

# 低合金高强钢 20Mn2WNbB 焊接 热模拟粗晶区组织与性能

邬占田 郭久柱 周振华

(长春 吉林工学院)

朱 虹

王小玉

(长春 第一汽车厂)

(哈尔滨工业大学)

**摘 要** 利用焊接热模拟手段和扫描电镜、透射电镜技术、电子衍射和 X 射线衍射等方法研究了国产新型高强钢焊接热影响区 (HAZ) 粗晶区的组织和性能。发现随 800 至 500℃ 冷却时间  $t_{8/5}$  的增长, 该区的冲击韧性 ( $a_k$ ) 亦下降。 $t_{8/5} < 180s$  时,  $a_k$  下降主要是由于富碳的  $M-A$  组成物的增加;  $t_{8/5} > 180s$  时,  $a_k$  下降主要是由于贝氏体的铁素体板条粗化。另外发现  $M-A$  组成物的精细结构也随  $t_{8/5}$  的增长而变化。

**关键词** 高强钢; 焊接; 热模拟; 粗晶区

## 0 序 言

近年来随着建筑的高层化, 对其建筑用钢及其焊后可靠性要求也相应提高。20Mn2WNbB 钢是国产新型低合金高强建筑用钢, 用来焊制高层建筑的网架结构, 生产中急需了解其焊接热影响区组织、性能的变化, 以便进行安全设计。在分析焊接热影响区组织及性能时, 由于其不同部位所经受的焊接热循环不同, 故其组织性能亦不相同, 这给研究某一部位的组织和性能带来了很大困难, 特别是用透射电镜研究组织精细结构时, 由于技术上的原因, 要准确地制取某一特定微区的金属薄膜试样简直是不可能的, 利用焊接热模拟技术可以按照 HAZ 某一特定部位的焊接热循环曲线制得与该部位组织相同的整体试样, 大大方便了透射电镜精细结构分析及力学性能测试, 本文利用焊接热模拟手段, 金属薄膜透射电镜衍射, 电子衍射及 X 射线相分析对 20Mn2WNbB 钢 HAZ 粗晶区的组织和性能进行了分析研究, 因为该区是整个焊接接头最弱环节, 生产中发现该区显著脆化。本文通过分析研究为该种高强建筑用钢焊接工艺规范选择及结构安全设计提供理论依据。

## 1 试验方法和试验条件

### 1.1 试验材料

试验用钢为新型低合金高强度建筑用钢 20Mn2WNbB, 主要化学成分如下 (%): 0.19C, 0.42Si, 2.34Mn, 0.05W, 0.013Nb, 0.005B, 0.036S, 0.031P, 其余 Fe。供货态为热轧空冷  $\phi 16$ mm 棒材, 铣削为  $11\text{mm} \times 11\text{mm} \times 120\text{mm}$  的试样。

## 1.2 试样的焊接热模拟

该钢种的实际结构焊接是采用气压焊及手工电弧焊进行的, 根据不同焊接规范下实测的 HAZ 粗晶区热循环曲线, 本试验选择了如下热模拟参数: 峰值温度 ( $T_{\max}$ ) 为  $1350\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 停留时间为  $30\text{s}$ ,  $t_{8/5}(\text{s})$  分别为 6, 9, 15, 18, 22, 36, 70, 180, 360, 450, 690。试样的热模拟是在 Gleeble-1500 机上进行的, 模拟过程由计算机控制。共做了 11 组, 每组 3 根。

## 1.3 组织及性能分析测试

将经过焊接热模拟处理的试样加工成标准梅氏冲击试样, 在 AHC-30SA 示波冲击试验机上进行室温冲击试验, 每组取 3 个试样的均值, 测定室温冲击韧性值  $a_k$ , 并同时用洛氏硬度计测定各试样的洛氏硬度。然后利用 MM-6 金相显微镜及 S-650 扫描电镜对各组试样进行金相组织分析及  $M-A$  组成物形态观察, 并与实际焊接 HAZ 组织进行比较, 之后利用图像分析仪配合 DXA-4 衍射仪对各组试样  $M-A$  组成物含量进行估测, 以便分析  $t_{8/5}$  对  $M-A$  组成物含量的影响及其与  $a_k$  的关系。最后利用 JEM-2000EX 高压透射电镜进行试样的金属薄膜衍射分析, 并配合选区电子衍射技术观察分析  $M-A$  组元的精细结构及试样的精细组织随  $t_{8/5}$  的变化。

# 2 试验结果及分析讨论

## 2.1 热模拟与实际焊接 HAZ 组织的对比

将试样的热模拟组织及硬度与实际焊接 HAZ 粗晶区组织进行了比较, 发现  $t_{8/5}$  为 6, 9, 15, 18, 22, 36, 70s 的热模拟组织分别与实际电弧焊时线能量  $E$  为 14000, 16000, 20000, 22000, 24000, 33000, 47000J/cm 的 HAZ 粗晶区有较好的对应关系; 而  $t_{8/5}$  为 180, 360, 450, 690s 的热模拟组织分别与实际气压焊时加热时间为 4, 6, 7, 9s, 乙炔气压为 35kPa, 氧气压力为 150kPa 的接头 HAZ 粗晶区有较好的对应关系。

焊接接头熔合线附近的粗晶区由于加热温度高达  $1350\text{ }^{\circ}\text{C}$  左右, 奥氏体晶粒严重长大, 所以冷却后形成的组织也粗大, 室温组织为贝氏体、低碳马氏体及部分  $M-A$  组成物。这种组织的形成过程如下: 当试样连续冷却时, 由于合金元素的作用, 奥氏体没有发生珠光体转变, 而在进入上贝氏体转变区时部分奥氏体开始发生贝氏体转变, 这部分奥氏体首先在不同部位析出贝氏体铁素体, 随转变温度下降, 贝氏体铁素体数量不断增加, 同时将碳排向相邻的奥氏体, 当各铁素体区不断生长相互接触时, 其间的奥氏体因含碳量增高而变得稳定, 在冷却至  $300 \sim 200\text{ }^{\circ}\text{C}$  以下时部分奥氏体转变为马氏体, 即形成所谓  $M-A$  组成物<sup>[1]</sup>。此外未发生贝氏体转变的微区中部分奥氏体在冷至  $M_s$  温度以下时转变为低碳马氏体。

## 2.2 $t_{8/5}$ 对组织的影响及 $M-A$ 组成物形态

对各组试样奥氏体晶粒尺寸测定的结果, 均约为  $30 \pm 3\mu\text{m}$  左右, 发现  $t_{8/5}$  对奥氏体晶粒尺寸无明显影响, 但对贝氏体内铁素体板条宽度有影响, 金属薄膜透射电镜观察发现随  $t_{8/5}$  增长, 铁素体板条宽度亦增大。

试样的扫描电镜及透射电镜观察发现  $M-A$  组成物均分布于贝氏体铁素体板条间,  $t_{8/5}$  较



根据上述电镜观察分析及 X 射线残余奥氏体含碳量测定结果可以推测:当试样从奥氏体状态冷却下来时,由于首先形成的贝氏体铁素体不断生长,排出的碳将使分布于其间的奥氏体碳含量增高,在  $t_{8/5}$  为 70 ~ 360s 范围内,随冷却时间增长,奥氏体含碳量可以增得很高,最后部分地转变为高碳的孪晶马氏体;而当  $t_{8/5}$  较短时,奥氏体的碳浓度还没有达到很高便由于温度已降至  $M_s$  点以下而部分地转变为位错马氏体。

### 2.3 $t_{8/5}$ 与试样 $M-A$ 组成物含量及冲击韧性关系

利用扫描电镜观察配合图像分析仪测定(每个试样随机选定 5 个视场),并与 X 射线残余奥氏体含量测定相对照,对各组试样  $M-A$  组成物含量进行估测的结果见图 2 所示。可见  $t_{8/5}$  较短时(9 ~ 18s),  $M-A$  组成物含量较少;之后随  $t_{8/5}$  的增长(<360s)  $M-A$  组成物含量也逐渐增长到一个峰值;当  $t_{8/5}$  超过 360s 后,  $M-A$  组成物含量又迅速降低。可以认为:当  $t_{8/5} < 18s$  时,由于冷却速度很快,贝氏体的相对转变量较少,碳在奥氏体中富集不高时便已达到了  $M_s$  点,生成了低碳马氏体,残留的奥氏体量相对减少,因而  $M-A$  组成物的含量也很少;而当  $t_{8/5}$  超过 18s 后继续增长时,随贝氏体转变量的增加,碳在奥氏体中的富集程度也增大,使奥氏体变得稳定,残留量增多,从而使  $M-A$  组成物含量明显增大;当  $t_{8/5}$  从 360s 进一步增长时,由于在较高温度下停留时间过长,奥氏体趋于分解并析出碳化物,  $M-A$  组成物含量也随之明显下降了。

对不同  $t_{8/5}$  的试样的冲击试验结果也标在图 2 中,可见  $t_{8/5}$  对粗晶区韧性  $a_k$  的影响可分为 3 个阶段:第一阶段  $t_{8/5} = 9 \sim 18s$  之间,显示出良好的韧性,随  $t_{8/5}$  增加,  $a_k$  值也明显上升。经金相及电镜分析证实,这与板条马氏体的大量生成,自回火过程随  $t_{8/5}$  增加而变得较充分有关(低碳马氏体  $M_s$  点较高、冷却到室温时会发生自回火过程);而在  $t_{8/5} = 18 \sim 180s$  之间,韧性降低较快,金相及透射电镜观察发现,在该冷却时间范围内,贝氏体铁素体板条平均宽度只是从  $3.2\mu m$  变到  $5.3\mu m$  左右,组织粗化并不显著,因此可以推测  $M-A$  组成物的大量增加(图 2),是该阶段韧性降低的主要原因,另外尚与  $M-A$  组成物中的马氏体由板条马氏体趋于孪晶马氏体有关;第三阶段  $t_{8/5} = 180 \sim 360s$  之间,  $a_k$  值下降幅度较小,电镜观察分析发现该范围内  $M-A$  组成物含量变化较小,而贝氏体铁素体的粗化明显起来,所以组织的粗化对韧性的影响显著变大。而当  $t_{8/5}$  超过 360s 后,由于  $M-A$  组成物的分解,其含量明显减少,因此韧性的下降主要是由于慢冷条件下组织的大幅度粗化所致。

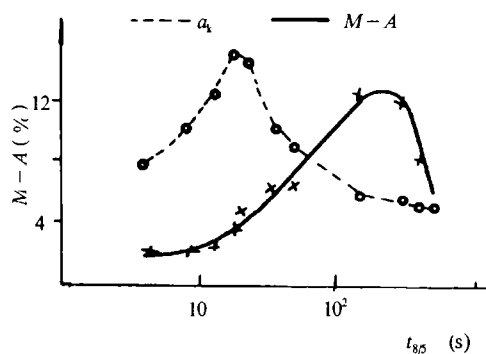


图 2  $t_{8/5}$  对  $M-A$  组成物含量及韧性的影响

Fig.2 Dependence of  $M-A$  constituent content (%) and impact toughness ( $a_k$ ) on  $t_{8/5}$

## 3 结 论

(1) 模拟粗晶区的组织随  $t_{8/5}$  增大发生如下变化:当  $t_{8/5} < 360s$  时,贝氏体铁素体板条逐渐变宽,  $M-A$  组成物数量增多,其形态由细长条状向短粗岛状过渡;当  $t_{8/5}$  超过 360s 后,  $M-A$  组成物发生了分解,析出了碳化物。

(2)  $M-A$  组成物的精细结构随  $t_{8/5}$  增大也发生改变,  $t_{8/5} < 70\text{s}$  时, 其中的马氏体多为板条马氏体, 亚结构为高密度位错;  $t_{8/5} > 70\text{s}$  后, 其中的马氏体逐渐以孪晶马氏体为主, 亚结构为孪晶。

(3)  $M-A$  组成物中的奥氏体含碳量亦随  $t_{8/5}$  在一定范围内的增大而变化,  $t_{8/5} = 18\text{s}$  时, 含碳量约为 0.5%, 而  $t_{8/5} = 180\text{s}$  时含碳量已增至 0.7% 左右。

(4) 模拟粗晶区的韧性在  $t_{8/5} = 18\text{s}$  时达最高值, 之后随  $t_{8/5}$  的增大, 由于  $M-A$  组成物数量增加和粗化, 以及精细结构由板条马氏体渐变为孪晶马氏体, 韧性也随之明显下降。当  $t_{8/5}$  超过 360s 后, 虽然  $M-A$  组成物已因分解而减少, 但由于基体组织已大幅度粗化, 韧性仍呈明显下降趋势。

(5) 该钢种电弧焊接时, 以采用 23 kJ/cm 的线能量使粗晶区  $t_{8/5}$  为 18s 左右为宜; 气压焊时, 应采用高的火焰能率, 短的加热时间并配合焊后回火以保证接头的韧性。

(1994 年 11 月 20 日收到修改稿)

## 参 考 文 献

- 1 V. Biss and R. L. Cryderman, Martensite and Retained Austenite in Hot-Rolled Low-Carbon Bainitic Steels, Metallurgical Trans 2, 1971.
- 2 H. IKAWA, et al. Effect of  $M-A$  Constituent on HAZ Toughness of a High Strength Steel, Welding Research Abroad, 1981, (6): 50 ~ 59
- 3 范雄. X 射线金属学. 北京: 机械工业出版社, 1980

## Structure and property of coarse-grained zone in weld of a high strength low alloy 20Mn2WNbB steel studied by thermal simulation

Wu Zhantian, Guo Jiuzhu, Zhou Zhenhua

(Jilin Institute of Technology)

Zhu Hong

Wang Xiaoyu

(The First Auto Works) (Harbin Institute of Technology)

**Abstract** The coarse-grained zone in the HAZ of a new high strength steel weld was studied using thermally simulated specimens with an experienced thermal cycle representative of that zone. The structure and property of the specimens were then studied by means of SEM, TEM, as well as electron and X-ray diffraction techniques. It was found that with the increase of cooling time from 800 °C to 500 °C ( $t_{8/5}$ ), the impact toughness ( $a_k$ ) of the specimens decreases. When  $t_{8/5} < 180\text{s}$ , the deterioration of  $a_k$  is caused with the increase of the carbon-enriched  $M-A$  constituent content; and when  $t_{8/5} > 180\text{s}$ , the coarsening of ferrite laths in the bainitic structure is responsible for the degradation of  $a_k$ . It was also found that the fine structure of the  $M-A$  constituent varies with  $t_{8/5}$ .

**Key words** high strength steel; welding; thermal simulation; coarse-grained zone