

化工设备的腐蚀

〔苏联〕 Г·Л·什瓦尔茨 著
M·M·克里斯塔里

中国工业出版社

前 言

在化工設備和机器制造中,技术上正确地解决金属的选择、加工工艺和結構特点的問題具有重大的意义。

在各种侵蝕介质作用的条件下工作的化工設備和机器,遭受着严重的腐蝕破坏。

最危险的金属腐蝕破坏类型是靜应力腐蝕条件下的金属晶間腐蝕和腐蝕破裂。在这种場合下,金属的重量損耗并不很显著,而結構的强度就降低,并且很可能突然地发生破坏。

在化学和石油工业的重要設備、动力設備的使用实践中,以及在其它技术部門中,常常发生应力腐蝕和晶間腐蝕而使整个設備报废的情况。

在文献中关于金属和合金的靜应力腐蝕和晶間腐蝕的問題記載不多,以致在設計和应用化工設備和机器时采用了許多不正确的結構和工艺措施。

在本书中提出了靜应力腐蝕和晶間腐蝕的理論資料,探討了碳鋼、合金鋼和有色金属破裂的原因及性质。单辟专章闡述了金属晶間腐蝕和腐蝕破裂的預防方法以及这类破坏傾向的腐蝕試驗方法。书中沒有涉及到由于腐蝕疲劳引起的設備破裂問題,因为这个問題已在專門的論著中作了相当詳細的闡明。

本书由作者根据自己在全苏化工机械制造科学研究所和莫斯科化工机械学院中所完成的工作,以及苏联和国外期刊的資料写成的。

目 录

前 言	
緒 論	1
第一章 金属腐蝕破裂的原因	4
1. 与金属和合金的組織、性质及扩散过程有关的因素的影响	4
2. 制造結構时加工工艺特点的影响	7
3. 表面状态的影响	14
4. 侵蝕性介质的性质、浓度和溫度的影响	16
5. 应力的性质、大小和分布的影响	17
6. 金属和合金腐蝕破裂的机理	22
7. 結論	31
第二章 碳鋼和合金鋼的腐蝕破裂	33
1. 鋼的成分和組織的影响	33
2. 侵蝕性介质性质的影响	42
3. 結論	57
第三章 不銹鋼的腐蝕破裂	58
1. 鉻鋼	58
(1) 鉻鋼的晶間腐蝕	60
(2) 鉻鋼的靜应力腐蝕	71
2. 鉻鎳鋼	75
(1) 奥氏体鉻鎳鋼和奥氏体-鐵素体鉻鎳鋼的晶間腐蝕	78
(2) 焊縫金属中和热影响区域中的晶間腐蝕	99
(3) 奥氏体鉻鎳鋼的靜应力腐蝕	104
3. 結論	129
第四章 有色金属及其合金的腐蝕破裂	132
1. 鋁和鋁合金	132
2. 銅和銅合金	138
3. 鎳和鎳合金	147

VI

4. 鎂和鎂合金	152
5. 鉛	153
6. 鈦	154
7. 其它金属的破裂	155
8. 結論	155
第五章 防止腐蝕破裂的方法	157
1. 防止金属应力腐蝕破裂的方法	157
(1) 設備金属的选择	157
(2) 結構上的措施	159
(3) 設備制造工艺上的措施	162
(4) 用热处理消除应力	164
(5) 用电化学方法防止腐蝕破裂	169
(6) 其他措施	173
2. 金属晶間腐蝕的防止方法	174
(1) 不銹鋼	174
(2) 防止鋁合金晶間腐蝕的方法	177
3. 結論	177
第六章 試驗方法	179
1. 靜应力腐蝕的試驗方法	179
2. 晶間腐蝕的試驗方法	199
(1) 不銹鋼的試驗方法	199
(2) 鋁合金的試驗方法	209
3. 結論	211
参考文献	212

緒 論

发展化学工业，强化生产过程，应用新的工艺流程，这一切都要求創造結構新穎、生产率高的机械和设备。

制造新穎、先进设备的工艺方法日益广泛；化工机械制造材料的品种也在不断增加。

化工设备的很多重要零件在使用过程中同时受到侵蝕性介质和拉伸应力的作用。

实际观察和實驗室研究結果都表明：当一定的侵蝕性介质作用于受力金属时，金属的强度逐渐减弱而遭受破裂。拉伸应力对于腐蝕破裂过程起着主要的作用。当金属中存在压縮应力时，則不会发生腐蝕破裂。腐蝕破裂的危险性主要不仅在于金属本身的腐蝕，而是在于金属表面甚至沒有明显的变化时，零件或设备的强度就可能发生突然的下降。化工设备的重要零件和部件过早地破坏的事情，近来常常发生。蒸发器、电解槽、管道、容器和其它设备常常发生破坏。在許多情況下，设备只能使用几个月，有时只能使用几天。

在侵蝕性較小的介质中，有时也出現金属的破坏。例如，我們知道，泵的 18-8 鋼制零件，在只含少量氯化物杂质的水中会发生腐蝕破裂。

在侵蝕性介质和交变应力同时作用下，金属也可能发生破裂。这种破坏叫做腐蝕疲劳。

在腐蝕疲劳的过程中，机械因素起着主要的作用。腐蝕因素的作用是使整体金属亚显微破坏和显微破坏的产生过程更容易，因而使疲劳裂縫更易形成。腐蝕疲劳裂縫几乎总是穿过金属晶体的。

对破坏情况的分析表明，破坏的原因是金属的选择不正确以

及在結構的个别截面上产生了应力集中、組織变化和残余应力,后者多是在焊接和同金属冷变形有关的其它制造工序以后产生的。

在化工机械制造中,采用的所有金属和合金几乎都会遭到腐蝕破裂。

大家都知道碳鋼、鉻鋼、鉻鎳鋼、鋁合金、黃銅、鉛和其它金属破裂的情况。

但是,对于每一种金属都存在着一定的介质,只有在这些介质中才看到这种金属的破裂。

不仅腐蝕破裂可能引起結構的金属强度下降,而且晶間腐蝕也会引起金属强度的下降。在高鉻鋼和鉻鎳鋼以及許多輕合金中,最常看到晶間腐蝕。

金属对腐蝕破裂和晶間腐蝕破裂的傾向在极大程度上决定于合金的化学成分、組織和合金所处的条件。

在合金中加入特种合金加入物或作适当的热处理,可以降低或增大合金的晶間腐蝕傾向。例如,淬火状态的 18-8 不銹鋼沒有晶間腐蝕的傾向,而在 $500-850^{\circ}\text{C}$ 的溫度范围内加热后,它在許多种侵蝕性介质中就会发生晶間腐蝕。同时,含鉻超过 13% 的高鉻鋼在 900°C 以上的溫度淬火后,也会发生晶間腐蝕。

利用热处理,在金属表面上造成压縮应力,以及用电化学保护等等,都可以降低金属腐蝕破裂的傾向。

只有在了解腐蝕破裂和晶間腐蝕过程的理論、設備使用經驗和實驗室研究的資料以后,才能正确地选择制造机器和設備的材料,采用合理的設計以及防止腐蝕破裂和晶間腐蝕的有效方法。

在苏联的文献中,对晶間腐蝕和腐蝕破裂問題不够注意。在金属腐蝕破裂問題方面,最近出版了格里克曼 (Л.А. Гликман) 的著作“金属的腐蝕-机械强度”,这本书主要闡述金属的穴蝕破裂,鮑貝列夫 (А.В. Бобылев) 的著作“黃銅的腐蝕破裂”以及阿科里津 (П.А. Акользин) 和里別尔曼 (Г.Р. Либерман) 的著作“蒸汽鍋爐金属的晶間腐蝕”,在这两本书中,仅分析了使用在靜应力腐蝕条件下的几种金属腐蝕破裂的若干个別問題。

只有金属学和金属腐蚀书籍中的专门章节和期刊中的一些論文談到了金属的晶間腐蚀問題。

对化工設備破裂、正确选择金属和防止設備腐蚀破坏的方法等問題，闡述得特別少。

在本书中，对金属和合金晶間腐蚀及腐蚀破裂問題的文献資料作了綜合和系統化，对實驗室的研究进行了分析，探討了化学工业及其有关工业部門的設備和机器在生产中破坏的若干情况，并闡明了上述腐蚀破坏的机理問題。

在书中提出的某些規律性和总结，使得能提出一些防止和保护金属和合金不致发生腐蚀破裂与晶間腐蚀的方法和措施，以及使化工机械制造和化学工业的设计人員和工程技术人员有可能更正确地选择設備的材料，采用更正确的制造和安装化工設備的工艺方法。

第一章 金属腐蚀破裂的原因

金属的晶间腐蚀和腐蚀破裂是复杂的过程，它们与金属状态和侵蚀性介质等因素有联系。

1. 与金属和合金的组织、性质及扩散过程有关的因素的影响

金属和合金的组织

金属和合金的性质，包括耐蚀性在内，不仅决定于它们的化学成分，而且还取决于它们的组织特点：原子-结晶组织、显微组织和宏观组织。不仅在金属的宏观组织改变时，它的耐蚀性有很大变化，而且近年来的研究指出，当属于显微组织范围的晶体取向、晶界状态、晶界成分以及点阵状态改变时，金属的耐蚀性也会发生很大的变化。

金属是正离子和导电电子构成的空间点阵的复合体，其中正离子是由于每一原子失去一个或几个电子而产生的，导电电子在点阵内部运动，它们与点阵结点上的正离子发生相互作用，同时，彼此间也发生相互作用。

在金属中，最普遍的点阵类型是配位数为12的密排六方点阵和面心立方点阵，以及配位数为8的体心立方点阵。当介质的温度和压力变化时，同一种金属可以形成不同类型的点阵。例如，铁在低温时具有体心立方点阵(α -铁)，在910°C转变为面心立方点阵(γ -铁)，而在1400°C时重新转变为体心立方点阵(δ -铁)。

在实际条件下，纯金属在工程上的应用是很有限的。通常都是采用两种或几种金属和非金属组成的合金作为结构材料，这些材料即是单相合金（固溶体）和具有物理、化学性质不同的若干

組成物所組成的多相合金。在多相合金中，組織組成物的分布状态有着重大的意义，当合金的組成物分布均匀时，它对晶間腐蝕和腐蝕破裂的傾向就較小，当一种組成物聚集在晶界上或滑移面上时，合金的晶間腐蝕和腐蝕破裂的傾向就較大。

金属和合金的組織决定于熔炼、浇注、机械加工与热处理的工艺和規範。所有实际的合金（甚至根据状态图来看是单相的合金）其实都含有亚显微的晶內夹杂。出現在晶界上的組織不均匀性特别显著，这是由于邻近晶界的原子层点陣有了显著的破坏所致。在极純的金属中，晶界上晶体点陣的畸变与相邻晶体的不同取向有关。在合金中，化学成分的不均匀性也起着重要的作用，因为在工业上实用的合金中，晶界的化学成分可能与合金基体的平均成分有很大的不同。这与表面現象有关，甚至微量的表面活性杂质也会产生很大的作用〔1〕。

晶間物质化学成分的变化、它的分散度和晶体点陣畸变度等的变化，会显著地改变金属对晶間腐蝕和腐蝕破裂的傾向，而在許多情况下，也决定了金属对晶間腐蝕和腐蝕破裂的傾向。

热处理和塑性变形都会引起过剩相沿晶界或滑移面析出，所以这些过程会大大地改变金属对晶間腐蝕和腐蝕破裂的傾向。碳鋼和鋁合金之类的工业重要材料在自然时效时，也会发生上述这种耐蝕性的变化。

由于沿金属的晶界析出不平衡的碳化物，鉻鎳不銹鋼也出現晶間腐蝕的傾向，由于析出金属間化合物，鋁合金也出現腐蝕破裂的傾向，这些都是大家熟知的事。

在研究純金属（其中包括高純度鋁）的晶間腐蝕現象时，确定了这种类型破坏的傾向和点陣取向不同的晶体所构成的晶界以及点陣畸变之間的关系。同样对碳鋼和 α -黃銅也确定了晶体点陣的畸变度对腐蝕破坏的影响。

合金中的扩散

在晶間腐蝕和腐蝕破坏时，合金中的扩散过程起着很大的作

用。晶界区域内的原子迁移率和扩散速度的变化有着特别重要的意义。例如，大家都知道，间隙式固溶于 γ -铁中的碳的扩散可能引起奥氏体18-8钢的晶间腐蚀倾向。在这些合金中，加入碳化物形成元素（钛或铌），使碳向晶界的扩散减慢，这些元素与碳形成碳化物，从而降低了钢的晶间腐蚀倾向。尤其应该指出应力状态的不均匀性对扩散过程的影响^[2]。

扩散过程的机理可以看作是一种复杂的过程，同时进行三种过程：点阵结点上的原子转移到结点间的不规则位置；该原子转变为错位原子；以及在晶体点阵上出现空阵点（空位）。在每一温度时，有一个相应的两种类型破坏（错位原子和空位）的某一平衡浓度，在这一浓度时，1秒钟内发生的位错（即错位原子和空位的形成）的单元过程数目，等于复合的单元过程数目。温度愈高，破坏的点阵数也就愈多。

关于扩散机理的上述概念涉及到置换固溶体中进行的一些过程。显然，间隙固溶体中的扩散过程比较简单：扩散的元素的所有原子都是间隙原子；在任何温度下，它们都处在结点间^[1]。

格林伍德(Greenwood)^[3]曾解释过晶间破坏的机理，他认为，在应力作用下，空位在拉力的方向上移动，而这些空位最易分布在垂直于拉力方向的晶界上。在一个部位上，积聚着足够数量的空位时，就出现原子键力的破坏和形成裂缝的条件。助长发生裂缝的条件是升温 and 降低加载荷的速度。这两种因素引起空位迁移率的增加及其移动的加剧。定应力负荷和侵蚀性介质的作用，可能导致裂缝扩大。

康诺毕耶夫斯基(Конобеевский)^[2]认为，在扩散过程中，当固溶体在不均匀的应力状态的情况下，合金的各个组元的浓度不是发生均匀化，而是更加趋向于不均匀。这时，原子半径较大的一些组元的原子，力图转移到晶体点阵的伸长部分上；原子半径较小的组分的原子，力图转移到晶体点阵缩短部分上。康诺毕耶夫斯基把这种现象叫做上升扩散效应。

罗文斯基(Ровенский)^[1]同意康诺毕耶夫斯基的论点，他认

为在 $260-280^{\circ}\text{C}$ 温度范围内回火时，黄铜和铝青铜的变形试样发生强化的事实，就是由于这种效应所致。罗文斯基研究的黄铜含Zn达30%，青铜含Al 5—9%，从它们的状态图来看，这两种合金在任何温度时都应该是单相固溶体。同时，由于铝青铜在变形后于 280°C 保温1小时，以致在滑移线的附近出现第二相的质点，这样硬度也就从 $250H_B$ 增高到 $310H_B$ 。黄铜在 260°C 回火以后也有类似的效应，但没有青铜那样显著。第二相的出现引起了合金的强化。把保温时间增加到2小时，析出物逐渐溶解，强度也就逐渐开始降低。

当受力合金受到一些侵蚀性介质的作用时，由于上升扩散效应而发生第二相析出，从而使该合金就可能发生腐蚀破裂。

2. 制造结构时加工工艺特点的影响

金属的加工工艺对它的腐蚀破坏倾向产生很大的影响。

由于机械加工和其它加工型式（焊接、热处理）的结果，金属中产生了很大的残余应力。这些应力是变形的后果，或者与从高温不均匀的冷却有关，以及与伴有体积变化的内部组织转变有关。在许多情况下，这些应力达到屈服点，成为引起腐蚀破裂的主要因素。

在各种工艺过程中所产生的内应力，根据其存在的范围，通常分为三类：有着一定的方向和大小并在制件内平衡的应力，叫作第一类内应力；第二类应力是在显微体积范围内（即金属的晶粒范围内）平衡，而与制件的尺寸和形状无关，并且没有一定的方向。第三类应力在超显微的体积范围内（即晶体点阵的格子范围内）平衡，和第二类应力一样，它对制件的主要轴线也没有一定的方向〔4〕。

在同一个制件中，可能同时存在着所有三种应力，但是，每一种应力对腐蚀破裂过程的影响将决定于金属的成分和加工的型式。

焊接的影响 化学工业中使用的焊制设备常常发生腐蚀破

裂。因为现代的结构大部分都是焊接的，所以残余应力的大小及其分布有着很大的意义。

通过许多研究者的研究工作查明，焊接金属时，在焊缝中和平行于焊缝的区域内，产生巨大的残余应力。这时在邻近焊缝的区域内，一般造成残余拉应力，其大小等于或超过金属的屈服点。因此，结构焊接时产生的应力显著地超过了设备使用时的许用应力，所以，对于结构的强度来说，这是很危险的。尤其是对于在引起腐蚀破裂的介质中工作的设备和零件就表现得特别严重。

由于焊接时的温度分布不均匀和所焊构件的刚度配置不均，会产生热应力，这种应力属于第一类应力。在沿着焊缝的区域中，金属加热的温度超过了临界点，因此发生组织转变，在冷却时产生第二类的组织应力，引起金属中产生很大的拉应力。在许多情况下，这些应力常常大至足以使金属产生裂缝。这些裂缝的位置可能是顺着焊缝，也可能与焊缝相交；而且这些裂缝常常没有一定的空间取向。可能是宏观裂缝，也可能是显微裂缝。

根据裂缝形成时的温度，它们分为热裂缝和冷裂缝。热裂缝是在焊接熔潭初次结晶过程中在很高温度时形成的。这些裂缝都是晶间裂缝。冷裂缝是在焊缝完全凝固以后产生的。

如果热裂缝造成了应力极端集中的中心，那末在具有高塑性的焊缝中也会引起冷裂缝。

在侵蚀性介质内使用的结构中出现裂缝是特别危险的。在大气中使用的结构，由于金属的塑性，裂缝的发展可能自行停止。在侵蚀性介质中工作

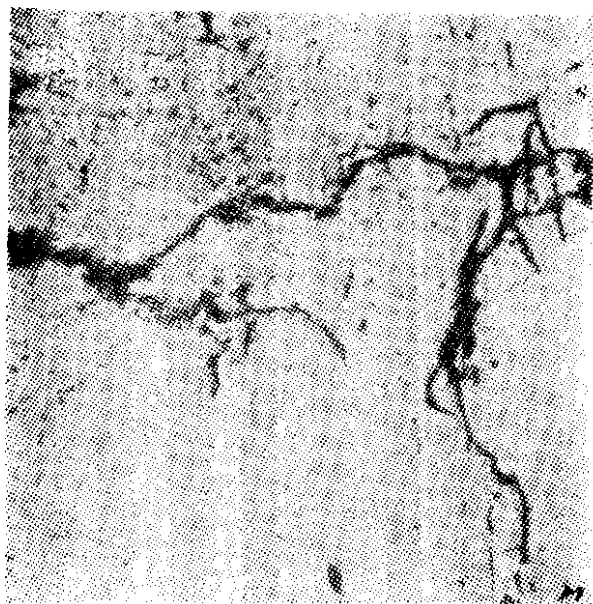


图 1 制造螺旋热交换器的 X18H12M2T 钢的破裂性质 ×300

的制件內，裂縫是严重的腐蝕破裂的根源。

图 1 所示，为螺旋热交换器的焊縫和焊縫附近区域的金属显微照片。焊縫金属中产生了裂縫，且扩展到基体金属中。切取的試样是在热交换器气相面的上部三分之一处（蒸煮鍋的放出气含： SO_2 、水蒸汽、氮、二氧化碳和萘烯；起始溫度 $120-130^\circ\text{C}$ ，終止溫度 $35-40^\circ\text{C}$ ）。經過 8—12 个月的使用过程发生破裂。冷却液是 SO_2 总含量为 7—9 % 的亚硫酸氢鈣 ($\text{CaHSO}_3 + n\text{SO}_2$) 的水溶液，其溫度为 $48-56^\circ\text{C}$ ，压力 5—5.5 表压。

文献[5]—[7]中指出，焊接的种类对残余应力的发生多大的影响。但是，气焊时較强烈和較均匀的加热，使应力在被焊板材的厚度上有着較均匀的分布。

在自动焊接时平均应力比手工焊接时稍大，但高拉应力区域的寬度在自动焊接时大概稍小，而应力分布的性质在用两种焊接方法时大約相同。

焊接时形成裂縫的傾向决定于结构的种类。在形成很大的体积应力的儲槽、鍋炉和复杂联接构件的横焊縫中，常常发生裂縫。在具有聚集的焊縫和交叉焊縫的构件中也常常形成裂縫。

在碳鋼焊接结构中，腐蝕裂縫常常不是位于焊縫金属中，而是位于基体金属上平行于焊縫并离焊縫有几毫米远的低塑性区所在的地方。但是，裂縫垂直于焊縫，而且裂縫通到焊縫金属和基体金属的情况也是常有的事。

在焊接奥氏体类鉻鎳鋼时，由于临界溫度 ($500-850^\circ\text{C}$) 的影响，在过热区域內的晶界上，有新相析出，在这些区域內的鋼就具有晶間腐蝕傾向。

在焊条选用不当和焊接规范不正确的情况下，焊縫金属也会发生晶間腐蝕。

塑性变形的影响 引起金属中产生塑性变形的那些工艺过程，对金属的腐蝕破裂傾向发生很大的影响。

金属的塑性变形是一种复杂的現象。塑性变形与金属的宏观組織、显微組織和亚显微組織中的变化都有联系。象金属这样的

多晶体材料的变形，甚至在弹性范围内，也总是不均匀的。这是由于不同取向晶粒的变形不同所致。

在多晶体变形时，不同取向的晶粒在一定方向上获得最适宜的取向，同时还发生晶粒的相互位移。变形时晶粒碎裂为许多碎块并且各个碎块内空间点阵发生畸变。继续塑性变形的结果，最后终于导致晶体的碎裂，分裂成许多新的晶粒。在塑性变形的过程中，晶粒内发生滑动块的弹性弯曲，滑移块的相互间的相对滑移，以及每个晶体内部各镶嵌块的转动。

在许多情况下，金属和合金的塑性变形过程伴有相变，其中包括碳钢中碳化化合物的析出和聚集，不锈钢中奥氏体向铁素体的转变。

塑性变形时金属显微组织的这些变化，引起金属中产生第一类、第二类和点阵畸变的第三类残余应力。

金属不均匀性，是由于每一晶粒内应力有波动和产生应力峰的缘故。在变形程度足够大的时候，各个晶粒和晶体内的残余应力值可能达到屈服点。在金属中塑性变形发展的一定阶段，晶粒内或晶界上发生亚显微裂缝。这时，金属的密度下降。

如将金属进行热变形，即在再结晶温度以上变形，并使变形速度保证再结晶来得及完全进行，那末金属具有相应于金属最小内在位能的等轴组织。如果在显著低于再结晶温度的温度下进行变形，那末，制件金属的组织就会呈现出变形过程中发生的所有变化。这种变形其实也就是冷变形。

冷变形对于金属的宏观组织和显微组织发生很大的影响，所以也就影响到金属的物理机械性能。

在冷变形时，金属的强度增高，而塑性下降。冷变形对金属腐蚀破裂的倾向发生很大的影响（图2）。

大量的研究确定，使金属表层产生拉应力的冷加工，象扩管、弯管、拉管、弯板、拉丝和冷挤压之类，都能导致金属腐蚀破裂倾向的加剧。

在研究塑性变形对碳钢腐蚀破裂的影响时^[8]，先将试样进行

塑性变形—拉伸10%，再将试样放在硝酸钙和硝酸铵混合物溶液内经过3小时的试验（试样上未加上外载荷），结果在晶界上出现了裂缝（图3）。在未经冷变形的试样上，在作类似的试验时，未发现裂缝。

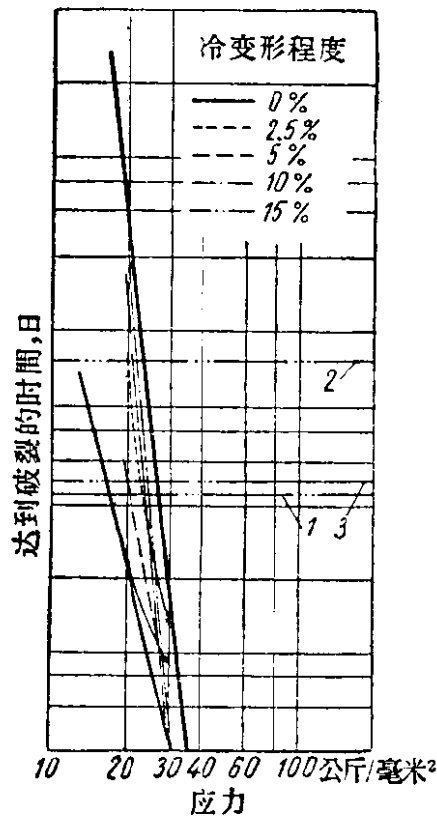


图2 冷变形程度和加应力对100°C的硝酸钙和硝酸铵混合物溶液内的低碳碱性转炉钢的腐蚀破裂倾向的影响^[18]。冷变形程度在0—15%之间变动

1—U形试样破裂前的平均时间；2—相同，但试样是经过回火的；3—相同，未经回火的试样在弓形夹（见图124—译者）内弯曲过



图3 冷变形低碳（0.07% C）沸腾钢在硝酸钙和硝酸铵混合物溶液内试验后的破裂性质， $\times 1500$ ^[8]

根据第尔须（Tilsh）^[9]和赫佐（Herzog）^[10]等人的资料，18-8铬镍不锈钢的冷变形大大加剧了金属形成腐蚀裂缝的倾向。含10—12% Ni的单相奥氏体钢，以及含镍较少的钢，

都有这样情况。

在冷拉以后，这类钢在侵蚀性介质中特别容易发生腐蚀破裂。冷拉不锈钢（含0.05—0.08% C、18.3—18.7% Cr、8.8—10.6% Ni）钢管在42%的MgCl₂沸腾溶液内经过18小时以后破裂。同样

的鋼管預先消除拉制時產生的應力後在 MgCl_2 溶液內試驗，並未破裂^[11]。

根據洛哈 (Rocha)^[12] 的資料，含 12% Ni 的單相的奧氏體鋼，隨着冷加工程度的增大，它的破裂傾向也加劇（圖 4）。在鎳含量較少的鋼中，冷加工的結果使一部分奧氏體轉變成馬氏體，隨着冷變形程度的增大，破裂傾向降低。

含 2.5% Mo 或 0.7% Nb 的 18-8 不銹鋼，在冷加工以後，也有腐蝕破裂傾向。圖 5 上列出了含 Mo 和 Nb 的 18-8 不銹鋼的冷拉鋼管管段，在 42% MgCl_2 沸騰溶液內腐蝕後的破裂情況。在一

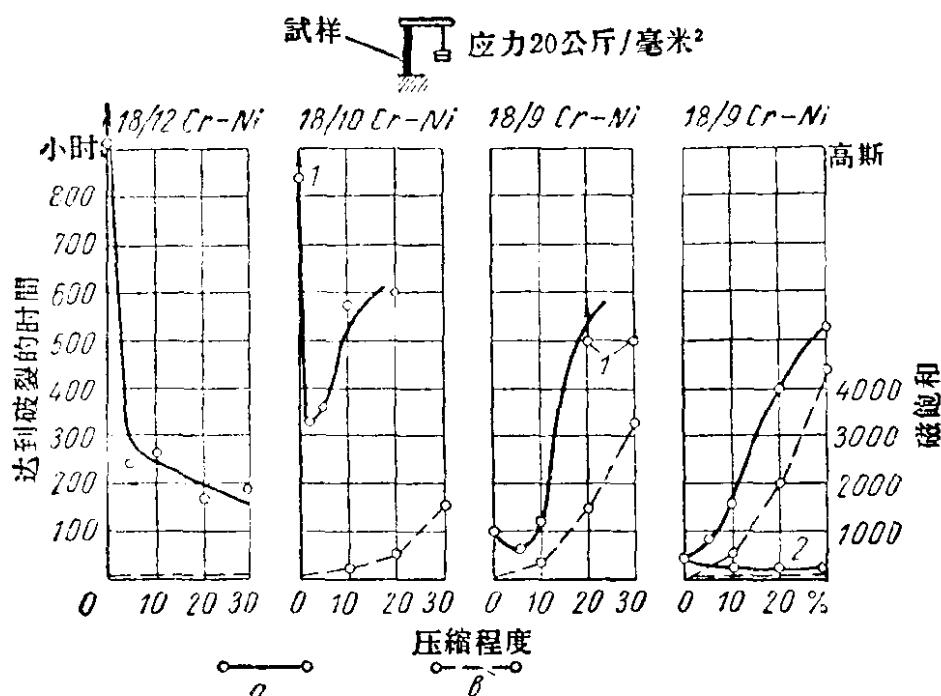


圖 4 冷變形程度對介質 ($\text{CaCl}_2:\text{H}_2\text{O}:\text{HgCl}_2=60:40:1$) 內的鉻鎳不銹鋼腐蝕破裂的影響

a—破裂前的時間；b—磁飽和；1—裂縫；2—300°C 時壓縮

根管子中（圖 5 上左圖所示）具有切向應力，另一根管子中具有軸向應力。

設備的使用經驗也證明，當設備在侵蝕性介質內工作時，多半在金屬經過冷加工的部位上出現破裂。

在諾耶夫 (Ноев) 的著作^[13]中，汇集了電站蒸汽鍋爐腐蝕破裂的大量資料，指出了管子擴張端和鉚縫發生破裂的情況。

經受碱类作用的設備^[14]，也多半在焊接接头、弯曲管子和胀口管子中发生破裂。在 104°C 的 20% NaOH 溶液內，低碳鋼蒸发器胀口管端部經過一年的時間发生破裂，在同样溫度的 30% NaOH 溶液內，这种管子端部經過6个月就发生破裂。含5% Ni

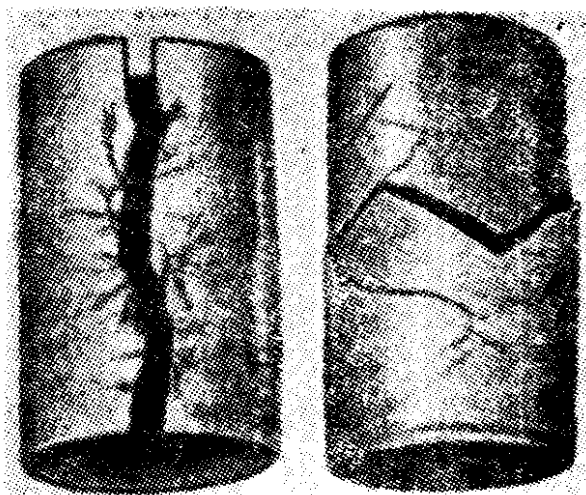


图 5 冷拉鋼管試样上形成的裂縫

的鋼，在 60°C 的 32% NaOH 溶液內，也經過一年使用后发生破裂。

在苏联的一个工厂中，用 10-20 鋼制的蒸发器胀口管子，在碱溶液蒸浓到 30—25% 时，大約經過 8 个月，出現破裂。图 6 是从上述蒸发器管子上切取的金属显微照片，呈晶間破裂性质。

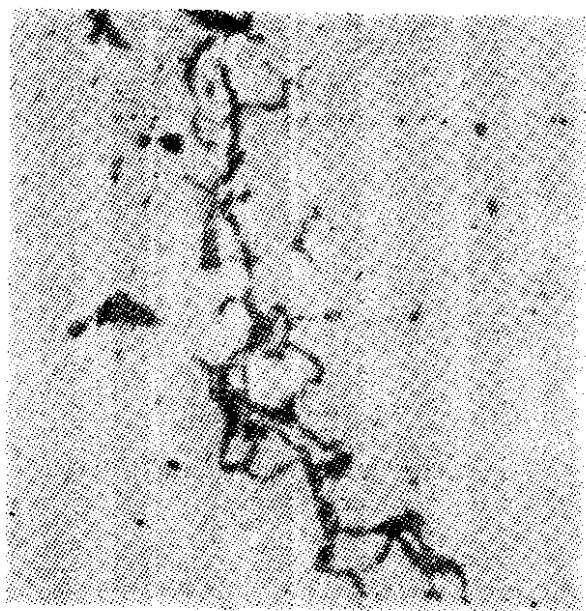


图 6 10-20 鋼制胀口管子的破裂性质。未經浸蝕的磨片， $\times 300$

肥皂（含碱 15%，溫度 116°C ）熬制鍋的圓錐形鍋底，經過 10—15 年工作以后，在它的弯曲处出現破裂。

內部通过蒸汽的鋼制蛇形管，在 50% 的碱溶液內，使用 2 年以后，在它的弯曲处出現破裂。

1X18H9T 鋼的蒸发器在浓度 25—45% 的碱溶液內，經過 8—10 个月以后，胀口管上出現破裂。

1X18H9T 鋼 (0.10% C、17.29% Cr、10.39% Ni、0.48% Ti) 的循环預热器的

胀口管子端部，在含 80—160 克/立升 KClO_3 ，230—480 克/立升 CaCl_2 ，12—25 克/立升 KCl 的溶液內，于 $60—120^{\circ}\text{C}$ 溫度下，使用一