

编号: (78) 004

出国参观考察报告

国际断裂会议情况和访问
加拿大纪要

科学技术文献出版社

出国参观考察报告

国际断裂会议情况和访问加拿大纪要

(内部发行)

编辑者: 中国科学技术情报研究所

出版者: 科学技术文献出版社

印刷者: 中国科学技术情报研究所印刷厂

新华书店北京发行所发行 各地新华书店经销

开本 $787 \times 1092 \cdot \frac{1}{16}$ 2 印张 49 千字

统一书号: 15176 · 289 定价: 0.25 元

1978 年 8 月出版

目 录

一、第四届国际断裂会议概况和访问加拿大纪要.....	(1)
二、低碳钢的断裂研究及其在天然气管道方面的应用.....	(3)
(一) 断裂过程的显微观察与分析.....	(3)
(二) 低合金高强度天然气管道钢.....	(8)
三、疲劳裂纹扩展.....	(14)
(一) 裂纹扩展的低速区.....	(14)
(二) 裂纹扩展的中速率区.....	(15)
(三) 裂纹扩展的加速区.....	(20)
(四) 微观断裂力学和宏观断裂力学相结合, 进行研究裂纹扩展规律的 新动向.....	(21)
四、弹塑性断裂力学研究概况介绍.....	(22)
(一) J 积分断裂准则.....	(22)
(二) 弹塑性疲劳裂纹扩展的 J 积分方法.....	(26)
(三) 蠕变裂纹扩展.....	(27)
(四) 弹塑性材料的能量释放率准则.....	(28)
(五) 复合型断裂准则和在复合载荷下的裂纹扩展规律.....	(28)

国际断裂会议情况和访问 加拿大纪要

中国断裂力学小组

中国断裂力学小组一行五人参加了一九七七年六月十九日到二十四日在加拿大滑铁卢 (Waterloo) 大学举行的第四届国际断裂会议。会后在加拿大进行了为期两周的参观访问。在回国途中, 在法国巴黎参观了两个单位。现将会议概况及参观访问情况介绍如下。

一、第四届国际断裂会议概况和访问加拿大纪要

国际断裂会议 (International Congress on Fracture, 简称ICF) 总部设在日本仙台东北大学。现有十九个国家参加。这个组织的目的是鼓励断裂力学的研究工作, 促进该领域内的国际合作以及断裂力学各学科内的相互交流, 提供公开交流研究结果的手段。

该组织目前最主要的一项活动是发起、组织和主持四年一次的国际断裂会议 (International Conference on Fracture)。第一届国际断裂会议一九六五年在日本仙台举行, 当时规模还比较小, 从日本以外来参加会议的代表不过一百人左右。以后各届会议规模逐次扩大。第二届会议于一九六九年在英国布赖顿 (Brighton) 举行, 当时, 从海外来参加会议的代表增加了一倍。第三届一九七三年在西德慕尼黑举行, 规模又有所扩大。本届会议于一九七七年在加拿大滑铁卢举行, 规模是历届中最大的。参加代表七百名左右, 百分之八十来自加拿大以外的世界各国, 包括三十八个国家。

第四届国际断裂会议 (ICF 4) 这次会议共开了五天。在大会上宣读论文四十篇, 内容包括断裂的力学和机理、大型结构的断裂、高温断裂和应力腐蚀、非金属断裂, 以及断裂力学应用等方面和领域的综合报告, 还有一篇断裂力学教学方面的报告, 一篇大会的总结报告 (由英国谢菲尔德大学别尔别 (B. A. Bilby) 教授作)。

在分组会上宣读的论文有三百二十八篇。分七个专题: 物理冶金、空穴、疲劳 (微观和宏观)、分析、应用、非金属。在每个专题下又分若干题目, 分别在五天內宣读。下面是各专题下的题目:

物理冶金: 晶粒尺寸和沉淀物; 微观结构; 脆性断裂; 氢脆、回火脆和环境影响。

空穴: 韧性断裂; 成形; 蠕变。

疲劳 (微观): 裂纹形成; 高温疲劳; 环境影响; 缺口、焊接和低周疲劳。

疲劳 (宏观): 裂纹扩展和闭合; 损伤规律和双向应力; 应用方面; 裂纹扩展和形态学。

分析: 裂纹扩展; 动态问题和应力强度因子; J 积分和COD; 非线性问题; 断裂分析; 三维问题。

应用：试验方法，实际应用；断裂韧度和低温断裂。

非金属：陶瓷；玻璃；复合材料；聚合物；生物体和混凝土。

整个会议宣读的论文集在开会之前已全部印出（分四卷）。因此在会议上仅宣读论文的主要内容，每天都留出一定的时间进行讨论。

从这次会议看国际上断裂力学的研究动态

从这次会议看，目前国际上比较受注意的是以下几个问题：

首先是弹塑性断裂力学的问题。从线弹性断裂力学发展起来的断裂力学这门新兴学科，已经成功地应用于许多工程技术的问题，但是它的进一步应用还有很大限制。为了应用于中低强度钢、薄壁结构、高温条件等，必须考虑弹塑性。这方面的工作几乎是与线弹性断裂力学同时开始的。迄今为止提出的方法主要有J积分、COD、阻力曲线、等价能量法等。除了J积分有一定的理论基础外，其他均属经验或半经验的。J积分也有许多理论问题有待解决。但是看来，人们对J积分抱的希望很大，这方面工作很多。这次会议上提出了一些新的设想，但尚无突破性的工作。

与上述问题同样重要的是疲劳裂纹扩展问题。这是工程应用方面最重要的问题。断裂力学的出现，为研究疲劳提供了有力的工具，但是困难也很大。目前仅有一些经验的或半经验的公式可供应用。

另外如裂纹扩展的微观机理、裂纹扩展的动力学、复合材料与其他非金属的断裂力学等方面的研究，在国际上也很活跃。

从金属物理、材料科学的角度去研究裂纹扩展的微观机理以及断裂的各种形态，是断裂力学的一个重要方面。从理论上，它对于理解宏观的断裂现象很有价值。在实际应用上，这方面的工作也极为重要。它对于改进材料性质，分析破坏事故等都是必不可少的。在这次会议上提出了断裂形态图（Fracture Map）这一新的概念，它可以从理论上确定在各种条件下的断裂型式。

裂纹扩展的动力学包括诸如冲击、裂纹失稳扩展后的止裂等问题，在工程应用上也是十分重要的。由于时间因素的加入，使得数学的处理十分困难。从这次会议看来，目前这方面的工作基本上还属于线弹性的范围。

复合材料由于其在最新的工程技术方面的应用，引起了人们的愈来愈大的重视。复合材料的断裂问题比金属材料复杂，也困难得多。目前这方面已开展一些基本的研究，但把理论用于工程实际还有相当的距离。

加拿大断裂力学研究情况 会后我们在加拿大参观了八个大学和两个研究机构有关断裂力学的研究部门。它们包括滑铁卢大学，麦克马斯脱（McMaster）大学，多伦多大学，渥太华大学，麦克盖尔（McGill）大学，蒙特利尔（Montreal）大学的多科理工学院，阿尔伯特（Alberta）大学，不列颠哥伦比亚（British Columbia）大学，以及加拿大矿产能源技术中心（CANMET）和国家研究理事会（NRC）。

由于加拿大经济上依赖于引入外资（主要是美资），技术上也主要靠国外技术，加拿大科学研究的水平是不算高的。

加拿大断裂力学的研究工作比较集中于滑铁卢大学，在那里进行断裂、疲劳的比较广泛的研究工作。分散在其他大学和研究机构的断裂力学研究工作限于一些专门的领域和应用场合，特别集中于输油、输气管道，原子能电站等方面的研究课题。

他们的实验室装备较好，一般都有配有电子计算机的先进的试验设备。

大学内都有计算中心,在外部设备、软件设备、终端设备等的配合下,效率很高,每天可有几千以至几万个人次上机计算。研究人员广泛使用计算机。计算技术已渗透到绝大多数科学研究的领域中。

法国断裂力学研究情况 我们在法国仅参观了在巴黎的两个研究单位:法国宇航研究院(ONERA)和法国钢铁研究院(IRSID)。从研究项目,试验设备和研究结果来看,他们在断裂力学方面研究水平是比较高的。

二、低碳钢的断裂研究及其在天然气管道方面的应用

低碳钢是生产量最大、用途最广的工程结构用钢,过去也出现过多次后果严重的事故,因此低碳钢的断裂问题一直受到人们普遍的重视^[1]。在这次国际断裂会议的物理冶金分组会中,有一些论文专门讨论晶粒度、碳化物与夹杂物对低碳钢的韧性和微观断裂过程的影响,会后在加拿大的参观访问过程中,又看到不少有关低合金高强度天然气管道钢的生产工艺与断裂方面的研究工作。现将我们接触到的低碳钢断裂的理论与实践两个方面的研究结果综合报导如下。

(一) 断裂过程的显微观察与分析

低碳钢的断裂对温度是比较敏感的,低温是解理脆性断裂,温度升高后逐渐转变为塑性(纤维状)断裂,这在冲击试验中表现为低的冲击功转变为高的冲击功(图1),其中有一个冲击功变化较大的过渡区,断口常常显示分层断裂特征^[2],这几种断裂方式的显微观察与分析近些年来又有了一些新的发展。

1. 解理断裂

解理断裂的宏观特征是冲击功低、变形量小,断口上有许多光正的解理面;它的显微特征是解理面上有河流状的台阶,溯流而上可以找到断裂源。低温、快速变形和三向应力会促进产生解理断裂。

科垂耳(Cottrell)最早提出解理断裂的位错模型,指出在体心立方的铁中,两个{101}滑移面上柏氏矢量为 $\frac{a}{2}\langle 111 \rangle$ 的滑动位错的交互作用

$$\frac{a}{2} [\bar{1}11]_{(101)} + \frac{a}{2} [1\bar{1}1]_{(\bar{1}01)} \rightarrow a[001]_{(001)}$$

就会在解理面(001)上产生一个柏氏矢量与其正交的 $a[001]$ 不动位错,这就是解理断裂源。由此可见,解理断裂的成核是很容易的,关键是裂纹的扩展。晶粒越小,在一个晶粒内位错塞积列越短,裂纹穿过晶界的扩展越困难。因此细晶粒会提高低碳钢的解理断裂应力,如

$$\sigma_f \propto d_a^{-1/2}$$

其中 d_a 是铁素体晶粒的平均尺寸。这种关系已为许多试验工作所证实(图2),断裂韧度也有

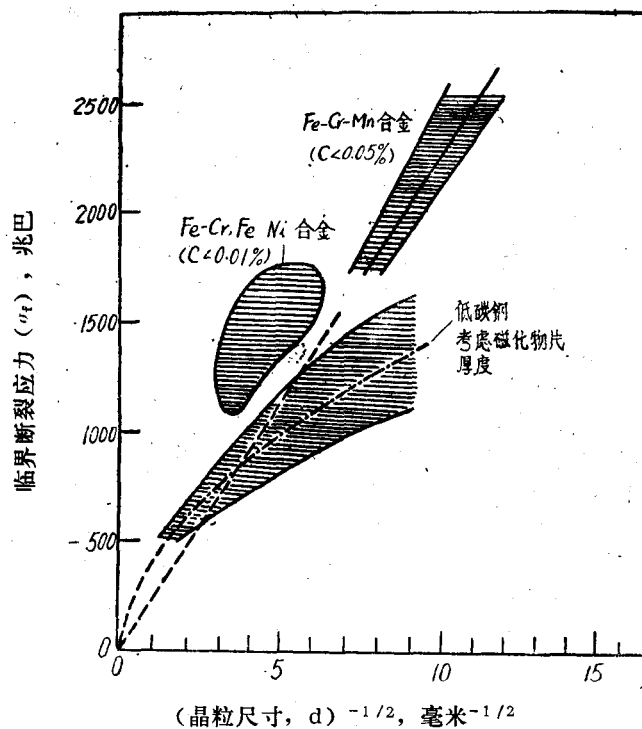


图3 断裂韧度随铁素体晶粒度的变化^[4]

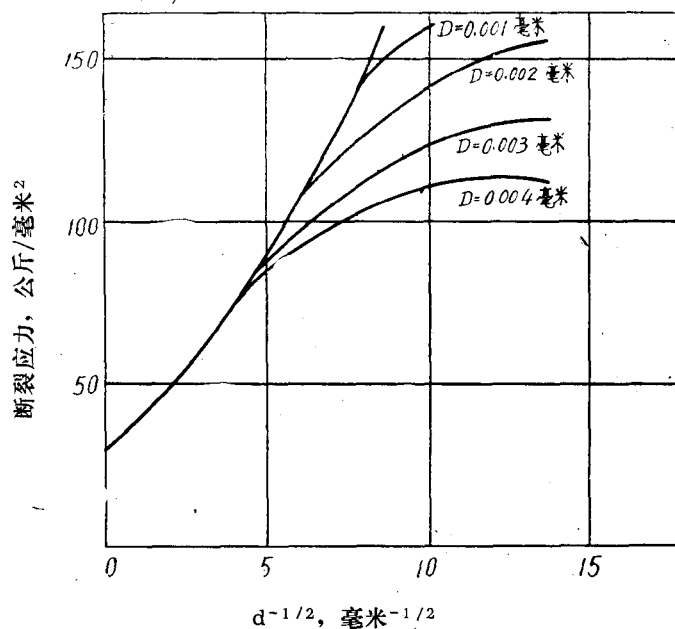


图4 断裂应力与铁素体晶粒尺寸 d 及碳化物厚 D 的关系

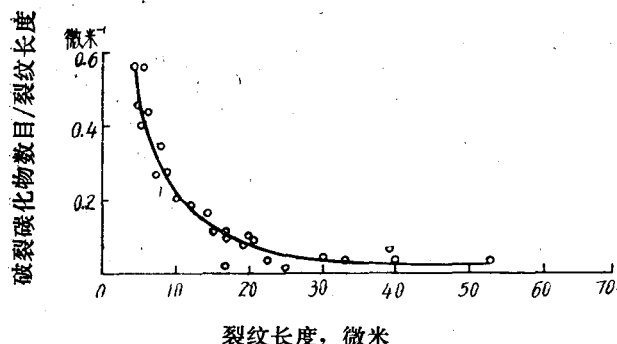


图5 每单位长度裂纹中碳化物颗粒数目随裂纹长度的变化

对断裂往往起主导作用^[7,8]。在这种情况下, 我们需要考虑的不是夹杂物的平均间距而是大夹杂物颗粒或夹杂物聚集体之间的距离。由此可见, 与断裂有关的不是钢的均匀组织而是其不均匀性^[2]。

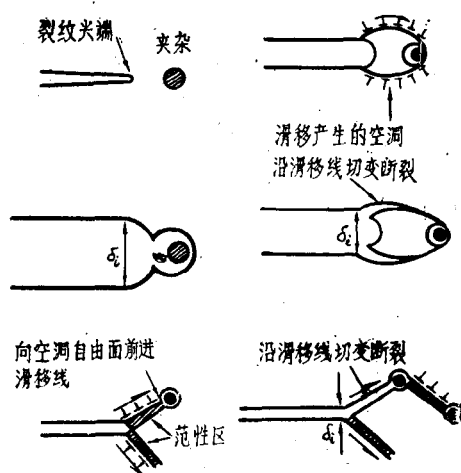


图6 裂纹与显微孔洞汇合的示意图

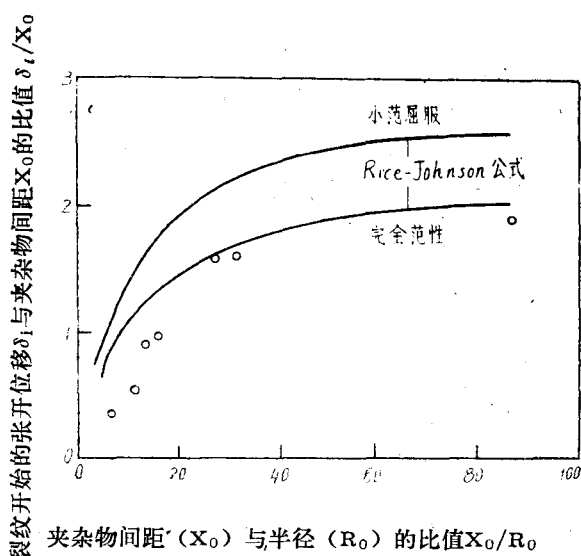


图7 Rice Johnson公式与试验值的比较

在含锰高的钢中, 在铁素体条之间还会有残留奥氏体, 部分转变为马氏体, 一般称之为M-A相^[2]。由于它的碳含量(0.5%)远低于 Fe_3C (6.67%), 因此钢中的碳一旦生成M-A相而不生成碳化物, 其量较多, 颗粒也较大, 塑性变形主要围绕这些M-A相发生。用显微硬度测量出裂纹顶端的应变场, M-A相生成的孔洞的应变是0.3, 比夹杂物生成的孔洞的应变(0.1)大(图8)。换句话说, 尽管生成孔洞的范围由MnS夹杂物所决定, 但主要是M-A相产生的孔洞的汇合对塑性断裂起主要作用。

3. 分层断裂

在由脆性断裂到塑性断裂的过渡中, 有时出现层裂或分层的现象, 其宏观特征是断口上出现条带状的平台或裂缝。这是基体随温度升高有一定塑性后沿薄弱界面优先开裂的现象^[2]。这种界面可能是(1)铁素体界面, (2)片状或片状分布的夹杂, (3)轧制面有

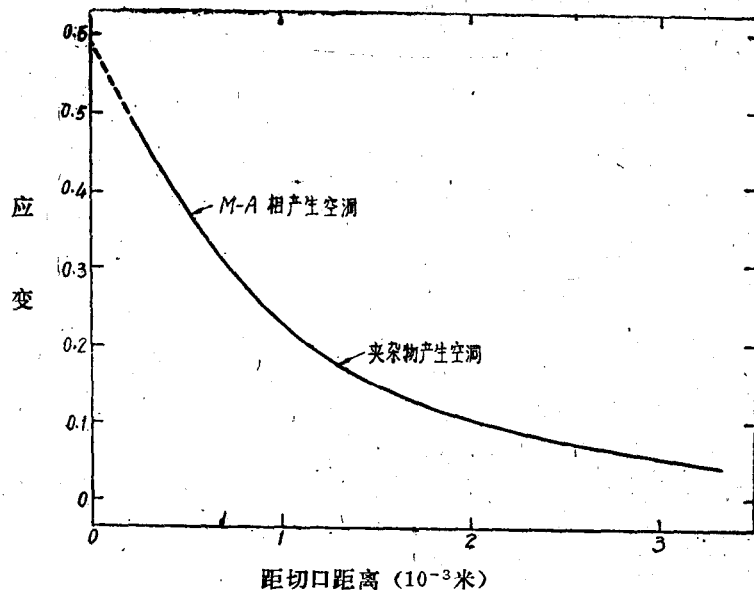


图8 裂纹顶端的应变场及显微孔洞

(001) 结构。

用稀土元素处理的低合金高强度钢中，无片状MnS夹杂，但是稀土的硫化物颗粒有时会聚集在一起成为片状分布的聚集体。这也会显著降低钢在钢板厚度方向的机械性能。同样用稀土元素处理，一炉钢的硫含量是0.007%，另一炉是0.017%。首先给予0.5的压应变，然后再截取拉伸试样在-68°C(过渡区内)拉伸。含硫低的钢的强度无变化，而含硫高的钢的抗张强度降低了一半。这说明在压应变过程中，稀土硫化物周围产生许多孔洞或微裂纹，在拉伸过程中优先汇合产生早期断裂。

铁素体晶界处有片状大颗粒碳化物也会产生分层开裂现象，沿与轧制平面及轧制方向成45°的平面截取拉伸试样，使钢板的薄弱界面与最大切应力平面平行。在拉伸过程中就会在这个界面上产生很大的局部切变，整个试样可以在很小的应变条件下断裂^[2]。

低合金高强度钢的这种层裂弱点会在氢脆及应力腐蚀中显示出来(见下文)，也会在焊接后产生层裂。

4. 断裂图或断裂机制图

上面提到解理断裂，塑性断裂，分层断裂几种断裂方式和微观过程，此外还有沿晶脆断，沿晶塑断，蠕变断裂等。研究这些断裂方式的微观过程的目的有二：一是与宏观的断裂力学指标相联系，用微观的断裂机理阐述、验证宏观的力学关系(公式)；二是改变材料的组织结构，以得最佳的强度和韧性。对于断裂方式或断裂机制的细致研究结果可用断裂图(Fracture Map)或断裂机制图(Fracture Mechanism Map)表示之(图8, 9)，例如图9。图中分成不同断裂方式区，其中每一点表示应力、温度与蠕变断裂时间的关系。

应变和断裂时间都是应力、温度和材性的函数。例如对于解理断裂有

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{EG_c}{\pi a}}$$

G_c 是裂纹扩展单位面积需要的能量， a 是裂纹长度。边界条件是

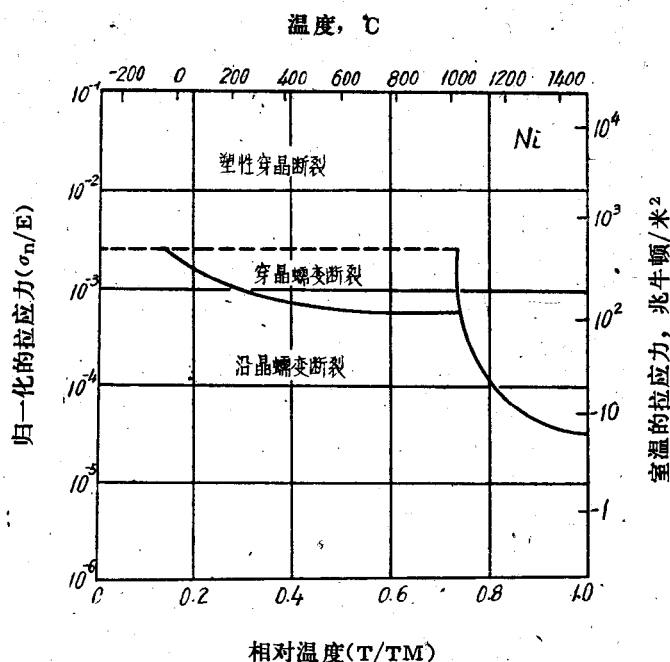


图9 多晶镍的拉伸断裂图 (试验)

如 $\tau < \tau_y$, $a = a_0$; a_0 ——裂纹原始尺寸
 $\tau \geq \tau_y$, $a = d$; τ_y ——屈服应力
 d ——晶粒尺寸
 如 $\sigma_1 < \sigma_f$, $t_f = \infty$; σ_f ——断裂应力
 $\sigma_1 \geq \sigma_f$, $t_f = 0$; t_f ——断裂时间

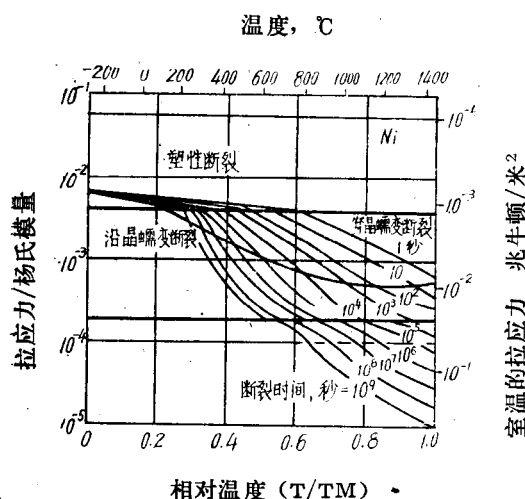


图10 多晶镍的拉伸断裂图 (计算)

对于其它断裂方式也可根据不同断裂模型写出参数待定的公式。根据试验得到的断裂图定这确些待定参数或进一步修正这些公式, 直到得到满意的对应关系。然后再用这些公式及参数计算类似材料的断裂图。图10是计算得出的镍的断裂图, 与图9的符合良好。这方面的工作仍在进行。这种对断裂方式的比较全面的并且是定量的分析将会对断裂机理的研究有所推动。

(二) 低合金高强度天然气管道钢

加拿大和美国相继在它们的地处北极圈内的领域发现天然气和石油, 储量可观, 因此开发北极油气资源以减缓它们的能源危机是刻不容缓的事。美国已于最近修建了一条由阿拉斯加北部海岸到南海岸的油管, 全长近900哩, 耗资90亿美元。加拿大正筹建一条由北到南的天然气管道, 全长两千多哩, 需用钢管一百多万

吨,技术上比美国的油管还要困难的多(一则天然气管道承受的压力要比运油高的多,二则有一千多哩的冻土层,运输困难较大),建设费用也要大的多。因此,天然气管道的研究很受重视,我们参观的大学几乎都从事这方面的研究工作,而属于矿物及能源工程部的物理冶金试验室更是把主要精力用于天然气管道钢的研究。

1. 天然气管道与设计

北极天然气管道钢的要求是^[12]:

(1) 屈服强度是50公斤/平方毫米。一则管道粗(直径1.2米),设计强度较高,二则可减少运输费用;

(2) 有良好的韧性。一则冬季温度很低(-68℃),二则强度高,因此要求韧性高,如横向却贝试样的冲击值(20℃)是80呎-磅,而现在一般气管的要求是37呎-磅;

(3) 良好的焊接性能。由于低温,高强度及壁厚(14毫米以上,现在一般是9毫米),因此除要求焊缝金属的冲击韧性不得低于母材外,北极天然气管道钢还对热影响区以及现场焊接检验提出了新的更严格的要求。

在设计原则上也有人对北极天然气管道钢提出了使用断裂韧性指标的建议^[13]。现在使用的设计原则是最大强度原则,最大许用应力不超过钢的屈服强度的一定百分数,如80%。建成后在屈服强度附近进行打压考核。尽管如是,还是发生过多次断裂事故,至少有两次裂纹顺着管道一裂就是八公里以上,至于几公里的裂纹,次数更多。这是由于低碳钢的韧性对应变率非常敏感的缘故,一旦裂纹开始扩展,裂纹顶端韧性降低,于是扩展加速,韧性更低,如此恶性循环,终于造成高速扩展达几公里的裂纹。因此需要考虑使用断裂韧性指标,如^[14]

$$\frac{k_{Ic}}{p} = 0.627 \frac{D^{3/2}}{t}$$

P是设计的许用压力,D是钢管直径,t是壁厚。使用这个公式设计的许用压力只有美国石油学会现用规范规定的压力的25—30%,两者相去较远。这一事实突出说明现在使用的设计原则是不合理的,也是很很不安全的。

2. 冶金因素

一般说来,钢的强度与韧性是有相互消长关系的一对矛盾,但是在一定条件下,我们还是可以同时改善钢的屈服强度和韧性(包括断裂韧性),这也是冶金工作者有可能充分发挥其作用的地方。

首先是改变钢的成分^[12,15],见表I。从第一部分的讨论可以看出,钢中的夹杂物及碳化物的量越少,颗粒越细小,钢的韧性越好;铁素体的晶粒度越小,强度及韧性越好。因此应适当降低碳含量,对改进的珠光体型钢,碳含量是0.10—0.16%;而对要求更高的针状铁素体钢,碳含量应降低到0.04—0.08%。此外还要添加微量形成MC型碳化物的合金元素(如铌与钒),一方面减少Fe₃C及珠光体,一方面可以细化晶粒和产生弥散强化。甚至加入少量的钼以抑制珠光体相变,得到针状铁素体和弥散的Mo₂C。除了在冶炼过程中注意脱硫外,还普遍使用希土元素进一步脱硫和改造硫化物,使其由片状的MnS变为细小而分散的希土硫氧化物。

其次,在钢的成分确定之后,还可以改进热加工工艺,以充分发挥合金元素的作用,得到合适的金相组织,提高钢的强度和韧性。低碳钢的开轧温度较高,以利于金属变形。现在发展出一种在较低温度轧钢的所谓“控制轧钢”的新工艺,规定大部分变形要在900℃以下进

行^[12]。一则奥氏体不能充分再结晶，甚至在奥氏体—铁素体两相区轧制，铁素体晶粒细，韧性较高，还能有较高的位错密度，增加强度。二则在轧钢过程及随后冷却过程中，析出的MC型碳化物高度弥散，进一步提高钢的强度。控制轧钢不需要增加新设备，目前已广泛使用，当然，由于低温时变形阻力较大，轧机要有较大的功率。对控制轧钢工艺及钢板的组织，加拿大物理冶金实验室也进行了一些研究工作。^[16-18]。

表 I 天然气管道钢的成分

	C	Mn	Mo	Nb	V	σ_y , 公斤/平方毫米	却 贝 (20℃), 呎-磅	90%切变断口 转变温度, °C
改进的珠光体型 壁厚1.2毫米	.10—.16	1.30—1.65	—	0.03—0.04	0.06—0.08	50	65	—22
针状铁素体型 壁厚2.5毫米	.04—.08	1.45—2.00	0.2—0.4	0.045—0.055	—	51	80	—58

表 II 焊缝金属的显微结构对韧性的影响

焊 缝	珠光体前的铁素体, %	细贝氏体, %	上贝氏体, %	其它, %	转变温度, °C
1	13	76	10	1	—48
2	1	5	91	3	27
3	4	—	96	—	27
4	38	43	15	4	—32
5	1	98	1	1	—60

3. 焊接

加拿大焊接研究所^[19-21]研究了焊接对低合金高强度钢冲击韧性的影响。焊接过程中加入的热量不同，焊缝金属的冷却速度随之而异。模拟不同冷却速度得到不同的显微组织。一方面对这些显微组织进行定量金相分析，一方面作冲击试验，结果列于表 II。焊缝处具有细贝氏体组织，脆性转变温度较低，而上贝氏体和粗大的铁素体都会导致脆性转变温度升高。换句话说，焊后冷却速度不宜太慢。

在低合金高强度钢中，焊接后也会出现奥氏体—马氏体 M-A 相，有时甚至多达 10%。因此，用透射电镜对 M-A 相进行了细致的观察。

4. 动态下的断裂韧性 K_{ID}

用带予裂纹的却贝冲击试样，测量了低合金高强度钢的动态断裂韧性 K_{ID} 随温度的变化。与一般的却贝冲击试样相比，它能定量地反映出钢材抗裂纹扩展的能力。试验结果指出^[22]，横向予裂纹试样的断裂韧性要较纵向予裂纹试样差（图 11）。

5. 疲劳

在使用过程中，天然气管的载荷变化不大。但是在充气运行和停用时，载荷变动很大，因此，它承受的主要是低周大应力载荷。

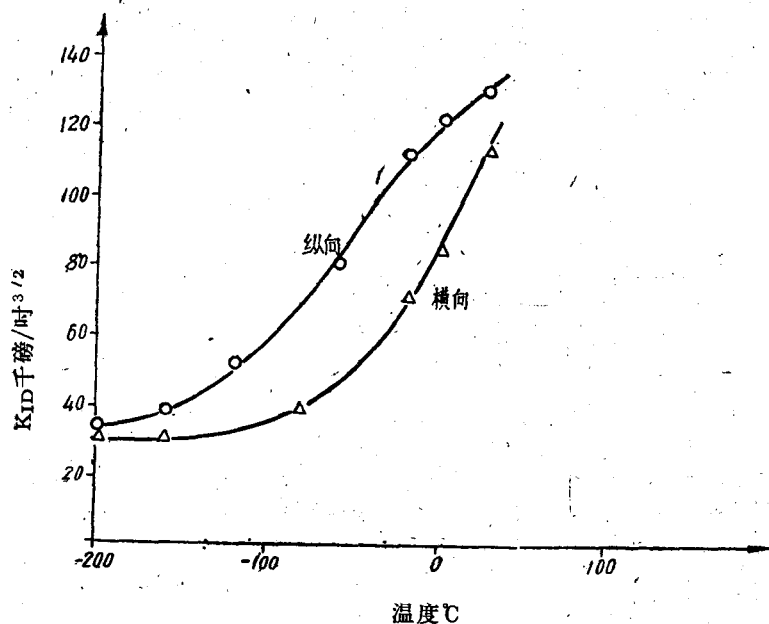


图11 低碳钢的动态断裂韧度

天然气管道钢一般有足够疲劳强度，很少发生正常的疲劳断裂。但是天然气管道在运

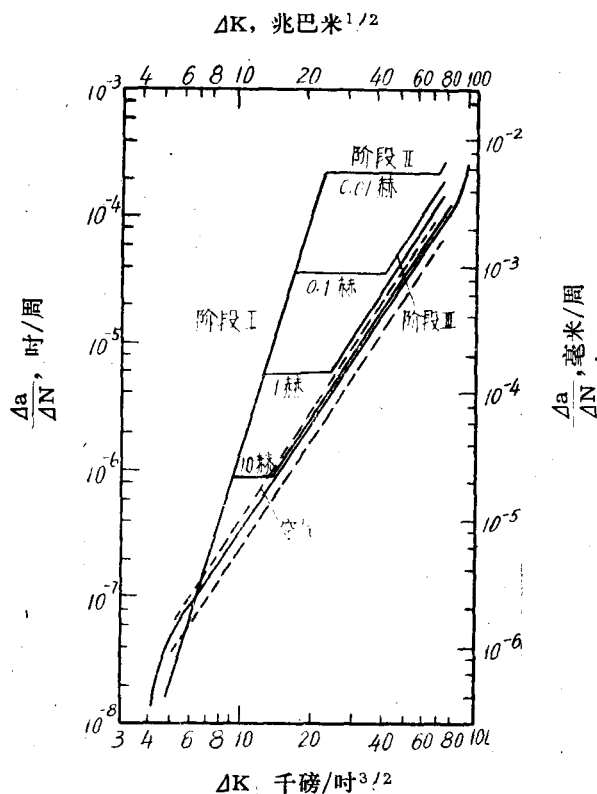


图12 天然气管道的腐蚀疲劳

输安装过程中，可能受到机械的损伤，如压坑、划痕等。除了厚度减薄和应力集中外，还会在基体表面产生一个硬度较高的形变层，最外面还有一层硬而脆的外来金属层（多属高碳工具钢），这是机械碰撞和磨擦在钢管上留下的产物⁽²³⁾。裂纹容易在表面生成并扩展到基体中去，天然气管道也因此发生过疲劳断裂事故⁽²³⁾。在试验室内进行模拟的机械损伤试验说明，光滑试样的大应力低周疲劳寿命是1480循环；壁厚减薄3.9%的有伤试样的寿命为465循环，壁厚减薄4.2%的寿命为50循环⁽²⁴⁾。在钢管的疲劳试验过程中，表面出现横向裂纹。

另一种常见的疲劳断裂是属于应力腐蚀性质的腐蚀疲劳，见下文。

6. 应力腐蚀

加拿大的北极天然气中 H_2S 含量不高，但据文献报导，0.1% H_2S 有时也会导致应力腐蚀断裂。原油中通 H_2S 达饱和后的应力腐蚀主要是两个过程，首先是与应力

作用关系不大的沿与钢板平行的夹杂物片产生的氢脆层状裂纹，然后是在应力作用下产生的垂直于钢板的应力腐蚀裂纹，把层与层的裂纹连通起来⁽²⁵⁾。

天然气管道的应力腐蚀裂纹主要发生在焊接后的热影响区，特别是熔合线附近⁽²⁶⁾。因此在试验室内把钢管加热到700°，900°，1100°，1300°C，然后空冷，模拟焊后热影响区内不同部位的冷却情况。在酸性并含有饱和 H₂S 的 3.5% NaCl 溶液中进行的应力腐蚀试验指出，只有加热到1300°C的试样，临界断裂应力低于屈服应力，但仍大于设计的最大许用应力。换句话说，静载的应力腐蚀尚不致于引起天然气管道的断裂事故。

但是，天然气管道也要承受疲劳载荷，在发生断裂的管道的断口上也观察到属于腐蚀疲劳性质的脆性疲劳裂纹⁽²⁷⁾。管道的腐蚀疲劳类似氢脆，裂纹扩展率与疲劳载荷幅度 ΔK 的关系如图12所示，可以分为三个阶段，都可以用 $\frac{da}{dN} = A(\Delta K)^n$ 表示，其中常数 A 还与频率

有关。显然，频率越低，腐蚀疲劳的裂纹扩展率越高，可以比在空气中高10倍以上⁽²⁸⁾。

根据这种腐蚀疲劳裂纹扩展曲线，假设钢管中原始裂纹不大于0.5毫米，而在长大到未断裂的壁厚仅为4毫米时就要发生快速失稳断裂，估算出的天然气管道的寿命与加载的关系如图13所示。影响寿命的主要因素是充气和停止运转的低周疲劳。每周开停一次可以保证有30年的寿命，每三周开停一次可以保证有60年的寿命⁽²⁷⁾。但是这要求原始裂纹的深度应严格控制，为此加拿大在天然气管道的无损检验方面也开展了不少工作。

总的说来，加拿大的冶金研究在天然气管道用钢方面还是比较广泛的。这是它们冶金工业方面的研究重点。我们正在开发天然气和建造长距离天然气管道，如何结合我们的具体情况，组织力量，开展天然气管道用钢的试验，是值得认真研究的。

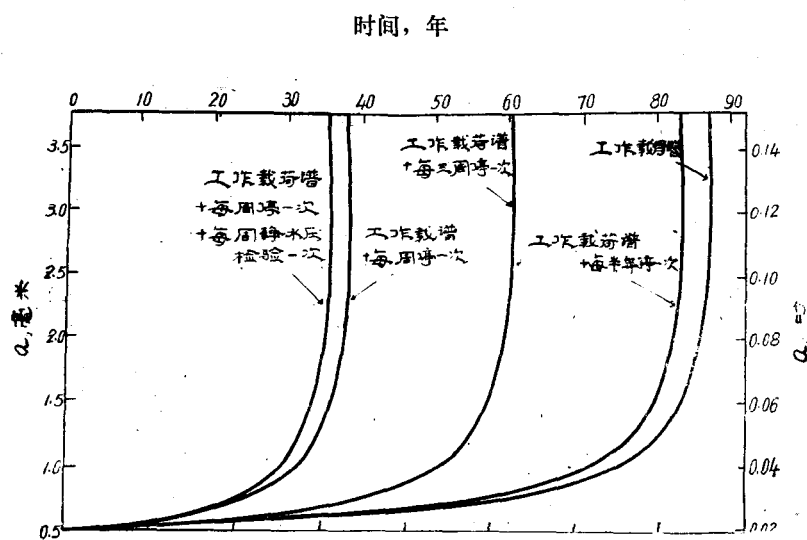


图13 天然气管道的估算寿命

参 考 文 献

- [1] G. M. Boyd, "Brittle Fracture in Steel Structures", Butterworths, 1970.
- [2] J. D. Evensen, J. Lerein, J. D. Embury: Microstructural aspects of the fracture parameters of controlled-rolled HSLA steels, Metalworking Research Group Report No 103, McMaster Univ., 1977.

- [3] J. F. Knott; Micro-mechanisms of fracture and the fracture toughness of engineering alloys, "Fracture 1977", Part I, p. 61.
- [4] F. R. Stonesifer, R. W. Armstrong; Effect of prior austenite grain size on the fracture toughness properties of A533 B steel, "Fracture 1977", Part II, p. 1.
- [5] W. Dahl, M. Uebegs; Influence of grain size and thickness of precipitations on the brittle fracture of structural steels, "Fracture 1977", Part II, p. 49.
- [6] S. P. Rawal, J. Gurland; Observations on the effect of cementite particles on the fracture of spheroidized carbon steels, "Fracture 1977", Part II, p. 41.
- [7] J. D. Boyd, K. M. Pickwick; The ductile fracture mechanism in rare-earth-treated HSLA steels, "Fracture 1977", Part II, p. 377.
- [8] T. Kunio, M. Shimizu, Y. Kobayashi; Effects of size of non-metallic inclusions on the ductile fracture behavior of pure iron, "Fracture 1977", Part II, p. 395.
- [9] J. R. Rice, M. A. Johnson; "Inelastic Behavior of Solids" (Ed. M. F. Rannieri et al.), McGraw, 1970, p. 641.
- [10] M. F. Ashby; Progress in the development of fracture mechanism maps, "Fracture 1977", Part I, p. 1.
- [11] D. M. R. Taplin; Fatigue maps, "Fracture Research in Waterloo", 1977.
- [12] D. R. Bell, J. D. Boyd; Design of steels for arctic line pipe, Phys. Met. Res. Lab., CANMET, ERP/PMRL-77-9 (J), 1977.
- [13] G. Ford; Application of fracture mechanics to pipe line design, Dept. Mech. Eng., Univ. Alberta.
- [14] G. R. Irwin, H. T. Corten; A report of the Northern Natural Gas Co. and the EL Paso Natural Gas Co., 1969.
- [15] J. D. Embury, K. Cooper; Can. Met. Quart., 14 (1975) 69.
- [16] D. M. Fegredo; Can. Met. Quart., 14 (1975) 243.
- [17] D. M. Fegredo; Can. Met. Quart., 15 (1976) 21.
- [18] C. M. Mitchell, D. M. Fegredo; Can. Met. Quart., 14 (1975) 265.
- [19] N. F. Eaton, A. G. Glover, J. T. McGrath; Aspects of fracture in the production and service of welded structures, "Fracture 1977", Part I, p. 751.
- [20] A. G. Glover, J. T. McGrath, M. J. Tickler, G. C. Weatherly; The influence of cooling rate and composition on weld metal microstructures in a C/Mn and a HSLA steel, Canadian Welding Development Institute, 1977.
- [21] A. G. Glover, J. T. McGrath, N. F. Eaton; The control of fracture toughness in structural steel weldments, Proc. of Conf. Material Engineering in the Arctic, Gray Rocks, Quebec, 1976.
- [22] M. N. Bassim, S. Mikhali, D. R. Hay; Impact toughness of a pipeline steel, Dept. of Mech. Eng., Ecole Polytechnique, Montreal, 1977.
- [23] F. S. Jeglic; Mechanical damage and the effects of fracture initiation in line pipe, Phys. Met. Res. Lab., CANMET, 1976.
- [24] F. S. Jeglic, R. H. Packwood; Impact-deposited white layer on X65 steel, Phys. Met. Res. Lab., CANMET, ERP/PMRL-75-36 (J), 1975.
- [25] I. C. G. Ogle; Sulphide stress cracking in line-pipe HAZ microstructure, Phys. Met. Res. Lab., CANMET, ERP/PMRL 75-34 (J), 1975.
- [26] I. C. G. Ogle; The effect of internal surface defects on sulphide stress cracking susceptibility of a conventional line-pipe steel, Phys. Met. Res. Lab., CANMET, ERP/PMRL 76-18 (R), 1976.
- [27] O. Vosikovsky, R. J. Cook; An analysis of crack extension by corrosion fatigue in a crude-oil pipeline, Phys. Met. Res. Lab., CANMET, MRP/PMRL 76-25 (J), 1977.
- [28] O. Vosikovsky; Environmental acceleration of crack growth in an X65 line pipe steel under cyclic loading, Phys. Met. Res. Lab. CANMET, MRP/PMRL 76-12 (J), 1976.

三、疲劳裂纹扩展

结构在交变载荷（疲劳载荷）下疲劳裂纹的形成和扩展的机理与规律的研究，对于工程设计人员正确地选择结构材料，进行比较完善的结构设计以及预计结构的使用寿命都是非常重要的，过去在这方面进行了大量的研究工作。但是由于问题比较复杂，在理论上还没有完全解决。

研究裂纹扩展规律，一般划分为三个区域（图14）：（一）裂纹扩展的低速率区，在这

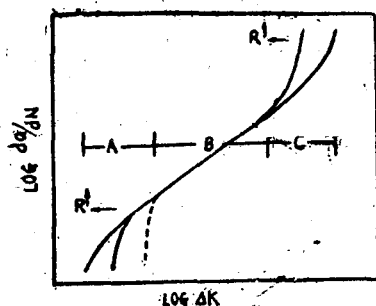


图 14

一区中，裂纹扩展速率 $\left(\frac{da}{dN}\right)$ 小于 10^{-5} mm/周，应力强度因子幅 ΔK 的上限约为 $10 \sim 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 。（二）裂纹扩展的中速率区，在双对数坐标系中， $\frac{da}{dN} - \Delta K$ 的曲线接近一直线。根据派瑞士(Paris)等人的研究，这一区的裂纹扩展速率可以用 $\frac{da}{dN} = c \Delta K^m$ 来表达。（三）裂纹扩展的加速率。

（一）裂纹扩展的低速区

由图14可以看出，当 ΔK 减小时， $\frac{da}{dN}$ 迅速下降，当 ΔK 下降到某一数值 ΔK_{th} 时， $\frac{da}{dN}$ 将趋近于零，这个应力强度因子幅 ΔK_{th} 称为裂纹扩展的门槛值，实际上门坎值是在 $\frac{da}{dN} < 10^{-6} \sim 10^{-8}$ mm/周时测得的。

门槛值 ΔK_{th} 和载荷情况，（特别是载荷比 $R = \frac{K_{min}}{K_{max}}$ ）有关。 K_{min} 和 K_{max} 分别循环加载时在裂纹尖端的最小应力强度因子和最大应力强度因子。）另外，门槛值和外界环境也有很大关系。

克林奈^[1] (Klesnil) 曾经推荐用下列公式表示 ΔK_{th} 和载荷比 R 的关系

$$\Delta K_{th} = K_{th0} (1 - R)^{\gamma} \dots \dots \dots (1)$$

式中 $\gamma = 0.5$ 低碳钢
 $\gamma = 0.7 \sim 0.9$ 珠光体钢

但最近有人由实验发现， γ 可能小到0.25。

麦克—埃维利^[2] (Mc-Evily) 等最近推荐用下式表示 ΔK_{th} 和载荷比 R 的关系

$$\Delta K_{th(R)} = \Delta K_{th(0)} \sqrt{\frac{1-R}{1+R}} \dots \dots \dots (2)$$