

低碳 Ti-Nb 系列钢焊后显微组织和性能

尹桂全, 高甲生, 洪永昌, 陈 锐^{*}
(安徽工业大学, 马鞍山 243002)

摘 要: 研究了焊接热模拟工艺参数中, 冷却时间 $t_{8/5}$ 对 Ti-N 和 Ti-Nb-N 两种成分系列钢热影响区(HAZ)显微组织和冲击韧性的影响。用光学显微镜和电子显微镜(SEM, TEM)观察了不同试样的 HAZ 中, 铁素体(F)和粒贝组织的特征, 特别是 $M-A$ 组元的形态、数量和分布, 分析了不同冷却速度产生的显微组织与冲击韧度的关系, 探讨了微量合金元素 Ti、Nb、N 的添加对焊后试样 HAZ 组织和韧性所起的作用。结果表明, 随 $t_{8/5}$ 趋缓, Ti-N 系列钢中 F 数量增加, 粒贝数量减少, $M-A$ 组元由长条状变为方块状, 韧性相应大幅提高。而 Nb 的添加抑制了 F 的生成, 有利于产生侧板条状粒贝, 对韧性的改善不利。

关键词: 微 Ti 钢; 焊接; 冷却速度; 显微组织; 韧性

中图分类号: TG113 文献标识码: A 文章编号: 0253-360X(2001)02-71-04



尹桂全

0 序 言

低合金钢经焊接后, 热影响区(HAZ)受到高温热循环的作用, 会产生显微组织及力学性能的变化。焊接件的成分及焊接工艺参数是影响焊后 HAZ 组织及性能的重要因素, 而冷却速度又是最重要的焊接工艺参数之一。其中从 800℃到 500℃的冷却时间(工艺上用 $t_{8/5}$ 表示)由于包括了大多数碳钢和低合金钢的连续冷却相变过程, 直接决定了 HAZ 的最终组织和性能, 在焊接课题的研究中具有实际意义。

本文通过模拟焊接热循环过程, 研究 Ti-N 和

Ti-Nb-N 两种成分系列的耐大线能量焊接用钢中, 成分— $t_{8/5}$ —显微组织—性能关系, 尤其是冷却时 HAZ 中形成的粒贝组织和 $M-A$ 组元的形态、分布特征对焊后韧性的影响。探讨了用 Ti、Nb、N 复合微合金化技术改善 HAZ 韧性的作用机理。

1 试验材料及方法

1.1 试验材料

试验采用最新研制的系列耐大线能量焊接用钢, 仅改变合金元素 Ti、Nb、N 含量, 其余成分不变。锻后正火态。两种成分系列钢的化学成分如表 1 所示。

表 1 试验用钢的化学成分(质量分数, %)

Table 1 Compositions of experimental steels

| Steel | No | C | Si | Mn | P | S | Ti | Nb | N | Al | Ti/N |
|---------|----|------|------|------|-------|---------|-------|-------|---------|-------|------|
| Ti-N | A | 0.13 | 0.38 | 1.26 | 0.016 | < 0.005 | 0.018 | | 0.006 7 | 0.045 | 2.68 |
| | B | 0.13 | 0.36 | 1.31 | 0.013 | < 0.005 | 0.016 | | 0.010 | 0.047 | 1.60 |
| | C | 0.14 | 0.42 | 1.35 | 0.015 | < 0.005 | 0.033 | | 0.011 | 0.037 | 3.0 |
| | D | 0.14 | 0.40 | 1.33 | 0.015 | < 0.005 | 0.048 | | 0.011 | 0.044 | 4.36 |
| Ti-Nb-N | E | 0.14 | 0.36 | 1.26 | 0.016 | < 0.005 | 0.012 | 0.021 | 0.010 | 0.046 | 1.2 |
| | H | 0.13 | 0.38 | 1.39 | 0.012 | < 0.005 | 0.028 | 0.020 | 0.011 | 0.039 | 2.54 |
| | I | 0.13 | 0.37 | 1.39 | 0.012 | < 0.005 | 0.041 | 0.020 | 0.009 7 | 0.040 | 4.23 |

1.2 焊接热模拟

考虑到用大线能量焊接厚板(如高炉炉壳、大

桥桥板等)的实际生产过程以及不同焊接方法的特点, 采用的焊接热模拟参数为: 峰值温度 1 360℃, 保温 3 s 后快速冷却到 800℃, 然后控制冷却到 500℃。 $t_{8/5}$ 分别采用 60 s、100 s、200 s。

热模拟在日本富士电波生产的热循环再现装置

收稿日期: 2000-06-12

^{*} 参加本项研究工作的还有潘会兵、方道来。

上进行,由计算机程序控制。

1.3 冲击韧度测试

制备标准梅氏 V 形缺口冲击试样,在 AHC-30SA 示波冲击机上进行 0℃冲击试验。冲击值用 3 个试样取平均值。

1.4 显微组织观察

在冲击试样断口表面磨制金相试样,经硝酸酒精浸蚀后,在 Neophot-2 型金相显微镜上观察显微组织及拍照。

用两步腐蚀法^[1]显示显微组织中的 M-A 组元,在 Philips XL-30 型扫描电镜上观察及拍照。

用日立 H-800 型透射电镜观察金属薄膜试样。

2 试验结果及分析

2.1 冲击韧度测试

冲击韧度测试结果示于图 1。

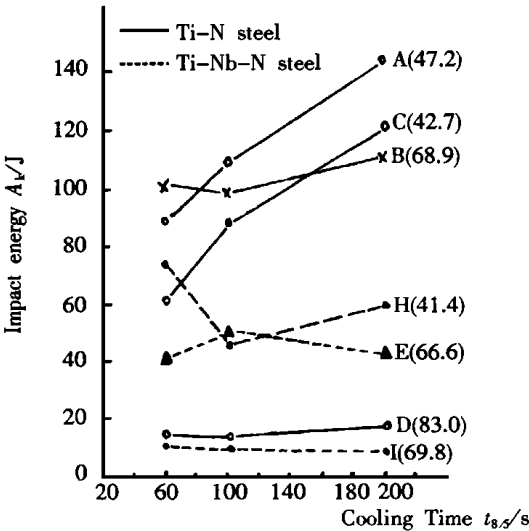


图 1 冲击韧度测试结果

Fig. 1 Results of impact toughness test

为便于比较,对七种钢分别用苦味酸溶液显示冷却前的高温奥氏体晶粒(1 360℃/3 s,立即水淬),测出的晶粒度(μm)标注在图 1 中钢号旁的括号中。

可以看出,四种 Ti-N 钢的冲击韧度皆随 $t_{8/5}$ 的增加而提高,其中高温奥氏体晶粒度相对较小的 A 钢和 C 钢增幅明显,但高温奥氏体晶粒度相对粗大的 B 钢和最粗的 D 钢的变化不明显。

除 D 钢的韧性相对较差外,另三种 Ti-N 钢在 $t_{8/5}=100 s$ 和 $200 s$ 的缓冷条件下冲击韧度值都大大高于 Ti-Nb-N 钢的。

Ti-Nb-N 钢的冲击韧度随 $t_{8/5}$ 的变化亦有变化,但没有明显的变化趋势。H 钢和 I 钢在 $t_{8/5}$ 从

60 s 的快冷到 200 s 的慢冷时,韧性反而降低。在各冷却条件下,高温奥氏体晶粒度最细小,冲击韧度相对最高的 H 钢也远不及 Ti-N 钢, I 钢更是所有钢中韧性最差的。

2.2 显微组织观察

2.2.1 光学金相

两种成分系列的试验钢,焊接冷却后的显微组织照片示于图 2 和图 3。基本上由大量沿晶的白色块状铁素体(F)、晶内针状和片状铁素体、少量紧靠 F 的黑色珠光体(P)以及大量的粒贝组成。冷却快时,组织都较细密,随冷却趋缓,组织变粗,块状 F 长大,且数量增加。而晶内的侧板条状粒贝数量减少。

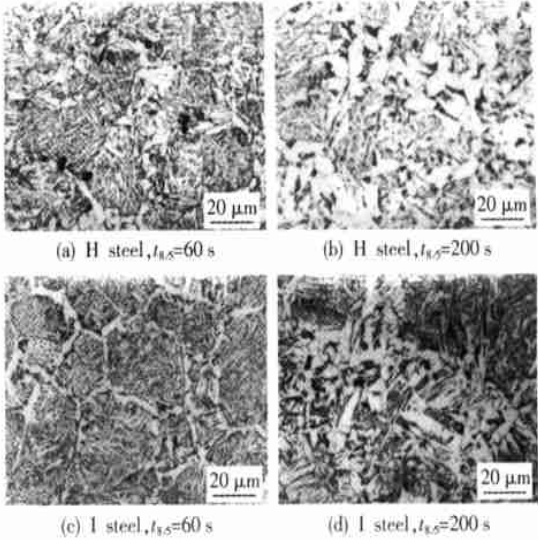


图 2 Ti-Nb-N 钢焊接冷却后的显微组织

Fig. 2 Microstructures after weld thermal cycle in Ti-Nb-N steels

当 $t_{8/5}=200 s$ 时,两种 Ti-Nb-N 钢中都形成大量的大块状 F(见图 2),沿晶的块状 F 已与晶内 F 互相连接,但仍勾画出晶界的轮廓。晶内的细针状 F 以及贝氏体的 F 都变成粗片状,粒贝也粗大得多。

Ti-N 钢也显示出同样的变化趋势,在冷却最慢的情形即 $t_{8/5}=200 s$ 时, A 钢中也生成了大量的块状 F,但与 Ti-Nb-N 钢不同的是,晶内粒贝数量明显减少,且其形态由快冷形成的从晶界向晶内伸展的侧板条状变为晶内颗粒状,晶界已不明显。D 钢中组织粗大,晶内存在大量粒贝(见图 3)。

2.2.2 电子金相

经两步浸蚀法制备的试样,用扫描电镜(SEM)二次电子像观察 M-A 组元,显示出黑色基体上的白色衬度。随冷速趋缓, Ti-N 钢中岛状 M-A 组元的形态发生明显变化,由快冷时的细小条片状变成方块状(见图 4b),方块状 M-A 组元内的精细结构隐约可见。而 Ti-Nb-N 钢中的 M-A 组元在

冷速变缓的过程中仅有条形岛尺寸的变大, 形态不变。(见图 4a)。

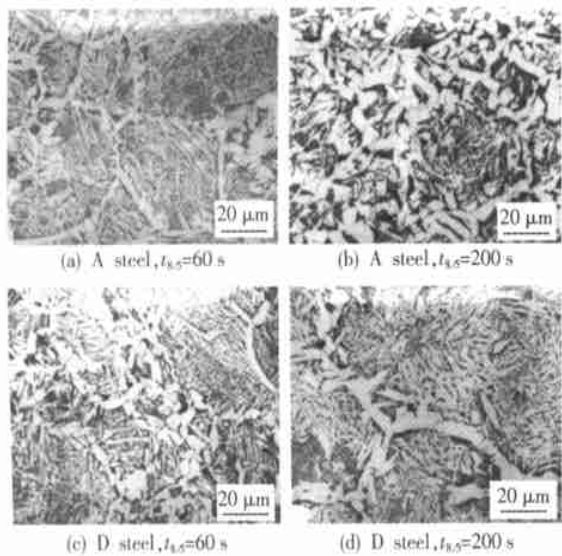


图 3 Ti-N 钢焊接冷却后的显微组织
Fig. 3 Microstructures after weld thermal cycle in Ti-N steels

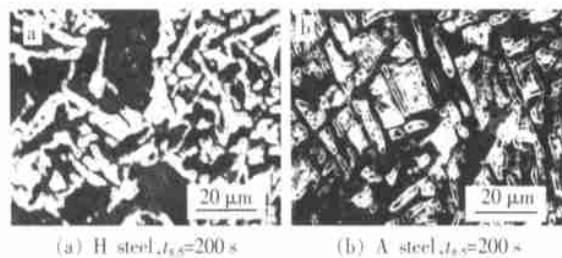


图 4 两种钢中的 $M-A$ 组元 (SEM)
Fig. 4 $M-A$ constituent in two steels (SEM)

用透射电镜 (TEM) 观察金属薄膜试样的结果示于图 5。 $M-A$ 组元形貌与 SEM 观察结果基本一致。利用 TEM 的高分辨率, 可见到 $M-A$ 岛内的精细结构, 应为 F 和细条状的碳化物。

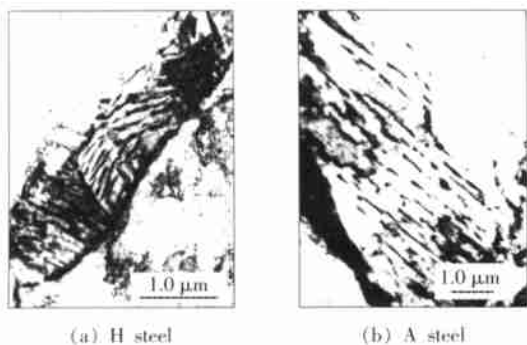


图 5 $M-A$ 组元的 TEM 像 ($t_{8/5}=200$ s)
Fig. 5 TEM metallographs of $M-A$ constituent

3 讨 论

对两种成分系列的低碳 Ti-N 钢和 Ti-Nb-N 钢的研究结果表明, 焊后冷却时间 ($t_{8/5}$) 对钢的显微

组织从而对钢的冲击韧度有明显的影响, 而影响的程度又与钢的化学成分密切相关。

3.1 $t_{8/5}$ 对显微组织及韧性的影响

一般认为, 低碳低合金钢中焊接 HAZ 内产生的粒贝组织对韧性有重大损害, 粒贝中岛状 $M-A$ 组元的数量、尺寸及精细结构都对韧性有明显影响^[2]。研究证实, HSLA 钢焊后显微组织中, 长条形 $M-A$ 岛数量越多, 冲击韧性越差^[3]。因为当发生应变时, 长条形 $M-A$ 岛与基体 F 之间的界面上容易萌生微孔洞或微裂纹, 成为显微组织中的局部脆性区。并且, 长条形的 $M-A$ 岛本身又因不具有较大的塑性变形能力, 会在裂纹长大的后期断开, 造成解理断裂而降低韧性。因此, $M-A$ 岛的数量和形状是显微组织诸因素中, 对冲击韧度影响最大的因素。

冷却条件对显微组织的形成起决定作用。通常, 在高温的缓慢冷却对先共析 F 的形成有利, 会生成量多、块大的 F , 同时减少粒贝的数量, 改善韧性。本文的试验结果表明, 冷速快时, 如 $t_{8/5}=60$ s 的情形, 晶界先共析 F 互相连结, 形成一个个近乎完整的球壳, 将基体割裂开来; 同时, 晶内 F 以片状或粒贝中的 F 片存在, 韧性相对较差。随着 $t_{8/5}$ 增大到 200 s, 即冷速趋缓, Ti-N 钢中发生了显微组织的明显变化, 主要表现在三个方面: (1) 块状 F 增多, 晶内形成的大量大块状 F 与晶界先共析 F 相连, 打破了晶界的连续性; (2) 粒贝数量减少, 且粒贝的 F 板条不粗化; (3) 岛形 $M-A$ 组元由长条状变成方块状 (见图 2 ~ 图 4)。这些都有利于韧性的提高。

Ti-Nb-N 钢中块状 F 的数量比 Ti-N 钢中的少得多, 但晶内粒贝的数量反而多。并且, $M-A$ 组元的形态在 $t_{8/5}=200$ s 时仍然保持长条状。表明微量 Nb 的添加对钢中 F 的形成有抑制作用, 但却有利于粒贝的生成, 并阻止 $M-A$ 岛由长条形向方块形的转变, 严重损害韧性。

3.2 $t_{8/5}$ 对不同成分钢材韧性的影响

图 1 表明, 两种成分系列的试验钢中, Ti-N 钢的冲击韧度普遍高于 Ti-Nb-N 钢, 而每一成分系列的钢中, 韧性也随成分的变化而有所不同。由于七种试验钢成分中仅有合金元素 Ti、Nb、N 含量的不同, 因此必须考虑它们的含量变化。

3.2.1 Ti、Nb、N 含量的影响

Ti-N 系列钢中, 含 Ti 量相对较低且含 N 量最低的 A 钢在所有冷却条件下均具有相对最高的冲击韧度, 其韧性随 $t_{8/5}$ 的增加显示出大幅度提高的趋势, 在 $t_{8/5}=200$ s 时达到最大值。C 钢亦呈现相同的趋势。含 Ti 量和 N 量都最高的 D 钢, 冲击韧

度相对最差,即使在冷却时间 $t_{8/5}$ 从 60 s 增加到 200 s 的过程中,韧性未有明显提高。

用钢中的 Ti/N 值可以很好地说明 Ti、N 含量的作用。焊接冷却速度的趋缓对 A 钢和 C 钢的韧性改善效果特别明显,原因在于这两种钢中的 Ti/N 值都小于且接近 TiN 的理想化学配比值 3.42,使固溶 Ti、N 量少,以致 Ti、N 固溶强化的效果小,奥氏体晶粒度最细小,韧性高。D 钢中的 Ti/N 值过大,会在钢液凝固时析出特别粗大的 TiN 颗粒,不能有效阻止高温奥氏体晶体长大,生成了粗大的奥氏体晶粒(见图 1),损害韧性;同时,多余的 Ti 大量溶入基体,又强化基体降低了韧性。B 钢中 Ti/N 值太小,对韧性改善的作用不及 A 钢和 C 钢。这些成分不当的钢,无论以何种速度冷却,均不能提高其韧性。显然,减缓焊后冷却速度可以明显改善含 Ti 和 N 量适当低的钢的冲击韧度。

冷却速度的变化对 Ti-Nb-N 钢冲击韧度的影响尚无明显的规律性,但钢中 Ti、N 含量的不同对韧性的影响仍然明显。其中在高温奥氏体晶粒度相对最细小的 H 钢在 $t_{8/5}=200$ s 时具有相对最佳的韧性,其成分中的 Ti/N 值与含 Nb 的微 Ti 处理钢中(Ti, Nb)N 的理想配比值 2.72 最为接近^[4]。含 Ti 量最高, Ti/N 值也最高且高温奥氏体晶粒也相对最粗大的 I 钢的韧性也最差。

3.2.2 微量 Nb 的添加

Ti-Nb-N 钢的冲击韧度普遍比 Ti-N 钢差且不能通过改变 $t_{8/5}$ 而进行改善的现象显然是添加了微量 Nb 的作用。一方面,微量 Nb 的添加由于固溶 Nb 抑制奥氏体晶粒长大及析出的细小(Ti, Nb)N 粒子钉扎晶界的作用而使高温奥氏体晶粒显著细化^[5],提高韧性;另一方面,固溶 Nb 以及析出的 Nb(包括高温时就存在的(Ti, Nb)N 粒子以及焊后冷却期间析出的大量 NbC 粒子)又都影响了焊后显微组织的变化,如 F 和粒贝的数量、形态、分布特征等等,使组织变脆;而过多的钉扎粒子位于晶界、位错, $M-A$ 条界等处,又使钢难以变形,损害韧性。两方面综合作用的结果表明,高温奥氏体晶粒度对韧性的影响依赖于 Ti、Nb、N 含量(见图 1),而显微组织比晶粒度对焊后韧性的影响更大, Nb 的添加对韧性的改善不利,尤其在 Ti、N 含量均较高的钢中。

通常,在微 Ti 可焊钢中添加微量 Nb,更多的是出于控制轧制生产工序的需要,使析出的细小 NbC 颗粒细化再结晶晶粒,提高强度,但却对焊后韧性不

利。为了提高焊后 HAZ 韧性,防止因粒贝组织引起脆裂,必须尽可能降低钢中 Nb 的含量。但 Nb 含量若太少,又会降低 Nb(C, N)的析出温度,降低控制轧制的温度范围,从而削弱晶粒细化的作用,降低韧性。为兼顾强度和焊后韧性两方面的性能要求,建议在微 Ti 可焊钢中添加的 Nb 量不得超过 0.02%。

4 结 论

本文研究了在非平衡状态下,即焊接热循环条件下,微 Ti 合金化及 Ti-Nb 复合合金化低碳可焊钢中,冷却时间 $t_{8/5}$ 对 HAZ 韧性和显微组织的影响,得到的结果如下。

(1) 试验用钢在焊接热模拟冷却期间生成了大量的 F 和粒贝组织,其形态和数量随冷却速度的不同而不同,对韧性有明显的影响。

(2) $t_{8/5}$ 对 Ti-N 系列钢显微组织和韧性的影响与钢中合金元素含量有关。Ti、N 含量均较低、Ti/N 值接近且小于理想化学配比值的钢,韧性相对较高,韧性随 $t_{8/5}$ 的增大而大幅度增加。

(3) 随 $t_{8/5}$ 增大, Ti-N 系列钢中 F 数量增加,粒贝数量减少, $M-A$ 组元由长条状变为方块状,韧性相应大幅度提高。

(4) 在 Ti-N 钢中添加的微量 Nb 在焊后冷却过程中抑制 F 的生成,阻碍 $M-A$ 组元从长条状向方块状的转变,对韧性的改善不利。

参考文献:

- [1] 吕德林,李砚珠.焊接金相分析[M].北京:机械工业出版社,1987.
- [2] Davis C L, King J E. Effect of cooling rate on intercritically reheated microstructure and toughness in high strength low alloy steel[J]. Mater. Sci. Technol. Jan, 1993, 9(1): 8~15.
- [3] Kim B C, Lee S, Kim N J, et al. Microstructure and local brittle zone phenomena in HSLA steel welds[J]. Metall. Trans. 1991, 22 (Jan): 139~149.
- [4] Gao Jia sheng, Yin Gui quan, Hong Yong chang. Ratio of Ti/N in steel containing trace Titanium[C]. Proc. Asian. Conf. On Heat Treatment of Mater. May, Beijing China, 1998. 253~8.
- [5] 尹桂全,高甲生,洪永昌,等.微量 Nb 对微 Ti 钢焊接 HAZ 奥氏体晶粒长大的影响[J].焊接学报,1998, 19(1): 13~18.

作者简介: 尹桂全,女,1948年9月出生,副教授。主要从事金属 X 射线学、金属电子显微分析、金属材料学等课程的教学和研究工作,已在各类期刊及国际会议论文集上发表论文 20 余篇。

(编辑:董卫国)