

低合金钢 低温脆性断裂论文集

涂铭旌 鄢文彬 主编

111.91

西安交通大学出版社

内 容 提 要

本书是西安交通大学金属材料及强度研究所近年来的研究成果。书中着重从材料和材料强度的角度阐明低合金钢的低温脆性断裂问题，理论研究和生产应用并重。

本书对矿山、工程机械、交通运输车辆、铁路桥梁、海洋工程结构、石油天然气管道、低温压力容器等领域的材料选择、结构设计等提供了试验依据和有关数据资料，为耐寒钢、低温钢新钢种的研制提供了重要的理论基础。

本书还介绍了我国近年来新研制的低合金高强度可焊接结构钢的低温性能及其在生产中的应用。

本书可作为高等工科院校金属材料及热处理专业的学生、研究生和教师的参考书，也是从事冶金、机械制造等方面的科研工作者和工程技术人员的重要参考读物。

低合金钢低温脆性断裂论文集

涂铭旌 鄢文彬 主编

西安交通大学出版社出版
(西安市咸宁路28号)

西安交通大学出版社印刷厂印装
陕西省新华书店发行 各地新华书店经售

开本 787×1092 1/16 印张 11.75 插页1 字数 296千字

1985年7月第一版 1985年7月第一次印刷

印数 1—2000

统一书号 15340·028 定价 2.50元

序 言

机器零件和工程结构件的脆性断裂，特别是低温脆断，是机械失效中最危险的形式。这种断裂往往没有预兆而突然发生，所以难以预防。工程上称为灾难性破坏。因此有必要强调

大损失。1944年,美国俄亥俄州的球形液化天然气储罐爆炸,造成128人死亡,680万美元的损失。又如苏联西伯利亚两个大型建设工程的统计,由于施工机械在冬季发生低温脆断,每年在土方工程上的损失就达五千万到一亿卢布。在我国,低温脆断事故也十分惊人。据哈尔滨铁路局加格达奇车辆段的统计,该段在1980年至1981年维修的118万辆货车中,在冬季有裂纹及脆断的零件数为11,300件,而四至九月份仅有4,800件。又据黑龙江机械工业研究所统计,黑龙江省内的矿山机械、工程机械、林业机械等,每年由于低温脆断所造成的经济损失约为2,400万元。

对于低合金钢的低温脆断问题的研究,具有重要的理论价值和实际意义。随着我国经济建设的发展,大型露天矿成套设备、石油化工设备、海洋工程及交通运输机械等正在朝着大型化、轻量化方向发展,要求材料的使用强度水平不断提高,而高强度材料的低温脆断问题更加突出。研究钢铁材料在低温下的强度和韧性,可以为机械设计和机械制造部门在材料选择和设计计算方面提供必要的资料。而更为重要的方面,是要研究钢在低温下的强韧性与成分、组织结构及冶金质量的关系,研究钢在低温下的微观断裂机制,从而为耐寒结构钢和低温用钢的成分设计、组织设计提供理论依据。低温脆断的判据长期以来一直是人们关注的问题之一,这个方面的研究目前仍在深入进行。本论文集反映了西安交通大学金属材料及强度研究所近几年来在上述诸方面的部分研究成果,收入的论文从材料工程角度讨论了低温应力脆断理论及应用的基本问题,通过对大量低温脆断失效事例的分析以及对低温脆断规律及机理的研究,指出了预防低温脆断可能采取的措施。希望本书的出版对广大的工程师、设计师及材料工作者有所助益。

周惠久

目 录

序言	周惠久	
低温脆断规律及机理(综述)	涂铭旌	(1)
低温脆性评定指标研究的某些进展(综述)	鄢文彬	(15)
应力集中程度对几种机械制造用钢低温断裂抗力的影响		
.....	赵文轶 鄢文彬 张平生 周惠久	(29)
几种常用结构钢在低温下的开裂机制		
.....	赵文轶 鄢文彬 张平生 周惠久	(47)
机器零件和金属结构的低温脆断事例		
.....	鄢文彬 富振成 梁兆春	(60)
结构钢在低温下冲击断裂时的裂纹萌生与扩展		
.....	鄢文彬 涂铭旌	(70)
几种结构钢经不同热处理后的低温断裂韧性		
.....	鄢文彬 富振成	(79)
用圆环裂纹拉伸试样测定钢在低温下的断裂韧性		
.....	赵文轶 鄢文彬 周惠久	(91)
结构钢在低温下的多次冲击断裂抗力		
.....	鄢文彬 富振成 涂铭旌 周惠久	(103)
低合金钢的强韧性及其生产应用(综述)	鄢文彬	(114)
15MnMoVNRe 钢的强韧性		
.....	鄢文彬 富振成 陈廷扬 钱淑芸	(140)
低温下金属材料实验设备及测试技术	富振成 鄢文彬	(159)
附录: 单位换算		

CONTENTS

Preface

Zhou Huijiu

Behaviour and Mechanism of Brittle Fracture in Steels at Low

Temperatures

Tu Mingjing..... (14)

Advances in Investigation on The Criteria for Brittle Fracture

at Low Temperatures

Yan Wenbin (28)

The Effect of Stress Concentration on Fracture Behaviour of Some

Constructional Steels at Low Temperatures

Zhao Wenzhen Yan Wenbin Zhang Pinshen Zhou Huijiu

Cracking Mechanism of Constructional Steels at Low Temperatures..... (46)

Zhao Wenzhen Yan Wenbin Zhang Pinshen Zhou Huijiu... (59)

Some Accidents of Cold Brittle Fracture of Machine Parts and Metal

Structures

Yan Wenbin Fu Zhencheng Liang Zhaochueng..... (69)

The Crack Initiation and Propagation in Constructional Steels under

Impact Load and Low Temperature

Yan Wenbin Tu Mingjing (78)

Investigation of Fracture Toughness of Constructional Steels at Room

and Subzero Temperatures

Yan Wenbin Fu Zhencheng..... (90)

The Fracture Toughness of Steels at Low Temperatures as Measured by

Testing Circular-Cracked Specimens in Tension

Zhao Wenzhen Yan Wenbin Zhou Huijiu (102)

Fracture Resistance of Constructional Steels to Repeated Impact Load

at Low Temperatures

Yan Wenbin Fu Zhencheng Tu Mingjing Zhou Huijiu..... (113)

On the Tough-Hardening of Low Alloy Steels and Their Use

Yan Wenbin (139)

Tough-Strengthening of 15 MnMoVNRe Steel

Yan Wen bin Fu zhencheng (Xi'an Jiaotong University)

Chen Tingyang Qian Shunm (Chongqin Iron and

Steel Co.) (158)

The Test Equipments and Methods of Metal Materials at Low Tempera

-tures

Fu Zhencheng Yan Wenbin (179)

Appendix: The Conversion of the Measure Units

低温脆断规律及机理（综述）

涂 铭 旌

内 容 提 要

低温脆断往往造成巨大的经济损失和人身伤亡，本文的目的在于评述低温脆断的特征及其影响因素，讨论低温脆断的过程及机理，同时介绍某些脆性断裂理论。

低温脆断危及人身安全，将会造成巨大的经济损失。本文将综述低温脆断特性及影响因素，低温脆断过程及其机理以及材料脆性断裂的理论，以期读者对低温脆断规律及机理有一个全貌的认识。近年来国内外对低温脆断十分重视，但是这方面的研究有待深入。

一、低温脆断特征及其影响因素

1. 低温低应力脆断的现象及特征

大量低温低应力脆断的事故研究表明，低温脆断具有下列特征：

(1) 断裂时所承受的工作应力较低，一般低温脆断事故的名义应力只有设计计算应力的 0.1~0.6，或者工作应力只有材料屈服强度极限 σ_s 的 $\frac{1}{2} \sim \frac{1}{4}$ 。因此，称为低温低应力脆断。

(2) 发生脆性断裂时，裂纹的扩展速度极快，可高达 1000~3000 米/秒，无法加以制止，而且发生脆断时无任何预兆。

(3) 对于中低强度材料，脆性断裂往往发生在低温，接近材料的韧~脆转变温度：

对于高强度或脆断材料，由于它们韧~脆转变温度较高，所以即使不是在低温下，也可能发生低应力脆断。

(4) 脆性断裂经常是从构件自身存在的各种工艺缺陷，如夹杂、铸、锻、焊缺陷，加工刀痕等处起源的，或者是设计不当造成的应力集中在服役过程中产生的疲劳裂纹在低温下导致脆断。

(5) 应力状态，越接近三向应力状态，特别是有冲击载荷时，在低温下容易产生低温低应力脆断。

(6) 脆性断裂的宏观断口平齐，断口附近的断面收缩率很小，外观上没有明显的宏观变形特征。

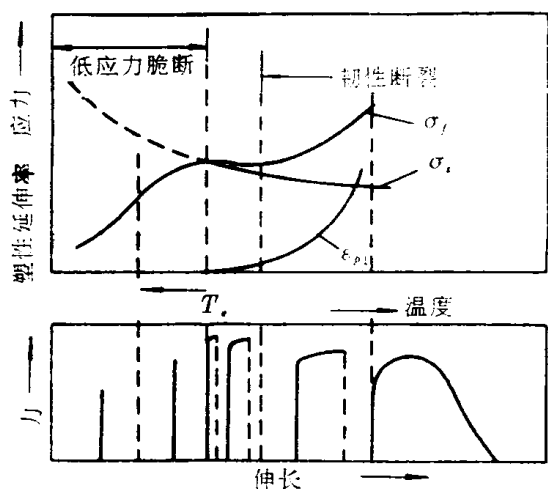


图1 缺口拉伸试样的力学性能与温度的关系。

低时($T < T_c$)，应力先达到断裂强度 σ_b^* ，材料便发生解理断裂，这时几乎没有宏观塑性变形；当温度较高时($T > T_c$)，应力先达到屈服应力 σ_s ，然后再达到解理断裂应力 σ_b^* 。这样，材料先产生一定量的塑性变形后才发生解理断裂；当 $T > T_d$ 时，完全是以韧窝机制所控制的韧性断裂。这就是说，温度在如图2中所示的 $T_c \sim T_d$ 区间内，材料为混合断裂。

由此可见，解理断裂和脆性断裂并不是同义词，前者是指断裂机理、而后者是指断口的宏观形态；断口中出现解理断裂机制，它的宏观断口并不一定是脆性断裂。此外宏观的脆性断裂并不一定是解理断裂机制，也可能是准解理或晶界断裂。

2. 脆性断裂的断口特征

宏观断口特征

脆断断口在宏观上是断口平齐而光亮，断面往往与正应力垂直。断口呈颗粒状，如图3所示的闪光小晶面。脆断的断口有时呈人字纹，其尖端指向断裂源如图4所示。这种人字纹断口常在强度较低的低碳结构钢中出现。



图3 结晶状断口

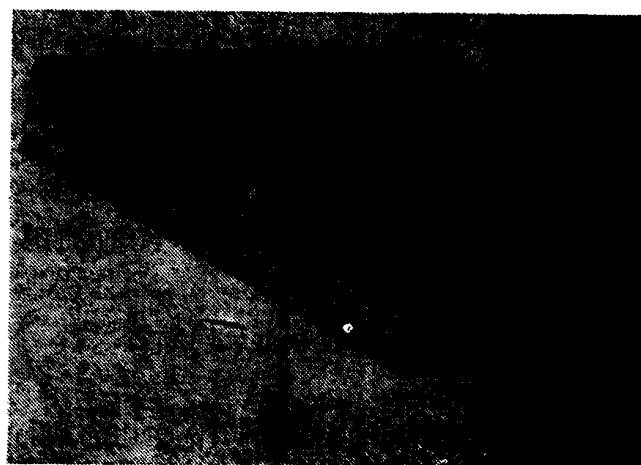


图4 宏观人字形断口

上述现象可用图1缺口试样的拉伸性能随温度的变化情况[1]来加以说明。当试验温度下降时，屈服极限 σ_s 升高而断裂应力 σ_b 却随之下降，当两条曲线在温度 T_c 相交以后，缺口试样没有发生宏观变形，便产生脆性断裂，这种情况下断裂应力 σ_b 等于或远远小于材料的屈服极限 σ_s ，也就是说产生低温低应力断裂。

钢材在低温下韧~脆断裂转变过程还可用解理断裂应力 σ_f^* 的概念来说明。从图2可以看出：拉伸条件下材料的屈服极限 σ_s 随温度的下降而升高，但材料的解理断裂应力 σ_f^* 的变化甚微，两根曲线相交于温度 T_c ，当温度较

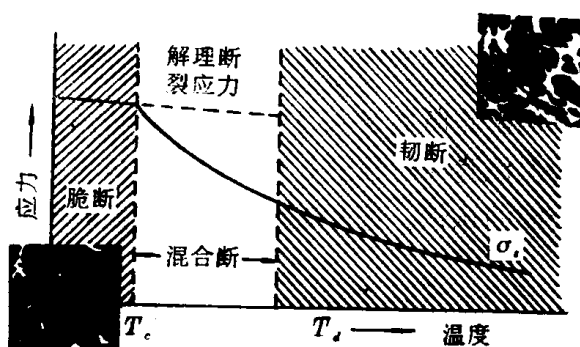


图2 温度对钢的断裂特性的影响。

微观断口特征

由电子断口金相表明：低温脆性断裂多属解理或准解理断裂，但有时也会出现沿晶断裂。因此，不要一味地认为低温脆断就一定是解理断裂。

解理断裂是一种由正应力拉开的穿晶分离，这种分离是沿一定的结晶平面而发生的。工程结构中的铁素体钢低温脆断时，断裂主要沿 $\{100\}$ 解理面发生。

解理断裂的微观特征有河流花样，舌状花样。

图5为典型的河流花样照片。在理想的情况下，解理断口应为平坦的结晶平面，但实际的断口上是呈现解理台阶。它是裂纹顺解理面扩展时与螺型位错交截后形成的解理台阶。一组台阶构成的图样即所谓的河流花样。河流源表示起裂点。

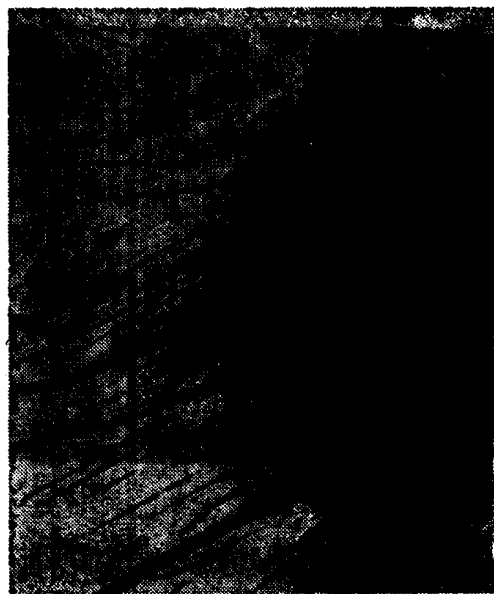


图5 解理断口特征

图6是舌状花样的照片。体心立方晶格金属的解理面是 $\{100\}$ ，孪晶面是 $\{112\}$ ，孪晶方向是 $[111]$ 。如果材料在低温高速变形条件下，解理和形变孪晶同时存在，如图7所示，由 $\{100\}$ 面生成的解理裂纹扩展时与孪晶面相遇，就顺着孪晶面 $\{112\}$ 扩展，然后再沿 CD 扩展，出现二次裂纹，这样就由主解理面上形成舌状解理。

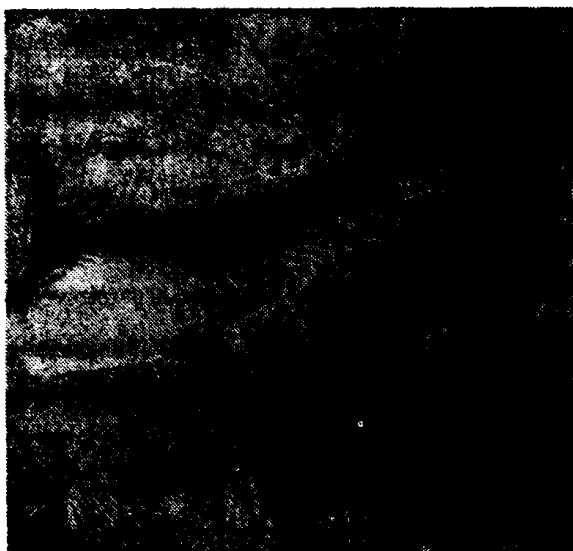


图6 舌状花样

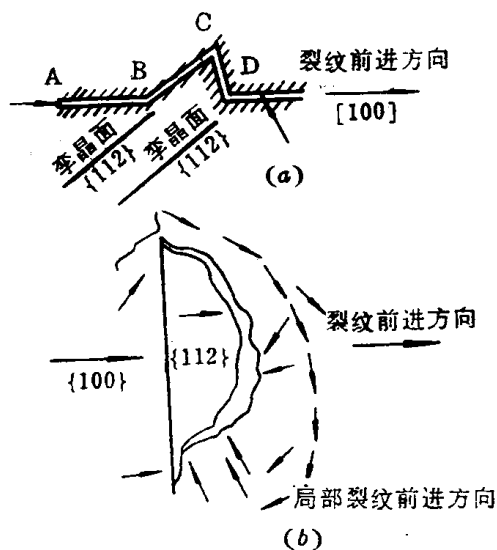


图7 舌状花样形成机理

图8是准解理断口形貌，它和解理断裂一样，也是穿晶断裂。但准解理的小断面不象解理断面整个有河流纹的小平面，而是在裂纹源处有放射状的河流纹小平面，但周边有发生塑变的撕裂岭，准解理断口如图9所示，用腐蚀坑的办法观察体心立方金属的准解理断口，发现河流纹小平面也是 $\{100\}$ 面，说明和解理断裂有相似的地方，只是准解理裂纹的扩展过程，先是顺解理面走一段，后来在各解理裂纹间通过塑性撕裂方式联结成撕裂岭，这样增加了断裂面积，同时单位面积上的塑性功也应增大，对于中高碳钢，解理断裂 $G_{Ic} \sim 1 \times 10^4 J/m^2$ ，准解理约为 $1.8 \times 10^4 J/m^2$ 。

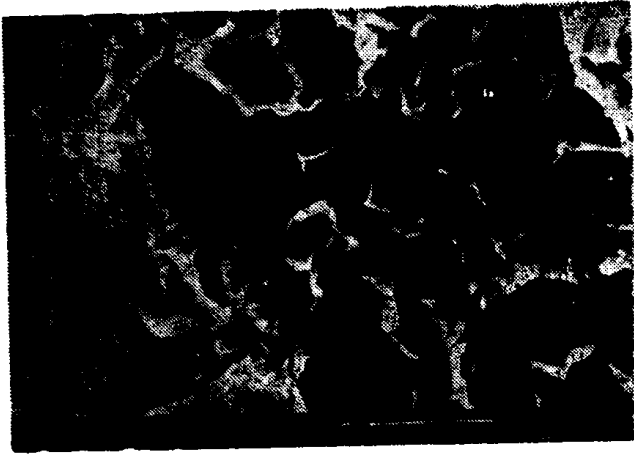


图 8 准解理断口特征

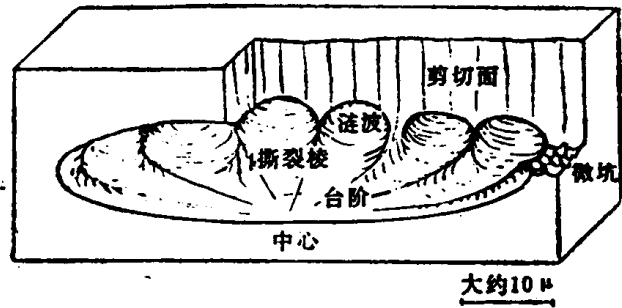


图 9 准解理断口示意

准解理断裂时的宏观塑性变形很小，所以也算在脆性断裂范围内。

3. 低温脆断影响因素

分析低温脆断的影响因素，有助于进一步认识构件低温脆断的宏观规律，找出预防脆断的技术措施，这些影响因素可分为外因，内因两个方面，现归纳如下：

(1) 应力状态的影响

从图 10 中可以看出，结构钢的光滑拉伸试棒，在很低的温度下才出现 $\sigma_f \approx \sigma_s$ ，产生脆性断裂，或者根本不出现脆断。但缺口试样，

特别预制环形疲劳裂纹的拉伸试样，便出现脆断。缺口试样愈大，缺口愈尖锐，预裂纹的尺寸愈大，如图 11 所示，愈容易引起低温脆断。

图中 σ_{bn1} ， $\sigma_{bn0.5}$ ， $\sigma_{bn0.1}$ 分别代表缺口根部半径分别为 $r=1$ ， $r=0.5$ ， $r=0.1mm$ 的缺口拉伸强度极限， σ_c 为预制环形裂纹试样的强度极限。

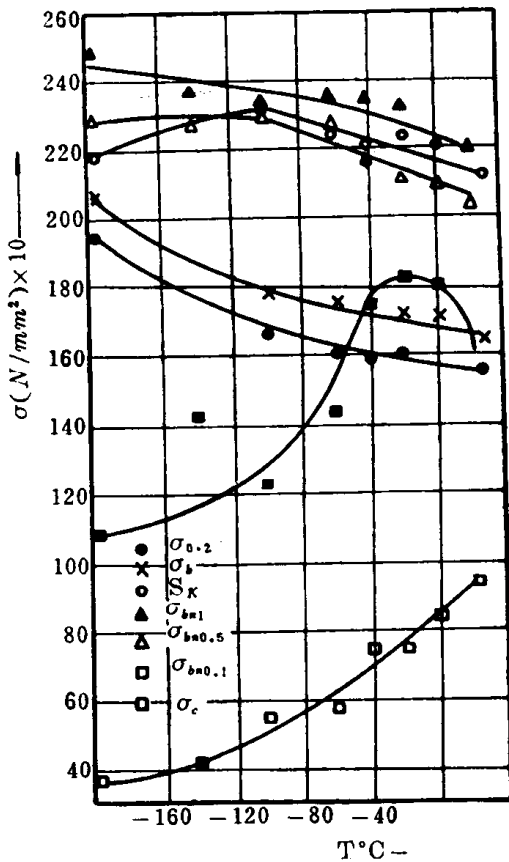


图 10 45Cr 钢淬火，390℃ 回火

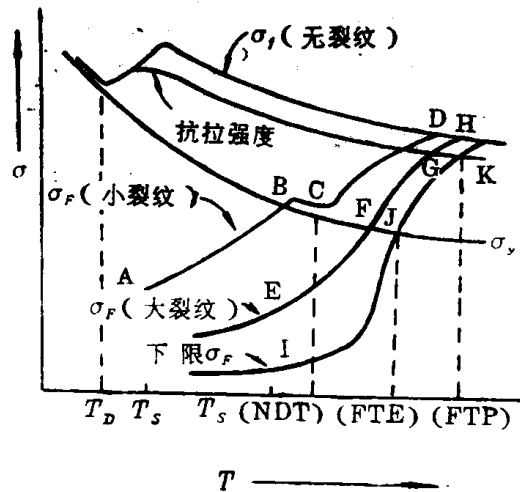


图 11 预裂纹尺寸的影响

对于焊接件，如图 12 所示，当存在焊缝裂纹又有残余应力时，断裂应力 σ_f 就很低，易于产生低温脆断。如果将焊接件进行除应力退火，如图 13 所示，就可减轻低温脆断的倾向。

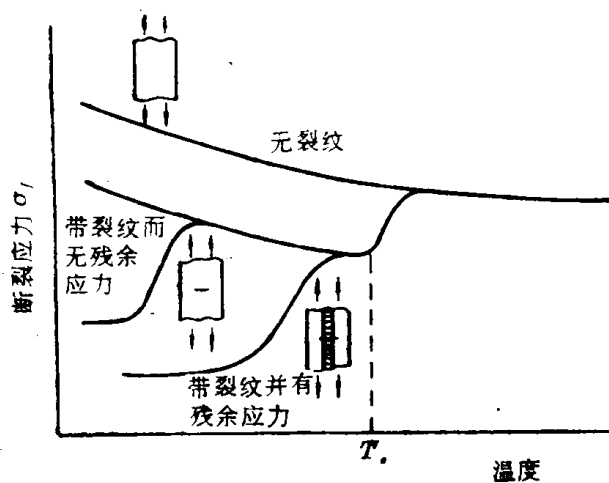


图 12 裂纹和残余应力对断裂应力的影响

因此，低温脆断和应力状态的关系很大，随着表示应力状态的软性系数 $\alpha = \tau_{max}/\sigma_{max}$ 值的减小，亦即应力状态愈硬，愈容易发生低温脆断。在考虑外加应力状态的影响时，还应考虑到构件残余应力对低温脆断的不利影响。

对于带缺口和裂纹的构件，应考虑缺口或裂纹根部的局部应力集中。图 14 是用有限元分析得出的紧凑拉伸试件预制裂纹根部的三维应力集中的分布情况。当最大应力峰值达到材料的解理断裂应力 σ_f 时，便会造成脆断。

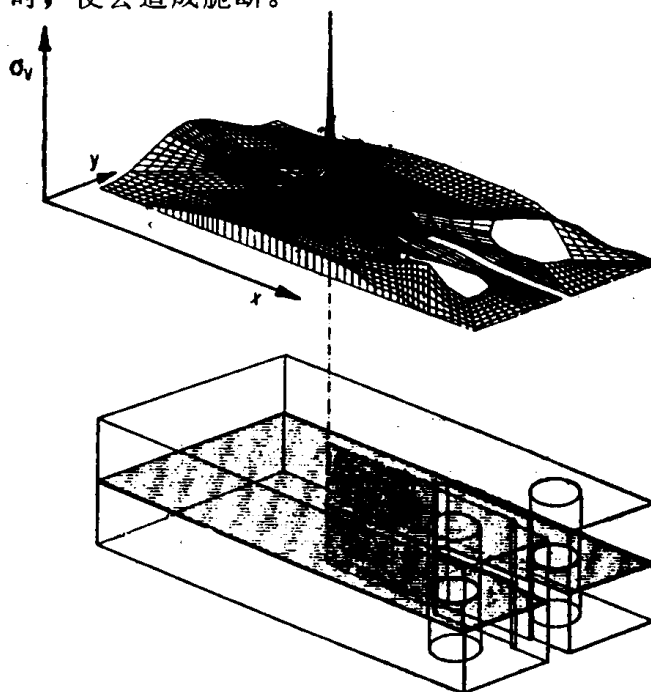


图 14 在断裂韧性试样中的应力分布

应力状态 α 对韧~脆转变温度 T_c 的影响，可用经验公式来表达，即：

$$T_c(^{\circ}K) = A - B\alpha \quad (1)$$

式中 A, B 分别为材料系数。

板材厚度 (t) 的影响，实际上是应力状态的影响，经过推导：

$$T_c \propto \ln t \quad (2)$$

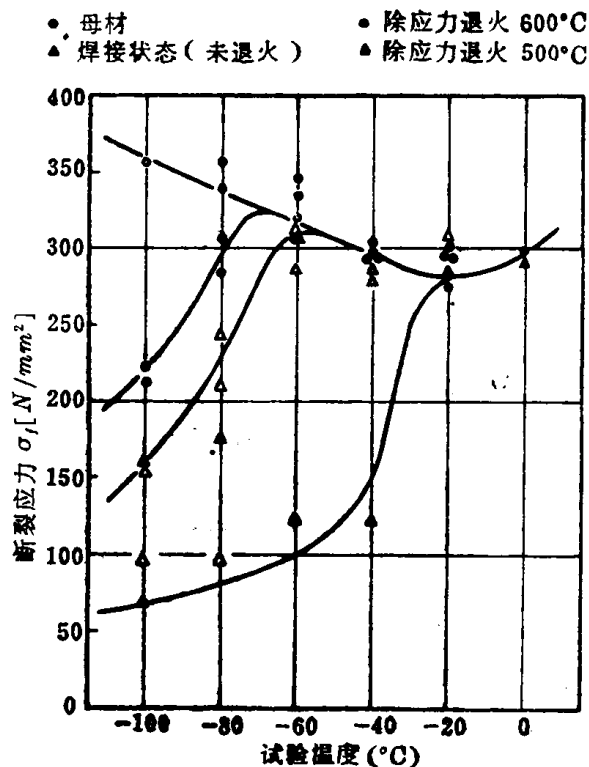


图 13 除应力退火对焊接钢材断裂应力的影响

(2) 形变速度 $\dot{\epsilon}$ 的影响

屈服极限 σ_s 是温度，形变速度的数函，即：

$$\sigma_s = f(\dot{\epsilon}, T)$$

这是因为随着 $\dot{\epsilon}$ 的增加，晶格摩擦力 σ_i 增大，形变很少通过滑移，而更多地靠通过孪晶来进行，所以 σ_s 随 σ_i 的增大而上升，但解理断裂应力 σ_f^* 并不随 σ_i 的增大而发生变化，如图 15 所示， T_c 温度升高，也就是说形变速度 $\dot{\epsilon}$ 的增加，容易造成低温脆断。

在热激活的情况下，韧~脆转变温度 T_c 与形变速度 $\dot{\epsilon}$ 之间应满足下面的关系：

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \exp\left(-\frac{\Delta G(\sigma)}{RT_c}\right)$$

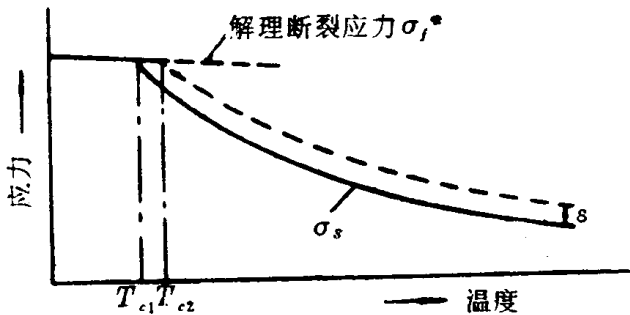


图 15 形变速度对脆断的影响(4)

式中 $\Delta G(\sigma)$ 为与应力有关的激活能； R 为气体常数； T_c 为热力学温度。对上式两边取对数后，则有[5]：

$$\frac{1}{T_c} = A + B \ln \dot{\epsilon} \quad (3)$$

(3) 固溶强化、析出强化、形变强化

这些强化方式也如同形变速度 $\dot{\epsilon}$ 的影响一样，均使 σ_s 提高，而对 σ_f^* 没有影响。因此都增加材料的冷脆倾向，导致韧~脆转变温度 T_c 向高温方向移动。

(4) 晶粒细化

它既提高 σ_f^* 又提高 σ_s ，但提高 σ_f^* 的幅度要比提高 σ_s 的幅度要大得多如图 16 所示。产生解理断裂的温度 T_c 向低温方向移动，亦即晶粒细化有助于提高材料的低温脆断抗力[6]。

根据 Hall-Petch 的关系式，可以推导出韧脆转变温度 T_c 与晶粒尺寸 d 的关系式：

$$\frac{1}{T_c} = A + B d^{-1/2} \quad (4)$$

这种关系如图 17 的实验结果所示[7]。

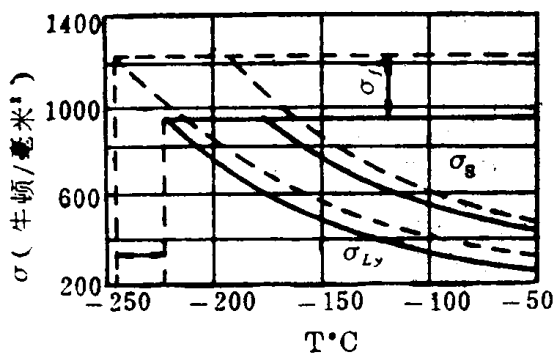


图 16 晶粒度对于 10 号碳钢 σ_f^* 、屈服强度(σ_s)及下屈服点(σ_{Lf})及 T_c 的影响

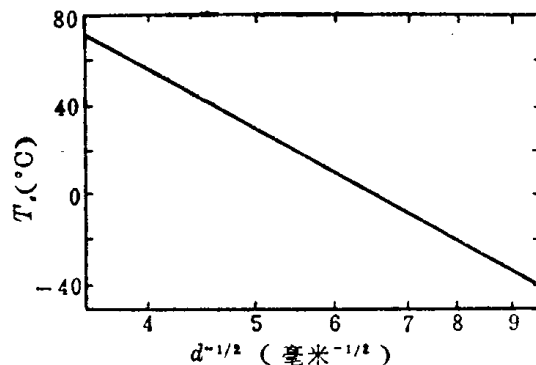


图 17 低碳钢脆性转变温度(T_c)与晶粒度直径(d)的关系。

综合考虑到应力状态、试样厚度、晶粒尺寸、材料的屈服极限、脆化、显微组织间距等因素对韧脆转变温度的影响，可用下列公式来表达[8]

$$T_c^0 = K_1 - f(\alpha, \sigma_s, l) d^{-1/2} - f(t) \alpha + K_2 \beta' \quad (5)$$

式中 K_1 、 K_2 为常数； T_0 为不考虑加载速率影响时的韧脆转变温度； α 为应力状态软性系数； d 为晶粒尺寸； $f(\alpha)$ 为某一与 α 有关的函数； l 为显微组织的间距； σ_s 为屈服极限， t 为试样厚度； β' 为材料的脆化系数 $\left(\beta' = \frac{(a_{hmax})_{未脆化}}{(a_{hmax})_{已脆化}}\right)$ 。

(5) 钢的化学成分及组织的影响

在工程应用上，对某一种钢常用统计回归的数学处理方法，将脆性转变温度与材料的化学成分，组织参量联系起来。

Pickering 列出 $C < 0.25\%$ 热轧碳钢冲击脆性转变温度 T_c 的经验方程[9]：

$$T_c(^{\circ}\text{C}) = -19 + 44\text{si} + 700\sqrt{N_f} - 11.5d^{-\frac{1}{2}} + 2.2p \quad (6)$$

式中 N_f 为固溶的自由氮量(%)； P 为珠光体的百分数； si 为硅的重量百分数； T_c 是夏氏 V 型冲击试样确定的 50% FATT， d 为晶粒尺寸，单位为毫米。

Bucher 等人对于 56 种 C-Mn-si 钢获得如下的经验方程式[10]

$$50\% \text{FATT}(^{\circ}\text{F}) = 108 - 86\text{Mn} + 2700N_f + 4.3p - 3.2d^{-\frac{1}{2}} \quad (7)$$

式中 50% FATT 用($^{\circ}\text{F}$)表示；Mn 为锰的重量百分数； d 的单位为英寸。

从上列两式可以看出，降低热轧碳钢脆性转变温度的措施是：细化晶粒；降低 si 及 N_f ；减少珠光体含量及碳含量；适当提高 Mn。

又[11]对 3.5% NiCrMoV 转子钢的脆性转变温度的增值与化学成分的关系，得出如下的经验公式。

$$\begin{aligned} \Delta \text{FATT} = & 15.6 + 1.19(\text{si}\% \times 100) + 0.63(\text{Mn} \times 100) \\ & + 2.74(p\% \times 1000) + 2.94(\text{Sn}\% \times 1000) \end{aligned} \quad (8)$$

从式中可以看出，为了降低转子钢的脆性转变温度，必须最大限度的限制微量脆化元素 P 、 Sn 、 As 、 S ，控制 Si 和 Mn 含量。

二、低温脆断过程及机理

在认识低温脆断的宏观规律的基础上，进一步了解微观断裂过程和材料脆断理论，有助于认识低温脆断的本质。

1. 脆性断裂过程中的裂纹萌生和扩展

任何断裂都包含裂纹萌生和扩展过程，重要的在于认识断裂过程的控制因素。

(1) 裂纹的萌生

低温脆性断裂没有明显的宏观变形特征，但即使解理断裂也需要一定程度的塑性变形，裂纹在位错塞积群的端部成核，比较容易发生位错塞积的地点有以下几处[12]：

i. 晶粒边界

当外加应力超过一个晶粒的临界切应力就会发生滑移，该晶粒的位错运动到晶界处便受到阻碍，以致在晶界上成为位错塞积区如图 18a 和图 19 所示。Zener 提出位错塞积会引起应力集中，此时如塞积群（几个位错）向前移动距离 δ_s ，则外应力 τ_0 所作的功为 $\tau_0 n b \delta_s$ ，在平衡时，由虚功原理，二者应相等，所以

$$\tau = \tau_0 n \quad (9)$$

这就表示在晶界处塞积群产生了应力集中要比外力放大 n 倍，这样裂纹就可在晶界形核。

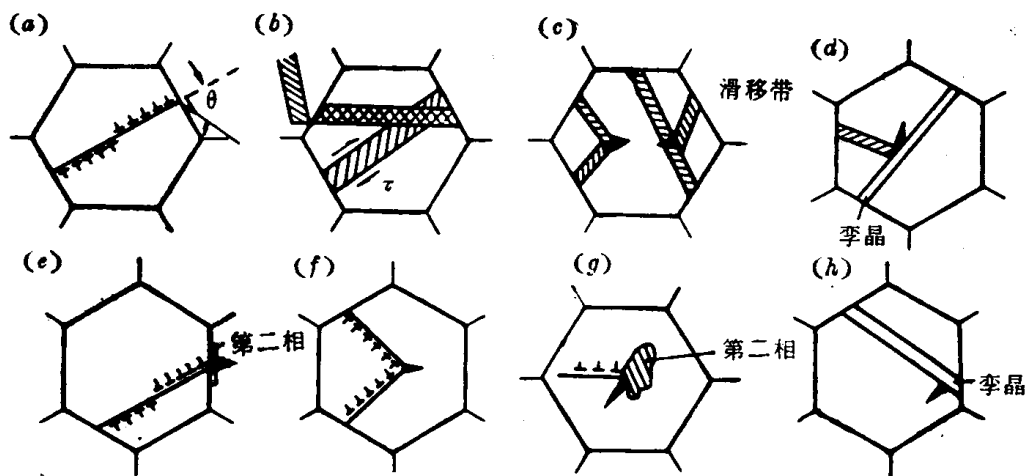


图 18 裂纹萌生模型

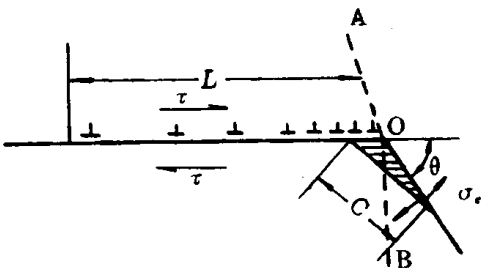


图 19 由于位错的塞积而产生的裂纹

ii. 晶粒内或晶界的应变集中区

晶粒内的应变集中区是指交滑移带的交截处(图18c); 两组滑移面相交处(图18f); 或滑移面与孪晶界面交截处(图18d); 以及孪晶带的交截处。滑移面交截处和孪晶带的交截处可能在晶粒内, 也可能在晶界处(图18h、图20), 在这种地区由于位错的交互作用, 应变集中而使进一步塑变受阻, 形成裂纹核。

在实验中, 低碳钢于低温下(-196°C)拉伸时, 机械孪晶爆发的声音也可听见, 随后将拉伸试样割开, 可看到孪晶形成的微裂纹如图21所示[14]。

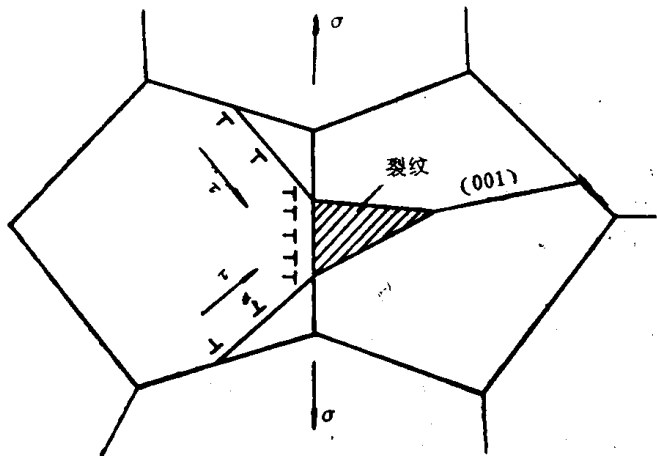


图 20 根据 Cottrell 位错反应模型在晶界萌生解理裂纹的模型

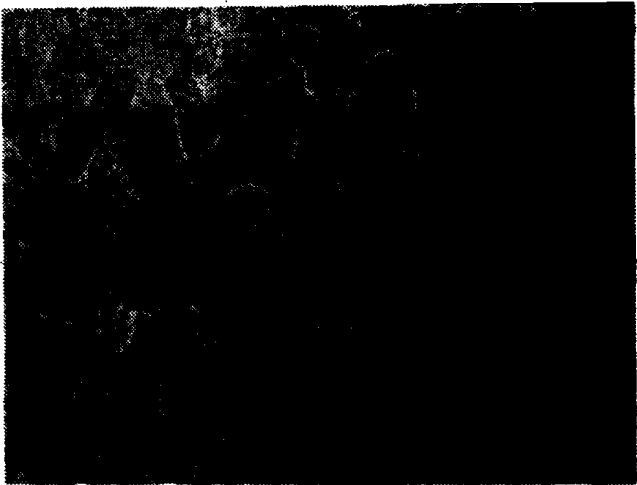


图 21 20 钢正火, -196°C 拉伸孪晶

iii 第二相界面处

这里有两种情况:

第一种情况, 如果第二相(强化第二相, 也可以是非金属夹杂物), 尺寸比较大, 而第二相粒子又比较硬, 位错碰到第二相时, 如不能切过去, 那就在异相界面上塞积这就和前面所讲的在晶界上塞积一样, 引起应力集中, 在异相界面上形成裂纹核(图 22、图 18g)

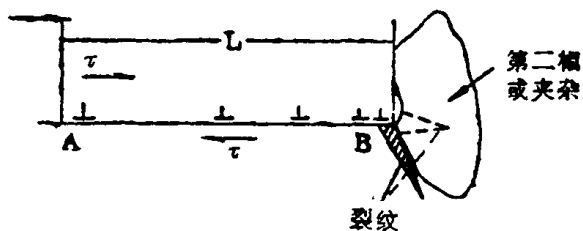


图 22 裂纹形核于第二相界面处

第二种情况, 如果第二相本身键合力低或者是在软基体中的脆性相, 应变集中则也可以在高应变情况下在第二相中形成裂纹核

(图 22)。

我们在正火的 20 钢 -196°C 拉伸断口上, 发现珠光体中的碳化物开裂, 形成解理裂纹, 这种裂纹随后向铁素体中扩展。

(2) 裂纹的扩展

在很脆的材料中, 一旦满足 Griffith 判据:

$$\sigma = \sqrt{\frac{2\gamma_s E}{\pi a}} \quad (10)$$

σ ——垂直于裂纹平面的外加总应力 MN/m^2 ;

γ_s ——裂纹平面单位面积上的表面能 J/m^2 ;

$2a$ ——裂纹长度 mm ;

E ——杨氏模量 MN/m^2 。

萌生出的裂纹将扩展于损坏时为止。但是对于金属材料来说, 在裂纹的萌生和扩展过程中, 即使在解理断裂的情况下必然伴有一定量的塑性变形产生, 据此, Orowan 对 Griffith 判据提出了下面的修正式, 解理断裂应力 σ_f 应为

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2E}{\pi a}(\gamma_s + \gamma_p)} = \sqrt{\frac{2E\gamma_{eff}}{\pi a}} \quad (11)$$

式中 γ_p 为断口表面单位面积的变形能, 对低碳钢的脆性断口而言, γ_p 约为 $10^3 \text{J}/\text{m}^2$, 而 γ_s 仅为 $1 \text{J}/\text{m}^2$ 。在裂纹扩展时任何吸收能量的塑变过程均对塑性功项 γ_p 有所贡献。在金属中一条正在扩展着的裂纹, 如果遇上在一个 γ_p 值上发生增高的区域, 则裂纹有可能被停顿, 当

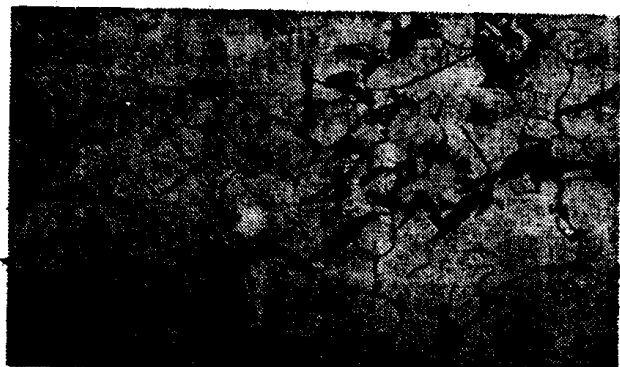


图 23 20 钢正火, 解理裂纹不连续扩展

吸收塑性变形能后裂纹再扩展, 即发生不连续的裂纹扩展过程, 这样主裂纹的前沿边会形成一些次级解理裂纹, 这些裂纹彼此之间以及它们与主裂纹之间常常处于不同的层次上, 也就是脆性裂纹呈现不连续的扩展。图 23 是 20 钢正火态在低温下 (-196°C) 拉伸时出现的不连续扩展的解理裂纹。

解理呈河流花样的情况下, 当两个相邻晶粒的解理面没有公共交线时, 裂纹不能简单地穿过晶界沿平行的平面上扩展, 只能使另一个晶粒由晶界开始重新起裂, 河流花样又要从河

流源开始。

温度影响到解理裂纹扩展时所吸收的能量,由于温度降低,裂纹扩展时吸收的能量也会降低,裂纹扩展时受到的阻力减小,裂纹扩展就容易。这就是低温下容易产生低应力脆断的原因之一。

第二相(碳化物、夹杂物)对脆性裂纹扩展的影响具有两重性。一方面是,当裂纹在晶内扩展遇到小的韧性第二相时,会增加裂纹沿一定解理面扩展的困难;另一方面大颗粒的第二相可能提供低能量的扩展途径。

微量有害元素在晶界的偏聚,或者脆性第二相在晶界的析出,给裂纹沿晶界扩展提供了通道。这是因为沿晶界断裂为低能量的裂纹扩展。

关于工程材料的脆性断裂,是受控于裂纹萌生阶段抑或是受控于裂纹扩展阶段。目前,文献中有不同的见解。一般认为,它受控于裂纹的扩展阶段。但是一些研究表明[15-17]解理断裂并不意味着完全的脆性断裂,随着温度提高,断裂前的塑性变形增加。解理断裂过程由裂纹的萌生和扩展两个阶段组成,其塑性变形的大小取决于两个阶段中的那一个起控制作用。文[18]对铁素体不锈钢 Cr24Al2Si 韧脆转变过程中微观机理的转变进行了研究,分析认为,当温度在 T_c (无塑性转变温度) 以下, $\sigma_f \leq \sigma_c$ 断面收缩率几乎为零时,解理源与孪晶带有关,裂纹萌生是由孪晶诱发的,这时裂纹扩展的有效表面能 γ_{eff} 非常低 ($\gamma_{eff} = 20 J/m^2$), 因此属于生核控制的解理断裂。它的产生条件是形成一个大于孪晶带的临界厚度 p_c , 其表达式为:

$$p_c = q_c b = \frac{d}{K_y}^{-\frac{1}{2}} (2E\gamma b)^{1/2} \quad (12)$$

其中 p_c 是产生临界应力集中 q_c 所需的临界孪晶带厚度; b 是柏氏矢量; d 是晶粒大小, K_y 为 Hall-Petch 公式的材料常数; γ 为有效表面能。

当温度增高, $T > T_c$, 则 $\sigma_f > \sigma_c$, 解理舌状花样逐渐消失, 断裂前有少量宏观塑性变形, 裂纹在较大塑性变形下, 因夹杂破裂等原因形成韧窝而诱生解理的河流花样, 这时转变为受扩展控制的解理断裂, 它是滑移诱发裂纹萌生, 其扩展为最终解理断裂的条件是, 使裂纹长大到满足 Griffith-Orowan 能量条件的临界值

$$a = \sqrt{\frac{2E\gamma_{eff}}{\pi\sigma_f^2}} \quad \text{或} \quad a = \sqrt{\frac{EG_c}{\pi\sigma_f^2}} \quad (13)$$

式中 G_c 为裂纹扩展力。

工程材料的脆性断裂的受控阶段, 还要看是什么断裂机制。例如准解理断裂, 是应变诱发生核, 断口上有河流花样的小平面, 但裂纹扩展时有明显的塑性撕裂岭, 因此它的裂纹扩展阻力要大于解理断裂; 晶界脆断则属于裂纹萌生阶段所控制的低能量扩展。Brozzo [19] 等人认为贝氏体或马氏体钢中解理断裂的控制阶段是束状大小的显微裂纹的扩展。

2. 材料脆性断裂的理论

(1) Stroh 位错塞积理论——生核控制的解理断裂

Stroh 根据 Zener 提出的位错塞积理论, 假定在滑移时, 当位错遇到障碍为晶界, 位错塞积产生应力集中(图19)应力满足 Griffith 条件, 便形成裂纹并立即导致解理断裂。推导得到;

$$\tau = \left[\frac{3}{2} \frac{\gamma G}{(1-\nu)\pi L} \right]^{1/2} \quad (14)$$

式中 τ 为作用在滑移面上的外加切应力； G 为材料的切变模量； ν 为泊松比； γ 为有效表面能； L 为滑移带长度。

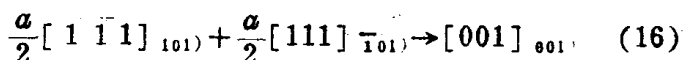
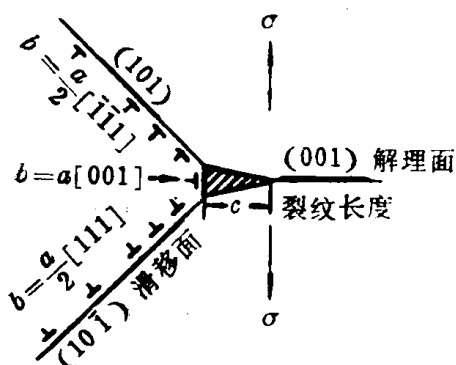
再经推导，得到与 Griffith 公式相近似的形式：

$$\sigma = \sqrt{\frac{3\gamma E}{(1+\nu)a}} \quad (15)$$

Stroh 理论主要不足在于，他们认为断裂的控制过程是解理裂纹的产生。只要裂纹一经产生就会失稳扩展，而裂纹的发生仅与切应力有关，不能解释为什么低温下材料容易解理断裂，因为产生解理裂纹的有效切应力随温度的改变很小，而拉伸屈服应力却急剧地上升；也不能解释缺口试样何以容易脆断。

(2) Cottrell 位错反应理论——扩展控制的解理断裂理论

Cottrell 认为，断裂的控制过程是裂纹的扩展而不是裂纹的萌生阶段，并且拉应力对裂纹的扩展起着重要的作用。他提出了一种更容易形成解理裂纹的位错交互作用，即两个柏氏矢量为 $\frac{a}{2}[\bar{1}\bar{1}1]$ 的，滑移在 $\{101\}$ 面上的位错交互作用，形成一个柏氏矢量为 $a[001]$ 的，垂直于解理平面 $\{001\}$ 的不动位错，即：



结果形成一个楔形的尖裂纹核。这一裂纹扩展的临界切应力经推导，并考虑到 $\sigma_y = \sigma_i + K_y d^{-1/2}$ 的关系式得到：

$$\sigma_f \geq \frac{2G\gamma}{K_y} d^{-1/2} \quad (17)$$

这就是裂纹扩展临界应力 σ_f 随晶粒大小 d ，有效表面能 γ 和与 σ_f 有关的 K_y (Hall-Petch 屈服常数) 变化而变化的关系式。 γ 中作为塑性变形功部分，当未被钉

轧住的位错数量减少，温度降低或变形速率加大，都可使 γ 值减小，则易出现解理断裂。在低温，当滑移形变机制被孪晶机制所代替时，由于孪晶情况下的 K_y 值大于滑移情况下的 K_y 值，根据(12)式为了达到发生解理断裂所需的应力集中应具有孪晶带宽度比滑移带要小，因此，在孪晶的情况下，要容易发生解理断裂。

Cottrell 理论的成功之处在于他把裂纹失稳扩展的临界应力 σ_f 和材料的屈服应力 σ_y 联系起来，解释了钢材的冷脆转化现象。并把提高屈服强度和影响脆断的组织因素联系起来。由公式可知，除细化晶粒以外，其它的强化方式诸如固溶强化，沉淀强化，应变强化等，虽然提高了屈服强度，但却促进了低温解理断裂。

(3) Smith 理论

Stroh 和 Cottrell 在研究低碳钢的脆断时都没有注意到第二相的影响。Smith 认为：在铁素体晶粒内的滑移或孪晶变形，产生了位错塞积，使晶界碳化物开裂，裂纹在外力的作用下扩展到邻近铁素体晶粒，而最后导致解理断裂。

用 Griffith 公式计算使碳化物开裂的应力，即裂纹萌生应力 σ_f 为：

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{8G\gamma_c}{\pi(1-\nu)d}} \quad (18)$$