

金属的应力腐蚀断裂

(第一册)

朱永昌編

北京航空学院一〇三教研室

一九八二年一月复印

501.....

251.....

181..... 目 录

第一章 緒編.....	3
第一节 应力腐蚀断裂研究历史概述.....	3
第二节 S、C、C. 的形式、条件和特征.....	6
第三节 S、C、C. 的領域.....	9
第四节 S、C、C. 的问题的系統分析.....	11
第五节 S、C、C. 的分类.....	13
第二章 断裂力学在 S、C、C. 中的应用.....	17
第一节 强度、断裂韧性、应力腐蚀断裂和疲劳之間的关系.....	20
第二节 断裂韧性概述.....	21
第三节 裂紋扩展的能量分析.....	25
第四节 裂紋尖端的应力强度因子.....	31
第五节 应力腐蚀断裂試驗方法.....	32
第三章 高强度鋁合金的 S、C、C.	51
第一节 力学方面.....	52
第二节 冶金方面.....	63
第三节 环境方面.....	80
第四节 其它方面.....	102
第四章 金属的氢脆.....	113
第一节 氢引起的危害.....	114
第二节 氢的来源.....	115
第三节 氢在金属中的溶解、扩散、存在形式和分布.....	121
第四节 氢在金属中对位錯的釘扎作用.....	127
第五节 氢脆的类型和机理.....	130
第五章 高强度鋼的 S、C、C. 和 H、E、.....	143
第一节 簡要介紹高强度鋼的金属学和机械性能.....	143

第二节	合金强度水平的影响.....	158
第三节	冶金因素的影响.....	162
第四节	环境因素的影响.....	181
第五节	高强度钢应力腐蚀裂纹扩展.....	195
第六节	高强度钢在水溶液环境中应力腐蚀断裂机理.....	213
第六章 钛及其合金的应力腐蚀断裂.....		
第一节	简要介绍钛合金的金属学和机械性能.....	
第二节	力学因素的影响.....	
第三节	环境因素的影响.....	
第四节	冶金因素的影响.....	
第五节	钛合金在水溶液中 S、C、C ₂ 的断裂形式.....	
第六节	钛合金 S、C、C ₂ 机理.....	
第七章 不锈钢的应力腐蚀断裂.....		
第一节	环境因素的影响.....	
第二节	冶金因素的影响.....	
第三节	断口分析.....	
第四节	断裂机理.....	

第一章 緒 論

Stress Corrosion Cracking

第一节 金属应力腐蚀断裂研究历史概述

金属应力腐蚀断裂是金属结构在应力和腐蚀环境同时作用下所发生的腐蚀性断裂。一般来讲，在腐蚀环境中，金属材料受应力后加速腐蚀的进行。其最简单的情况是这两种因素迭加作用的结果。一般它的危害性较小。但是本书述及的是危害性严重的应力腐蚀断裂，是一种更为复杂的现象：在某一特定腐蚀环境中，材料不受应力时，腐蚀甚微；而当受一定应力（外加的或残余的）后，所受应力有时远低于材料的比例极限，经过一定时间，甚至于延性很好的金属材料在腐蚀并不严重的情况下，却发生了脆性断裂。这种破坏往往没有明显的预兆，而造成的破坏是十分严重的，往往是灾难性的。

人类对金属腐蚀断裂的认识也像对其它事物的认识一样，随着生产力的不断发展，也有它的历史发展过程。

早在十九世纪后半叶，在广泛采用冷拉黄铜弹壳，以及由于电力工业发展大量应用了黄铜冷凝管的过程中发现了黄铜的应力腐蚀断裂现象，其裂纹分布很像干燥木材所出现的裂纹情况故当时称为“干裂”

这样，应力腐蚀断裂现象在广泛的工业技术重要性上才开始被人们发现。

在1886年，发现了冷拉的 $Au-Cu-Ag$ 合金在 $FeCl_2$ 溶液中具有应力腐蚀断裂敏感性，于是对应力腐蚀断裂的研究就不只是局限于黄铜了，这时人们已注意到残余应力在应力腐蚀过程中的重要作用。

十九世纪末人们广泛认识到残余应力在黄铜的应力腐蚀断裂过程的作用，并且发现冷作的黄铜在酸化了的硝酸亚汞溶液中会发生液体金属断裂 (Liquid Metal Cracking)。在这个时期人们还发现没有合金化的锅炉钢在碱溶液中也会发生应力腐蚀断裂，俗称为“碱脆”。

二十世纪的最初20年中，随着航空工业的发展，研究和报导了

鋁合金和高強度鋼的應力腐蝕斷裂，1930年後發表了鎂合金 SCC 的文章。

以後，隨著石油、化學工業的迅速發展，使用了大量不銹鋼，1930 年以後開始不斷發表了許多有關不銹鋼 SCC 的報告。

50 年代以後，由於宇宙和原子能工業的發展又分別在 1950~1960 年間報導了鈦合金的 SCC，1970 年報導了鉛合金的 SCC。

國內外對應力腐蝕斷裂的重視，是同由於它引起的許多重大工程事故相聯系的。下面我們舉一些航空航天工業以及其它方面的重大事故。

在航空航天方面：早在 20 世紀初期德國硬式飛艇 Zeppelin 在建造期間由於鋁合金的 SCC 的破壞；1950 年美國北極星導彈固體燃料發動機機殼，在實驗性發射時發生爆炸，破壞時應力不到材料 ($D6AC$ 高強度鋼， $\sigma_{0.2}=140$ 公斤/毫米²) $\sigma_{0.2}$ 的一半；1964 年 Bell 航空公司，在對作為火箭和導彈燃料的 N_2O_4 的鈦合金 ($Ti-6Al-4V$) 壓力容器，進行保護性試驗時，產生 SCC 的破壞；在美國航空和航天管理局阿波羅計劃執行期間發生了巨大的土星火箭和登月艙的有關高強度鋁合金的應力腐蝕斷裂；美國阿波羅登月飛船，貯存 N_2O_4 的高壓容器產生應力腐蝕斷裂，經過研究，加入約 0.6% NO ，解決了問題，美國腐蝕學家 Fontana 認為，如找不到這個解決辦法，登月計劃會推遲許多年；此外，英國的慧星式客機，美國的 F-111 戰鬥機墜毀等都是國際上著名的 SCC 事故。

在其它方面的 SCC 實例：第二次世界大戰後，美國近 2 千艘全焊接《自由輪》焊接平板發生了斷裂；1944 年 10 月 20 日美國俄亥俄州煤氣公司天然氣貯罐破壞，造成 128 人的死亡，損失達 680 萬美元；1965 年 3 月 4 日美國路易斯安那州輸氣管綫破裂着火，死 17 人；1967 年 12 月位於美國西弗吉尼亞州和俄亥俄州間的俄亥俄橋突然塌入河中，死亡 46 人；1977 年 4 月沙特阿拉伯東部阿卜凱克油田油井管綫由於 SCC 發生大火，造成巨大損失，等等，真是勝不枚舉。

人們開始認識到應力腐蝕斷裂問題的嚴重性，各先進工業國先後成立專門機構，集中力量進行，出了許多專著。並在 1965、1969、1973 年召開了有關應力腐蝕斷裂的國際會議，還出版了會議論文集在各次國際性腐蝕會議上 SCC 也占有重要位置。在各國腐蝕科學雜誌

中 SCC 也有很大比重。

应力腐蚀断裂是个极为复杂的问题，对此已有 50 多年的研究，大致可以分成三个阶段，第一个阶段，大致在 50 年代以前，应力腐蚀只是作为一种加速试验方法，研究工作局限于 SCC 同金属成分、组织结构间的关系。第二阶段是在 50 年代到 60 年代中期，电化学工作者广泛应用了电位、电阻、电容和恒电位等电化学方法研究应力腐蚀问题，金属物理工作者着重用电子金相技术和晶体缺陷理论研究金属形变断裂过程，试图寻找更微观的组织结构参量与应力腐蚀断裂敏感性的关系。第三阶段是在 60 年代中期以来，一方面断裂力学兴起和迅速发展，科学工作者力图把断裂力学的成就用到 SCC 中来，其中美国海军研究所的 Brown 是个突出代表，他成功地利用断裂力学研究了应力腐蚀，尤其研究了在裂纹尖端内外腐蚀环境的差异，另一方面随着电位—— p^H 图的迅速发展，科学工作者也力图把电位—— p^H 图的成就用到 SCC 中来，其中比利时普鲁塞大学的教授 Pourbaix 是个突出代表，他利用闭塞电池原理以及周期扫描极化曲线建立起来的电位—— p^H 图从热力学和动力学上去研究应力腐蚀断裂，所有这些都使应力腐蚀及其控制的研究工作推进了一大步。

虽然已对产生 S. C. C. 的介质；应力的来源及其影响；S. C. C. 与合金成分、组织间的关系；SCC 试验方法；SCC 的电化学和金属物理研究；断裂力学在 SCC 中的应用；扫描电子显微镜用于 SCC 断口的观察，从宏观到微观进行了大量工作，认识不断深入；但由于 SCC 的复杂性，影响因素正在进行研究：(1) SCC 的机理和理论，(2) 快速试验方法的研究以及它们与实际使用条件下断裂之间的关系 (3) 各种不同介质间 SCC 的区别和联系，(4) 耐 SCC 的高强度钢、高强度铝合金、钛合金和不锈钢的发展。

随着航空工业和科学技术的迅速发展，采用高强度合金作为结构材料日益增多，因为高强度合金对应力腐蚀比较敏感，又由于应力腐蚀使金属结构破坏的事故不断发生，因此对于应力腐蚀的研究是一件极有意义的事情。

应力腐蚀断裂是个实际问题，也是个复杂的理论问题，影响的因

素复杂，它涉及到金属、电化学、腐蚀、力学四个大的科学领域，因而从事这方面研究的金属物理，金属力学、金属腐蚀和金属化学工作者需要相互结合，相互交错，努力揭示金属应力腐蚀断裂的本质和内在规律，在实践和理论上将会有新的发展。

第二节 应力腐蚀破坏的形式、条件和特征

一、应力腐蚀破坏的形式应力腐蚀的破坏形式可以分为以下几类

1. 全面应力腐蚀

金属结构中存在不同的机械应力（外应力和内应力），这些应力能加快腐蚀速度，但是不产生机械裂纹，这种形式危害性较小。

2. 应力腐蚀断裂

在腐蚀介质和应力同时作用下，形成裂纹，而且裂纹不断扩展，最后使金属结构发生迅速破坏。

3. 腐蚀疲劳

在腐蚀和交变应力同时作用下，产生裂纹，而且裂纹进一步扩展从而使金属结构破坏。

4. 磨蚀性腐蚀

同时受到腐蚀介质的腐蚀和磨损；或者，既受到机械磨损作用，同时又受到腐蚀介质的腐蚀作用，从而使金属结构产生破坏。

其中应力腐蚀断裂和腐蚀疲劳的破坏较为严重，它们能使金属结构突然发生破坏，这对于在空中飞行的飞机、飞行器来讲，威胁很大，应予特别重视。

二、应力腐蚀断裂必备的条件

1. 在使用环境中所用的金属材料对应力腐蚀断裂是敏感的。其敏感性的大小取决于金属结构材料的成分和组织（包括晶粒大小，形态、相结构、各类缺陷、加工状态等）。在使用环境中没有敏感性的合金即使有拉伸应力的作用也不会发生应力腐蚀断裂。

2. 必须受到拉伸应力的作用。有应力腐蚀敏感性的合金在拉伸应力作用下，当拉伸应力超过某极限数值时，才发生应力腐蚀断裂。在压缩应力作用下是不会发生 S.C.C. 的。

拉伸应力可能有以下几个来源：

(1) 金属零件、部件或构件在冷加工、锻造焊接、热处理、装配过程中产生的残余应力。

(2) 拉伸应力可以是飞机在空中或地面工作时产生的外应力。

(3) 金属腐蚀会生成腐蚀产物。由于腐蚀产物的体积效应(腐蚀产物的体积往往大于其金属的体积)，也能产生拉伸应力。

(4) 因各种原因，氢进入金属(例如高强度钢)内部并且造成高的氢气压力，也能产生拉伸应力。

这里要进一步强调的是，只有金属表面受到足够拉伸应力的情况下才可能发生应力腐蚀断裂。当金属表面受到压缩应力作用时，显然是不会产生 SCC 的。

3. 所处的腐蚀环境是特定的。只有在某些合金和腐蚀环境的配合下，才会产生应力腐蚀断裂。例如：锅炉钢，齿轮钢在碱溶液中的“碱脆”；低碳钢在硝酸盐溶液中的“硝脆”；奥氏体不锈钢在含氯离子溶液中的“氯脆”；高强度铝合金在含氯离子溶液中的“氯脆”、以及它们在与汞接触时产生的“汞脆”；高强度钢在与液体金属接触时产生的“液体金属脆”；高强度钢在与熔融金属接触时产生的“金属脆”，(还有“锌脆”和“锡脆”等)；高强度钢的“甲烷脆”以及“氢脆”；黄铜的“季裂”或“氨脆”等等。在特定环境中，腐蚀介质浓度较低的情况下就是以使有 SCC 敏感性的合金在拉伸应力作用时发生应力腐蚀断裂。例如氨在鼻子闻不出的情况下，引起黄铜的“季裂”； N_2O_4 中含有痕迹量氧时，会使钛合金产生应力腐蚀断裂；在整体溶液只含有百万分之几的氯化物浓度时就是以引起奥氏体不锈钢的应力腐蚀断裂。

三、应力腐蚀断裂的特征

应力腐蚀断裂归纳起来有以下几个特征：

1. 金属在没有缺陷和裂纹的情况下，应力腐蚀断裂过程可分为三个阶段：第一阶段是裂纹的萌生阶段(由于腐蚀引起的从而导致应力集中的裂纹源的生核孕育阶段)，这个阶段约占断裂总时间的90%；第二阶段是裂纹扩展阶段，也就是由裂纹源(蚀坑)至极限应力值(单位面积所能承受最大载荷)达到时为止；第三阶段是失稳的纯力学的裂纹扩展阶段，后两者加起来占总断裂时间的10%。

金属在有缺陷和裂纹的情况下，SCC过程只有裂纹扩展和失稳快速断裂两个阶段。

总的断裂时间取决于具体环境和拉伸应力，短的几分钟，长的可达几年。

应力腐蚀断裂的速度比纯机械快速脆断慢得多，后者为金属中音速的 $\frac{1}{3} - \frac{1}{4}$ ，几乎比应力腐蚀断裂快 10^{10} 倍。应力腐蚀断裂速度大致在 $0.0001 \sim 3$ 毫米/小时范围内。

应力腐蚀断裂的速度比点腐蚀等局部腐蚀速度快得多，例如钢在海水中应力腐蚀断裂速度为点蚀速度的 10^6 倍。

各种合金的裂纹扩展速度的概况列于表 1-1 中，必须注意这些数据不是常数，而是随具体条件的改变而改变的。

表 1-1 各种合金的 SCC 裂纹扩展速度

合金	裂纹扩展速度 (mm/小时)	合金	裂纹扩展速度 (mm/小时)
碳 钢	1	不锈钢在室温酸性氯化物溶液中	25 (mm/小时)
铝合金	1~5	钛 合 金	10
钢合金	1~5	高强度钢	10
不锈钢在沸腾 $AgCl_2$ 溶液中	1~5		

2. 应力腐蚀裂纹总是沿着垂直于主拉伸应力的方向发展的。

3. 应力腐蚀断裂从宏观上属于脆性断裂。即使塑性很高的材料在发生应力腐蚀断裂时也是如此，不过这时在断裂面微观尺度上仍可观察到明显的塑性流变痕迹。

4. 从金相显微观察上可以看出应力腐蚀断裂与纯力学平面应变的脆性断裂之间有区别，SCC断裂面周围往往有裂纹分叉（分枝）现象。在 SCC 断口形态上，用电子显微镜观察可看到海滩条纹、羽毛状、撕裂岭、扇子形和冰糖块状图象等等特征。

5. 应力腐蚀断裂的途径有沿晶的、穿晶的、或者两者兼而有之的混合型，由具体金属——环境系统而定，铝合金多半是沿晶型断裂，高强度钢也是如此，奥氏体不锈钢多半是穿晶型断裂，钛合金对两种断裂类型兼而有之。同一种合金，在环境条件改变后，（或者由于应力大小的改变），断裂图象也会随之变化，例如 Cu-Zn 合金， p^H 值从 7 增加到 11 时，断裂图象会从沿晶型变为穿晶型。

Stress Corrosion Cracking Spectrum

第三节 应力腐蚀断裂的领域

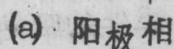
把各种应力腐蚀现象归纳总结起来可以看成是一个连续的应力腐蚀谱（应力腐蚀领域），见表 1-2。在表中的左端是焊件的腐蚀破坏（它是在没有外加应力时发生的纯腐蚀破坏），右端是脆断（在没有腐蚀时的纯力学性脆断）。

表 1-2 应力腐蚀谱

		腐 蚀 为 主					应 力 为 主		
焊 件 破 坏 腐 蚀	碳 钢	Al-Zn-Mg	低合 金 钢	黄 铜	奥氏体 不 锈 钢	Mg-Al	钛 合 金	高 强 钢	脆 断
	在 NO ₃ ⁻ 中	在 Cl ⁻ 中	在 OH ⁻ 中	在 NH ₃ 中	在 Cl ⁻ 中	在 CrO ₄ ²⁻ 中	在 甲 醇 中	在 H ₂ O 中	
	硝 脆	氯 脆	碱 脆	氨 脆	氯 脆	氯 脆	甲 醇 脆	氢 脆	
← 已存在活化途径 ← 应变产生活化途径 ← 三轴向应力区的特殊吸附 →									

在这个应力腐蚀谱中可以分成三个体系：

(1) 第一类体系：已存在阳极溶解的活化途径，腐蚀沿这些途径择优进行，而应力又使之张开，协同地加速金属的破坏。用图解方法可以表示两种不同方式的沿晶应力腐蚀裂纹扩展的情况与预先存在的活化途径的关系，图 1-1 (a) 中沉淀相是阳极性的，图 1-1 (b) 中沉淀相是阴极性的。



(b) 阴极相

H_2 是阴板上放出的氢。

M^+ = 金属离子

(b) 表示滑移台阶溶解的机理。



(b)

图 1-2 应变产生的活化途径

(3) 第三类体系：由于三軸向应力区，促使有害的原子通过上坡扩散，造成有害原子富集的吸附区而导致断裂。见图 1-3。图中 (a) 为裂紋尖端的吸附作用（有害原子或离子的吸附作用）。(b) 氢的吸入作用，(c) 由于氢原子进入張开了的晶格中而导致金属原子間结合力的降低，(d) 由于在裂紋尖端处生成脆性的氢化物顆粒而产生的裂紋擴張。高强度鋼在水中的应力腐蝕而产生的氢脆断裂、鈦合金在甲醇中的应力腐蝕断裂，都是属于第三类体系的金属应力腐蝕断裂。

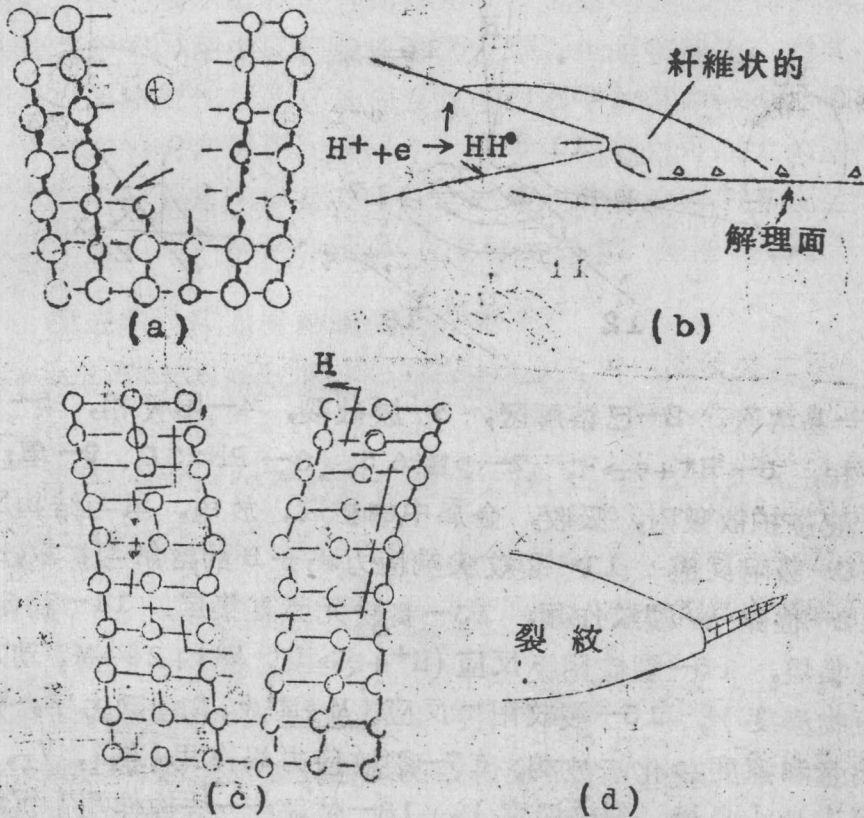
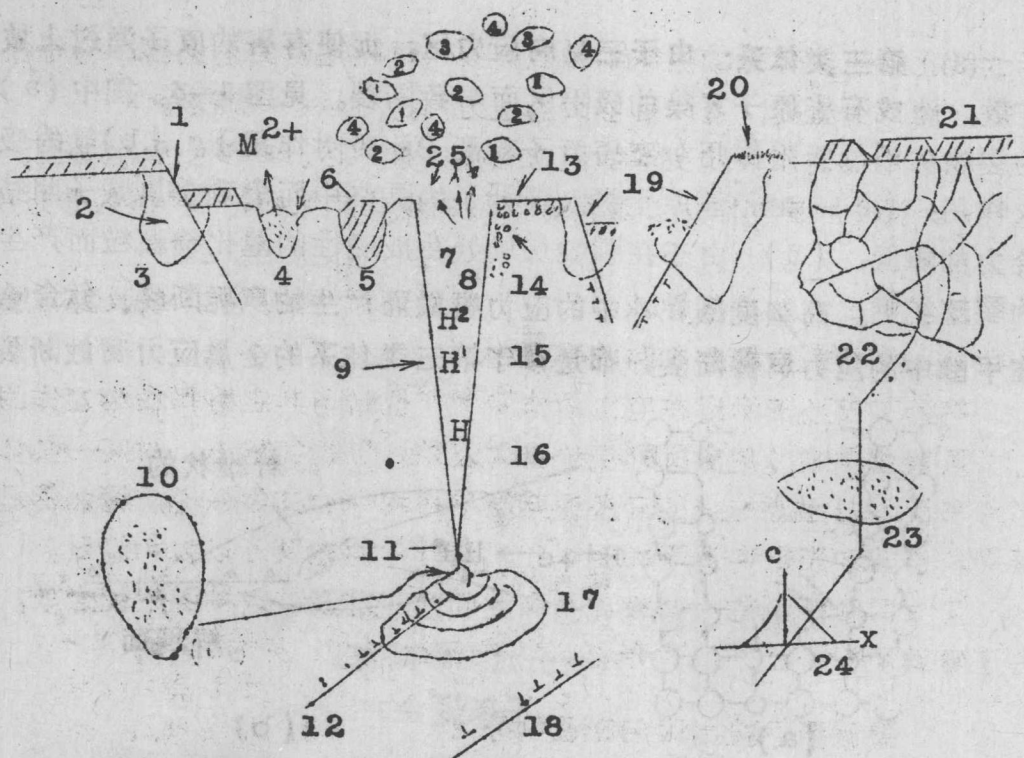


图 1-3 三軸向应力区的特殊吸附

第四节 金属应力腐蝕问题的系統分析

从金属物理学、电化学和金属力学等方面已取得的成就，可以对金属应力腐蝕问题进行系統分析，如图 1-4 所示。

图的右方表示出有关晶界現象、晶界沉淀，晶界貧乏区和晶界吸附。这个图象对分析晶間断裂是有用的。这个区域存在如表 1-2 中所



1—易溶区, 2—已溶解区, 3—膜破裂, 4—阳极相, 5—阴极相, 6— $H^+ + e \rightarrow H$, 7— $pH=6.5$, 8— $pH=3.0$, 9—氢;
 (液态扩散吸附, 吸收, 金属中的扩散, 放电, 氢与结构反应),
 10—吸附反应 11—裂纹尖端应力场—H的溶解与扩散, $pH=1.7$,
 12—位错——裂纹作用, 13—贵重元素富集层, 14—稳定元素富集层,
 15—裂纹阴极反应 ($H^+ + e \rightarrow H^-$, $M^{2+} + 2e \rightarrow M$, 动力学反应物浓度),
 16—裂纹阳极反应 ($M \rightarrow M^{2+} + 2e$, 动力学, 位错逸出量和速度, 活化活波相, 17—裂纹应力场作用 (k_{11} , V_R , 三向应力比, 负荷, 裂纹深度), 18—位错——结构作用 (沉淀, 上——上作用, 相变, 界面) 19—易溶区, 20—稳定元素沉积区,
 21—膜的局部破坏, 22—晶界沉淀, (阳极, 阴极),
 23—晶界贫乏区 (沉淀梯度或缺位梯度增加位错近移性),
 24—晶界吸附, 25—输送过程。

图 1-4 应力腐蚀的系统分析

示的活化途径。邻近的区域示出表面膜可以阻塞位错的逸出，当堆集在表面膜下的位错，造成足够大的应力时，可以导致断裂。

图的中部表示裂纹尖端的应力强度，塑性区、相变、吸附反应、位错——裂纹的交互作用以及裂纹内部的电化学反应， pH 值的分布和输运过程。

图的上部表示出金属表面的电化学反应和腐蚀产物，以及钝化膜的破裂、修补（自愈合）和成分变化。

图的下部还表示出在应力的作用下，位错与其它结构的相互作用。

从表面看来，图中所列现象甚为复杂。但是实际上，对某一具体问题来说，起主要作用的只是相互竞争过程中的其中一个，例如沿晶断裂，点蚀和裂纹向纵深发展等）。这样，问题就可以大为简化。

应力腐蚀断裂是一个极其复杂的问题，许多变量对其发生影响，为了帮助了解，用图解法介绍 S.C.C. 变量的概貌，见图 1-5。

第五章 应力腐蚀断裂的分类

我们在第三节介绍三类体系时已有所述及，在本节再作进一步的介绍。

从 S.C.C. 裂纹扩展速度的控制因素考虑，可以分为两大类：

1. 阳极溶解控制的活性途径（可简称为 APC-S.C.C.）裂纹主要是通过裂纹尖端的阳极溶解过程而向前扩展的。它又可以分为：

(1) 预先存在的活性途径

在某合金发生 S.C.C. 之前，该合金中预先就存在电化学不均匀性，例如由于第二相的沉淀所引起的晶粒和晶界之间的电化学不均匀性，造成局部阴极和局部阳极的差别。在应力腐蚀时，裂纹的形成和扩展都是沿着预先存在的局部阳极的溶解途径进行的。预先存在的活性途径又可以分为

a. 沉淀相是阳极性的。裂纹的形成和扩展往往沿着预先存在的在晶间析出的沉淀相进行阳极溶解而扩展的。

b. 沉淀相是阴极性的。裂纹的形成和扩展往往沿着预先存在晶粒边界的贫铬区（例如奥氏体不锈钢）或者是贫铜区（例如 Al-Cu-Mg

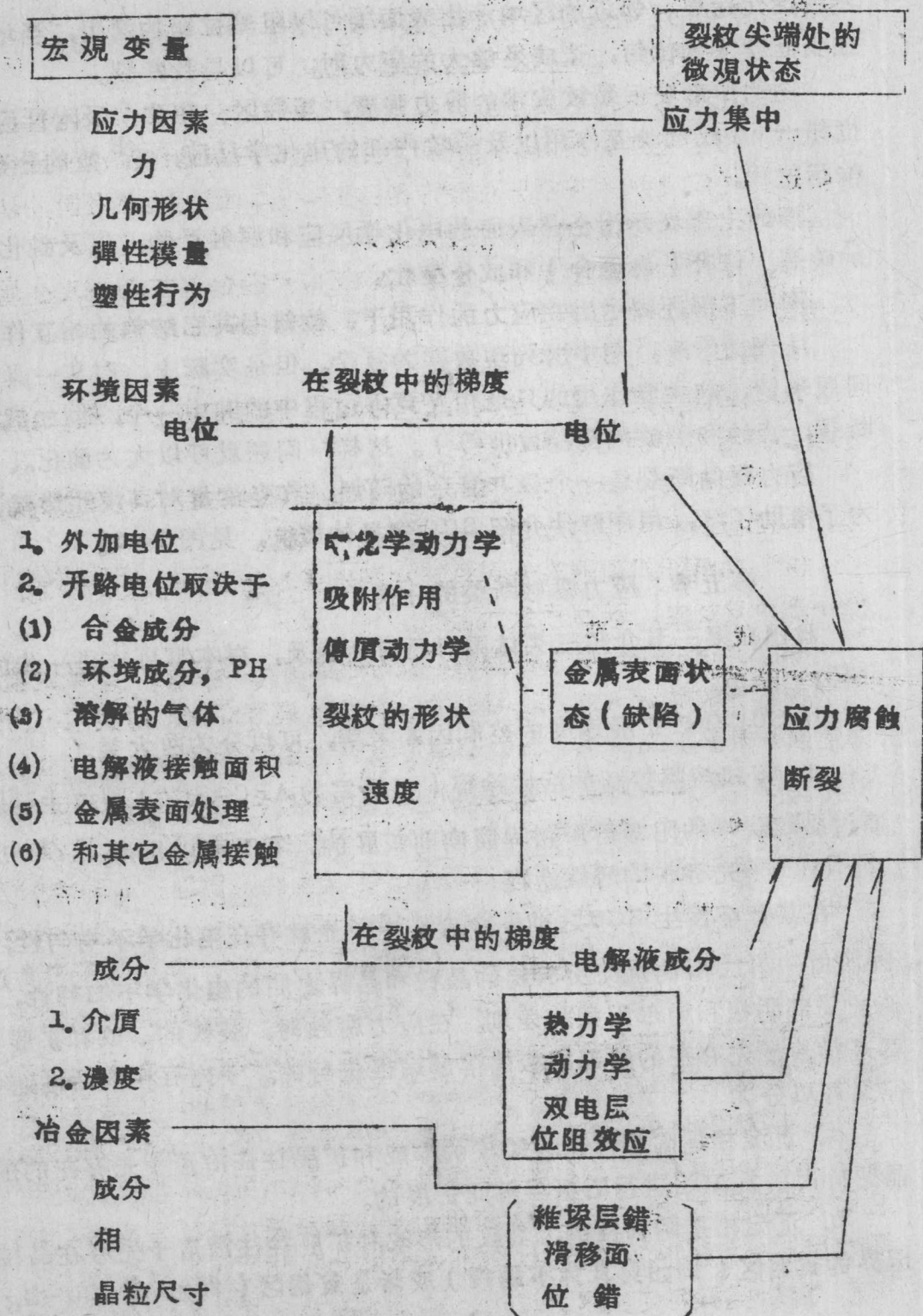


图 1-5 应力腐蚀断裂变量的概貌

系的高强度铝合金)进行阳极溶解而扩展的。

(2) 由于应力和应变产生的活性途径

- a. 在应力作用下由于成分偏析而产生局部阳极溶解的活性途径。
- b. 由于应变使表面膜破裂而产生的局部阳极溶解的活性途径。
- c. 在应力作用下由于位错沿滑移面运动而出现滑移台阶,从而发生滑移台阶局部阳极溶解的活性途径。

2. 在应力腐蚀过程中,由于阴极反应产生的氢扩散进入金属内部起到控制作用的氢脆型 S.C.C.,可以简写为 HE—S.C.C.

这类 S. C. C. 又可分为:

(1) 氢原子扩散进入金属内的空穴处,脱附形成分子 H_2 ,逐渐产生局部高压氢气而引起的氢脆。

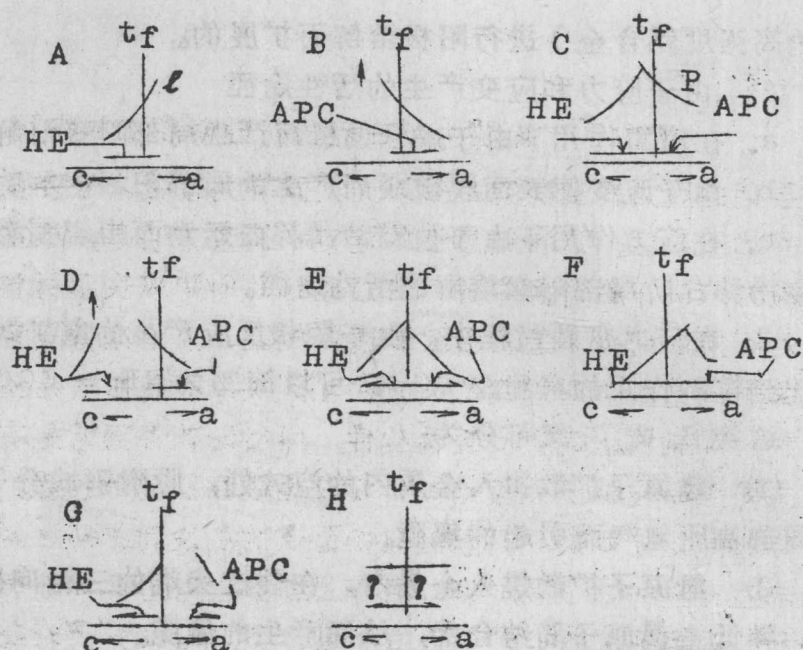
(2) 氢原子扩散进入金属内,在裂纹尖端的三轴向拉伸应力处富集,降低金属原子间结合的,从而产生的氢脆。

(3) 氢原子扩散进入金属内,在裂纹尖端处,由于吸附作用,降低金属的表面能,从而产生的氢脆。

(4) 氢原子扩散进入金属内,由于生成脆性氢化物,导致的氢脆。

在实际构件的 S. C. C. 事故中。特别是高强度钢,两类 S. C. C. 常常同时存在。某一 S. C. C. 事故中这两类断裂所占的地位,可以用电化学极化对断裂时间的影响来确定,(如图 1-6 所示)。

从图 1-6(A)可以判明在开路电位时发生 HE 型断裂,阳极极化使电位比氢可逆电位较正时,HE 将不可能发生,同样;(B)表明在开路电位时发生 APC 型 S. C. C. 阴极极化使电位达到阴极保护电位时,APC 型 S. C. C. 将不发生;(c)和(D)表明,随着极化的方向不同,两种 S. C. C. 都有可能发生,但是在开路电位时都是 APC 型 S. C. C.;(D)和(C)不同之处在于有一个不发生 S. C. C. 的安全区;(E)表明阳极极化或阴极极化都会缩短断裂时间,但是在开路电路时究竟以那种断裂为主,则不能据此判定;(F)和(G)是指合金在开路电位比氢可逆电位较负的情况下可能出现的图形,开路电位时为 HE 型 S. C. C.;(H)表明无论是阴极极化还是阳极极化对断裂时间都没有影响,可能是两类机理同时起作用,阴极极化强化了 HE,但以同样程度减弱了 APC,阳极极化强化了 APC,但也以同样



APC—活性途径的 S. C. C., HE—氢脆, a—阳极极化,
c—阴极极化, t_f —断裂时间, $\uparrow$ —未断裂。

图 1-6 阴、阳极极化对断裂时间的影响

程度减弱了 HE, 也可能是一种不取决于电化学反应进入合金的氢所引起的 HE。故极化作用对它没有影响。

图 1-6 实质上阐明了在一定 pH 值的介质中, 合金开路电位比相应的氢可逆电位较正时发生的是 APC 型 S. C. C. 较负时发生的是 HE 型 S. C. C.。但是必须注意到, 裂纹内的 pH 值和整体溶液中的是有差异的。用氢渗透法已证明在图 1-6(c) 的 P 点条件下, 高强度马氏体不锈钢确实吸氢, 对于高强度钢而言, 这种吸氢完全有可能引起 HE 型 S. C. C.。因此应将介质的 pH 值调整到局部腐蚀地区 (裂纹内) 可能达到的最低值再作这样判断, 或者用其它方法进行核对, 则更为可靠。