

文章编号: 1004-0609(2004)S1-0217-07

大线能量低焊接裂纹敏感性钢的显微组织^①

陈 晓^{1, 2}, 陈颜堂¹, 王 蕾², 刘继雄¹, 卜 勇¹

(1. 武汉钢铁(集团)公司技术中心, 武汉 430080; 2. 武汉科技大学 材料系, 武汉 430081)

摘 要: 简要叙述了新研制的大线能量焊接低焊接裂纹敏感性调质高强度钢的特点。研制的新钢种属低碳低合金高强度钢, 集高强度($\sigma_s \geq 490$ MPa、 $\sigma_b \geq 610$ MPa)、高韧性(-20 °C 时横向 $A_{kv} \geq 47$ J)、优异的焊接性能(厚度 ≤ 50 mm 钢板焊前不需预热或稍加预热而不产生冷裂纹)于一体, 并能承受大线能量(≥ 50 kJ/cm)焊接。研究了模拟焊接热影响粗晶区(CGHAZ)的微观组织结构特征及其与力学性能的关系。结果表明: CGHAZ 中复合夹杂物可促进针状铁素体的形成, 针状铁素体的数量与输入线能量有关并显著影响 CGHAZ 的力学性能。

关键词: HSLA 钢; 低焊接裂纹敏感性; 大线能量焊接; 焊接热影响粗晶区; 微观组织; 针状铁素体

Microstructure of large heat input welding steels with low susceptibility to weld cracking

CHEN Xiao^{1, 2}, CHEN Yan-tang¹, WANG Lei², LIU Ji-xiong¹, BU Yong¹

(1. NETC of Wuhan Iron and Steel(Group) Corporation, Wuhan 430080, China;

2. Department of Material, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081, China)

Abstract: The feature of new developed HSLA steels for large heat input welding with low susceptibility to weld cracking was presented. The steels designated as WDL610D2, which gather high strength($\sigma_s \geq 490$ MPa, $\sigma_b \geq 610$ MPa), high impact toughness(at -20 °C, $A_{kv} \geq 47$ J) and excellent weldability(the weld crack may be not formed without preheat or preheat with a little heat input for the steel plate with a thickness of less than 50 mm), can be welded with large heat input(≥ 50 kJ/cm). The microstructure nature of CGHAZ, which is a function as mechanical properties, was investigated. The complex inclusions in CGHAZ promote the acicular ferrite formation, which is associated with heat input and affects the mechanical properties of CGHAZ.

Key words: HSLA steel; low susceptibility to weld cracking; large heat input welding; coarse grain heat affected zone; microstructure; acicular ferrite

在大型成套工程核心材料压力容器用钢的发展过程中, 提高压力容器用钢板的质量, 生产既能承受大线能量焊接又具有低焊接裂纹敏感性的优质压力容器用钢板一直是广大冶金工作者孜孜以求的目标^[1, 2]。压力容器用钢板的焊接热影响粗晶区(CGHAZ)性能恶化、晶粒粗化、易产生焊接冷裂纹等问题是影响其产量和质量的主要问题^[3]。传统低合金高强度钢(HSLA)的弊端是在强度提高的同时其冲击韧性和焊接性显著下降, 焊接裂纹敏感性增加, 给大型钢结构的制造带来困难, 特别是会给企

业的安全生产造成威胁。因此, 在追求高强度的同时, 改善钢板的韧性也越来越受到材料研究者的重视^[4, 5]。

世界上一些发达国家相继开发出一系列韧性较高的低合金高强度钢。日本率先研制出低焊接裂纹敏感性钢和大线能量焊接用钢^[6, 7], 而我国大型成套工程核心材料中的高韧性、高强度钢及低温钢多年来发展缓慢, 高参数球型贮罐用钢全部依赖进口。为满足新型压力容器用钢的需求, 武汉钢铁公司于 20 世纪 80 年代初期, 成功地研制开发出 60

① 作者简介: 陈 晓(1940-), 男, 教授级高工, 博士生导师。

通讯作者: 陈 晓, 教授级高工; 电话: 027-86805844; E-mail: chxi@wisco.com.cn

kg 级的低焊接裂纹敏感性钢, 该钢种于 1985 年通过了冶金部的技术鉴定, 其企业牌号为 WDL610D 和 WDL610E, 不预热或稍加预热不产生焊接冷裂纹的板厚可达 50 mm, 当时填补了国内空白, 但该钢不能承受大线能量焊接。为满足用户新的需求, 武汉钢铁公司于 20 世纪 90 年代中期成功地研制了大线能量焊接高强度钢, 可承受焊接线能量为 50~100 kJ/cm, 其企业牌号为 WH610D2^[1]。

武汉钢铁公司研制的新钢种克服了现有 WDL 钢受焊接线能量限制和大线能量焊接用钢不具有低焊接裂纹敏感性的弊端, 不但集高强度、高韧性和优异焊接性能于一体, 而且能承受大线能量(≥ 50 kJ/cm)焊接, 从而大幅度提高焊接效率, 改善现场焊接环境。

本文作者在此简要叙述研制难度更大的大线能量低焊接裂纹敏感性钢(WDL610D2)的研究进展, 研究其显微组织和力学性能。

1 实验

采用 50 kg 真空感应炉冶炼 WDL610D2 试验钢并真空浇铸成圆钢锭, 然后将试验钢轧制成 20

mm $\times$ 200 mm $\times$ L (长度) mm 的钢板, 最后进行调质热处理。加工后的试样尺寸为 11 mm $\times$ 11 mm $\times$ 90 mm。在 Gleeble-2000 热模拟试验仪上进行大线能量焊接模拟试验, 之后以加热点为中心将试样加工成拉伸标准试样及冲击试样, 进行力学性能试验。用 Olympus PME3-323 μ n 金相显微镜观察分析微观组织形貌、用 Superprobe JXA8800R 电子探针分析夹杂物形态特征及组成。在 JEM-2000FX II 透射电镜、S570 扫描电镜和 IBAS-2000 图像分析系统上观察研究实验钢的微观组织结构。

2 结果

2.1 新钢种化学成分优化设计

用最优化正交试验设计 WDL610D2 钢化学成分。设计时, 以 Mn-Cr-Mo-V 系为合金化基础, 辅 Ni、Cu 及 Ti 等微量合金元素, 使新钢种适应大线能量焊接。为满足低焊接裂纹敏感性, 须保证 C 含量 $\leq 0.10\%$, 同时确保 $P_{cm} \leq 0.21\%$ 。在正交实验结果的基础上按 $P_{cm} \leq 0.21\%$ 设计了实验钢的化学成分, 基本化学成分见表 1, 设计思路见图 1。

在 WDL610D2 钢成分设计及试验工作的基础

表 1 新钢种设计的基本化学成分(质量分数, %)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Ti	Nb	B	P_{cm}
≤ 0.10	0.15~0.35	1.20~1.60	≤ 0.02	≤ 0.01	≤ 0.50	≤ 0.40	≤ 0.035	≤ 0.030	≤ 0.003	≤ 0.21

允许添加其它微量元素, $P_{cm} = w(C) + w(Si)/30 + w(Mn)/20 + w(Cr)/20 + w(Cu)/20 + w(Ni)/60 + w(Mo)/15 + w(V)/10 + 5w(B)$

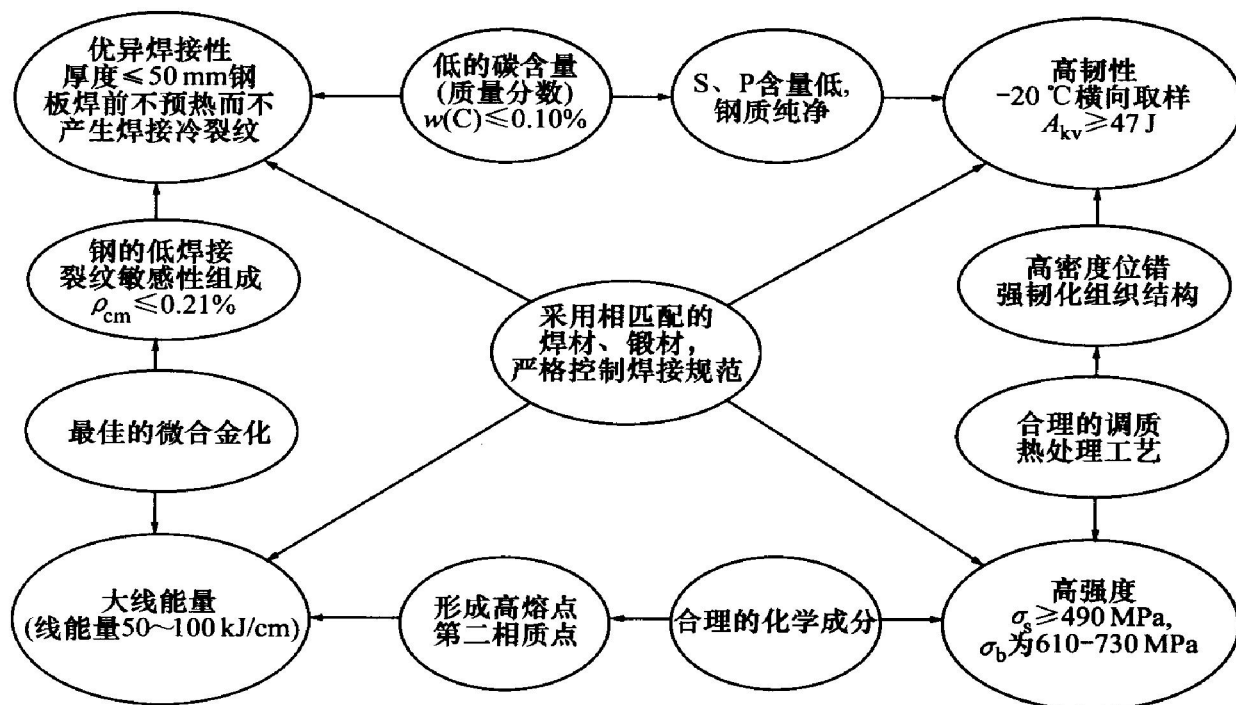


图 1 WDL610D2 钢设计思路示意图

上, 经过整理与分析, 提出了 WDL610D2 钢优化后的化学成分。用合金元素 Ti 代替 Al 脱氧, 以促进晶内(针状)铁素体的形核来限制上贝氏体的形成; 又有针对性地以 Ti 为核心, 设计了 6 个钢号的试验, 其主要成份的设计变化规律见表 2。

表 2 试验钢的成分设计变化规律

合金元素	1 [#] 钢	2 [#] 钢	3 [#] 钢	4 [#] 钢	5 [#] 钢	6 [#] 钢
Ti	+	++	+++	+	+	+
Nb				+	+	+
B					+	+
Cr						+

2.2 力学性能

对于所设计的新钢种——WDL610D2 钢, 由图 2 和图 3 的拉伸试验强度结果可以看出: 经不同制度的调质处理后, 各成分的 WDL610D2 钢的抗拉强度 σ_b 指标绝大部分能满足钢板的技术要求($\sigma_b \geq 610 \text{ MPa}$ 、 $\sigma_s \geq 490 \text{ MPa}$)。从图中还可以看出: 回火温度为 620 ℃时, 钢的强度指标均明显高于回火温度为 660 ℃时相对应钢的强度指标数值。经过分析可见 σ_b 和 σ_s 的变化趋势基本相同, 而且各成分的 WDL610D2 钢强度数值存在一定的差距。回火温度为 660 ℃时, 各成分 WDL610D2 钢的塑性比回火温度为 620 ℃的好。

从图 4 所示的拉伸试验中的延伸率(δ_5)结果可以看出: 除含 B、Nb、Cr 的 6[#] 钢在回火温度为 620 ℃的调质工艺制度下 δ_5 值满足不了技术要求外, 其余几种钢的 δ_5 均能满足技术要求($\delta_5 \geq 17\%$); 回火温度为 660 ℃时, 所有钢的 δ_5 均能满足钢板的技术要求。由图 5 所示的-20 ℃ A_{kv} 冲击试验结果可以看出: 除含 B、Nb、Cr 的 6[#] 钢在回火温度为 620 ℃的调质工艺制度下的 A_{kv} 满足不了技术要

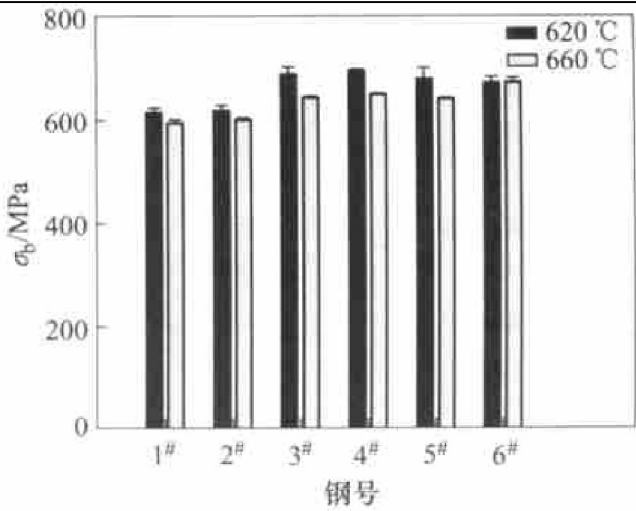


图 3 WDL610D2 钢调质态的抗拉强度(σ_b)

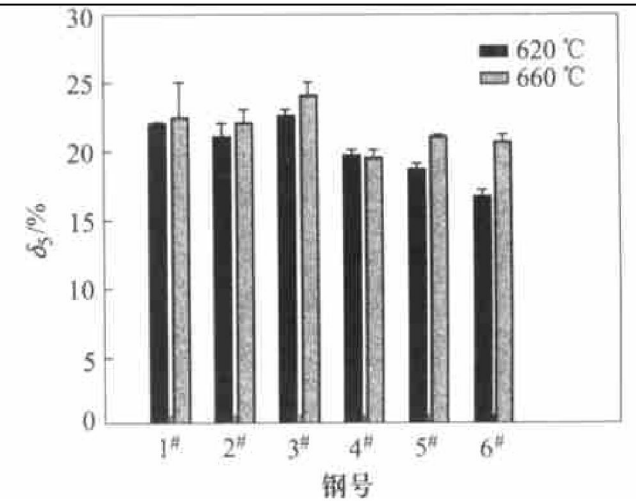


图 4 WDL610D2 钢调质态延伸率

求外, 其余几种钢的 A_{kv} 均能满足钢板的技术条件要求(-20 ℃, $A_{kv} \geq 47 \text{ J}$), 3[#] 钢在 620 ℃回火时冲击功数值最高, 平均值可高达 119 J。

对 WDL610D2 钢板进行了线能量分别为: 30 kJ/cm、60 kJ/cm、80 kJ/cm 和 100 kJ/cm 的焊接

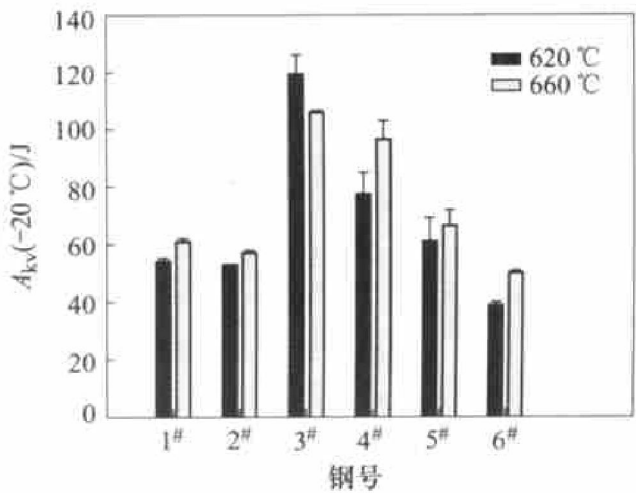


图 5 WDL610D2 钢调质态的韧性(-20 ℃, A_{kv})

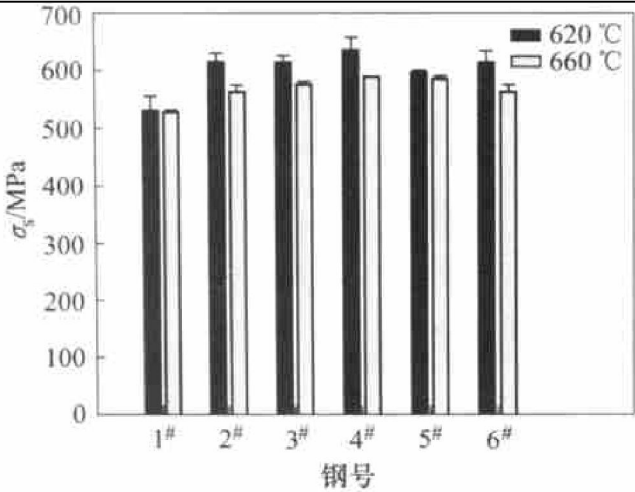


图 2 WDL610D2 钢调质态的屈服强度(σ_s)

热模拟试验。从不同线能量模拟 CGHAZ 的拉伸试验结果(图6和图7)可以看出:随着焊接线能量的增加, σ_b 和 σ_s 基本上呈下降趋势;特别是当线能量小于 80 kJ/cm 焊接时, 3[#] 钢和 6[#] 钢的强度指标 σ_b 和 σ_s 均较高, 且均能满足技术要求, 含微 Ti 的 1[#] 钢不能满足技术要求。焊接线能量大于 80 kJ/cm 时, 随着线能量的增加, 各钢的 σ_b 和 σ_s 下降幅度较大, 强度试验结果分析得到较为适宜的线能量应选择在 80 kJ/cm 焊接。

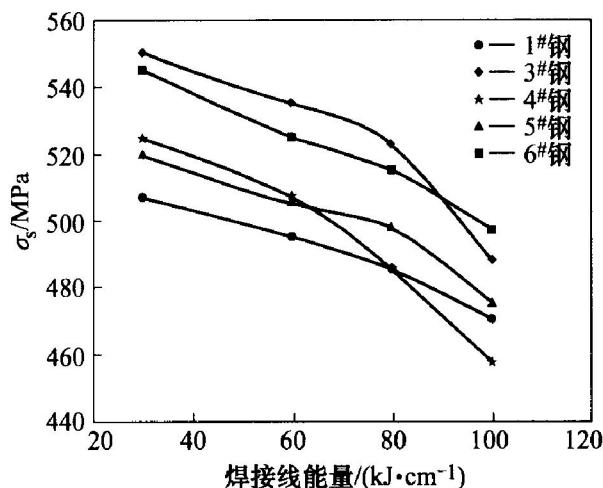


图6 WDL610D2 钢在不同焊接线能量 HAZ 的屈服强度

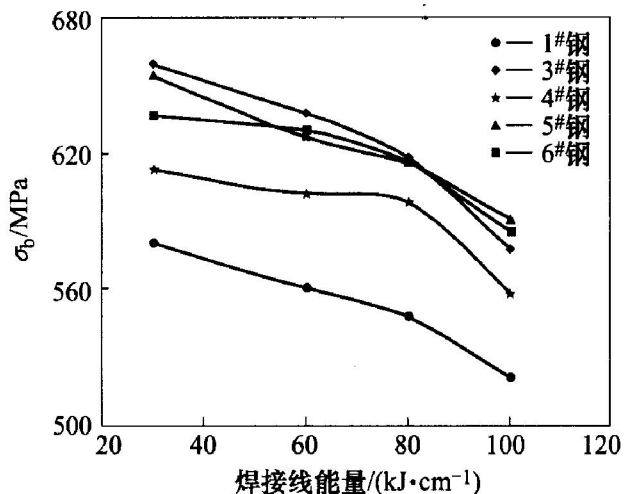


图7 WDL610D2 钢在不同焊接线能量 HAZ 的抗拉强度

从图8可以看出:从 30 kJ/cm 到 80 kJ/cm 焊接线能量下, 随着焊接线能量的增加, 除 6[#] 钢外其余钢的 δ_5 都不断增加: 1[#] 钢和 3[#] 钢的 δ_5 增加幅度最大; 焊接线能量继续增加时各钢的 δ_5 均降低。总之, 在大线能量焊接时, 热模拟 CGHAZ 的拉伸试验结果表明: 各成分的 WDL610D2 钢均能满足技术条件要求。由图9可见, 随着焊接线能量的增加, 除 6[#] 钢外, 其余钢的 A_{kv} 都呈下降趋势; 焊接

线能量小于 80 kJ/cm 时, 随着焊接线能量的增加, 除 5[#] 钢外, 其余钢 CGHAZ 的冲击值均能满足技术条件要求。

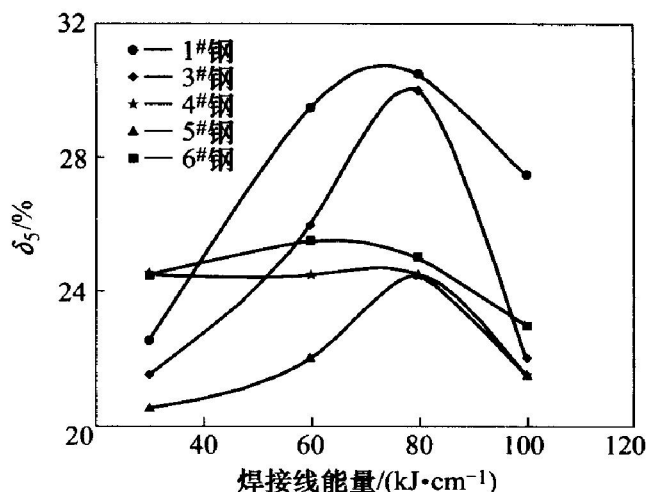


图8 WDL610D2 钢不同焊接线能量 HAZ 的延伸率

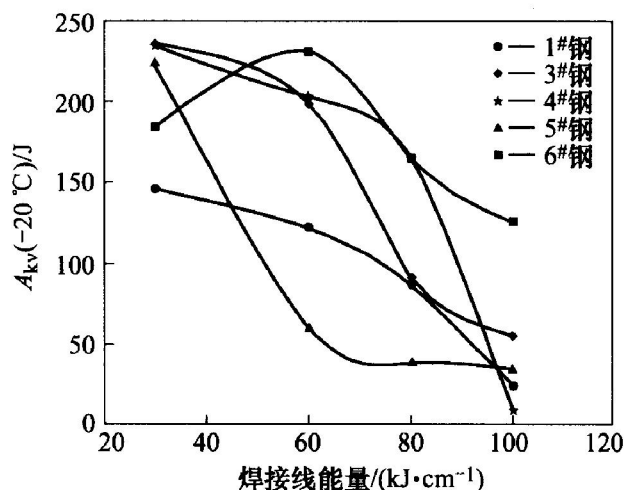


图9 WDL610D2 钢在不同焊接线能量 HAZ 的韧性(-20℃, A_{kv})

另外还进行了实板焊接试验, 焊接线能量为 75 kJ/cm。

由图10所示的拉伸试验结果可以看出, 含高 Ti 的 3[#] 钢和含合金元素最多的 6[#] 钢的 σ_b 能满足技术要求, 其余几号钢的 σ_b 都较低。1[#] 钢只经过微 Ti 处理, 而 Ti 只能净化间隙原子, 起不到弥散强化的作用, 因而 1[#] 钢的 σ_b 最低; 4[#] 钢中添加的 Nb 细化了组织, 所以其强度有所增加; 5[#] 钢中同时添加了 Nb 和 B, 而 B 增加了钢的淬透性, 所以强度比单加 Nb 的 4[#] 钢又有所增加; 6[#] 钢在 1[#] 钢基础上同时添加了 Nb、B 和 Cr, 由于 Cr 的添加, 进一步增加了钢的淬透性, 所以 6[#] 钢的 σ_b 比 5[#] 钢的高; 由于 3[#] 钢(含高 Ti 的钢)已属于微 Ti 合金钢, Ti 在钢中不仅可以起到弥散质点的作用, 还可以细化组织, 所以其强度值最高。

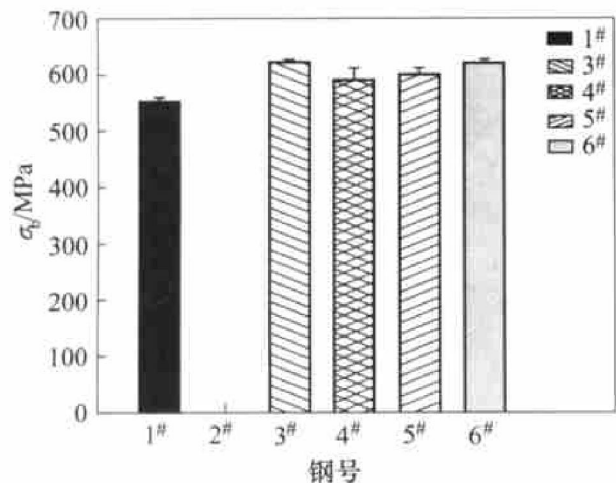


图 10 WDL610D2 钢在焊接线能量为 75 kJ/cm 时的抗拉强度

75 kJ/cm 线能量焊接时, 含合金元素最多的 6# 钢和含高 Ti 的 3# 钢, 它们的 σ_b 能满足技术要求。韧性结果(图 11)表明, 除了含 B、Nb 的 5# 钢外, 其余钢的冲击值仍能满足技术条件要求, 特别是含 Nb 的 4# 钢和含高 Ti 的 3# 钢, 其冲击值始终保持最高。综合分析后得出: 综合性能好且能承受大线能量焊接的钢应为 3# 钢和 6# 钢。

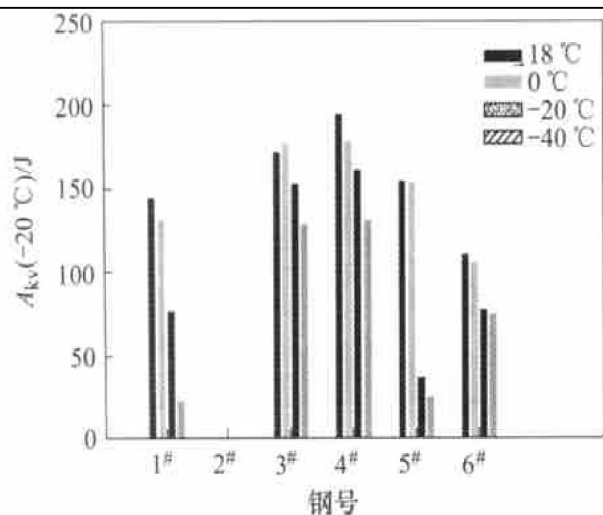


图 11 WDL610D2 钢在焊接线能量为 75 kJ/cm 的韧性

2.3 WDL610D2 钢母材组织结构分析

WDL610D2 钢调质工艺下的典型金相组织如图 12 所示(3# 钢)。WDL610D2 钢在调质热处理后的组织主要为: 回火索氏体或回火索氏体+ 少量铁素体的混合组织。取 WDL610D2 钢板制成薄膜试样, 进行了 TEM 组织结构观察分析。结果表明, 在板条回火马氏体上有高密度位错分布(见图 13)。

金相组织分析可知, WDL610D2 钢经调质热处理后得到了能同时满足低焊接裂纹敏感性和能承受



图 12 WDL610D2 钢调质态的光学显微组织

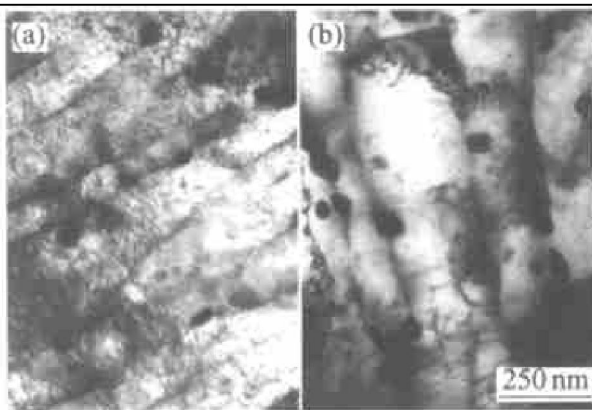


图 13 调质状态下的 TEM 显微组织

大线能量焊接的预期组织, 而且由奥氏体晶粒度和夹杂物等级判定可见: 在此工艺下奥氏体晶粒较细小, 夹杂物多为细小的氧化物或复合氧化物。除 5# 钢的夹杂物是链状夹杂物外, 其余钢的夹杂物均为纺锤状夹杂物。为了弄清夹杂物的形态和合金元素的含量, 利用电子探针进行了分析研究, 结果如图 14 所示。

CGHAZ 金相组织如图 15 所示。WDL610D2 钢 CGHAZ 的组织为: 先共析铁素体、少量上贝氏体、下贝氏体、粒状贝氏体、板条马氏体等组织。取钢板试样进行了不同线能量的 CGHAZ 试验和电镜分析(见图 16)。

为了进一步弄清质点的详细特征, 对质点进行了线扫描, 结果如图 17 所示。由图 17 元素各峰值分析可见, 夹杂物可能为 Ti_2O_3 、 TiN 、 MnS 、 Al_2O_3 等, 属复合氧化物。另外, 在 IBAS-2000 型图象分析仪上对不同焊接线能量下 CGHAZ 中的针状铁素体组织进行定量金相测定, 结果如图 18 所示。由图 18 可见, 随着焊接线能量的增加, 各钢组织中的针状铁素体含量均增加; 而且在焊接线能量范围 60~80 kJ/cm 内, 针状铁素体含量最高, 可高达 85% 左右。

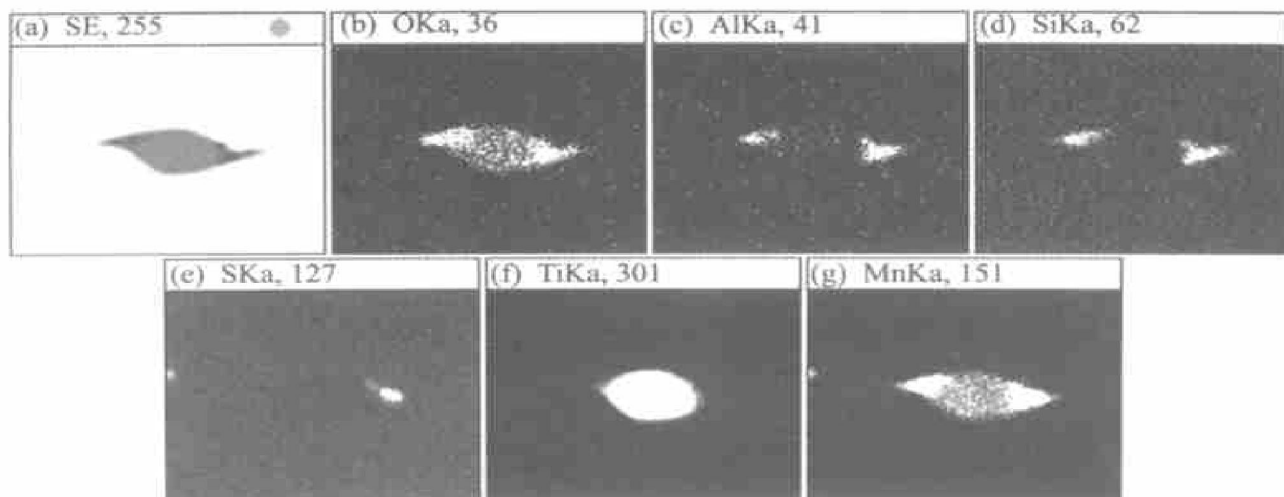


图 14 WDL610D2 钢调质态复合氧化物电子探针照片(6# 钢)

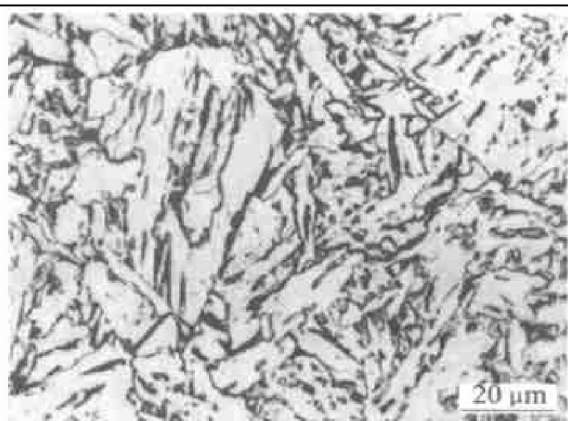


图 15 WDL610D2 钢模拟焊接 HAZ 的金相组织

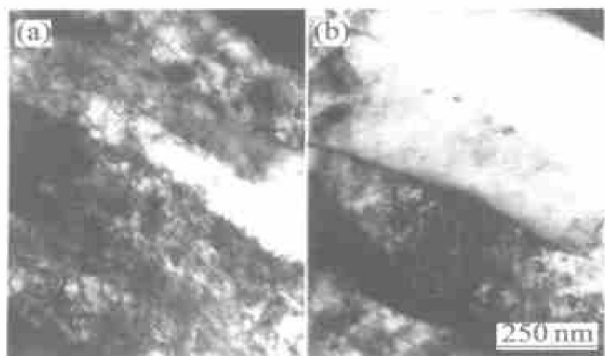


图 16 不同线能量(60 和 100 kJ/cm)下 CGHAZ 的显微组织

3 分析与讨论

3.1 针状铁素体的形成机制

针状铁素体(AF)为原奥氏体晶内有方向性的细小铁素体,宽约 2 μm,是指低合金高强度钢在连续冷却条件下获得的不同于铁素体和珠光体(F-P)的一种类贝氏体(Bainite-like)组织。它的转变温度略高于上贝氏体,以扩散和切变的混合机制实现转

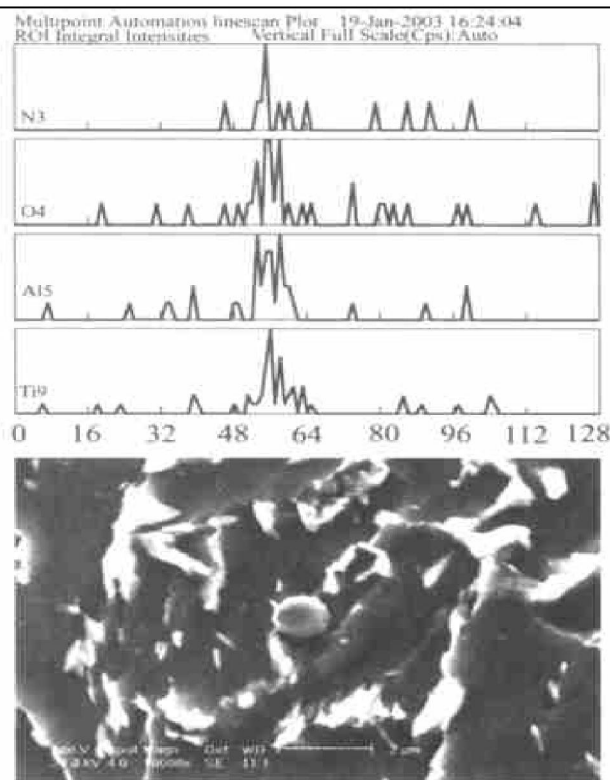


图 17 WDL610D2 钢实际焊接后 HAZ 中的质点线扫描

变,因为相变只涉及到铁素体(F),不形成 Fe_3C ,其中的少量奥氏体只是残留相(部分奥氏体冷却时转变为马氏体),故称该转变产物为铁素体,而不称贝氏体。又由于铁素体呈板形态,因此命名为针状铁素体,获得这类组织的钢称为针状铁素体钢^[8]。

3.2 高温氧化物形成的过程

在微 Ti 处理的合金钢中,如果只含 Ti,就没有析出、强化的作用,其中的微 Ti 只起到净化间隙原子的作用而已。这是通常工程用钢在强度余量较大时,为了增加钢的韧性所采用的一般方法。钢中

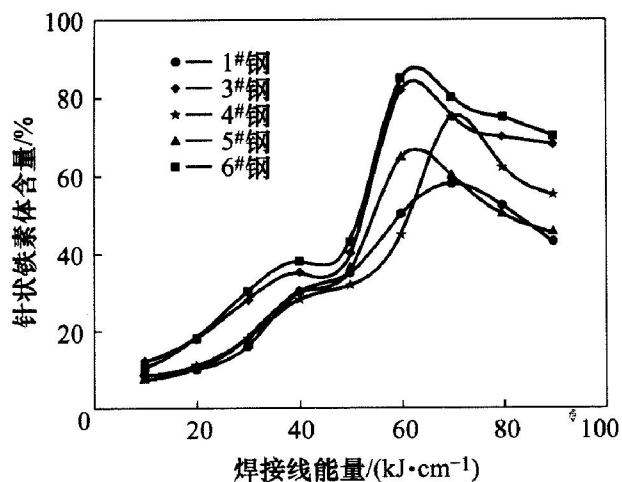


图 18 不同焊接线能量下的针状铁素体含量

形成的高熔点第二相质点使相变过程中增加了形核点,从而使钢的组织中晶粒更细小、组织更致密、工艺性能和使用性能更佳^[9]。本文作者所述 WDL610D2 钢就是利用现代氧化物冶金原理,使 CGHAZ 形成难熔高温第二相质点,从而得到细小的针状铁素体组织。难熔高温第二相质点为 Ti_2O_3 、 Al_2O_3 、 $(Al, Ti)_2O_3$ 、 TiN 等,其中复合氧化物 $(Al, Ti)_2O_3$ 的形成过程可能是:在 $1500 \sim 1600\text{ }^\circ\text{C}$ 的钢液中,首先形成质点的氧化物核心,如 Al_2O_3 、 Ti_2O_3 、 $(Al, Ti)_2O_3$;随着温度的降低,氮化物 (TiN 、 AlN 等)和硫化物 (MnS) 等相以高温氧化物质点为核心而生长。氧化物和复合氧化物在质点中占的比例很大,所以将该质点称为复合高温氧化物质点,其示意简图如图 19 所示。

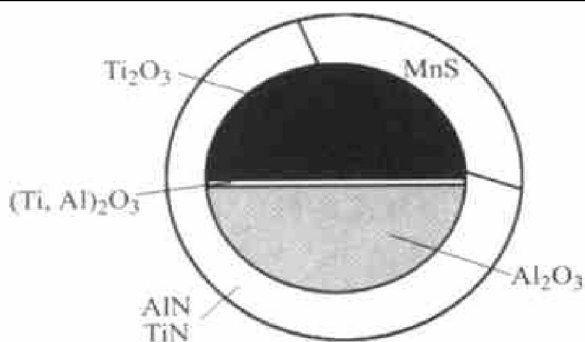


图 19 WDL610D2 钢中复合第二相质点形成示意图

3.3 高温氧化物对针状铁素体形态的影响

高温氧化物质点对针状铁素体的影响分为两种情况:

- 1) 对高温形成的先共析铁素体的影响;
- 2) 对中温转变组织贝茵铁素体的影响。中温转变组织贝茵铁素体与高温转变组织先共析铁素体的转变组织不同,从形态上、亚结构来看,先共析铁素

体是完整的,而贝茵铁素体是高密度的位错亚结构。

4 结论

1) 研制的大线能量低焊接裂纹敏感性 WDL610D2 钢集高强度、高韧性和优异焊接性于一体,并能承受大线能量焊接。

2) 钢中高熔点稳定复合夹杂物促使 CGHAZ 中针状铁素体的形成并抑制奥氏体晶粒的粗化,使钢具有良好的力学性能。

3) 焊接线能量由 30 kJ/cm 增加到 80 kJ/cm 时,CGHAZ 中针状铁素体含量增加,冲击韧性亦随之提高,线能量继续增加时韧性开始下降。而强度随着焊接线能量增加而降低,但仍能满足技术条件的要求。

4) WDL610D2 钢调质处理后组织由高密度位错索氏体+少量贝氏体+第二相质点组成,CGHAZ 组织主要由针状铁素体+贝氏体+马氏体组成。

参考文献

- [1] 陈晓,等. 高性能压力容器和压力钢管用钢[M]. 北京:机械工业出版社,1998. 1-142.
- [2] 陈晓. 球形容器用 CF-62 钢的开发及应用[A]. 第三届全国压力容器学术会议专题报告集[C]. 1992. 142-148.
- [3] 秦晓钟. 压力容器用钢与标准的技术进展[A]. 第四届全国压力容器学术会议专题报告集[C]. 1997. 34-44.
- [4] QING Xiao-zhong. Recent report about abroad pressure vessel HSLA steel[J]. Chemical and Mechanics, 1981 (6): 43-53.
- [5] CHEN Xiao. Steels With High Properties for Pressure Vessels and Pipes[M]. Beijing: Mechanical Industry Press, 1999.
- [6] 石闾千里,等. 低焊接裂纹敏感性 60 kg 钢板 K-TEN62CF[P]. 神户制钢技报, 1979, 29(4): 9-12.
- [7] HT60s steel for high weld heat inputs: WEL-TEN60S and 62S[J]. Nippon Corp, QT215, 1974, 1-32.
- [8] Ohkita S, et al. Improvement of HAZ toughness of HSLA steel by finely dispersed titanium oxide[J]. Nippon Steel Technical Report, 1988, 37(4).
- [9] Ahmed N U. Effect of higher heat input on T+B containing weld metals[J]. Australian Welding Journal, first quarter, 1989(1): .

(编辑 何学锋)