

海洋油气工程中双相不锈钢焊接中的一些常见问题

徐光耀

海洋石油工程(青岛)有限公司 山东 青岛 266000

摘要: 在海洋油气工程中, 双相不锈钢(双相不锈钢和超级双相不锈钢的统称)已被证明是非常有用的材料。尽管双相不锈钢在焊接方面有着良好的记录, 但仍存在一些出现频率并不低的缺陷, 我们应进行调查和研究。母材在焊态条件下的可焊性通常会导致不合适的热影响区性能, 其中的核心问题是氮含量的限制。焊接热输入是第二个需要关注的问题, 因为根部焊道或许多小焊道倾向于热输入范围的较小部分, 往往会导致焊接金属中的沉淀和或二次奥氏体形成。当使用富镍填充金属(通常为9%镍)时, 会出现不适当的焊后热处理。双相钢通常不进行焊后热处理, 但大构件接头或铸件补焊可能需要焊后退火。ASTM A790 和 A890 等规范要求最低 1040°C 下退火, 制造商倾向于使用接近该温度的最低温度。然而, 富镍填充金属需要更高的温度来溶解在加热至退火温度期间形成的 sigma 相。

关键词: 双相不锈钢; 铁素体-奥氏体相平衡; 熔合区; 热影响区; 热输入; 热处理; 沉淀相

Some common problems in duplex stainless steel welding in offshore oil and gas engineering

Guangyao Xu

Offshore Petroleum Engineering (Qingdao) Co., LTD., Qingdao, Shandong, 266000

Abstract: Duplex stainless steel (a collective term for duplex stainless steel and super duplex stainless steel) has proved to be a very useful material in offshore oil and gas engineering. Although biphasic stainless steel has a good welding record, there are still some defects that do not occur infrequently and we should investigate and study them. The solderability of the base metal in the soldered condition usually leads to inappropriate HEZ properties, the core of which is the limitation of nitrogen content. Welding heat input is a second concern because root passes or many small passes tend to have a smaller portion of the heat input range, often leading to precipitation and or secondary austenite formation in the welded metal. When nickel-rich filler metals (typically 9% nickel) are used, inappropriate post-weld heat treatment occurs. Duplex steels are usually not subjected to post-weld heat treatment, but post-weld annealing may be required for replacement welding of large component joints or castings. Specifications such as ASTM A790 and A890 require annealing at a minimum of 1040°C, and manufacturers tend to use minimum temperatures close to this temperature. However, nickel-rich filler metals require higher temperatures to dissolve the Sigma phase formed during heating to the annealing temperature.

Keywords: Duplex stainless steel; Ferrite-austenite phase equilibrium; Fusion zone; Heat affected zone; Heat input; Heat treatment; Precipitated phase

前言

双相铁素体-奥氏体不锈钢的特点是凝固为基本上 100% 的铁素体, 奥氏体必须在固态中形核和生长。早期阶段研究人员未认识到氮的重要性, 许多合金含氮量很少, 因此在焊接冷却条件下, 奥氏体形核和生长通常太慢, 焊接热影响区(HAZ)无法在免除焊后退火的情况下获得接近平衡量的奥氏体^[1]。虽然焊接填充金属镍含量可能比母材更高, 以促进熔合区中奥氏体的形成, 但此类合金的焊接热影响区倾向于脆性, 腐蚀性差。

在 20 世纪 80 年代, 人们充分认识到向双相钢材中添加氮

的重要性, 并规定最低氮要求。在母材中适当含量的氮, 以及在焊接填充金属中增加更多的金属镍的情况下, 可以在焊接状态下获得具有大约等量的奥氏体和铁素体的焊接件, 从而产生良好的机械性能和良好的耐腐蚀性。然后, 焊接工艺的主要限制变为热输入, 通过获得适当的冷却速率, 获得热影响区中适当的奥氏体-铁素体平衡。过低的焊接热输入仍可能导致铁素体过多, 而过高的热输入可能导致金属间相沉淀。对于含铬 22% 的双相钢, 通常建议焊接热输入为 0.5 至 2.5 kJ/mm^[2], 含铬 25% 双相钢, 为 0.5 至 1.5kJ/mm^[3]。

表 1 2205 双相钢的组成范围

等级号	化学成分范围, 重量% (单个值为最大值)								
	碳	锰	磷	硫	硅	铬	镍	钼	氮
S31803	0.03	2.00	0.03	0.02	1.00	21.0 至 23.0	4.5 至 6.5	2.5 至 3.5	0.08 至 0.20
S32205	0.03	2.00	0.03	0.02	1.00	22.0 至 23.0	4.5 至 6.5	3.0 至 3.5	0.14 至 0.20

虽然大多数双相不锈钢焊接件在焊接状态下投入使用,但至少有两种情况通常需要焊后热处理(退火)。超级双相钢铸件几乎总是退火,如果铸件缺陷通过焊接修复,则焊缝通常也必须退火。并且在通过焊接制造之后冷或热成形的大型焊接头可能需要退火。在这三个方面,粗心者都会遇到陷阱:母材规范、焊接热输入限制和焊后退火操作。

一、母材在焊态条件下的可焊性不当

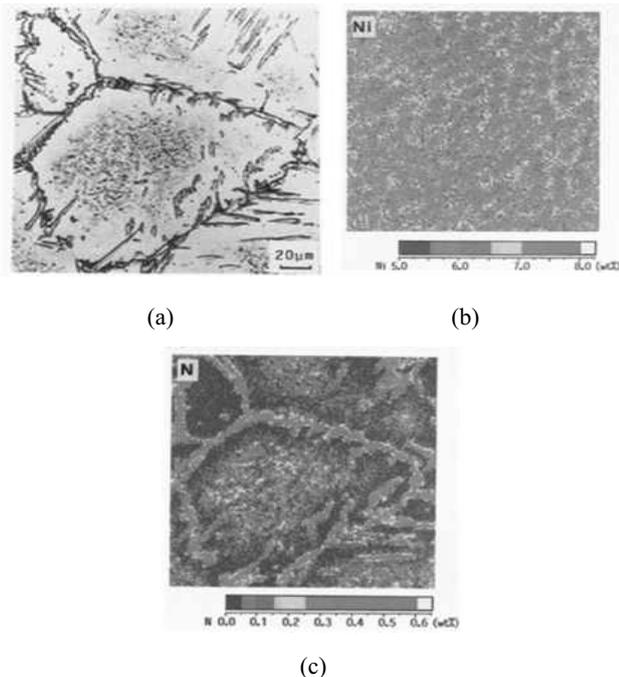


图 1 S31803 双相钢在钨极氩弧焊工艺下获得的焊缝的显微组织和元素分布

表 1 展示了 UNS S31803 和 UNS S32205 的化学成分。可以注意到,与 S31803 相比,除了 S32205 的最低氮需求量增加外,铬和钼的最低限值也增加了。

氮在焊接过程中控制铁素体/奥氏体相平衡的起到很重要的作用。图 1 给出了符合 UNS S31803 但不符合 UNS S32205 的锻造成分中铁素体相和奥氏体相之间的微观结构和合金元素分布。氮含量为 0.12%,对于 S32205 化学成分含量来说太低。在 UNS S31803 双相钢中的锻造微观结构中,铁素体为深灰色相,而奥氏体几乎为白色。很容易看出,铬和钼富集在铁

素体相中,而镍和氮富集在奥氏体相中。

图 1 显示了在与图 1 相同的 UNS S31803 材料中,钨极氩弧焊焊缝熔合区的微观结构和合金元素分布。奥氏体体现在主要局限于沿先前铁素体晶界的薄层,铁素体晶粒内有少量分散的奥氏体片。合金元素 Cr、Ni 和 Mo 在铁素体和奥氏体之间的分配很难区分。特别是,在图 1 (b) 中,几乎看不到与图 1 (a) 中相分布相似的元素分布模式。然而,在铁素体晶界周围的奥氏体片中氮的分布显示出比铁素体晶粒内更高的浓度。如图 1 (c) 所示,这些奥氏体薄片旁边的区域几乎不含氮,这可能是因为这些区域中的氮有足够的时间沿铁素体晶界扩散到奥氏体。

图 1 (a) 中可见氮无法进入奥氏体的颗粒,沉淀最终为氮化铬。大铁素体晶粒和氮化铬沉淀的结合对熔合区的韧性和耐腐蚀性非常有害。并且,通过在较高温度下开始扩散和转变,钼和铬可以更快地扩散,并具有更长的扩散时间。在 S32205 双相钢中钨极氩弧焊工艺获得的焊缝的显微组织中还应注意,随着铁素体晶粒被原始铁素体颗粒内部的奥氏体薄片分解成更小的单元,韧性得到改善。并且没有氮化铬沉淀,提高了耐腐蚀性。同样的情况发生在热影响区最热的部分。因此,可以得出结论,高氮 UNS S32205 组合物明显优于图 1 的低氮 UNS S31803 组合物。

因此,可以得出结论,UNS S31803 用于焊接状态下使用,其可焊性一般,应指定采用 UNS S32205。

二、焊接热输入不当

关于焊接热输入的传统经验是,对于含铬 22% 双相钢合金的焊接,热输入应限制在 0.5 至 2.5kJ/mm,对于含铬 25% 超级双相钢的焊接,热量输入应限制为 0.5 到 1.5 kJ/mm^[3]。较低的热输入限制是由于在非常快速的冷却速率下,奥氏体的形成不足,即使使用高氮合金。由于在缓慢冷却条件下铁素体中金属间化合物的析出趋势,应考虑采用热输入范围的上限,控制铁素体的冷却速度在比较慢的水平。

某次焊接工艺评定试验的板材厚度为: 9.5mm,接头制备为单 V 形坡口,坡口角度为 60°, 1.5mm 根部间隙和 1mm 根

部顿边。在完成 10 道坡口填充后,根部侧反面刨出完好金属,并用 2 层焊道完成焊接。所有焊道的焊接热输入平均约为 0.7kJ/mm。从焊缝金属和热影响区中取出小尺寸(8mm 厚)夏比 V 型缺口试样,并在 -40°C 下进行试验。冲击试验要求为 27J,热影响区轻松超过 27J。但在焊接金属的初始试验和补充冲击试验中,三个夏比 V 型缺口试样中的两个未能达到 27J。

在扫描电子显微镜中观察焊接工艺评定试验的焊缝横截面,以确定焊缝金属冲击试验结果较低的原因。观察焊缝金属厚度中心位置的微观结构。仅在铁素体中,很容易出现大量角状沉淀。得出的结论是,沉淀是由在总共 12 个焊道中焊接试样所涉及的多次再加热循环引起的。

因此,采用相同的接头设计和焊材进行了新的焊接工艺评定试验。焊接行进速度有所降低,使得焊接热输入约为 1.2 至 1.3kJ/mm,在从正面开始焊接 4 道,背面根部刨削完成后焊接 1 道完成焊接接头的制备。相同规格的小尺寸夏比 V 型缺口冲击试样在 -40°C 下平均约为 45 J,超过 27 J 的要求。微观结构中几乎没有发现任何沉淀。

三、焊后热处理不当

如果焊接铸件或焊接大型的管件需要焊后热处理,通常使用富镍填充金属,加上满足母材规范的不适当退火温度,往往会对双相钢产品的生产形成另外一个问题。退火要求有一些变化,但在最低 1040°C 下退火是一个常见要求,然后从退火温度进行水淬。缺陷源于一个不为人所知的事实,即含量较高的镍会提高 σ 相的固溶温度,在向退火温度加热的过程中,

几乎总是在双相钢中形成。在这种情况下,仅富含镍的焊接金属是有风险的。

四、结论

双相不锈钢,包括超级双相钢,已被证明是非常有用的工程材料,具有良好的焊接性。然而,焊接过程中控制碳化物、氮化物和金属间相,也有一些注意事项。为了在热影响区和焊缝金属中具有较好的性能,宜规定含氮量高的母材,至少为 0.14%。否则,至少在热影响区中可能存在过多的铁素体,氮化铬可能沉淀,破坏耐腐蚀性和机械性能。为了避免超级双相钢的多个再热区中的沉淀,应该避免大量低热输入、细小焊道完成焊接。此外,双相钢和超级双相钢管道中的根部焊道应采用比前几次后续焊道更高的热输入(超过 1 kJ/mm),以避免管道内表面出现沉淀。焊接双相钢的焊后退火需要考虑到富含镍含量的焊缝金属中的 σ 溶解需要比母材金属更高的温度。

参考文献:

- [1] 所罗门.1983.双相不锈钢,论文集 01-089,双相不锈钢,两个相的故事,美国金属协会,材料园,俄亥俄州,美国
- [2] Larsson B., Lundqvist B, 1987. 制造铁素体奥氏体不锈钢,第二版,山特维克研发中心报告
- [3] Stevenson A.W., Gough P.G., Farrar J.C.M., 1991 超级双相合金的可焊性——焊接材料和工艺程序开发,国际研究所焊接国际会议