

石油储罐钢焊接热影响区模拟研究

Simulation Study on Coarse Grain Heat Affected Zone of High Strength Oil Tank Steel

夏佃秀^{1,2}, 尚成嘉¹, 侯东华², 孙浩², 李兴芳²

(1 北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083;

2 济钢集团有限公司 技术中心, 济南 250101)

XIA Dian-xiu^{1,2}, SHANG Cheng-jia¹,

HOU Dong-hua², SUN Hao², LI Xing-fang²

(1 School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China; 2 Technology Center of Jinan Iron & Steel Co., Ltd., Jinan 250101, China)

摘要: 采用焊接热模拟技术, 研究不同焊接热输入条件下焊接热循环对石油储罐钢焊接热影响区粗晶区(CGHAZ)的组织性能的影响。结果表明: 实验钢在 80~100kJ/cm 的大热输入下, 热影响区仍能够保持良好的低温韧性; 随着焊接热输入的增加, 实验钢 CGHAZ 组织变粗大, 低温冲击功下降; 钢中弥散分布着大量细小 TiN 粒子, 在焊接热循环中抑制原奥氏体长大和作为形核点促进针状铁素体形成, 是保证钢板具有良好的抗大线能量焊接性能的主要原因。

关键词: 热模拟; 石油储罐钢; 热影响区粗晶区; TiN 粒子; 大线能量焊接

中图分类号: TG 142.3 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2011)04-0020-05

Abstract: The effects of welding thermal cycle on the microstructure and mechanical properties of Coarse Grain Heat Affected Zone(CGHAZ) of high strength oil tank steel which was treated under series high weld heat input were studied by using welding thermal simulation. The results show that the test steel has good ability to resist thermal shock of 80-100kJ/cm welding heat input. With the increasing of welding heat input, the microstructure of CGHAZ gradually becomes more coarse and the toughness gradually decreases. There are many fine and dispersed second phase particle of TiN in test steel. It is important factor to make the steel to resist thermal shock of high welding heat input for which can prevent growth of primary austenite and promote phase transformation of ferrite as nucleus.

Key words: thermal simulation; oil tank steel; coarse grain HAZ; TiN particle; high heat input welding

近几年来, 随着国内石油储罐朝着大型化、轻量化方向发展, 10~20 万立方米的大型石油储罐大量建设。为节约成本, 提高焊接效率和施工质量, 实际焊接中常采用气电立焊方法进行焊接, 焊接热输入较大。对于 21mm 壁板纵缝, 常采用 V 型坡口, 单面焊一次成形工艺。焊接热输入一般为 100kJ/cm 左右, 有时甚至达到 120kJ/cm, 由于热输入非常大, 导致在大热输入时钢板焊接热影响区组织粗化, 韧性大幅下降, 这成了高强度石油储罐钢开发的关键问题之一^[1]。因此, 如何改善在大热输入焊接热循环条件下钢板粗晶热影响区(Coarse Grain Heat Affected Zone, CGHAZ)的组织, 提高 CGHAZ 力学性能是大型石油

储罐用钢的技术难点^[2]。

本工作通过采用焊接热模拟的方法, 对济钢开发的 610MPa 级石油储罐钢进行了不同焊接热输入条件下的焊接热模拟, 并利用金相显微镜、扫描电镜、透射电镜等设备, 对 CGHAZ 组织和性能进行了分析研究, 为该钢板的生产及推广应用提供了参考依据。

1 实验材料及方法

实验材料选用济钢中厚板厂调质工艺生产的 JGR610E 石油储罐钢板, 其化学成分(质量分数/%)为: 0.10 C, 0.35 Si, 1.50 Mn, 0.002 S, 0.008 P, 0.04

V, 0.018 Ti, Nb+ Ni+ Mo ≤0.80, 其力学性能: 屈服强度为 550N/mm², 抗拉强度为 650N/mm², 伸长率为 19.5%, -20℃冲击功为 290J, 硬度 HV10 为 239。

焊接热模拟在 MMS-200 热模拟试验机上进行。将原始料加工成 11mm×11mm×55mm 的 1[#], 2[#], 3[#], 4[#] 四组试样, 采用 60, 80, 100, 120kJ/cm 的线能量, 使试样承受类似实际大线能量焊接的热冲击, 模拟 21mm 焊接热循环实验, 热模拟参数如表 1 所示。

表 1 焊接热模拟参数
Table 1 Heat simulation test parameters of welding

Sample number	Initial temperature/℃	Heating rate/(℃·s ⁻¹)	Peak temperature/℃	Peak retention time/s	t _{8/5} /s
1 [#]	20	300	1350	1	56
2 [#]	20	300	1350	1	100
3 [#]	20	300	1350	1	158
4 [#]	20	300	1350	1	225

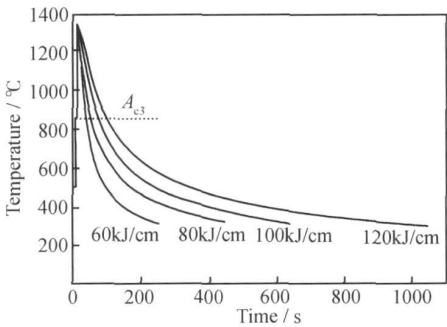


图 1 实际获得不同线能量热循环曲线
Fig. 1 The curves of welding thermal simulation with various heat input

热模拟实验后, 将试样加工成 10mm×10mm×55mm, 在 CDW-60 冲击试验机(JB230B 冲击试验机) 上进行夏比 V 形缺口冲击实验, 每组线能量进行 3 个试样的冲击实验, 并选取典型试样在 XL30 扫描电镜上进行冲击断口形貌观察; 在 HVS-1000 型显微硬度计上测量各试样热模拟 HAZ 粗晶区显微硬度(加载 0.2kg, 加载时间 10s)。

将母材及热模拟后试样进行磨抛制成金相试样, 用 Olympus GX71 金相显微镜观察分析微观组织形貌, 分析不同线能量焊接粗晶区的组织变化; 对母材及 100kJ/cm 热模拟粗晶区进行碳萃取复型; 利用 Tecnai G2 F30 S-TWIN 300kV 场发射透射电镜观察二相粒子在焊接热循环下的析出种类和形貌。

2 实验结果

2.1 热影响区粗晶区的力学性能

经不同线能量热模拟后 CGHAZ 冲击功及硬度

在实验研究中, 测定瞬时温度的冷却速率会带来较大的误差。因此, 目前多采用一定温度范围内的冷却时间来代替冷却速率, 并以此作为研究焊接热影响区组织、性能和抗裂性的重要参数。对于一般碳钢和低合金钢常采用相变温度范围从 800℃冷却至 500℃的时间, 称为 t_{8/5}。本实验中, 对应 60, 80, 100, 120kJ/cm 的线能量 t_{8/5} 时间分别为 56, 100, 158, 225s。图 1 为实际获得热循环曲线。

与母材的对比实验结果如表 2 所示。由表 2 可知, 经过大热能量输入 60~120kJ/cm 后, 钢板 CGHAZ-20℃低温冲击功都符合标准的要求, 但较母材都有所下降, 当线能量为 60kJ/cm 时, CGHAZ-20℃冲击功由母材的 290J 下降为 195J, 硬度略有下降, 在线能量为 80~100kJ/cm 时, 冲击功和硬度变化不大。但当线能量增加到 120kJ/cm 时, 冲击功下降到 78J, 说明实验钢抵抗大线能量 ≤100kJ/cm 的性能较强。随着热模拟焊接线能量的增大, 粗晶区的硬度及冲击吸收功在逐渐下降, 说明钢板在焊接热冲击下, 韧性及强度在下降。在扫描电镜下观察 CGHAZ 冲击试样断口(见图 2), 可以看出, 经历 80kJ/cm 模拟焊接热循环后的焊接热影响区粗晶区断口存在许多韧窝, 而经历 120kJ/cm 焊接热循环冲击的粗晶区断口扫描中, 基本都是解理断裂面, 偶见韧性断裂区。断口扫描结果同冲击实验结果相符。

表 2 不同线能量焊接热模拟 CGHAZ 冲击功及硬度
Table 2 Charpy impact value and hardness of the thermal simulated CGHAZ with various heat input

Sample number	Heat input/(kJ·cm ⁻¹)	CNV/J	HV10
1 [#]	60	195	233
2 [#]	80	165	227
3 [#]	100	149	223
4 [#]	120	78	203

2.2 热影响区粗晶区的微观组织

不同热模拟焊接线能量热影响区粗晶区微观金相组织如图 3 所示。可以看出, 模拟焊接热影响区粗晶区的组织非常复杂, 经历不同线能量的粗晶区组织也不尽相同。60kJ/cm 相对较小线能量的组织, 以针状

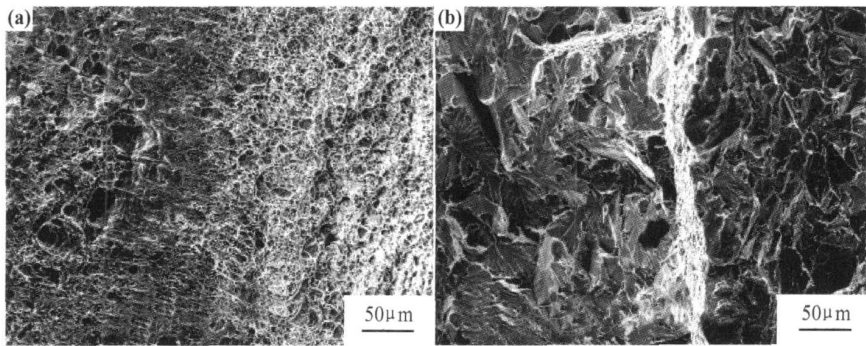


图 2 CGHAZ 冲击断口 SEM 形貌 (a)80kJ/cm;(b)120kJ/cm
Fig. 2 SEM images of impact fracture surface of the thermal simulated CGHAZ (a)80kJ/cm;(b)120kJ/cm

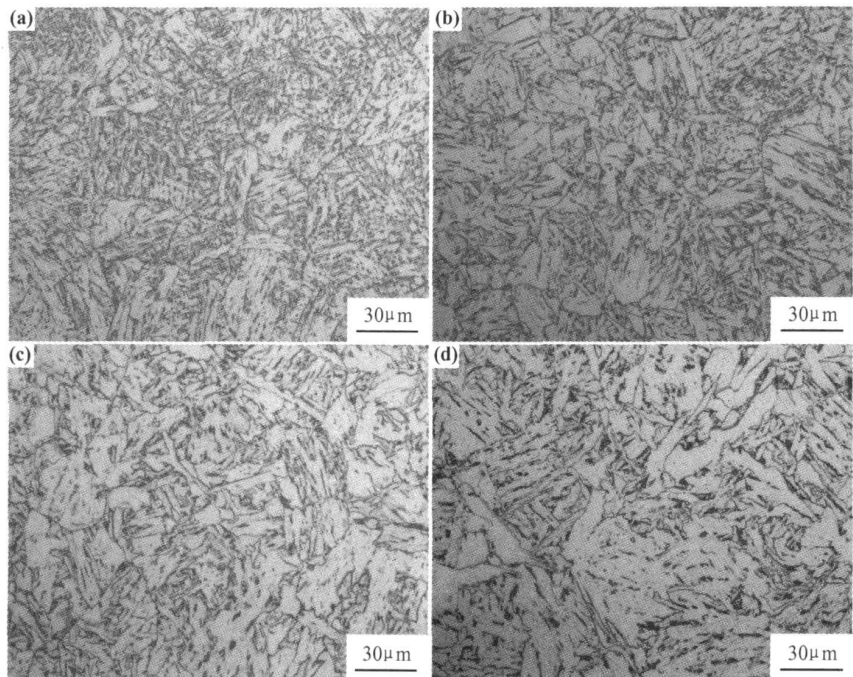


图 3 不同线能量下 CGHAZ 光学金相组织
(a)60kJ/cm;(b)80kJ/cm;(c)100kJ/cm;(d)120kJ/cm
Fig. 3 The optical micrographs of CGHAZ with different heat input
(a)60kJ/cm;(b)80kJ/cm;(c)100kJ/cm;(d)120kJ/cm

铁素体、粒状贝氏体为主,几乎没有粗大的贝氏体及魏氏组织,原奥氏体晶界依稀可见,原奥氏体长大不明显,这种组织具有较好的强韧性匹配;随着线能量的增大,粗晶区组织晶粒变粗,晶界由明显、平直变为模糊,80,100kJ/cm 焊接线能量的组织以贝氏体为主,另外含有少量的针状铁素体和多边形铁素体,偶见魏氏铁素体组织,其贝氏体呈板条状,板条束略显粗大,一个奥氏体晶粒内可见多条取向不同的贝氏体板条,贝氏体板条相互交错。当线能量达到 120kJ/cm 时,粗晶区组织进一步恶化,以粗大的板条贝氏体和魏氏组织为主,出现了沿晶界长大的晶界铁素体,甚至多个贝氏体板条横穿原奥氏体晶粒,组织间的 MA 组元开始组

合变大。
上述模拟的 CGHAZ 组织随焊接线能量的变化而演变的趋势是:随着线能量的增大,高温停留时间延长, $t_{8/5}$ 相应增加,冷却速率降低,原奥氏体晶粒尺寸都有所增大,组织的演变造成 CGHAZ 的冲击韧性随焊接线能量的增大而降低。
总之,随着热模拟线能量的增加,焊接热影响区粗晶区的组织逐渐粗大和恶化。组织以贝氏体为主,其中,60kJ/cm 的组织较为细小,而 120kJ/cm 的组织最为粗大。
2.3 CGHAZ 中第二相粒子析出
为了探究钢板焊接前后的粒子变化情况,对采用

100kJ/ cm 线能量焊接热模拟试样及母材进行了碳膜萃取复型, 在透射电镜上观察第二相粒子的变化情况。

母材及 100kJ/ cm 焊接热模拟粗晶区中第二相粒子的形貌及能谱分析如图 4 所示。

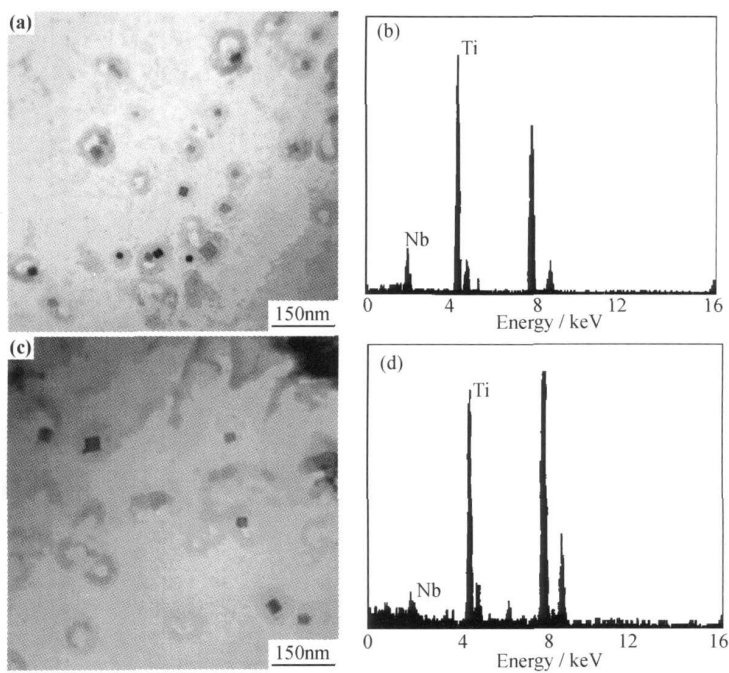


图 4 实验钢母材及经 100kJ/ cm 焊接热模拟粗晶区中第二相粒子形貌及能谱

(a) 母材粒子; (b) 母材粒子能谱; (c) $E = 100\text{kJ/ cm}$ CGHAZ 粒子; (d) $E = 100\text{kJ/ cm}$ CGHAZ 粒子能谱

Fig. 4 Morphologies and EDAX of the second phase particles in base metal and CGHAZ with 100kJ/ cm welding

(a) particles in base metal; (b) EDAX of the particles in base metal; (c) particles in CGHAZ with 100kJ/ cm welding; (d) EDAX of the particles in CGHAZ with 100kJ/ cm welding

由图 4 可知, 无论是热循环前还是经过大热输入后, 实验钢中均存在大量的第二相粒子的析出。尺寸约 10~ 200nm, 以 20~ 80nm 居多, 也有个别粒子大于 200nm, 大都呈方形或长方形, 有一小部分近圆形或长圆形。能谱及电子衍射分析表明, 方形的粒子都是 TiN。经过 100kJ/ cm 的热输入后, 实验钢 CGHAZ 析出第二相粒子与母材比, 粒子的形貌及组成略有差异, 但数量相差较大。母材中含有大量的第二相粒子, 大部分粒子是方形, 小部分为圆形, 弥散分布在视域内, 偶尔见直径较大的矩形粒子 ($\approx 200\text{nm}$); SAD 斑点表明粒子具有面心立方结构, 点阵常数为 0. 4345nm, 选取典型粒子进行 EDAX 分析, 其主要元素为 Ti 和 Nb, 质量分数分别为 70. 51% 与 29. 49%, 母材中的粒子应为 [Ti, Nb(C, N)] 的复合粒子。

而经过 100kJ/ cm 的线能量输入后, CGHAZ 析出的粒子密度有所减少, 尺寸有所增大, 仍为面心立方结构, 点阵常数为 0. 4382nm, 粒子成分为 Ti= 92. 36%, Nb= 7. 64%, 大部分都是 TiN 粒子。

3 讨论

3.1 线能量对 CGHAZ 组织的影响

从实验结果看, 随着焊接线能量的增加, CGHAZ 原始奥氏体晶粒不断粗化, 粗大的铁素体板条数量随之增加, 低温韧性不断恶化。

在焊接过程中, 焊缝及其附近区域的金属经历了独特的焊接热循环过程。采用大线能量焊接, 粗晶区金属处于过热状态, 冷却速率慢, 处于高温区时间较长, 奥氏体晶粒粗化严重, 易形成粗大的晶界铁素体、晶界铁素体侧板条和粗大的上贝氏体, 采用中小线能量焊接, 过热区冷却速率较快, 处于高温时间较短, 奥氏体晶粒粗化程度较小, 易形成等轴铁素体、贝氏体组织, 奥氏体晶粒急剧长大, 冷却后易得到较为粗大的组织, 引起该区的韧性下降。同时由于奥氏体极端过热, 因而 MA 岛粗大, 易成为裂纹源和裂纹扩展的通道, 进一步降低该区韧性。

根据实验测出实验钢的 A_{c3} 约在 860℃ 左右, 不同线能量对应不同的 $t_{8/5}$ 时间, 也就意味着不同冷速。由

图 1 可知, 60, 80, 100kJ/cm 分别对应实验钢在奥氏体化状态停留时间 55, 86, 127s。可以看出, 随线能量的增大, 材料在高温状态停留的时间越来越长, 因此, 奥氏体晶粒长大的程度不同, 导致不同晶粒大小的原始奥氏体组织。晶粒越粗大, 冷速越慢, 在后期的相变过程中更容易形成晶界铁素体组织, 恶化性能。

3.2 线能量对 CGHAZ 中第二相粒子的影响

从实验可知, 组织中析出的第二相粒子尺寸大部分在 50nm 以下, 在焊接热循环过程中, 细小的第二相粒子能够钉扎原始奥氏体晶界, 有效地阻止其晶粒的长大。粒子的钉扎力与单位体积的钢中粒子体积数成正比, 与粒子的半径成反比, 因此组织中析出的第二相粒子数量越多, 尺寸越小, 粒子对原始奥氏体晶界的钉扎力越大^[3]。

由图 4 可以看出, 经过焊接热循环后, 实验钢粒子的平均尺寸显著增大, 而数量显著减少。这是由于 TiN 粒子在热循环中发生了溶解及长大引起的^[3]。粒子的溶解与长大使单位体积的钢中粒子体积数减小, 粒子的半径增大, 因此, 在焊接热循环过程中, TiN 粒子对奥氏体晶粒的钉扎力将逐渐减小。尽管如此, $t_{8/5} = 225\text{s}$ 的 CGHAZ 中仍保持了相当数量的粒子, 其尺寸较小, 在整个焊接循环过程中 TiN 粒子一直对奥氏体晶粒保持着足够大的钉扎力。

3.3 TiN 对 CGHAZ 组织和性能的影响

合金元素 Nb, Ti, V 都会和钢中的碳、氮结合形成碳氮化物, 相对于 NbC, TiC, VC, NbN 来说, TiN 固溶温度很高, 具有高的热稳定性^[4-6], 是相对难溶的析出物, 焊接热循环造成热影响区奥氏体化, 难溶的 TiN 粒子会对晶界起到钉扎作用, 可有效阻止奥氏体晶界快速移动, 细化奥氏体晶粒。实验钢中的铌消耗一部分氮, 但在高温状态下, 氮首先与 Ti 反应生成 TiN, 在随后的轧制、热处理过程中, Nb 的析出会依附于原先析出的 TiN 包覆析出, 因此, 在母材中观察到 Ti, Nb(CN) 的复合析出物。在热循环过程中, Nb 的析出物不断溶解, 因此在经过 100kJ/cm 的热循环后, CGHAZ 观察到的析出物铌含量很少, 大部分是 Ti, 因此真正起到细化晶粒的是 TiN 粒子, 而正是由于实验钢中存在大量的弥散分布的细小的 TiN 粒子, 促使 CGHAZ 中针状铁素体的形成, 并抑制粗大贝氏体、魏氏体及块状铁素体的形成, 从而使得实验钢在 100kJ/

cm 的热输入冲击下, CGHAZ 仍能保持较好的低温冲击韧性。

4 结论

(1) 随着焊接热输入的增加, CGHAZ 奥氏体晶粒不断长大, 粗大的铁素体板条数量随之增加。组织不断粗化, 韧性越来越恶化。

(2) 实验钢中存在大量细小弥散的 TiN 粒子, 尺寸在 20~200nm 之间, 有效阻止奥氏体晶粒的长大, 促进针状铁素体的形成, 有效细化大热输入焊接热循环后热影响区粗晶区的晶粒, 改善性能。

(3) 实验钢具有较好的耐大热输入焊接的性能, 随着热输入 60kJ/cm 升高到 100kJ/cm, CGHAZ 区具有良好的低温韧性。粗晶区原始奥氏体晶粒长大不严重, 只有增加到 120kJ/cm 时, 原始奥氏体迅速长大, 二次组织开始出现魏氏铁素体, 导致韧性恶化。

参考文献

- [1] MOFFAT D G, HSIEH M F, LYNCH M. An assessment of ASME III and CEN TC54 methods of determining plastic and limit loads for pressure system components [J]. Journal of Strain Analysis, 2001, 36(3): 301-312.
- [2] 陈颜堂, 丁庆丰, 刘惟忠. 大线能量焊接用钢模拟热影响区的组织与性能[J]. 金属热处理, 2005, 30(9): 19.
- [3] 陈茂爱, 武传松, 王建国. 含 Ti 微合金钢中的第二相粒子对焊接粗晶热影响区组织及韧性的影响[J]. 焊接学报, 2002, 23(3): 37-40.
- [4] NORDBERG H, AROMSSON B. Solubility of niobium carbide in austenite [J]. Journal of Iron and Steel Institute, 1968, 206(12): 1263-1266.
- [5] DUMITRESCU L F, HILLERT M. Reassessment of the solubility of TiC and TiN in Fe [J]. ISIJ International, 1999, 39(1): 84-90.
- [6] MAUGIS P, GOUNE M. Kinetics of vanadium carbonitride precipitation in steel: a computer model [J]. Acta Materialia, 2005, 53(12): 3359-3367.

收稿日期: 2009-11-08; 修订日期: 2010-11-15

作者简介: 夏佃秀(1968—), 女, 博士, 高级工程师, 从事高等级管线钢、大线能量焊接用高强钢的研究开发, 联系地址: 济南市工业北路 21 号济钢技术中心 (250101), E-mail: xdxlf@126.com