

国外机械技术参考资料

不銹鋼腐蝕譯文專集

第 18 期

(总 22 期)

第一机械工业部机械科学研究院

1964 年 11 月

669.4.018.821.620.19

目 录

一、13—8不銹鋼的晶間腐蝕問題（俄文） 1

二、不銹鋼容器的晶間腐蝕（德文） 8

三、高溫高压容器材料（日文）16

四、奧氏体不銹鋼应力腐蝕开裂的定性机理（英文）32

五、在炼油厂和石油化学工业中的高溫腐蝕（英文）48

六、在石油精炼工程环境中不銹鋼的耐蝕試驗（日文）62

七、原子反应堆材料的腐蝕及防止（日文）68

18-8不銹鋼的晶間腐蝕問題

B. A. 苏布魯諾夫, B. H. 克謝勒尼克夫

关于研究晶間腐蝕原因的著作已有不少, 但多数均系从不同角度闡述各种合金, 首先是18—8型鉻鎳合金鋼中所遇到的这种危险的破坏机理与性質。迄今为止, 尚未有全面論述各种晶間破坏的統一理論。肯茨尔和弗朗克斯〔1〕認為析出的碳化物在晶界形成类似屈氏体的組織, 而屈氏体在酸中是不稳定的。这种关于与屈氏体組織相近似的設想, 并不能揭示晶間破坏原因的实質。而且对鉻鎳鋼中析出的碳化物亦研究的很不够。

經研究分析証明: 如 $(Cr, Fe)_{23}C_6$ 型碳化物发生凝結作用, 則同时将减少鉄含量, 而在晶粒边界便会有各种鉻含量的鉄鎳合金。根据扩散定律可以确定元素在“貧化”区内的分布。扩散速度可用下列公式确定。

$$D = D_0 e^{-\frac{Q}{RT}}$$

在公式中, 未考虑系統的多成分性和微观应力影响等因素。当富鉻相析出时, 扩散元素浓度的分布可以用图1中的曲線來說明。

这些相析出的同时, 产生 α —相, 亦即发生 γ — α 转变的过程。謝尔盖耶夫〔9〕对这种现象作了詳細的研究, 鉻在晶界的同时貧化及 γ — α 的转变剧烈地提高了該区内的电位。因此边界区域和晶粒边界在晶間腐蝕过程中起着阳极的作用。

阳极区域的电位量决定于一系列的因素: 鋼的化学成分、热处理的方法、相变的特性与程度。

本报告的任务系根据不同的热处理方式研究晶粒表面組織的微观分布情况并从而确定晶間腐蝕发展的某些規律以及确定一般腐蝕和組織腐蝕时鋼中元素过渡到溶液中的数量上的比例。

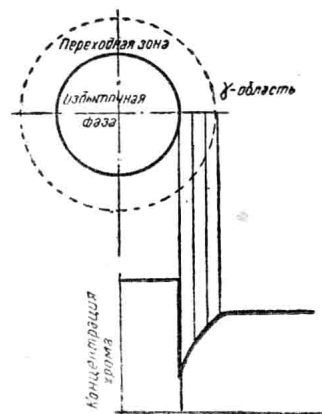


图1 在接近析出的剩余相区域内鉻浓度的变化。

试验部分

采用1X18H、1X18H9T、X18HM31和X18H11B鋼板作为研究对象。把这些鋼板裁切成截面为3×3毫米及长度为35—40毫米的試样。試样的一端在机床上用专用装置进行了磨削。

試样經過了下列热处理:

- 感应加热到850°、1000°和1100°时淬火;
- 用普通加热方法加热到850°、1000°和1100°的淬火;
- 在650°下回火并保温, 保温时间的长短根据在鋼中出現晶間腐蝕的趨勢而定。

1X18H9T、1X18H9、X18H12M3T 和 18H11B 牌号鋼試样

表面显微硬度的分布与热处理方式的关系。表 1

压痕位置	压痕尺寸 微米	硬 度 公斤/毫米 ²	組 織 特 性
1X18H9T鋼。从 1000° 淬火			
晶粒場呈灰色	12.5	240.0	奥氏体組織，具有晶內微細 碳化物
晶粒場明亮	12.5	250.0	
晶粒場含碳化物	9.35	432.0	
1X18H9T 鋼在 650° 下回火 10 小时			
晶粒場純淨	12.5	250.0	有清晰边界輪廓的奥氏体組 織
晶粒場呈灰色	11.82	270.0	
晶粒边界	16.82	132.0	
晶界碳化物	6.2	751.5	
晶內碳化物	8.7	416.0	
1X18H9 鋼。从 1100° 淬火			
晶粒場明亮	10.3	350.8	无剩余相的奥氏体組織
晶粒場暗淡	10.0	370.0	
晶界	10.0	370.0	
1X18H9 鋼。在 650° 下回火 2 小时			
晶粒場明亮	13.08	220.0	有清晰边界輪廓的奥氏体組 織
晶粒場呈灰色	12.77	280.0	
晶粒場暗淡	14.02	189.2	沿晶界的碳化物鏈
晶界	12.46	240.9	
晶界碳化物	7.2	724.0	
X18H12M3T 鋼。从 1100° 淬火			
晶粒場明亮	33.7	163.0	晶界上的碳化物鏈
晶粒場暗淡	29.6	282.0	
晶界	14.6	173.2	
晶界碳化物	7.2	742.0	
X18H12M3T 鋼，在 650° 下回火 12 小时			
晶粒場明亮	11.21	296.4	具有碳化物鏈的清晰晶界輪 廓
晶界	11.53	282.0	
具有碳化物鏈的晶界	7.0	756.0	

續表 1

压痕位置	压痕尺寸 微米	硬 度 公斤/毫米 ²	組 織 特 性
X18H11B 鋼。从 1100° 淬火			
晶粒場明亮	12.77	228.0	奧氏体組織
晶粒場暗淡	15.88	146.8	
晶界	13.71	198.2	
X18H11B 鋼。在 650° 下回火 12 小时			
晶粒場明亮	13.4	203.8	沿晶界有碳化物鏈的奧氏体 組織
晶粒場暗淡	17.76	125.6	
晶界	17.13	137.0	
沿晶界碳化物	7.16	724.0	

热处理后，用金相方法研究了組織中的变化及測定晶粒表面的显微硬度。經不同的热处理方法处理后，所測定的鋼显微硬度的試驗数据列入表 1。

确定可以判明下列組織成分的硬度：

a) 奧氏体为固溶体，并且沒有析出的剩余相，在显微鏡下显得明亮；б) 奧氏体在其内析出的剩余相为稳定的TiC及不稳定的TiXC 碳化鈦，在显微鏡下呈灰或色泽暗淡；в) 在本身成分中沒有析出剩余相的晶界；г) 有剩余相的晶界，它們可能是簡單和复杂的碳化物和金属間化合物。

1 X18H9 鋼在650°下經過2小时回火后有明显晶界輪廓的奧氏体組織，其平均硬度达其753公斤/毫米²。明亮的晶場的硬度为223公斤/毫米²。在 1 X18H9 T 鋼上发现几种相。到 中有一些沿晶界分布，并提高了硬度达751公斤/毫米²， 其它几种均在晶粒場上分布，其硬度提高至416公斤/毫米²。在第一种情况下，它們可能是简单的和复杂的碳化鉻以及金属間化合物。个别金属間化合物的聚集用显微鏡可以观察到，但确定其硬度是有困难的。因为当用錐形金刚石压痕时，这类聚集物因脆性而破坏。

用定性有色酸洗法可在上述鋼中显现出其它夹杂物，如：FeO——氧化鉄，MnO——氧化錳，FeO.TiO₂——鈦鉄矿和 2FeO.SiO₂——鉄橄欖石。这些稀有夹杂物多半是在650°下回火后于晶界附近发现的。有关18—8不銹鋼中夹杂物的資料列于表2。这些化合物对晶間腐蝕沒有直接影响。

經過各种回火規範之后研究証明，在鋼中可以出現 σ -相。

晶間腐蝕的試驗是采用下列几种方法进行的：

a) 在20% HNO₃ + 1% NaF溶液中保溫，б) 在65% 硝酸中沸騰（保溫），в) 在用硫酸酸化的硫酸銅溶液中煮沸試样（110克/升CuSO₄·5H₂O + 55毫升/升 H₂SO₄， 1 升 H₂O 比重为 1.34），經過的时间按下列公式确定： $t = 24 + 12(\alpha - 1)$ 小时，式中 α —鋼的厚度(毫米)。

在試驗用Ti和Nb穩定化的鋼時，為加速溶液的作用，必須降低氧化還原電位，為此曾採用了銅屑。

用有色酸洗法在18—8不銹鋼中發現的夾雜物 表 2

鋼 號	熱 處 理 作 用	夾 雜 物				備註
		FeO	MnO	FeO·TiO ₂	FeO·SiO ₂	
1 X18H9	1100° 淬火	—	—	—	—	晶界
1 X18H9	回火2小時,650°	+	+	—	+	晶界
1 X18H9T	1100° 淬火	—	—	—	+	晶界
1 X18H9T	回火10小時,650°	+	+	—	—	晶界
X18H12M3T	1100° 淬火	—	+	—	—	晶界
X18H12M3T	回火8小時,650°	+	+	—	—	晶界
X18H11B	1100° 淬火	+	—	—	—	晶界
X18H11B	回火10小時,650°	+	+	—	+	晶界

— 无、+ 发现

为了定量地区分一般腐蝕和晶間腐蝕，曾对这两种破坏形式的浸透度分别进行了測定。一般腐蝕的浸透深度以重量損耗計算确定。晶間破坏的評價是在試样电阻比变化的基础上进行的： $\frac{\Delta\rho}{\rho} = \frac{S_1}{S}$ 式中 $\Delta\rho = \rho - \rho_0$ ， ρ —被腐蝕試样的电阻比， ρ_0 —試样腐蝕前的电阻比， S_1 —发生晶間腐蝕的被假定面积， S —試样横截面全面积。

如果考虑到电阻比变化的一部份属于一般腐蝕，那么进行計算和确定了 $\frac{\Delta\rho_0}{\rho_0}$ 比之后，則可以求出表明面积的相对变化与晶間腐蝕的关系式：

$$\frac{S_1}{S} = \frac{\Delta\rho}{\rho} - \frac{\Delta\rho_0}{\rho_0} = \frac{\Delta\rho \text{ 庫倫·米}}{\rho \text{ 庫倫·米}}$$

从而，按下列公式可确定晶間腐蝕的假定面积： $S_1 = S \frac{\Delta\rho_0 \text{ 庫倫·米}}{\rho \text{ 庫倫·米}}$

試样在原始状态下所具有的电阻比为0.690—0.710欧姆毫米²/米范围内。在腐蝕发展的第一阶段，当一般腐蝕和晶間腐蝕速度相等，按其外部特征难以区分时， ρ 变化至0.741欧姆毫米²/米。晶間腐蝕的优先发展导致曲綫 $\rho—Z$ （图3）折断。在晶間腐蝕的繼續发展阶段发现有单个結晶体析出，而随后为成組的結晶体析出。电阻比相应的变化由0.738至0.950欧姆毫米²/米和由0.880至1.05欧姆毫米²/米。在時間上，这些阶段在頗大程度上取决于鋼的化学成分，特别是鈦、鉬和鈮的稳定剂的存在。

一般腐蝕和晶間腐蝕試驗后，用比色法研究了溶液中鉄、鉻、鎳和錳的含量。表3为1 X18 H 9 鋼經過各种热处理后的試驗結果。

电阻的确定是在图2所示的装置上进行的。

1. ЛАТР, 2. 具有稳压器的整流装置, 3. 双电桥, 4. 试样电阻组, 5. 二級电键, 6. 容器, 7. 试样, 8. 显微镜的物鏡。

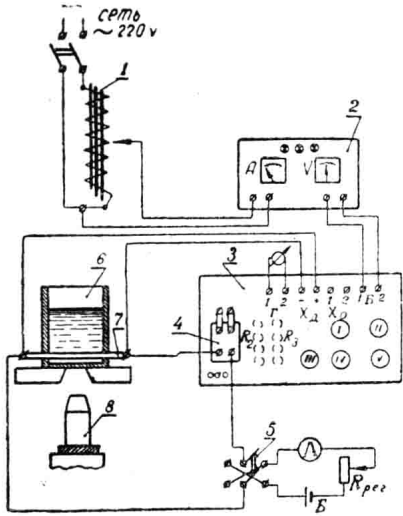


图2 同时测定电阻和在显微镜下观测腐蚀表面状况的装置示意图。

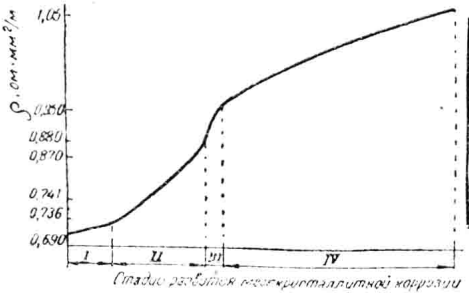


图3 在20% HNO₃ + 1% NaF 溶液中在 650° 回火后 1X18H9 鋼电阻比 (ρ) 的变化。

仅在一般腐蚀情况下，鉄同鉻在65%的沸騰硝酸中的比例变化 (1X18H9鋼)

溶液中鉄含量与鉻含量比	溫 度 °C		
	850	1000	1100

一般加热方法时的淬火

經過 24 小时	2.42	2.36	2.11
經過 160 小时	1.97	1.98	1.88

高頻加热时的淬火

經過 24 小时	1.53	1.47	1.63
經過 160 小时	1.74	1.44	2.11

采用一般加热方法淬火后，首先主要是鉄向溶液过渡，而后，到 160 小时試驗时发生鉻的富化。在 850° 和 1000° 高頻加热时淬火的鋼发现有相反的情况——在試驗末期发生鉄的富化。仅在 1100° 淬火的鋼中溶液中的鉻含量会随着時間的延长而提高。在 1X18H12M3T 鋼中，鉄与鉻在溶液中的最大比是在 850° 淬火后发现的。这种比例关系在一般加热方法时为 4.37，而采用高頻淬火时为 3.87。在 1100° 淬火时，鉄与鉻在試驗期間的平均比为 3.35 和 4.43。同时又发现，1X18H9T 鋼經試驗后，在只有一般性腐蚀时，鉻在溶液中的含量比在鋼中的含量

高，而为27至37%。可以得出結論，在一般腐蝕情況下，首先向溶液过渡的鉻、鎳的含量不是固定的，而取决于在此之前所进行的热处理方法。在850°高频淬火的 1 X18H9T 鋼中发现鎳向溶液的最大过渡。在160小时的試驗期間鎳的平均含量为17%。提高淬火溫度后，鎳的含量逐漸減少，即为：在1000°为15%；在1100°时为12%；在1300°时为 11%。类似規律在其它鋼中也有发现（見表4）。

鋼经过160小时的一般腐蝕試驗后鎳在65%的硝酸中的平均含量。

热 处 理	溶液中鎳的含量 %	
	普通加热	高频加热
850°淬火	9.6	12.0
1000°淬火	9.3	10.0
1100°淬火	8.9	7.66

1 X18H9鋼经过 650° 2 小时回火后的試驗証明，鉄与鉻在溶液中的比达到 18.5。所以，鉄向溶液中的过渡量較大，它是在析出的剩余相附近形成貧化区域的基础。从图 4 可看出，此种比在時間上是不固定的。

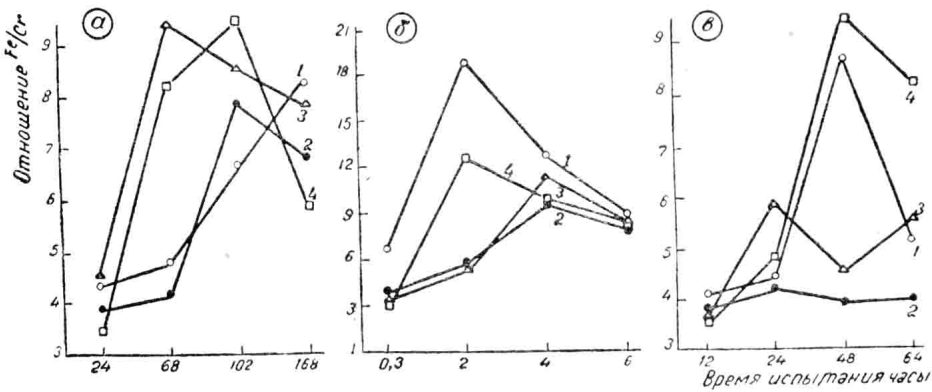


图 4 在晶間腐蝕条件下，各种溶液中Fe/Cr比的变化。

a—在沸騰的65% 硝酸中，б—在20% HNO₃ + 1 % NaF的溶液中，в—CuSO₄ + H₂SO₄ 的溶液中。鋼： 1—1 X18H9； 2—1 X18H9T； 3—X18H12M3T； 4—X18H11B。

錳在試驗溶液中的含量不取决于腐蝕破坏的种类。錳的含量对不同鋼分别为：1 X18H9T—1.8%， 1 X18H9T—0.83%， X18H12M3T——1.65%， 和X18H11B——1.87%。

确定18—8型鋼晶間腐蝕的趋势的主要因素为鉄和鉻。在溶液中鉄含量的增加和鉻含量的降低是晶間腐蝕的特征。

结 论

1. 沿晶粒表面的組織的微观分布取决于以前进行的热处理的方式。在 1100° 淬火的組織中发现晶界及晶粒的硬度分布是均匀的。經650°回火后，在晶界上发现有析出剩余相，从而

使硬度提高到724—751公斤/毫米²。

2. 晶間腐蝕的發展過程可分為幾個階段，每個階段均有本身的特征。在第一階段，一般腐蝕和晶間腐蝕的速度相等，但不能按其外表特征來劃分。在第二階段，晶間腐蝕的速度大大超過一般腐蝕的速度，該速度可以定量地來區分。對第三個階段來說，單個晶粒從表面上的析出是它的特征。在第四個階段中，發生成組的晶粒析出。

3. 在一般腐蝕和晶間腐蝕時，18—8鋼的破壞機理是各不相同的。一般腐蝕時，試驗溶液中，鐵與鉻的含量比在1.44至4.43範圍內。當有晶間腐蝕時，該比例達到18.5。因此，晶間破壞的特征是：鐵向溶液過渡，而在一般腐蝕時，鉻向溶液過渡。

參考文獻10篇（略）。

潘維經摘譯自 “Известия высших учебных заведений—химия и химическая технология” том VII, 1964, 1.157—163。

情報組校

不銹鋼容器的晶間腐蝕

B. 略申布萊克

本文對讀者非常重要，因為在企業中經常重複出現容器的損壞。由於在工廠中時常要自己進行修理焊接，雖然焊接問題距本專業範圍較遠，仍然在文中作了較詳細的敘述。通過修理焊接，使容器損壞的機率急劇增加了，從而使企業遭受巨大的經濟損失。文中敘述了防止容器腐蝕致壞的方法並且揭示了產生腐蝕的原因。

I. 引言

在電鍍企業中，為了適應各種侵蝕條件，成功地採用了18—8系的鉻—鎳高合金鋼。酸洗槽、去銹用的侵酸槽、消除光澤腐蝕槽、以及染色溶液槽等，皆可用優質不銹鋼製成。經常由於材料選擇的錯誤，在對這種鋼進行焊接之後，在焊縫附近出現腐蝕現象。通過酸的作用，在這個區域出現材料的破壞。由於腐蝕是沿着晶體顆粒的邊界進行的，所以稱這種腐蝕為晶間腐蝕。通過這種腐蝕，使金屬晶粒相互分離，從而失去了金屬的聯繫，一般說來，容器的其它部分，在相同的應力條件下，不發生損壞情況。雖然目前對這種腐蝕的原因已作了深入的解釋，並且提出了避免腐蝕的方法，但是在生產中仍然不斷地出現這種現象，其原因或者是由於焊接不正確，或者是材料選擇不當。

II. 晶間腐蝕的原因

在18—8鉻—鎳鋼（V2A）的發展中，適應於當時的煉鋼方法，一般皆採用約0.1%的含碳量。在對這種鋼進行焊接時，在平行於焊縫的方向上，永遠存在一個活化區，這個區域的一般材料性能沒有很大變化，只是沖擊韌性稍有下降。將這種鋼在450°—850°C之間退火，也得到相同的結果，在650°C時作用最顯著。進一步的試驗證明，焊接後抗蝕性的降低，與奧氏體鋼經過相應的熱處理一樣，都是由於相同的金相組織變化所致。平行於焊縫永遠有一個過渡區域，這個區域在焊接過程中被加熱到了450—850°C。奧氏體18—8鉻—鎳鋼高溫退火後的正常組織示於圖1。

含鉻12—13%的鉻合金鋼，其腐蝕特性與純鉻相似。這種鋼很容易鈍化。這種鋼在鈍態的腐蝕如此之小，以致在實際中可以把它看作完全不受腐蝕。為了達到這種良好的抗蝕狀態，要求鋼中各處皆滿足這一最低的含鉻量。鉻很容易與鋼中的碳形成碳化物。所形成的化合物為 Cr_{23}C_6 。這種碳化物的含鉻量為94.3%。由於這種碳化物的形成，使其周圍的鋼中含鉻量大為下降。

由於鉻比鐵形成碳化物的能力強得多，所以碳在高鉻合金鋼中的溶解度很小。普通碳鋼在奧氏體狀態（在721°C以上）最多可以溶解的碳量為2.1%，而奧氏體18/8鉻—鎳鋼在650°C時只能溶解0.01%的碳。該溶解度隨著溫度的增高而急劇增加，在1100°C時可以溶解0.2%。

若将含碳量很充分的高温退火18/8鋼（这种状态可以通过加热到 1050—1120°C 后快速冷却得到）加热到650°C，則剩余的碳即与鉻形成碳化鉻。

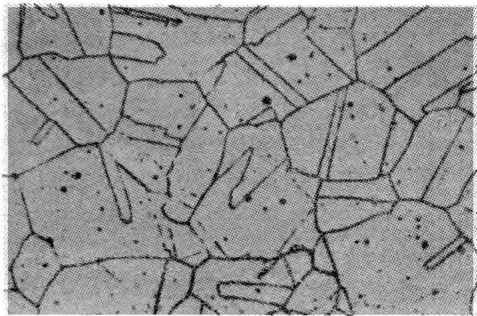


图1 鋼：×5 *、鉻鎳18/9，0.07%碳
热处理：高温退火
沒有晶界析出物
腐蝕：在草酸中电解
放大倍数：400倍

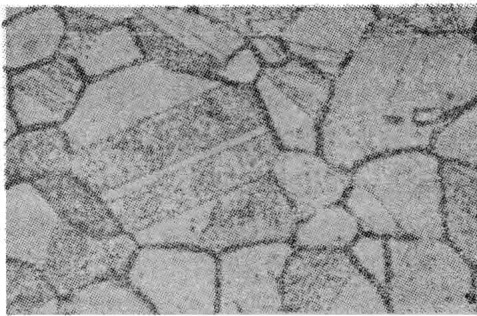


图2 鋼：×12，鉻一鎳18/8，0.095%碳
热处理：3分钟750°C/空气
具有强烈的晶間析出物
腐蝕：在草酸中电解
放大倍数：400倍

这种碳化鉻 Cr_{23}C_6 在晶界析出。图2和图3表示了具有这种析出物的18/8鋼的金相組織。由于在650°C时，鉻的扩散速度比碳慢得多，所以在晶界附近形成低鉻区。当含鉻量降至12%以下时，則晶粒的这一区域，对强腐蝕介質失去了抗蝕性。这时腐蝕仅沿着晶界的这一狭带进行。

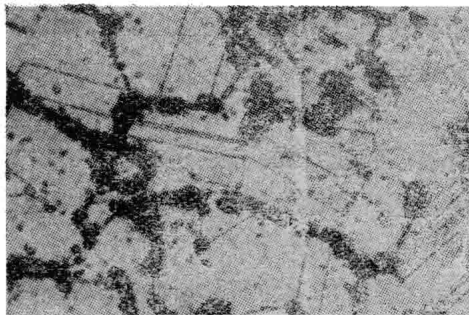


图3 鋼：×12，鉻鎳18/8，0.11%碳
热处理：3分钟650°C/空气
具有很强烈的晶間析出物，因为含碳量高
腐蝕：在草酸中电解
放大倍数：400倍

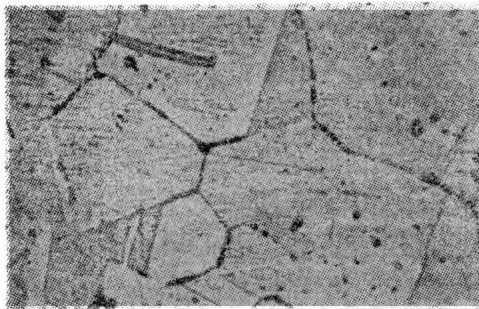


图4 鋼：×5，鉻鎳18/9，0.07%碳
热处理：1分钟750°/空气
由于含碳量低，只具有微弱的項鏈状晶間析出物
腐蝕：在草酸中电解
放大倍数：400倍

对于含有空气的溶液来說，通气元素还产生附加的加速腐蝕的影响，这时出現强烈的腐蝕，但从表面看不出来明显的痕迹。工件沿着晶界出現裂紋。图4和图5表示含碳量較低的18/8鋼局部晶間腐蝕的情况。碳化物在晶界呈項鏈状分布。由于在这种情况下金属中的含碳

*×后面的数字指鋼中的含碳量——譯者註

量小（含碳0.07%），所以碳化物不能连成一体，因而这种腐蚀的危险性也相应地小些。

Ⅲ. 阻止腐蚀的可能性

1. 采用含碳量低的钢

降低钢中的含碳量，使它不超过650°C时的溶解极限，则不会出现碳化物的析出物。这种情况一般是含碳量在0.02%以下。假如加热时间非常长，即使在这样低的含碳量下，仍然会出现晶间腐蚀。近代，对一些特殊工作条件，要求低于0.01%的含碳量。此外必须考虑到，在进行气焊时，含碳量会有明显的增加。在焊缝处的含碳量约为0.1%或更高些。在进行交叉焊或修理焊时，在第一个焊缝处出现临界温度，因而容易腐蚀。直至最近时期，才通过吹送氧气使含碳量如此低的钢得以熔炼出来。

这里可以指出的有含碳量为0.02%的×2铬镍18/9钢和×2铬镍18/10钢（成份见表1）。

2. 高温退火

另外一种阻止奥氏体钢焊接后晶间腐蚀的可能性是1100°C进行热处理。在这个温度下，以前形成的碳化物又重新溶解。沿着晶粒的边缘区域又重新获得了充分的铬。这时整个工件重又处于均匀状态。要注意的是，在退火处理之后应快速冷却，使450—850°C这一段临界温度区能足够快的穿过去。否则，在整个结构中将出现碳化物的析出物。

这种处理方法只适用于小工件，在退火和淬火时不致产生翘曲。另外，由于碳化物溶解要求较长的退火时间，有时会伴随着出现有害的晶粒长大。

3. 稳定化

现在最常采用的阻止晶间腐蚀的方法是在18/8钢中添加钛或铌。这些金属称为稳定剂。它们与碳的亲合力比铬大，因而优先与碳形成碳化物。这时钢中含的自由碳量低于0.01%。从而消除了形成碳化物的危险。

为了获得低的自由碳含量，要求稳定剂的含量高于最低值。钛的百分比含量至少应为含碳量的4倍；铌的含量应为碳的8倍。钛的价格比铌便宜，但作用比铌弱些。此外，含钛薄板的抛光有困难。由于析出物的出现，得不到充分光滑的表面。因此在使用钛作稳定剂时，必须使碳化钛形成的足够多，使溶解碳的含量不高于0.02%。最好是在850—950°C之间进行退火稳定化。这时可使溶解碳的含量降至0.01%，从而使碳化物的形成不再可能。在1100°C以上有部分碳化钛重新溶解。这时又出现形成碳化钛的可能性。在1350°C时，全部碳化钛都溶解。在这之后若将金属加热至650°C，则在形成碳化钛的同时，也有碳化物形成，因为铬的含量大，而且钛的扩散很慢。因而失去了钛的保护作用。

在进行双缝或交叉缝焊接时，在第一次焊接过程中使碳化钛溶解了。第二个焊接过程中将出现碳化物析出物，从而为晶间腐蚀造成机会。近代的焊接方法（氩弧焊、原子弧焊、电弧焊）仅使钢短时间受热，因而通过两次焊接形成碳化物的危险很小。在这样短的时间内，很难使碳化钛分解。

在利用铌稳定时比较有利。在熔融状态形成的不是单纯的碳化铌，而是相同份量的碳化

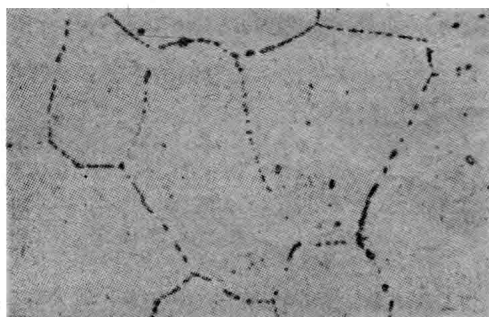


图5 钢：×5，铬镍18/9，0.07%碳
热处理：3分钟750°/空气
比图4中的晶界析出物稍多些
腐蚀：在草酸中电解
放大倍数：400倍

鉍与氮化鉍組成的固溶体。这种碳化—氮化—鉍非常稳定。在超过1200°C很多时它才溶解。为了溶解全部×10鉻鎳鉍18/9型鋼中的碳化物，需要在1370°C保温4小时。除了碳化—氮化—鉍外，还有一些分布很細的简单碳化鉍析出来。这种简单的碳化鉍在1175°C开始溶解。它的稳定作用比較小。为了制止这种碳化物的形成，建議采用超过含碳量12倍的鉍添加剂。在加工这种鋼时，应尽量避免使温度超过1120°C。

4. 稳定退火

假若由于經濟原因或其它原因而采用了不稳定鋼时，可以通过稳定退火使鋼具有足够的抵抗晶間腐蝕的能力。該退火温度位于碳化鉻重新溶解的温度之下很少一点。合适的温度为870°C。在这个温度下，碳的溶解度为0.05%左右。鉻的扩散速度是足够大的。假如退火时時間足够长（24小时），則鉻由晶粒中心向外扩散至晶界的貧鉻区。从而使整个組織都具备了維持金属鈍态的含鉻量。

經過这种处理的鋼，具有与含碳量0.05%的鋼相似的性質。假如不再使它在临界区的温度保持很長時間，則这种鋼具有充分的抗蝕性。也可以将不稳定鋼在焊接之前进行稳定退火。在采用快速焊接法（例如氬弧焊）焊接时，不会有很多碳化鉻析出来。假如有交叉焊縫时，則存在腐蝕的危險。在第一个焊縫附近的高温处（1100°C），通过稳定退火而析出的碳化鉻重新溶解。在第二次焊接时，这个区域的一部分被加热至650°C。这时将有碳化物析出，从而提供了晶間腐蝕的可能性。因而一般說来，采用稳定退火是不妥当的因为在以后的修理焊接时經常会引起腐蝕。

有时在緩和的腐蝕条件下也可以直接采用不稳定鋼。但是在采用这种鋼时必须注意，在材料中不能有应力存在。由于工件中应力的存在，将使晶間腐蝕的可能性急剧增加，使得在緩和的条件下也会造成材料的破坏。

IV. 刀状腐蝕

所謂刀状腐蝕，乃指鈦或鉍稳定鋼在紧靠焊縫处产生的晶間腐蝕。这种腐蝕的出現，要求很强烈的腐蝕条件，如很浓的硝酸。由于这样的条件在电镀企业中有时会出现，所以有必要指出这种腐蝕的机理。在焊縫附近，由于有1300°C左右的高温，使碳化鈦或碳化鉻溶解。假如接着再进行一次退火或第二次焊接，使温度达650°C，則沿着焊縫区有碳化鉻析出。这一狭长区容易受腐蝕。由于这个区域很狭，所以称之为刀状腐蝕。当第二次加热不可避免时，必須选用低的含碳量（0.02%碳）以适应强烈的腐蝕条件。

V. σ —相

在一定条件下，在鉻合金鋼中会有一种脆相析出来，即所謂 σ —相。其平均化学成分是FeCr。在图9和图7中可以看出这种相，大多数是从晶粒边界向内增长。与之相反，碳化物主要是在晶間析出。 σ —相的形成温度在550—950°C之間。在更高的温度下，它是不稳定的，因而重新溶解。由于其形成很緩慢，所以在焊接过程中一般并不出現。由于硅和鉍以及由于材料中的应力作用，使 σ 相的形成速度急剧提高。这时，在焊接过程中也可以形成。这种鋼在强烈侵蝕介質中易受腐蝕。

由于 σ —相的析出，使材料脆性增大很多。抗冲击性显著下降。在大多数情况下， σ —相的析出条件是在退火去应力过程中或長時間受較高工作温度的作用。高温退火可以使 σ —相

溶解，并从而消除变脆和腐蚀可能性。

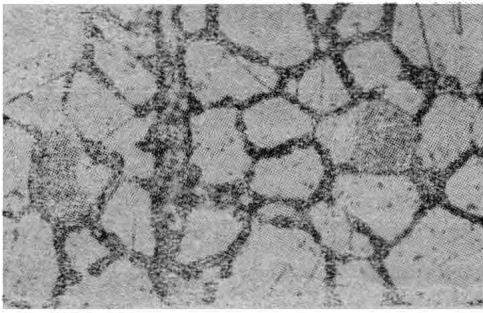


图6 鋼：×12，鉻鎳18/8，0.11%碳
热处理：1 分钟850°/空气
 σ -相和晶間析出物
腐蚀：在草酸中电解
放大倍数：400倍

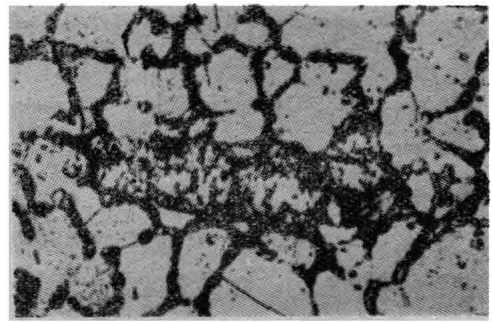


图7 鋼：×12，鉻鎳18/8，0.11%碳
热处理：3 分钟850°/空气
 σ -相和晶間析出物
腐蚀：在草酸中电解
放大倍数：400倍

VI. 焊接方法

1. 气 焊

对奥氏体鋼的薄板进行气焊有一定的限制。对承受强烈腐蚀条件的工件，無論如何也不宜采用气焊。在焊縫和焊縫附近，有增碳的危險。由第一节中所叙述的可知，这会促使形成晶間腐蚀。在焊接时，应将焊鎗噴出的火焰調节成中性。在整个焊接过程中都要保持这个条件。

在生产中，这样的調节很难实现。火焰在輕度还原焰与輕度氧化焰之間摆动。假如火焰是还原焰（乙炔过多），則出現不利的增碳現象。这时的焊縫很完整，外观也很好。所以焊工喜欢这种調节。用氧化焰焊接容易使焊縫出現缺陷。焊料的流动不良。待焊板料的稜边不易熔化，因而容易造成联接缺陷。另外，对高合金鋼來說，还会出現不流动的氧化物。焊料中鉻的烧損很明显。假如不在焊条中增加过多的含鉻量来补偿这种烧損，則将造成焊縫含鉻量的降低。

在进行气体熔焊时，必須采用一种熔剂。所有常用的熔剂，包括含大量硼的熔剂在內，都可以采用。使用含硼熔剂，有出現焊接裂紋的危險，因为鉻可以还原一部分硼，并进入焊料之中。

板料在焊接之前要清除焊縫附近的氧化物和油脂。最好用三氯乙烯去油脂，并且用砂紙或不銹鋼刷子刷淨。假如用其它材料的刷子时，由于这种材料在表面留有痕跡，所以在适当的腐蚀介質中有可能产生点腐蚀。当采用非合金鋼刷子时，將出現表面銹斑，从而造成废品。

焊条的材料一般应采用与焊件相同成份的材料。当火焰調节适当时，烧損很小。焊縫的化学成份沒有明显改变。只有鈦的氧化趋势較强。因此在焊縫中沒有把握获得要求的含鈦量。由于鈦的烧損較小，所以即使是对以鈦作稳定剂的焊件，也宜采用鈦稳定剂的焊条。在任何情况下都必須采用带有稳定剂的焊条，否則在交叉焊或修理焊的焊縫处很易腐蚀。表2表示了焊条材料的化学成份。借助焊条中稍高些的合金元素含量，可以弥补烧損。在焊接时

表 1

材料表400—54中的軋制不銹鋼和鍛件不銹鋼

DIN17006中		以百分数表示的化学成分 (平均值)						
的 符 号	碳	硅	锰	铬	钼	镍	其 它	
X10Cr13	<0.12	<1.0	<1.0	13.0	—	—	—	
X15Cr13	0.15	<1.0	<1.0	13.0	—	—	—	
X20Cr13	0.20	<1.0	<1.0	13.0	—	—	—	
X40Cr13	0.42	<1.0	<1.0	13.0	—	—	—	
X8Cr17	<0.10	<1.0	<1.0	16.5	—	—	—	
X8CrTi17	<0.10	<1.0	<1.0	17.0	—	—	Ti>7×%C	
X12CrMoS17	0.14	<1.0	<1.0	16.5	0.25	—	0.15—0.25%S	
X22CrNi17	0.18	<1.0	<1.0	17.0	—	2.0	—	
X12CrNi18/8	<0.15	<1.0	<2.0	18.0	—	9.0	—	
X12CrNiS8/8	<0.15	<1.0	<2.0	18.0	—	9.0	0.10—0.20%S	
X5CrNi18/9	<0.07	<1.0	<2.0	18.0	—	10.0	—	
X10CrNiTi18/9	<0.10	<1.0	<2.0	18.0	—	10.0	Ti>5×%C	
X10CrNiN18/9	<0.10	<1.0	<2.0	18.0	—	10.0	Nb>8×%C	
X5CrNiMo18/10	<0.07	<1.0	<2.0	17.5	2.3	11.5	—	
X10CrNiMoTi18/10	<0.10	<1.0	<2.0	17.5	2.3	11.5	Ti>5×%C	
X10CrNiMoNb18/10	<0.10	<1.0	<2.0	17.5	2.3	11.5	Nb>8×%C	
X5CrNiMo18/12	<0.07	<1.0	<2.0	17.5	2.8	12.5	—	
X10CrNiMoTi18/12	<0.10	<1.0	<2.0	17.5	2.8	12.5	Ti>5×%C	
X10CrNiMoNb18/12	<0.10	<1.0	<2.0	17.5	2.8	12.5	Nb>8×%C	
X8CrMoTi17	0.10	<1.0	<1.0	17.0	1.8	—	Ti>7×%C	
X20CrMo13	0.20	<1.0	<1.0	13.0	1.2	—	—	
X35CrMo17	0.35	<1.0	<1.0	16.5	1.2	—	—	
X110CrMoV15	1.10	<1.0	<1.0	15.0	0.5	—	0.10—0.15%V	
X90CrMoV18	0.90	<1.0	<1.0	18.0	1.2	—	0.07—0.12%V	
X90CrMoVC017	0.90	<1.0	<1.0	16.5	0.5	—	{ 0.20—0.30%V { 1.2—1.8%C。	
X12MnCr18/10	<0.15	<1.0	18.0	12.0	0.5	2.0	0.08%P	
X8CrNi12/12	<0.10	<1.0	<2.0	12.5	—	13.0	—	
X12CrNi17/7	<0.15	<1.0	<2.0	17.0	—	7.5	—	
X5CrNiMoSi18/12	<0.07	2.3	<2.0	17.5	2.3	13.0	—	
X10CrNiMoTi18/10/1	<0.10	<1.0	<2.0	17.5	1.4	11.5	Ti>5×%C	
X5CrNiMo17/13	<0.07	<1.0	<2.0	17.0	4.5	13.5	—	
X5CrNiMoCuNb18/18	<0.07	<1.0	<2.0	17.5	2.3	17.5	{ 1.8—2.2%Cu { Nb>8×%C	
X5CrNiMoTi25/25	<0.06	<1.0	<2.0	25.0	2.3	25.0	Ti>5×%C	
X8Cr28	<0.10	<1.0	<1.0	28.0	—	—	—	

表2

焊接不銹鋼的焊條材料

DIN17006中 的 符 号	以百分数表示的化学成分 (平均值)						
	碳	硅	錳	鉻	鉬	鎳	其 它
X8Cr14	<0.10	<1.0	<1.0	14.0	—	—	—
X8Cr18	<0.10	<1.0	<1.0	18.0	—	—	—
X8CrTi18	<0.10	<1.0	<1.0	18.0	—	—	Ti>7×%C
X8CrNb18	<0.10	<1.0	<1.0	18.0	—	—	Nb>8X%C
X15CrMo13	<0.15	<1.0	<1.0	13.0	1.2	—	—
X5CrNi19/9	<0.06	<1.5	<1.5	19.0	—	9.5	—
X8CrNiNb19/9	<0.10	<2.0	<1.5	19.0	—	9.5	Nb>12×%C
X5CrNiMo19/10	<0.06	<1.5	<1.5	19.0	2.5	10.0	—
X8CrNiMoNb ₁₉ /10	<0.10	<2.0	<1.5	19.0	2.5	10.0	Nb>12×%C
X8CrNiMoNb19/12	<0.10	<2.0	<1.5	19.0	3.2	12.5	Nb>12×%C
X8CrNiMoNb25/25	<0.10	<1.5	<1.5	26.0	2.5	25.0	Nb>12×%C
X8CrNiMoNb17/13	<0.10	<1.5	<1.5	18.0	4.5	13.5	Nb>12×%C
X8NiCrMoCuNb20/18	<0.10	<1.5	<1.5	18.0	2.5	20.0	Nb>12×%C 1.8—2.2%Cu

要注意，焊料要永远位于焊接火焰的范围内。不宜于使焊接火焰来回摆动。因为这将导致液态的焊料与空气发生断續的接触。由于强烈的氧化作用，将在焊缝中造成缺陷。由于相同的緣故，焊条的端部也应该永远位于焊接火焰的籠罩之中。

此外应该考虑，奥氏体鋼的延伸率比碳鋼高50%。再加上热传导系数低，所以在焊接后容易出现工件的翘曲。因此在焊接前要将另件牢固地卡紧或张紧。

2. 电弧焊

一奥氏体鋼的电弧焊，大体上說来与軟鋼的电弧焊相似。由于电弧的稳定性差，所以推荐用直流电。假如采用交流电焊接，电弧电压不宜超过70伏。因为奥氏体焊条的电阻比軟鋼的电阻大，所以不能采用过高的焊接电流，以避免焊条的过热。

与气焊时一样，这里也最好采用以铌作稳定剂的电焊条。鈦的烧損比較严重。鉍使焊缝稳定，而且在以后的加热过程中，也不导致腐蝕的出现。电焊条材料（見表2）的化学成份中应含有少量的鉄素体。这样可以减小在焊缝中出现裂紋的可能性。这种鉄素体对材料的抗蝕性沒有影响，因为它在材料中是分散的。当鉄素体含量較高时，有时会导致点腐蝕。

奥氏体电焊条的保护层有两种較好的形式，鈦酸的和石灰碱的电焊条保护层。两种保护层都有輕微的吸湿性。建議在使用前于100—150°C之間进行干燥。保护层的作用是使电弧保持稳定，并防止熔融的焊料氧化。鈦酸电焊条既适用于直流电，也适用于交流电，而石灰碱

电焊条則只能用于直流电。通过保护层使添加合金元素有可能。

为了减小路的烧損，推荐添加銘鉄。鈮也可以用这种方式添加进去。由于在电弧焊时不出現增碳現象，所以也可以采用低含碳量的不稳定焊条。即使加热到650°C，焊缝仍然保持良好的抗蝕性，因为低的含碳量不致产生碳化析出物。

3. 气体保护焊

在化学工业和食品工业中，越来越多地采用氩弧焊接法焊接奥氏体鋼。电弧在被焊工件与鎢极之間形成。电极被一个噴咀包围，由噴咀中噴出氩气。氩气可以防止空气进入焊接区，并从而避免了氧化。焊条被送至熔融区。在进行氩弧焊时，焊条不必采用保护层。焊缝处既沒有熔剂，也沒有氧化物。在大多数情况下不必再进行加工了。由于热量比較集中，所以焊接速度比气焊高。建議在采用的鎢极中加入百分之几的二氧化鈦 (ThO_2)。这样可以降低电极的工作溫度，并降低点燃电压。

由于在进行氩弧焊时空气不能进入熔融区，所以合金元素的烧損小。以鈦作为稳定剂的焊条，可以得出抗蝕性很高的焊缝。假如要求焊接的背面完好无缺，例如有时对管子內壁的要求，則这里也要防止空气进入。对于管子，可以用氩气充滿管子的两端。另外，也可以采用气熔焊中采用的熔剂。这样可以将焊缝的背面密封起来。也可以将紙条、金属带或树脂与橡胶混合剂貼在焊缝的背面。在焊接简单容器时，例如应用在电镀技术中的容器时，一般不要求这种保护措施。

与上述的其它焊接方法相比，氩弧焊的优点为：焊炬使用简单，不需要熔剂或焊条保护层以及焊料的烧損小。由于焊件的加热溫度低和焊接速度快，即使对含碳量不很高的不稳定鋼进行焊接，也不易产生腐蝕。只是在侵蝕性很强的腐蝕介質中才可能出現腐蝕。由于这种方法在焊接奥氏体鋼时的經濟性，可以肯定，在化学工业之外也有其发展前途。通过采用便宜的焊件和焊料，可以很快抵消較貴的氩气費用。

程瑞全 譯自 Galvanotechnik 1962, No1,

27—35