

· 材料与防腐 ·

## 347H 奥氏体不锈钢的焊接热裂纹和再热裂纹

戴真全

(中国石化集团上海工程有限公司, 上海 200120)

**摘要:** 结合一个工程实例,对347H奥氏体不锈钢的焊接热裂纹和再热裂纹的表现现象、产生原因等进行了探讨,进而提出了防止焊接热裂纹和再热裂纹发生的措施。

**关键词:** 347H奥氏体不锈钢; 焊接; 热裂纹; 再热裂纹; 防止措施

中图分类号: TQ 050.4<sup>+</sup>1

文献标识码: A

文章编号: 1009-3281(2010)03-0054-05

### Heat Crack and Reheat Crack in Weld in Austenitic Steel 347H

DAI Zhen-quan

(SINOPEC Shanghai Engineering Co., Ltd, Shanghai 200120, China)

**Abstract:** Combined with a practical example, in this article, the phenomena of heat crack and reheat crack appeared in the weld in 347H austenitic steel and the cause of the cracks were discussed. The methods of preventing the heat and reheat cracks occurred in welding were, then, proposed.

**Keywords:** 347H austenitic stainless steel; welding; heat crack; reheat crack; preventing method

300系列奥氏体不锈钢在工程上的应用十分普遍,主要用作耐高温、耐低温、耐腐蚀材料等。一般情况下,L级奥氏体不锈钢主要用作耐腐蚀材料,由于其含碳量较低,故不宜用在高温或高温、高压工况。工程上一般限制它用在525℃及以下温度;H级奥氏体不锈钢则常用于高温条件,由于其含碳量较高,会损害其耐腐蚀性,故不能用于腐蚀较苛刻的环境;由于稳定型奥氏体既有一个较高的含碳量,又通过添加稳定化元素而消除了高碳带来的耐蚀性降低的影响,因此常用于高温、高压且又要求保持足够的耐腐蚀性的条件下,例如炼油行业中的加氢裂化装置等。

理论和工程实践中都证明,300系列奥氏体不锈钢具有良好的可焊性。但如果控制不好,也很容易出现一些与自身特点有关的特殊问题。这些问题主要有:热裂纹、再热裂纹、脆性相的产生。笔者在工程实践中就曾碰到过这类的问题,因此作进一步的分析和总结,供相关的技术人员做参考。

### 1 工程引例

2006年,国内某公司的一个加氢裂化装置氢气加热炉炉管的焊接工程概况如下:

(1) 钢管使用条件:操作压力约20.0 MPa,操作温度约500℃,介质为氢气和硫化氢。

(2) 钢管材料为ASTM A312 TP347H,进口。

(3) 钢管规格为 $\phi 219 \text{ mm} \times 18.26 \text{ mm}$ 。焊口数量约为480个。

(4) 工程附加要求:焊缝金属铁素体含量要求为4%~8%;焊后进行稳定化热处理。

(5) 无损检验要求:100% RT检查,中间焊道和盖面焊进行100% PT检查。

焊接前,按相关标准进行了焊接工艺评定。焊接工艺参数见表1。母材和焊材的化学成分见表2。

焊接工艺评定结果合格。焊缝金属铁素体含量为5.2%~6%。

在初期的焊接过程中,前10道焊口的铁素体含量偏低,实测的焊缝金属铁素体含量为1.5%~3%,有3道焊口PT检测有裂纹显示,一道焊口RT检测有裂纹显示。业主、设计院、供货商、焊接施工单位的工程师会诊结论认为:焊缝金属的铁素体含

收稿日期:2010-03-11

作者简介:戴真全(1965—),男,四川省渠县人,高级工程师,副总工程师。长期从事石化工艺和配管设计工作。

量偏低,并导致焊接热裂纹的出现。由于当时正值夏天,环境温度高达 35 ℃,故最后大家一致认为采取局部促冷措施,提高焊缝金属的铁素体含量。

在接下来的焊接实施中,虽然焊缝金属的铁素体含量达到了 4% ~ 8% 的要求,但 PT 的检测结果

仍有 15% 的焊缝出现热裂纹,甚至到后来 30% 的焊口出现热裂纹,RT 检测有 5% 的焊口有裂纹显示,而且 5% 焊口在稳定化热处理后 PT 检测发现有再热裂纹出现。对于高温、高压、临氢条件下使用的钢管,出现这样高频率的缺陷显然是用户所不能接受的。

表 1 焊接工艺参数

焊缝层次	焊接方法	填充金属		焊接电流		电弧电压/V	焊接速度/ (cm · min <sup>-1</sup> )
		牌号	直径/mm	极性	电流/A		
1	GTAW	TIG-347H	2.0	正	95	7 ~ 9	6.8
2	SMAW	E347H-16	3.2	反	90 ~ 110	25 ~ 27	7.3
3	SMAW	E347H-16	3.2	反	90 ~ 110	25 ~ 27	8.2
4	SMAW	E347H-16	3.2	反	90 ~ 110	25 ~ 27	9.6
5	SMAW	E347H-16	3.2	反	90 ~ 110	25 ~ 27	10.4
6	SMAW	E347H-16	3.2	反	90 ~ 100	25 ~ 27	11.2
焊前预热:90 ~ 110 ℃		层间温度:90 ~ 110 ℃		摆动要求:不摆动			

表 2 母材和焊材的化学成分

C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Nb	%
0.045	0.05	0.85	0.025	0.016	10.1	18.95	0.25	E347H-16
0.048	1.7	0.44	0.019	0.009	9.15	19.56	0.63	ER347H
0.04	1.34	0.33	0.025	0.001	9.7	17.2	0.56	母材

针对这样的结果,工程师们进行了认真的分析研究,对焊接参数进行了认真的排查和考评,最后发现焊接用的焊机是老式焊机,焊接参数尤其是焊接电流不能直读,加上焊工没能完全按 WPS 进行焊接,实际的焊接电流达到 160 ~ 180 A,甚至更高。通过纠正焊接电流,接下来的焊接几乎全部一次合格。

## 2 焊接理论分析

在 300 系列奥氏体不锈钢中,与其他材料相比,347/347H 更容易出现焊接热裂纹和再热裂纹,这样的案例在其他工程中也有报道。上面的引例也说明,如果控制不好,347/347H 材料的焊接还是会出现不能接受的缺陷。如果将这些缺陷带到装置中去,后果将不堪设想。

### 2.1 热裂纹的产生、影响因素及防止措施

焊接热裂纹分为两种,其一为凝固裂纹(或叫结晶裂纹),结晶裂纹是焊接熔池在初次结晶晶界的开裂,一般发生在凝固线温度( $T_s$ )区间,结晶裂纹只出现在焊缝中,尤其易出现在弧坑中,此时也叫弧坑裂纹;其二为液化裂纹,液化裂纹是紧靠熔合线的近焊缝区过热段的母材晶界被局部重熔、出现晶

间液膜分离,在收缩应力的作用下产生的裂纹,液化裂纹常出现在近焊缝区。

无论是晶界裂纹还是液化裂纹,都具有沿晶开裂的特点。热裂纹的微观特征表现为:晶粒有明显的树枝状突出,晶间面圆滑,断口有明显的氧化。热裂纹一般比较细小,它既可能出现在焊缝表面,也可能出现在焊缝金属内部。换句话说,焊缝表面没有裂纹,并不代表内部没有。

常用的工程材料中,能够发生焊接热裂纹的材料是比较多的,但奥氏体不锈钢更常见、更易发生,这是因为:

(1) 奥氏体不锈钢的线胀系数大,导热系数小,延长了焊缝金属在高温区的停留时间,提高了焊缝金属在高温时经受的拉伸应变。

(2) 奥氏体不锈钢焊缝结晶时,液相线与固相线之间的距离大,凝固过程的温度范围大,使低熔点杂质偏析严重,并在晶界积聚。

(3) 纯奥氏体焊缝的柱状晶间存在低熔点夹层薄膜,在凝固结晶后期以液体薄膜形式存在于奥氏体柱状晶粒之间,在一定拉应力下起裂、扩展形成晶间开裂。

关于热裂纹产生的机理,目前业界普遍认为:在

焊缝金属凝固时,高温阶段晶间延性或塑性变形能力  $\delta_{\min}$  不足以承受当时所发生的应变  $\varepsilon$ , 即:  $\varepsilon > \delta_{\min}$ 。

对于结晶裂纹,其形成过程如下:焊缝金属在凝固过程中,要经历液-固态(液相占主要部分)和固-液态(固相占主要部分)两个阶段。在液固态时,焊缝金属一般是靠液相的自由流动而发生形变,少量的固相晶粒只是移动一下位置,本身的形状基本不发生改变。在固-液状态时,塑性变形的特点是晶体间的相互移动,晶体本身也可能发生一些变形。由于此时的晶体可以交织长合成枝晶骨架,晶体间残存的低熔点液相不能自由流动。在最终低熔点金属凝固收缩时,会发生较大的应变,以致应变超出晶间的延性,从而造成开裂。

结晶裂纹的产生应具备三个条件:

(1) 焊接熔池中存在一定数量的低熔点共晶体,这主要取决于母材和焊接材料中易形成低熔点共晶体的合金成分和杂质含量以及熔池的过热程度。

(2) 焊缝金属的结晶方式可使低熔点共晶体封闭在柱状晶体之间,这与熔池的形状和散热方向有关。

(3) 焊缝金属在结晶过程中必须产生足够的应变,而应变的大小是由熔池的体积、工件的形状、厚度所决定的。其中第一个因素为冶金因素,起主要作用。

液化裂纹的形成过程如下:焊接过程中,紧靠熔合线的母材区被加热到接近钢材熔点的高温,而晶界的低熔点共晶则在焊接热循环作用下完全熔化,当焊接熔池冷却时,如果这些低熔点共晶体未完全重新凝固,同样也会发生较大的应变,以致应变超出晶间的延性而造成开裂。低熔点共晶体熔点越低(664~1190℃),凝固时间越长,液化裂纹出现的倾向越高。另一方面,近焊缝区在高温下停留的时间越长,裂纹倾向越严重。

影响热裂纹产生的主要因素可分为两个方面,即冶金因素和工艺因素。

#### (1) 冶金因素

材料的合金化程度高,焊接时越容易产生热裂纹。这就是为什么奥氏体不锈钢及镍基合金等比低合金钢更常出现焊接热裂纹的原因。但材料中含有较多的合金元素时,焊接时易产生方向性很强的粗大柱状晶组织,同时增大了液固相线的间距,加剧了偏析。而钢材中的硫、磷等杂质元素与许多合金元素如

镍、铌等形成低熔点共晶体,在晶界形成易熔夹层。

对奥氏体不锈钢来说,影响热裂纹的主要元素如下:

**硫:**是易偏析的元素之一。硫在  $\delta$  相中的溶解度为 0.18%,在  $\gamma$  相中的溶解度为 0.05%,在常温的  $\gamma$  相中的溶解度仅为 0.01%,超过溶解度的硫将析出形成硫与硫化铁的低熔点共晶体(熔点为 988℃),它远低于奥氏体相的溶解温度(1300℃~1360℃),比铁的熔点(1534℃)更低。换句话说,在奥氏体完全凝固成形时,硫的低熔点共晶物还呈液态,并往往封闭在枝晶间。工程上宜控制母材和焊缝金属中的硫含量小于 0.01%。

**磷:**也是易偏析的元素之一。磷在  $\delta$  相中的溶解度为 2.8%,在  $\gamma$  相中的溶解度为 0.25%,在常温的  $\gamma$  相中的溶解度为 0.025%,超过溶解度的磷将析出形成磷与磷化铁的低熔点共晶体。不同的是,磷的低熔点共晶物呈膜状,而硫的低熔点共晶物则往往呈球状,膜状的低熔物更容易引起热裂纹。另一方面,硫的有害性可以通过添加锰元素来改善,而锰对磷的有害性却不起作用。因此,虽然磷在奥氏体不锈钢中的溶解度比硫高,但对焊接热裂纹的产生更敏感。工程上宜控制母材和焊缝金属中的磷含量小于 0.025%。

**锰:**在焊接冶金过程中,锰起脱硫的作用,因而可提高焊缝金属的抗热裂纹能力。焊缝金属中 Mn/Si 含量比增加,在一定程度上可减少非金属夹杂物。锰还可促使铁素体相的形成,从而间接起到抑制热裂纹的产生。但锰也不宜太高,否则,较多的铁素体相会产生  $\sigma$  相,反而会带来其他不利的影 响。工程上一般控制 Mn/S 比不小于 22。

**铌:**是强烈的氮化物和碳化物形成元素,可明显提高钢的室温性能和高温性能。铌还是一种细化晶粒的元素,含微量的铌(例如 0.03%)就能显著细化钢材的晶粒,并提高钢的室温抗拉强度。而高的强度对抗热裂反而不利。铌与铁、碳等元素易形成低熔点共晶物,增加焊缝金属的热裂纹倾向,这也是 347/H 比 321/H 等更容易出现热裂纹的主要原因。工程上,347/H 不锈钢中的 Nb/C 应不小于 10,但铌含量不宜超过 1%。

总的来说,在 300 系列奥氏体不锈钢焊接中,促进热裂纹的元素顺序为 P > S > Si > Ni,抑制热裂纹的元素顺序为 C > Mn > Cr。其中 Cr 和 Ni 是为满足一定的性能而设定的,因此,为抗裂纹主要在其他几个元素上进行控制。除了进行单个含量的控制外,

工程上还常用裂纹指数 HCl 来评判热裂纹的敏感性,  $HCl = 1.080P + 733S + 13Si + 0.2Ni - 43C - 3Mn - 0.7Cr$ 。为防止产生热裂纹, HCl 应小于 15。

除了元素的影响外, 奥氏体不锈钢中的铁素体残余含量对焊接热裂纹的产生也有不可忽视的影响。就奥氏体不锈钢的结晶过程来说, 它的相变过程顺序如下: 液相(L)→高温铁素体相( $\delta$ )→奥氏体相( $\gamma$ )。常温组织为奥氏体相加少量的因过冷而残余的铁素体相。少量的铁素体在焊缝金属中呈孤岛状, 可妨碍奥氏体相的枝晶发展, 并能溶解杂质以减少偏析, 因此, 铁素体的存在对抗热裂纹是有利的。试验证明, 铁素体相为 5%~20% 时, 热裂纹倾向最小。但铁素体的存在会增加奥氏体不锈钢的晶间腐蚀敏感性, 而且铁素体在高温下长期停留时还会导致金属脆性相的生成。因此, 工程上一般限制奥氏体不锈钢焊缝金属中的铁素体含量为 4%~8%。

## (2) 焊接工艺因素

焊缝成形系数: 如果用  $B$  表示焊缝宽度,  $H$  表示焊缝金属厚度, 成形系数,  $\Phi = B/H$ 。成形系数会影响枝晶成长方向和会合面的偏析情况。 $\Phi$  较小时, 最后凝固的枝晶会呈对向生长的方向, 是杂质积聚严重的部位, 容易形成热裂纹, 因此一般不宜小于 1。

焊接线能量: 采用较小的焊接线能量, 从多个方面讲都对减少热裂纹是有利的。减小线能量, 可降低熔池温度, 减少偏析的量; 降低线能量, 可提高冷却速度, 便于生成更多的残余铁素体含量; 降低线能量, 可减少熔池金属, 从而降低结晶凝固时的应变; 减少线能量, 有利于减少粗大枝晶的形成等等, 这些都是有利于降低裂纹敏感性的。上述的工程引例也是因为焊接时的线能量太高而发生大量的热裂纹。减少焊接线能量的有效方法是采用较小的焊接电流、焊条直径和采用较快的焊接速度和多层焊, 焊接时不要摆动焊条。

表 3 和表 4 是某资料推荐的焊接参数<sup>[1]</sup>。

表 3 推荐的手工电弧焊的焊接参数

板厚/ mm	层数	焊接电流/ A	焊接速度/ (mm·min <sup>-1</sup> )	焊条直径/ mm
5	2	90~110	120~140	3.2
9	3~4	90~130	130~160	3.2, 4
12	4~5	90~130	130~160	3.2, 4
16	6~7	90~140	120~160	3.2, 4
22	8~10	90~150	110~160	3.2, 4

表 4 推荐的钨极氩弧焊的焊接参数

板厚/ mm	层数	焊接电流/ A	焊接速度/ (cm·min <sup>-1</sup> )	焊丝直径/ mm
1.6		70~90	30	1.6
2.4		90~110	30	1.6, 2.4
3.2		110~130	30	2.4
4.8		150~200	25	2.4

## 2.2 再热裂纹的产生、影响因素及防止措施

再热裂纹是指焊后对焊接接头再次加热时所产生的开裂现象。再热裂纹常发生在靠近再结晶温度的温度区间, 它与液膜无关, 而是由于再结晶导致的晶界韧性陡降, 在焊接残余应力发生应力松弛时引起的应变超过晶界金属的变形能力而导致的开裂。

关于再热裂纹产生的机理, 目前业界有三种不同的版本, 即:

(1) 晶内析出强化理论: 析出强化, 弱化晶界, 应力松弛导致开裂。

(2) 蠕变损伤理论: 应力松弛是应力随时间逐步降低的蠕变理论。

(3) 晶界杂质偏聚理论: 晶界上的杂质和析出物会强烈弱化晶界, 促使晶界滑移时丧失聚合力, 导致晶界脆化。

无论哪一种学说, 都显示再热裂纹的产生有两个条件:

(1) 存在焊接残余应力。任何焊接接头都存在焊接残余应力, 即使进行了焊后处理, 也不能 100% 消除焊接残余应力。对于奥氏体不锈钢来说, 由于其热胀系数大, 故其残余应力水平还是比较高的, 这也是奥氏体不锈钢容易产生再热裂纹的重要原因。

(2) 存在敏感组织。所谓敏感组织是指粗大晶粒组织, 并有敏感的化学成分。在二次加热(包括焊后热处理)的热循环过程中, 由于再结晶的发生, 使得某些敏感组织发生共晶、析出或偏聚, 结果导致了晶界的弱化。

一些文献<sup>[2]</sup>指出, 对于奥氏体不锈钢来说, 这样的敏感组织与金属内的杂质元素的偏聚、低熔点共晶物的出现有关。因此说, 易产生焊接热裂纹的焊缝, 也容易发生再热裂纹。但相对于热裂纹, 再热裂纹的出现没有那么频繁和突出。

减少热裂纹的措施, 同样也利于防止再热裂纹的发生。

## 2.3 铁素体相的产生与控制

前面提到, 奥氏体不锈钢中有一定量的铁素体

相存在,对抗热裂纹是有利的。

铁素体相的获得有两个途径,其一是通过调配焊缝金属中的合金元素来实现;其二是通过控制冷却速度、增加连续冷却过程中的过冷度来实现。

在不锈钢中,铬是铁素体形成元素,而镍则是奥氏体形成元素。其他添加元素对铁素体和奥氏体的形成也有不同的影响。通常把金属中的铁素体形成元素的影响合起来用铬当量来表示,把奥氏体形成元素的影响合起来用镍当量来表示。铬当量和镍当量的比值不同,金属中的铁素体和奥氏体比例则不同。最早给出这一关系的是 Schaeffler 图和 Delong 图。然而,Schaeffler 图和 Delong 图对焊缝组织来说,有时不够精确。美国焊接技术委员会(WRC)不锈钢分会在 Schaeffler 图和 Delong 图的基础上,通过研究大量的铁素体测量数据,最后给出了 WRC-92 组织图,它可比较精确地预测焊缝金属的铁素体含量。WRC-92 组织图见图 1。

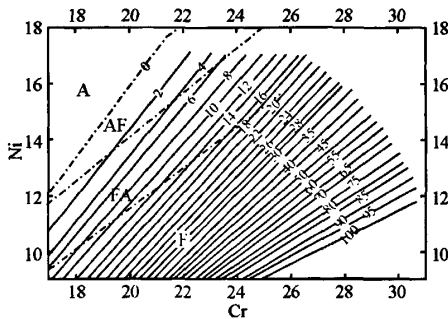


图 1 WRC-92 组织图

A. 奥氏体; AF. 奥氏体-铁素体; FA. 铁素体-奥氏体; F. 铁素体

根据 WRC-92 图,可以调配金属的合金成分,从而获得需要的铁素体比例或含量。尤其是对焊接而言,通过调整焊接材料的元素比例,可使焊缝金属获得有别于母材的组织成分。

对于奥氏体不锈钢,理论上的常温组织应该全部为奥氏体组织。但在工业的实际中,由于采用的是连续冷却方式,因此,总会有一定量的残余铁素体存在。对焊接来说,通过控制凝固时的冷却速度,可在一定范围内改变铁素体的含量。例如,采用小的焊接能量,采取快速冷却措施,都可以使奥氏体不

锈钢焊缝金属中铁素体相的含量增加。

### 2.4 脆性相的产生与控制

前文也提到,如果奥氏体不锈钢中的铁素体含量偏大,会产生脆性相,从而导致材料的性能变化。这里的脆性相是指  $\sigma$  相和 475 °C 脆性相。

铁素体相在 400 ~ 500 °C 温度范围内长时间时效时会产生严重脆化,使钢材的硬度显著升高,称之为 475 °C 脆性。475 °C 脆性相是富含铬的常温铁素体( $\alpha$ ) 初生相在高温下沉淀析出  $\alpha'$  相之故。475 °C 脆性相可通过对材料重新加热到 515 °C 以上,然后快速冷却而消除。但应避免在  $\alpha + \sigma$  区间长时间加热,以避免  $\sigma$  相的生成。

铁素体相在 600 ~ 800 °C 温度范围内长时间时效时也会产生严重脆化,而且使金属在热态时就变脆,称之为  $\sigma$  相脆性。 $\sigma$  相硬而脆,可显著降低钢的塑性和韧性。又由于它富含铬,故导致其周围往往出现贫铬区,使钢材的耐腐蚀性能下降。 $\sigma$  相脆性与  $\alpha \rightarrow \sigma + \gamma_2$  共析反应有关。在 850 °C 以上退火,可消除脆性。

工程上是非常忌讳在不锈钢中出现  $\sigma$  相和 475 °C 脆性相的。对于奥氏体不锈钢,当用于高温环境时,要严格控制铁素体的含量。对此,ASME II-D 中给出了控制值。许多工程公司也有自己的经验控制值,例如,某工程公司规定,当奥氏体不锈钢应用于 450 °C 及以上时,应控制其铁素体含量不超过 6% ~ 8%。

### 3 结束语

通过上面的工程实例和分析可见,一个问题的出现,往往会涉及到多种因素,而且这些因素往往是关联的,所以,在解决实际问题时,应综合考虑。前面的工程引例还说明了一个问题,在生产实践中,有时候理论上是成熟的,但如果生产管理不到位,也同样会发生问题。

### 参考文献

[1] 邹增大. 焊接材料、工艺及设备手册[M]. 北京:化学工业出版社,2004.

[2] 陈伯鼐. 焊接工程缺欠分析与对策[M]. 北京:机械工业出版社,1998.