裂和剪切断裂

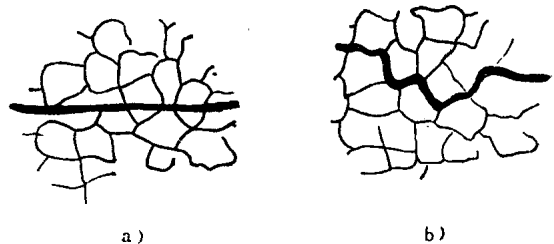


图1-1 穿晶断裂和晶间断裂

a) 穿晶断裂 b) 晶间断裂

穿晶断裂可分为解理断裂和剪切断裂。

解理断裂发生于面心立方晶格以外的金属，它是由拉应力引起的。铁的解理面是体心立方晶格的(010)面。它是金属的正断，在垂直于主应力方向上断裂。剪切断裂是晶体的一个面沿另一个面的滑移或流变。它发生于体心立方晶格的(110)面上，滑移方向与主应力成 45° 角。

3. 延性断裂和脆性断裂

断裂前在表观上几乎未发生明显塑性变形者叫脆性断裂；断裂前发生明显塑性变形的断裂叫延性断裂。这是宏观上从总变形量上的划分方法，只有相对的意义。

脆性断裂的断裂面与拉应力垂直。脆性断裂可以是穿晶断裂，也可以是晶间断裂。脆性断裂是一种突发性破坏，危害性很大。同时，它又是一种宏观现象，实际上在裂纹扩展之前，在其裂纹尖端附近总可见到某种程度的塑性变形。

延性断裂，其中包括纯剪切变形断裂，是在切应力作用下沿滑移面滑移而造成的分离，它发生在高纯度的单相金属中；另一种是在外力作用下，发生局部的强烈的滑移而造成位错堆积，产生局部塑性变形，形成许多微孔，这些微孔连接起来造成韧窝断裂。

三、金属断口的形貌

(一) 金属断口的宏观形貌

研究金属的断口形貌，有利于判断断裂性质。人们最先注意的是宏观形貌。最典型的宏观断口可分为三个区，如图1-2及图1-3所示。

1. 纤维区

是启裂区，呈粗糙的纤维状，用“F”表示。

2. 放射区

紧靠纤维区，是裂纹快速失稳扩展区，具有放射花样。放射方向即裂纹扩展方向，而垂直于裂纹前沿轮廓线，并逆指裂纹源。它是剪切型低能量撕裂的一种标志，用“R”表示。

3. 剪切唇

是断裂的最后阶段，紧靠放射区。断裂表面平滑，与主应力成

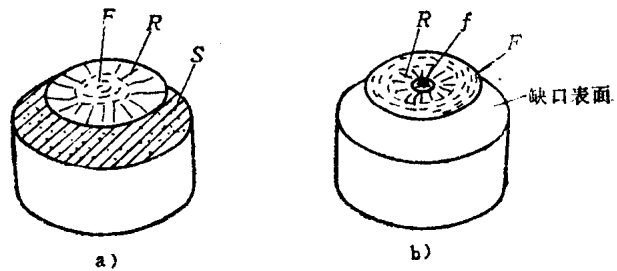


图1-2 圆形试样静拉伸断口形貌示意图

a) 光滑试样 b) 带环状缺口试样

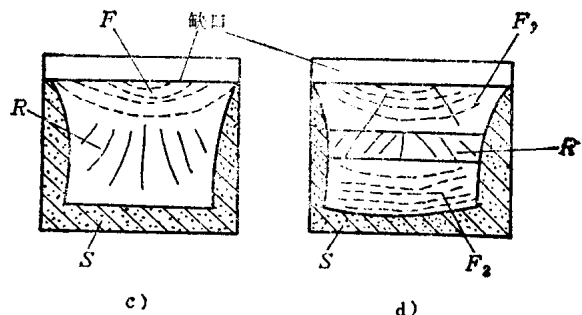
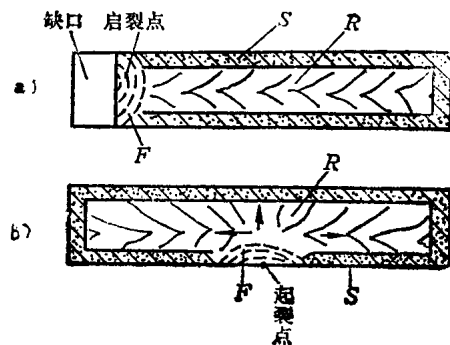


图1-3 矩形试样断口形貌示意图

a) 矩形断面带缺口试样静拉伸断口宏观形貌示意图 b) 矩形断面不带缺口试样静拉伸断口宏观形貌示意图 c) 和d) 带缺口试样冲击断口宏观形貌示意图

45°角，是典型的剪断型断裂。也是快速失稳扩展的结果，以“S”表示。

可根据断口的特征区域来分析断口形式和断裂性质。根据三个区的比例，可粗略地评价材料的性能。纤维区大，表示金属塑性好；放射区大，表示金属塑性差，脆性大。温度和试件尺寸都影响断口三个区的比例关系。温度低、试样尺寸大时，放射区大，纤维区和剪切唇小。

图1-2a为光滑圆形试样，纤维区位于断口中央，剪切唇在外围，三区俱全。图1-2b为带缺口圆形试样。由于缺口处有应力集中，裂纹在缺口或其附近产生，因此纤维区在缺口附近。裂纹向内部扩展，产生放射区，看不到剪切唇。最终断裂处很粗糙，以“f”表示。

图1-3a及b为带缺口的矩形试样，它也有三个区，缺口是裂源，为椭圆形的纤维区。放射区为人字形花样，其尖端指向裂源。

图1-3c及d为冲击试样断口，与拉伸试样相似，也是三区俱全。但图1-3d的情况是出现两个纤维区 F_1 、 F_2 。这是由于缺口一侧受拉，另一侧受压，当受拉应力的放射区进入受压区时，可能放射区终止，而出现第二个纤维区 F_2 。若金属韧性很好，放射区可能消失。当受压区的塑性变形不足以阻止放射区进入时，就不会出现二次纤维区。不过，受拉区的放射区和受压区的放射区，常常不在一个平面上，而有一定高度差。

(二) 金属断口的微观形貌

1. 延性断口

延性断口的微观形貌具有韧窝状特征，是由微孔断裂集结而成，说明在局部小区域中曾发生过强烈的塑性变形。一般来说，夹杂物或第二相粒子在微孔的形成中发挥重要作用，即在粒子和基体间首先破裂形成裂源而产生微孔。因此，在韧窝中常发现异相粒子的存在，有时能看到伸长的韧窝。韧窝状断口用“DR”表示，其断口形貌的扫描电镜照片见图1-4a。

2. 解理断口

河流花样和解理台阶的存在，是解理断口的主要特征，还可能存在“舌状”花样。由于实际晶体总是存在有晶体缺陷，因此不可能只沿一个解理面解理，而是沿相互平行的具有不同高度的解理面解理，在平行的解理面之间存在着台阶。众多的解理台阶汇合，就形成了河流花样，如图1-5所示。图1-4b为解理断口的实例照片。解理断口以“CF”表示。

3. 准解理断口

准解理断口为不连续的断裂过程，先在局部地区形成解理裂纹，这些局部裂纹连接起来使金属发生断裂。裂纹连接时发生剧烈的塑性变形，形成大量密而短的撕裂棱，甚至形成韧窝。由于它是由撕裂棱包围的小断面的解理面组成，因而难以看到河流花样，如图1-4c所示。准解理断口常用“QC”表示。

4. 氢脆准解理断口

它是由氢引起的准解理断口，用“QC_{H₂}”表示。关于氢脆准解理断口的特征将在第二章中详述。

5. 沿晶断口

沿晶断口为晶间断裂所形成，用“IG”表示。沿晶断口有两类：一类为冰糖状，它很脆，如图1-4d所示；另一类则为韧窝状，这是以晶界上的夹杂物、析出相为核心形成的，如图1-4e所示。

应该指出，金属断裂的断口并不是仅由某一种形貌所形成的。一个断口，往往会呈现出

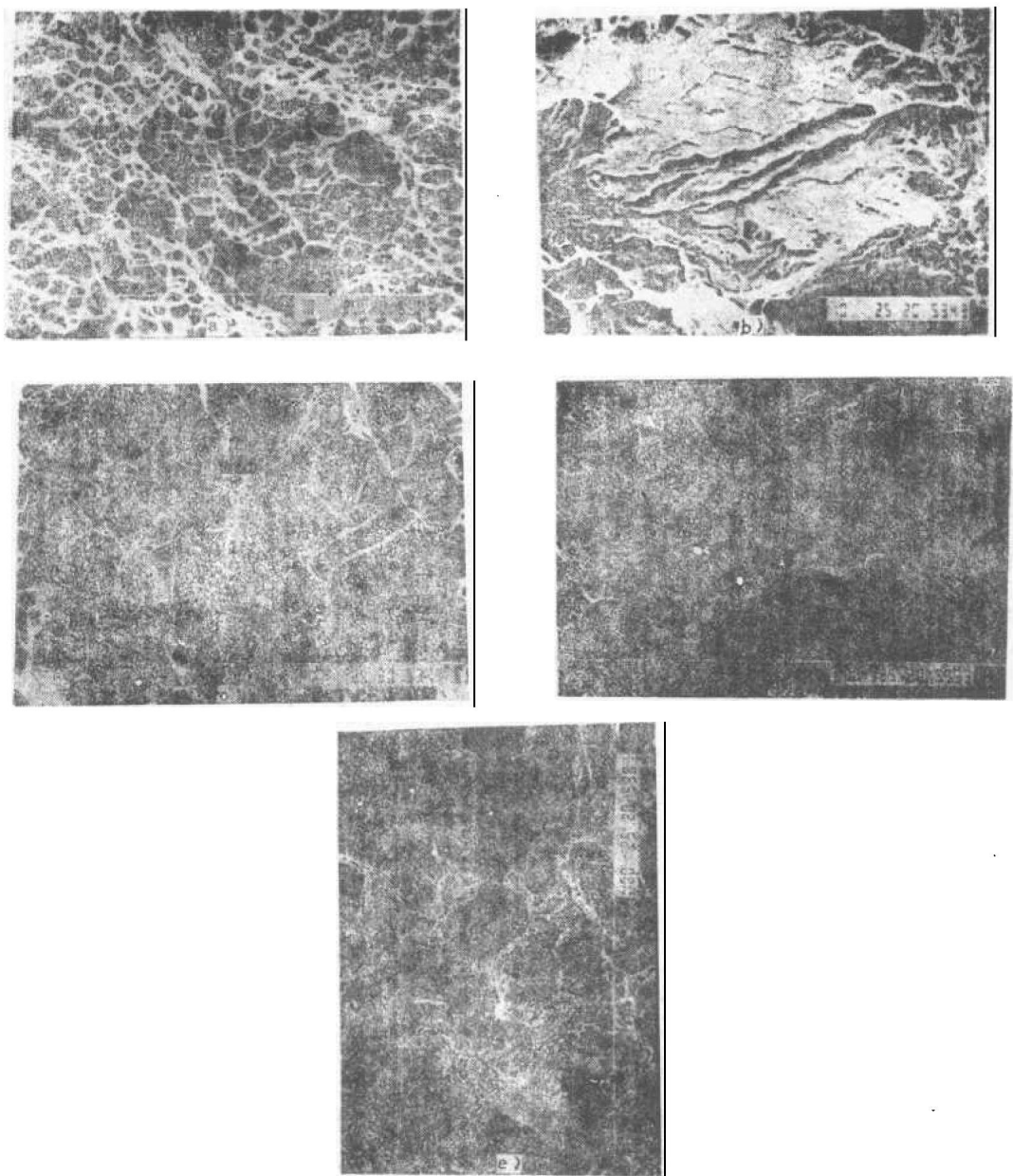


图1-4 金属断口的微观形貌

a) 韧窝状 (DR) 断口 b) 解理 (CF) 断口 c) 准解理 (QC) 断口
d) 沿晶脆性 (冰糖状) 断口 e) 沿晶延性 (韧窝状) 断口

多种形貌。金属微观形貌的观察往往是借助扫描电子显微镜进行的。

四、金属脆性断裂的特点

(一) 山形花样

金属脆性断裂时，无论是具有解理形貌的断口，还是呈光泽的结晶状外观的断口，都与板面大体上垂直，且在板厚方向上变形很小。在表面附近有一层剪切壁，呈无光泽灰色纤维状的剪断型。板厚的缩小主要发生在这部分。材料越脆，断裂时剪切壁越薄。断口上花样的尖端，总指向启裂点的方向，形成“山形花样”。追踪这个花样就可找到启裂点，如图1-6。

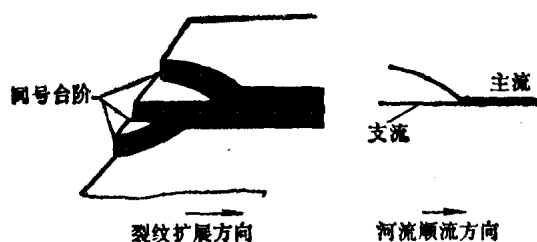


图1-5 河流花样形成示意图

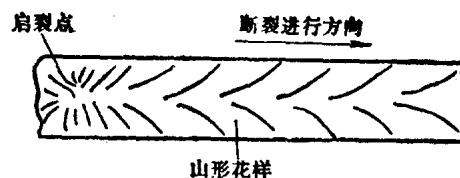


图1-6 脆性断裂的扩展方向“山形花样”

(二) 断裂应力及断裂传播速度

脆性断裂产生于结构的平均应力非常低的条件下，以低应力破坏为重要特征。某油轮破坏时甲板的平均拉应力计算值只有68.6MPa，约为材料屈服点的1/3。脆性破坏从能量观点来说，是属于不稳定破坏，是靠结构内部蓄积的弹性能的释放而自动传播导致破坏的，这个传播速度最大可达2000m/s。

(三) 缺口脆性和低温脆性

焊接结构的脆性破坏常发生在低温环境中，这是低温脆性破坏的有力证据。但从发生脆性破坏的结构上制取的拉伸试样表明，即使在比结构破坏时低得多的温度下仍具有足够的塑性，因此仅仅低温还不能发生脆性破坏。试验证明，脆性破坏的必要条件是低温下缺口的存在。即脆性破坏是在缺口和低温共存时容易发生，故叫缺口脆性或低温脆性。

(四) 转变温度

对带缺口试样在某温度下发生急剧的脆化使之破坏，这个温度叫转变温度，如图1-7所示。若转变现象发生在某温度范围内，以这个范围的中心作为转变温度。转变温度高，就是缺口敏感性大，缺口韧性低。

必须注意，对转变温度的影响因素很多，如试验方法、试样形状及尺寸等。因此，材料的缺口韧性只有相对的意义，不能用来计算实际结构的转变温度。

转变温度，原则上有如图1-8所示的那样，出现两次韧性降低的现象，即存在有两个转变温度。 T_{rd} 叫启裂转变温度， T_{rf} 叫断裂转变温度。在温度 T_{rd} 及 T_{rf} 附近试样断口的变化如图1-8c所示。试验温度下降至 T_{rf} 时，断口的大部分从延性向脆性转变；在稍低于此温度时，除与缺口尖端相邻的爪形部分外，余下部分都变成了脆性断口。

随温度的进一步降低，爪形延性断口慢慢减少，在温度 T_{rd} 附近完全消失。从断口的特征看， T_{rd} 是表示在缺口尖端发生启裂时，从延性向脆性转变的转变温度；而 T_{rf} 则表

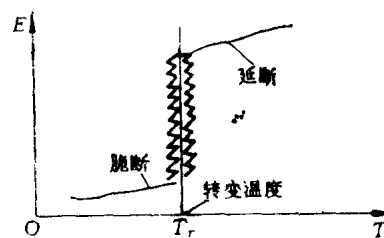
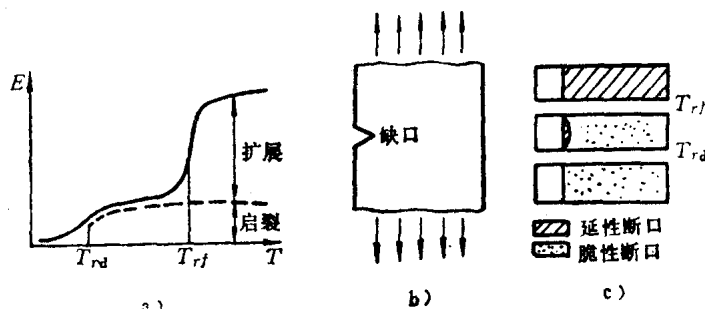


图1-7 转变温度

图1-8 启裂转变温度 (T_{rd}) 及断裂转变温度 (T_{rf})

示裂纹传播时显示出延性还是脆性的转变温度。如图1-8a那样,可用虚线将其分为两部分,虚线之上为裂纹传播时的吸收功,虚线之下为裂纹发生时的吸收功。两部分的高度与温度的关系,因试样的形状及试验方法的不同发生复杂的变化。

缺口试验的方法很多,而测定试样韧性的标准也很多。因此,由不同的试验方法和各标准的组合,就得到了各种各样的转变温度。这样,关于这些转变温度之间的关系就是一个重要问题。遗憾的是,现在对它们之间的关系还不了解,所以在实践中必须说明是在什么试验条件下的转变温度。

§1-2 脆 性 试 验

一、脆性的判据

脆性试验的方法很多,但都是用带缺口的试样以求出其脆性转变温度,因此,用以评价试样脆性的标准及决定转变温度的方法也很多。表1-1给出了常用的几种试验方法及其脆性判据,主要有吸收功、塑性、强度及断口形貌。

(一) 吸收功

在冲击试验中,从冲击机旋转角度换算的冲击吸收功;拉伸试验中,从载荷—伸长曲线包围的面积计算的功,以及弯曲试验中载荷—挠度曲线包围的面积计算的功,就是该试验的吸收功。对于吸收功的度量又有四种情况,即总吸收功 E 、达最大载荷的吸收功 E_1 、达最大载荷后的吸收功 E_2 以及相对于某一较小的总吸收功如 $E/2$,如图1-9所示,其中 $E = E_1 + E_2$ 。

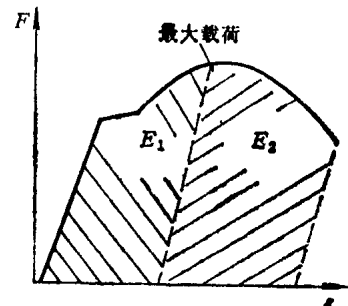


图1-9 吸收功的计算方法举例

(二) 塑性

表示塑性的标准,有横向收缩率、伸长率及弯曲试验时达最大载荷或断裂时的弯曲角。其中横向收缩率是指试样断裂后在缺口附近试样宽度沿缺口方向的减少量与原来宽度之比。与其相类似的还有横向膨胀率。这是以拉伸及冲击试验时试样两侧宽度变化作标准时用的。

表1-1 脆性判断标准及转变温度

脆 性 判 断 标 准		转 变 温 度
吸 收 功	达最大载荷时①	最大值的 $\frac{1}{2}$ 对应的温度
	达最大载荷后②	
	总吸收功①②	$T_{0.5}$
	总吸收功(较小的某一定值)①	$T_{0.15}$
塑 性	横向收缩率①	较小的某一定值对应的温度
	伸长率①	最大值的 $\frac{1}{2}$ 或较小的某一定值下的温度
	弯曲角 { 最大载荷时① 断裂时①	

(续)

脆 性 判 断 标 准		转 变 温 度
强 度	抗拉强度① 抗拉强度/屈服强度①	数值陡降时的温度
断 口	塑性断口占的比例②	剪切断口或纤维状断口为50%的温度

① 给出的转变温度为 T_{rd} 。② 给出的转变温度为 T_{rd} 。

(三) 强度

它是将抗拉强度或抗拉强度与屈服强度之比急剧降低的温度作为转变温度。

(四) 断口

在所有脆性试验中应用最广的评价标准之一是断口形貌。可以用延性断口占整个断口的百分比，也可以用脆性断口占整个断口的百分比来表示。前者叫延性断口率，后者叫脆性断口率。通常用延性断口率或脆性断口率为50%时的温度为转变温度。

二、脆性试验方法

脆性试验方法很多^[4]，这里只介绍几种典型的常用方法。

(一) 小试件试验方法

1. 夏比冲击试验

用图1-10所示的试样，缺口在受拉部位受冲击弯曲而断裂，缺口有各种形状。我国用得较多的有尖端半径为1mm的U形试样及0.25mm的V形缺口试样，尤其是后者的应用越来越广泛。

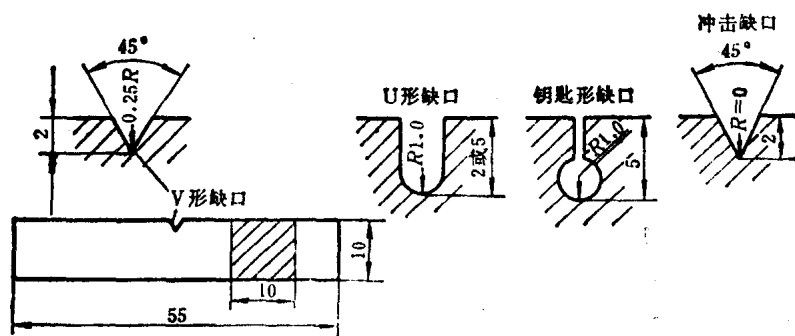


图1-10 夏比冲击试样

这种试验方法得到的吸收功—温度曲线往往是缓慢地变化，如图1-11所示。当然，其转变温度不能如图1-7那样用直观的方法来决定，而可用下列方法求出：

(1) 15呎磅转变温度(T_{15}) 它是冲击试验的吸收功降低到15lb·ft (相当于20.2J) 时的温度。由于试样断面积为0.8mm²，因此每单位面积的吸收功为12.1lb·ft/in² (相当于25.25J/cm²)。

(2) 1/2能量转变温度($T_{1/2}$) 它是1/2最大吸收功所对应的温度。最大吸收功包括裂纹萌生、扩展以至断裂吸收功的总和。

(3) 50%延性断口 (或脆性断口) 转变温度(T_{50}) 它是断口形貌中延性断口或脆性断

口各占50%时的温度。

(4) 0℃时的吸收功(E_0) 它表示0℃时的吸收功。从试验结果看, E_0 与 T_{α} 有密切的关系, E_0 越大, T_{α} 就越低。因此对 E_0 来说, 往往具有 T_{α} 的性质。韧性良好的钢, 0℃的吸收功很大, 与 T_{α} 无关, 但可用-10℃或-20℃的吸收功, 用 E_{-10} 或 E_{-20} 来表示。

应该指出, 冲击试验的试样, 除上述V形缺口的夏比冲击试验外, 尚有多种缺口形式, 如图1-10所示。其中U形缺口用得较多。我国以前的国家标准就是用2mm的U形缺口。因为用这种缺口可以很明显的显现出来 T_{α} 的转变现象, 所以当要正确地得到 T_{α} 时可以采用。目前国家标准虽已改为V形缺口, 但仍可应用U形缺口。

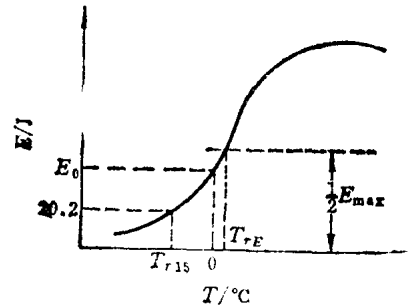


图1-11 V形缺口夏比冲击试验结果示意图

冲压缺口是用锋锐尖端 ($R = 0$) 的模具压入试样得到的。缺口尖端的材料受到很大的冷作加工, 因此很容易在缺口的尖端部位发生断裂。该试验用于研究 T_{α} 是很合适的方法, 但它并不显示出材料的 T_{α} 的性能。

2. 落锤试验

如图1-12所示, 用硬堆焊焊条在试板中央熔敷一段单道焊道, 且在焊道上加工一道横向的人工缺口, 从上方用自由下落的重锤使试样受弯曲而断裂, 求出小角度 (5°) 弯曲角发生脆性破坏的温度, 叫无塑性转变温度 (NDT)。

3. TipPer试验

如图1-13所示, 试样的侧面加工成V形缺口进行拉伸试验。用液氮和酒精混合可得到很低的温度。此法通常显示不出 T_{α} , 可作为求 T_{α} 的标准试验方法之一。

(二) 大型试样试验方法

双重拉伸试验, 如图1-14所示, 它是研究由补助载荷 F' 作用产生的裂纹在主载荷 F 的应力场中的扩展行为。补助载荷区用冷却的方法得到脆性裂纹, 主载荷区的温度分布均匀。它的优点是能把裂纹的产生及扩展分别度量, 并可通过改变载荷及温度的方法, 来研究温度与启裂或裂纹停止扩展时载荷之间的关系。该试验也可求得 T_{α} 值。

(三) 断裂韧性试验

1. K_{Ic} 测定^[4,5]

图1-15所示。可用拉伸, 也可用弯曲, 用x-y记录仪记录 $F-V$ (载荷—位移) 曲线, 根据下式求出 K_{Ic} 。

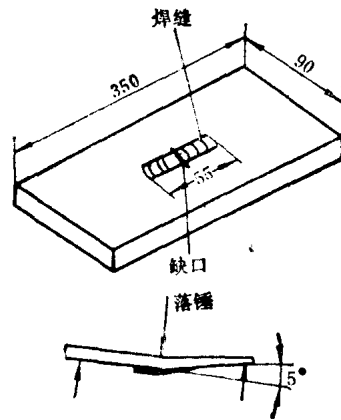


图1-12 落锤试验

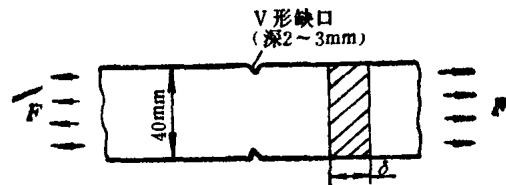


图1-13 TipPer试验

对拉伸试样, 需满足下列条件:

$$\delta, a \geq 2.5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_s} \right)^2 \quad (1-1)$$

对三点弯曲试样, 需满足下列条件:

$$(B-a) \geq 2.5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_s} \right)^2 \quad (1-2)$$

K_{Ic} 的测定对象为厚度大于6mm的金属, 且要符合材料的平面应变条件。否则, 需将试样扩大到1.5倍。

2. 裂纹张开位移 (COD) 测定⁽⁴⁾

如图1-16所示。COD的测量有直接法和间接法两种。因直接法误差较大, 所以, 现在多用间接法。间接法是在缺口开口端安装夹形引伸计, 以测出缺口处的位移 V , (图1-16b), 并同时用 $x-y$ 记录仪记录载荷一位移 ($F-V$) 曲线。当材料全面屈服时测得临界位移 V_c , 则裂纹尖端临界张开位移可用下式近似求出(δ_c 为临界张开位移):

$$\delta_c = \frac{(B-a)V_c}{B+2a+3z} \quad (1-3)$$

3. J 积分

J 积分的试样尺寸和试验方法与COD试验相似。它实际上表示试验中 $F-V$ 曲线与横坐标所包围的面积。临界 J 积分 J_{Ic} (延性断裂韧度) 就是用临界点上的 $F-V$ 所包围的面积 S 求得的。

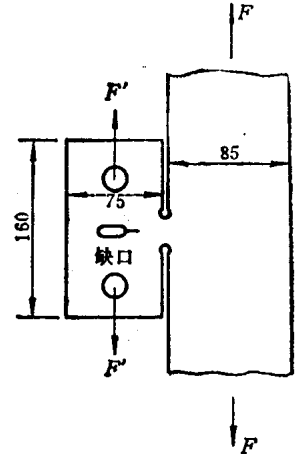


图1-14 双重拉伸试验

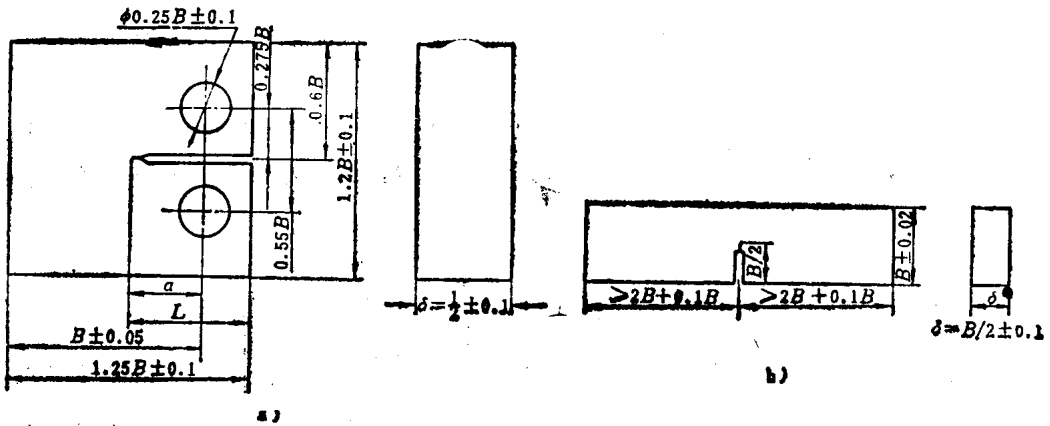


图1-15 测定 K_{Ic} 用试样

a) 紧凑拉伸试样 b) 三点弯曲试样

对三点弯曲试验:

$$J_{Ic} = \frac{2S}{\delta(B-a)} \quad (1-4)$$

对拉伸试验:

$$J_{Ic} = \frac{2S}{\delta(B-a)} \left[1 + \frac{1}{2} \left(\frac{B-a}{B+a} \right) \right] \quad (1-5)$$

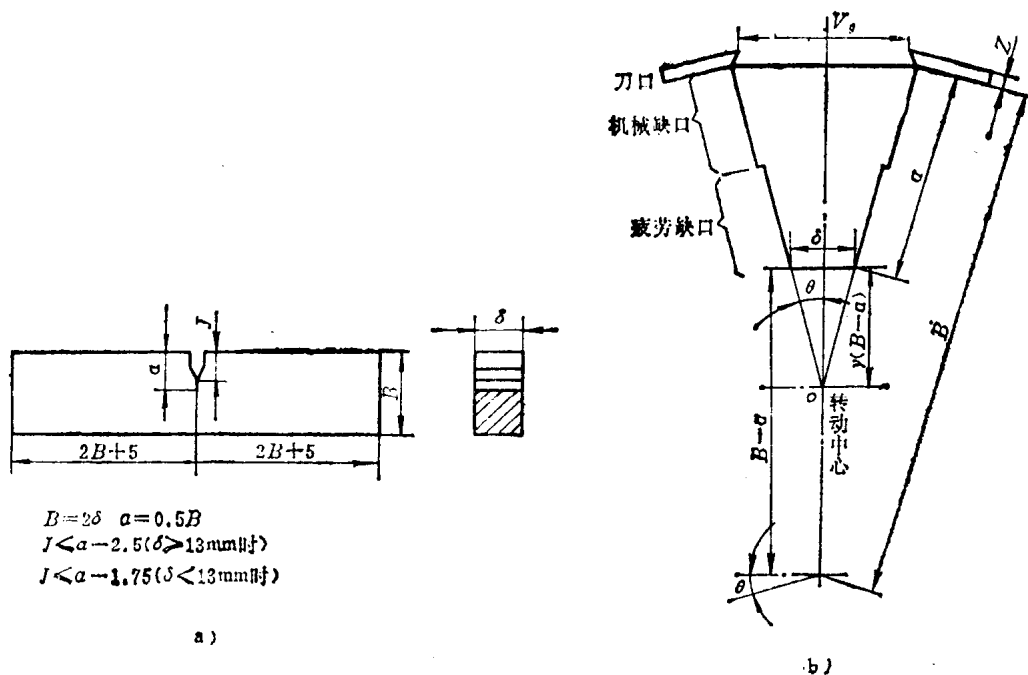


图1-16 COD试验

a) 三点弯曲试样 b) 三点弯曲试样缺口开裂示意图

§1-3 脆性破坏的条件

试样或实际结构要发生脆性破坏，必须同时满足脆性裂纹的产生条件及扩展条件。

一、产生脆性破坏的条件

多晶体发生破坏的条件，一般多用Ludwik于1927年提出的断裂应力曲线的概念。用纵坐标表示正应力 σ ，横坐标表示变形 ϵ ，如图1-17所示。当某处的 ϵ 及 σ 都恰好等于断裂应力曲线上的某点的值时，才能发生断裂。

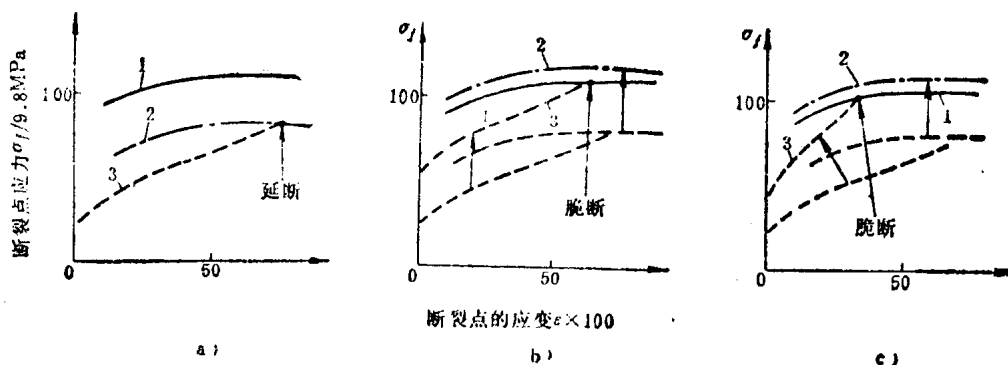


图1-17 应力曲线及产生断裂的条件

a) 室温，无缺口 b) 低温或大变形速度，无缺口 c) 室温，有缺口

1—解理断裂应力曲线 2—延性断裂应力曲线 3—流动应力曲线