

## Zr 微合金化 HSLA 钢粗晶热影响区的组织和性能

习天辉 陈晓 陈颜堂 浦绍康  
(武汉钢铁(集团)公司技术中心, 武汉 430080)

**摘要** 用焊接热模拟法研究了 Zr 处理对 ( $\leq 0.18\text{C}-1.2 \sim 1.6\text{Mn}$  低合金高强度(HSLA)钢焊接粗晶热影响区(CGHAZ)组织和性能的影响。试验结果表明,Zr 含量在 0.01% ~ 0.03% 时,经过 30 ~ 100 kJ/cm 线能量焊接热模拟后,CGHAZ 的强度、塑性和 - 50 °C 冲击韧性都高于没有经过 Zr 处理的试验钢;Zr 钢显微硬度(HV10)177 ~ 251,具有优良的焊接性。焊接线能量相同时,没有经过 Zr 处理试验钢 CGHAZ 的晶粒比 Zr 处理钢粗大;焊接线能量为 30 kJ/cm 时,各试验钢 CGHAZ 的组织以贝氏体为主,随着焊接线能量提高,CGHAZ 中出现针状铁素体和少量珠光体。

**关键词** 低合金高强度钢 大线能量焊接 组织 力学性能

## Structure and Properties of Coarse Grain Heat Affected Zone of Zr Microalloying HSLA Steel

Xi Tianhui, Chen Xiao, Chen Yantang and Pu Shaokang  
(Technology Center, Wuhan Iron and Steel (Group) Corp, Wuhan 430080)

**Abstract** The effect of micro Zr on structure and mechanical properties of welding coarse grain heat affected zone (CGHAZ) of  $\leq 0.18\text{C}-1.2 \sim 1.6\text{Mn}$  HSLA steel has been studied by welding thermal simulation method. The test results showed that with 30 ~ 100 kJ/cm heat input welding thermal simulation, the strength, plasticity and impact toughness at - 50 °C of CGHAZ of steel containing 0.01% ~ 0.03% Zr were higher than that steel non-containing Zr, and microhardness HV10 value of Zr steels was 177 ~ 251. The Zr steels had excellent weldability and at same heat input the grain in CGHAZ of non-containing steel was coarser than that of Zr steel and with heat input of 30 kJ/cm the bainite was dominant in structure of CGHAZ while with increasing the heat input the acicular ferrite and few pearlite occurred in CGHAZ.

**Material Index** HSLA Steel, High Heat Input Welding, Structure, Mechanical Properties

为提高焊接效率,保证工程结构使用的安全可靠,随着单面埋弧焊、气电焊、电渣焊等焊接效率高的大线能量焊接(High Heat Input Welding)技术相继采用<sup>[1]</sup>,使传统的低合金高强度钢(HSLA 钢)粗晶热影响区(Coarse Grain Heat Affected Zone 简称 CGHAZ)的强度和韧性变差,并且易产生焊接冷裂纹等缺陷。

以晶内夹杂物为核心形成、长大的针状铁素体往往向各个方向生长,位向杂乱,能较好地阻止裂纹扩展<sup>[2,3]</sup>。钢中含有针状铁素体时,有效断裂单元为一个针状铁素体束,因此针状铁素体具有较高的韧性,其含量越高,韧性越好<sup>[4]</sup>。

已有工作都是采用 Ti-B 处理,研究其对低合金钢焊接粗晶热影响区组织及韧性的影响<sup>[2,3,5,6]</sup>。Zr 的氧化物比 Ti 的氧化物形成能更低<sup>[7]</sup>,即 Zr 的氧化物比 Ti 的氧化物的熔点更高。本文在研究了 Zr 含量对低合金钢组织和性能的

影响基础上<sup>[8]</sup>,进一步研究 Zr 处理对低合金钢粗晶热影响区的组织和性能的影响。

### 1 试验材料和方法

50 kg 真空感应电弧炉冶炼的铸锭(化学成分见表 1)在 500 mm 轧机上轧制成的试验钢板尺寸为 16 mm × 200 mm × L mm。随后进行加热温度为  $\text{Ac}_3 + (30 \sim 50) \text{ } ^\circ\text{C}$ ,保温 30 min + 板厚(mm) × 1 min/mm 后空冷的正火处理。

表 1 试验钢的化学成分/%  
Table 1 Chemical compositions of tested steels /%

No	C	Si	Mn	P	S	Zr
3	$\leq 0.18$	0.15 ~ 0.50	1.20 ~ 1.60	0.009	0.006	-
8	$\leq 0.18$	0.15 ~ 0.50	1.20 ~ 1.60	0.009	0.006	0.01
27	$\leq 0.18$	0.15 ~ 0.50	1.20 ~ 1.60	0.007	0.006	0.02
28	$\leq 0.18$	0.15 ~ 0.50	1.20 ~ 1.60	0.008	0.005	0.03
1	$\leq 0.18$	0.15 ~ 0.50	1.20 ~ 1.60	0.008	0.005	0.06

注: C, Si, Mn 的设计成分相同。

将热处理后的试验钢加工成 11 mm × 11 mm × 90 mm 的焊接热模拟试样,在 GLEEBLE-2000 热/力模拟试验机上进行热模拟试验。试验参数为:峰值温度  $T_m = 1\ 320\ ^\circ\text{C}$ ,  $800\ ^\circ\text{C} \rightarrow 500\ ^\circ\text{C}$  的冷却时间  $t_{w/5}$  分别为 44 s、176 s、777 s,对应的焊接线能量分别为 30 kJ/cm、60 kJ/cm、100 kJ/cm。

## 2 试验结果

### 2.1 焊接粗晶热影响区的强韧性

图 1(a) 是不同 Zr 含量的试验钢经 30 kJ/cm 焊接热模拟后的强度、塑性。所有试样断裂部位

均在基材,这表明 CGHAZ 的强度高于基材。CGHAZ 的屈服强度  $R_{el}$  均在 370 ~ 390 MPa 之间,抗拉强度  $R_m$  在 500 ~ 515 MPa 之间。随着 Zr 含量的增加,CGHAZ 的强度波动不大,延伸率  $A$  随 Zr 含量的增加呈增加的趋势,不含 Zr 时延伸率最低,只有 14.5%,随着 Zr 含量的增加,延伸率逐渐增加到 22%,断面收缩率  $Z$  波动不大。Zr 含量在 0.01% ~ 0.03% 时,试验钢粗晶热影响区的强度、塑性高于没有经过 Zr 处理的试验钢。

图 1(b)、(c) 所示经 60 kJ/cm、100 kJ/cm 大线能量焊接热模拟后的试验钢 CGHAZ 的强度、塑性

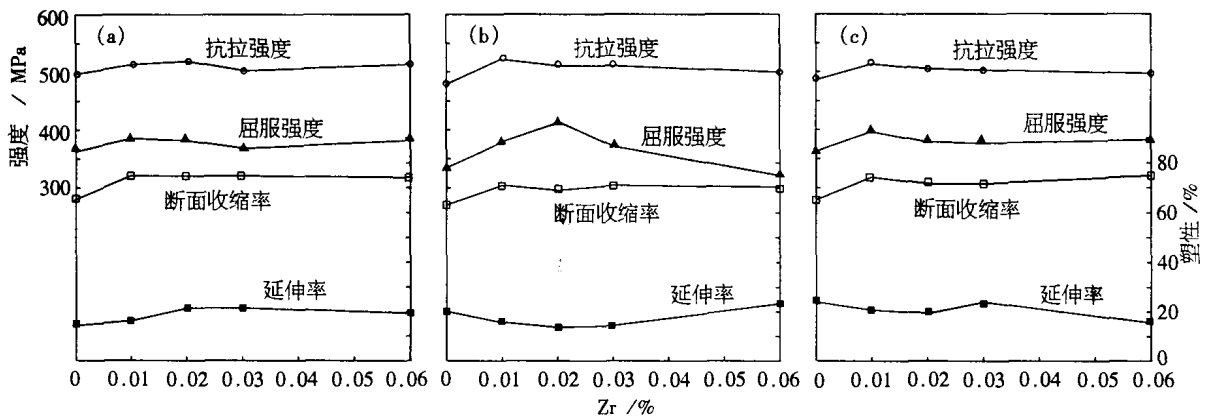


图 1 Zr 含量对低合金高强度钢不同线能量焊接热模拟后强度和塑性的影响:(a) 30 kJ/cm; (b) 60 kJ/cm; (c) 100 kJ/cm  
Fig. 1 Effect of Zr content on strength and plasticity of HSLA steels after welding thermal simulation with different heat input: (a) 30 kJ/cm; (b) 60 kJ/cm; (c) 100 kJ/cm

的变化规律与 30 kJ/cm 时的相同, Zr 含量在 0.01% ~ 0.03% 时,试验钢 CGHAZ 的强度、塑性高于没有经过 Zr 处理的试验钢,且略高于基材。

由表 2 可见,在 30 kJ/cm 焊接热模拟条件下,随着对试验钢进行 Zr 处理,试验钢 CGHAZ 的 -50 °C 低温冲击韧性提高, Zr 含量在 0.01% ~ 0.02% 之间时,低温冲击韧性都较高。随着 Zr 含量进一步提高,CGHAZ 的韧性急剧下降。可见,30 kJ/cm 焊接热模拟时,对应于 -50 °C 冲击韧性,

表 2 不同线能量焊接热模拟后的 -50 °C 冲击韧性与 HSLA 钢 Zr 含量的关系/J

Table 2 Relation between impact toughness at -50 °C and Zr content in HSLA steels after welding thermal simulation with different heat input /J

线能量/ kJ·cm <sup>-1</sup>	Zr / %				
	0	0.01	0.02	0.03	0.06
30	32	60	38	18	7
60	7	46	35	32	4
100	7	60	44	42	5

有一个较佳的 Zr 含量范围,本试验中 Zr 含量的较佳范围为 0.01% ~ 0.02%;焊接线能量为 60 kJ/cm、100 kJ/cm 时,没有进行 Zr 处理的试验钢,其 CGHAZ 的 -50 °C 冲击韧性很低,随着 Zr 含量的增加, -50 °C  $A_{KV}$  值增加,但达到一个最大值后,又随着 Zr 含量的增加而下降。在这两种线能量焊接热模拟条件下, Zr 含量在 0.01% ~ 0.03% 范围时,试验钢 CGHAZ 的 -50 °C 冲击韧性较高。

### 2.2 试验钢焊接粗晶热影响区组织和显微硬度

焊接线能量较低时(30 kJ/cm),粗晶热影响区主要为贝氏体组织,随焊接线能量的提高,粗晶热影响区出现针状铁素体和少量珠光体(图 2)。

由表 3 可见,焊接线能量为 30 kJ/cm 时,没有进行 Zr 处理的试样,其 CGHAZ 的 HV10 为 193。随着对试验钢进行 Zr 处理,各试样 CGHAZ 的显微硬度值高于没有经过 Zr 处理的试样,且随着 Zr 含量的增加,CGHAZ 的显微硬度值提高, Zr 含量在 0.02% 左右时, HV10 达到最高,此时 HV10 为

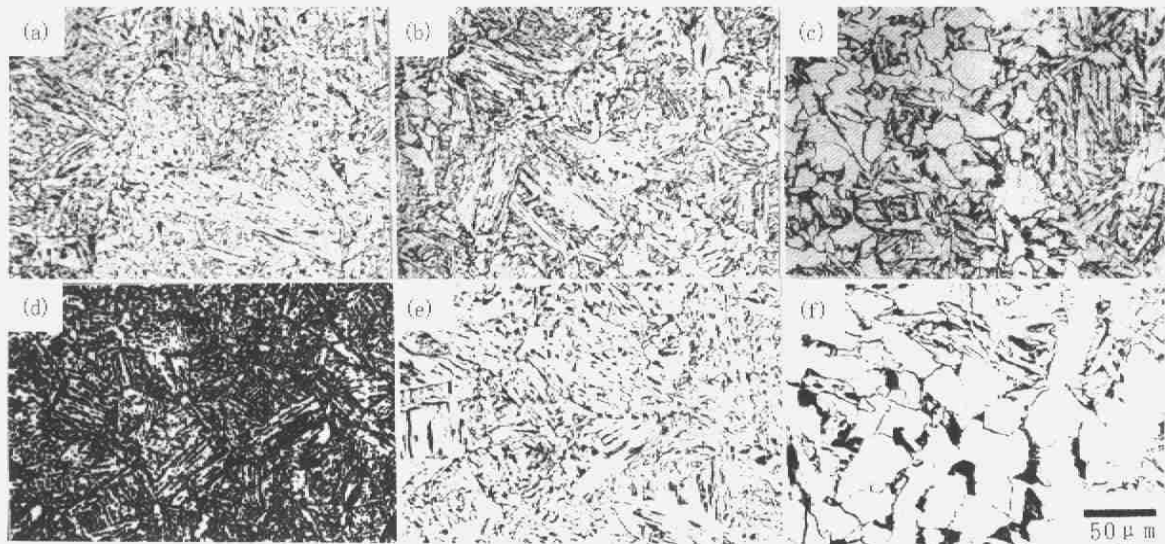


图 2 不加 Zr 和加 Zr 钢焊接热模拟粗晶热影响区的组织: (a) 不加 Zr, 30 kJ/cm; (b) 不加 Zr, 60 kJ/cm; (c) 不加 Zr, 100 kJ/cm; (d) 0.03% Zr, 30 kJ/cm; (e) 0.03% Zr, 60 kJ/cm; (f) 0.03% Zr, 100 kJ/cm

Fig.2 Structure of non- adding and adding Zr HSLA steels after welding thermal simulation with different heat input: (a) non-adding Zr, 30 kJ/cm; (b) non- adding Zr, 60 kJ/cm; (c) non- adding Zr, 100 kJ/cm; (d) 0.03Zr, 30 kJ/cm; (e) 0.03Zr, 60 kJ/cm; (f) 0.03Zr, 100 kJ/cm

表 3 不同线能量焊接热模拟后 CGHAZ 的硬度 (HV10) 与 HSLA 钢 Zr 含量的关系

Table 3 Relation between hardness HV10 of CGHAZ and Zr content in HSLA steels after welding thermal simulation with different heat input

Zr/%	焊接线能量/kJ·cm <sup>-1</sup>		
	30	60	100
0	193	170	147
0.01	239	177	200
0.02	251	198	207
0.03	238	194	199
0.06	215	194	185

251。Zr 含量进一步提高,显微硬度又略有下降,但即使是 Zr 含量达到最高值 0.06% 时,其 HV10 为 215,仍高于没有进行 Zr 处理的试样。焊接线能量为 60 kJ/cm、100 kJ/cm 时,CGHAZ 的显微硬度变化规律与焊接线能量为 30 kJ/cm 时的相同。

同一成分的试样在 30 kJ/cm 焊接热模拟时的显微硬度 HV10 值最高,随着焊接线能量的提高到 60 kJ/cm 和 100 kJ/cm,显微硬度值降低。如对于 Zr 含量为 0.02% 的试验钢,30 kJ/cm 时的 HV10 为 251,而 60 kJ/cm 和 100 kJ/cm 时的 HV10 分别为 198 和 207。总体而言,Zr 处理钢在 3 种焊接线能量条件下的 HV10 都小于 260。

从焊接粗晶热影响区的最高硬度与试样根部裂纹率的关系可知,要使钢板焊接接头根部不产生焊接冷裂纹,必须控制焊接粗晶热影响区的最

高硬度  $HV_{10} < 330^{[1]}$ 。Zr 处理钢 3 种焊接线能量条件下的 HV10 都小于 260,大大低于 330 HV10 的许可值,因此,试验钢在采用大线能量焊接时,不会出现焊接冷裂纹,即试验钢具有优异的焊接性。

### 3 讨论

焊接线能量为 30 kJ/cm 时,各试样粗晶热影响区的组织都以贝氏体为主,随着焊接线能量提高,试验钢粗晶热影响区组织中出现针状铁素体和少量珠光体。

#### 3.1 化学成分对粗晶热影响区组织的影响

焊接线能量为 30 kJ/cm 时,没有经过 Zr 处理的试样,奥氏体晶粒比较粗大。而经过 Zr 处理后的 28# 试样(0.03% Zr),奥氏体晶粒比不含 Zr 试样的要小。焊接线能量为 60 kJ/cm、100 kJ/cm 时,奥氏体晶粒大小的变化规律与之相同。可见,在焊接线能量相等的情况下,Zr 处理试验钢的奥氏体晶粒比没有进行处理的试验钢样要小。

按照经典的机械阻碍理论,奥氏体晶粒之所以不容易长大,是因为晶界上有众多高度弥散的化合物质点,这些质点机械地阻碍了奥氏体晶粒的长大<sup>[9]</sup>。由于 Zr 处理试验钢中形成的含 Zr 夹杂物在钢中的高度弥散分布,阻碍了粗晶热影响区奥氏体晶粒的长大。

### 3.2 焊接线能量对粗晶热影响区组织的影响

各试验钢材的组织均为铁素体+珠光体,经过不同线能量焊接热模拟后,由于冷却速度不同,因而粗晶热影响区的组织有所不同。

对于同一试验钢,随着焊接线能量的增大,冷却速度变小,试样在高温区停留的时间变长,因而奥氏体晶粒也随之变大。

焊接线能量为30 kJ/cm时,各试样的CGHAZ组织都以贝氏体为主,在铁素体片间分布着第二相,呈不连续的条状。焊接线能量为30 kJ/cm,对应的冷却速度最大,此时CGHAZ的组织转变是一个非平衡的相变过程。先共析铁素体转变完成后,待转变的富碳奥氏体呈岛状分布在铁素体之中,在冷却速度较大的情况下,这些富碳的奥氏体就转变成马氏体和残余奥氏体,即M-A组元<sup>[2,3,10]</sup>。Okada H等人<sup>[11]</sup>将分布在铁素体之中的M-A组元的形态分为二类:条状或块状,M-A组元的长度L与宽度W的比值 $L/W > 3$ 的称为条状, $L/W < 3$ 的称为块状,J. Liao等<sup>[12]</sup>的工作表明,当 $t_{w/s}$ 较小时,M-A组元主要呈条状。本工作所得到的CGHAZ金相组织与文献<sup>[2,3]</sup>基本一致。

焊接线能量为60 kJ/cm时,各试样CGHAZ组织中含有贝氏体,但由于化学成分的不同,铁素体的形态及数量发生了变化。没有经过Zr处理的3#试样中,有少量沿晶界分布的铁素体。28#试样(0.03%Zr)的组织为铁素体+少量的珠光体,

针状铁素体的含量较多,有的针状铁素体针片穿过晶界。由于此时焊接线能量较高,冷却速度较小,可能该冷却速度切过铁素体、珠光体转变的区域,从而在某些试验钢的CGHAZ组织中开始出现铁素体和珠光体。

焊接线能量为100 kJ/cm时,没有经过Zr处理的3#试样中,仍含有贝氏体组织,同时还含有较多数量的块状铁素体。Zr处理的28#试样中明显可见块状多边形铁素体,且晶内针状铁素体的数量也很多,有的针状铁素体呈细小的魏氏铁素体形态,另外还有少量的贝氏体。

### 4 结论

(1) Zr含量在0.01%~0.03%时,试验钢粗晶热影响区的强度、显微硬度、塑性和-50℃冲击韧性都高于没有经过Zr处理的试验钢。

(2) Zr处理钢粗晶热影响区显微硬度都小于260,表明Zr处理钢具有优良的焊接性。

(3) 粗晶热影响区的晶粒随着焊接线能量的提高而明显变大,在同一焊接线能量时,没有经过Zr处理试样的粗晶热影响区的晶粒最为粗大,经过Zr处理后,奥氏体晶粒都有所减小。

(4) 焊接线能量为30 kJ/cm时,各试样粗晶热影响区的组织都以贝氏体为主,随着焊接线能量提高,试验钢粗晶热影响区组织中出现针状铁素体和少量珠光体。

### 参考文献

- 1 陈晓,秦晓钟.高性能压力容器和压力钢管用钢.北京:机械工业出版社,1999
- 2 陈茂爱,唐逸民,楼松年. Ti对低合金高强度钢焊接粗晶热影响区组织及韧性的影响. 特殊钢,2001,22(5):5
- 3 陈茂爱,唐逸民,楼松年,等. 冷却时间对Ti微合金钢焊接粗晶区组织及韧性的影响. 金属学报,1998(3):263
- 4 赵明纯,单以银,肖福仁,等. 管线钢中针状铁素体的形成及其强韧性的分析. 材料科学与工艺,2001(12):356
- 5 尹桂全,高甲生,洪永昌,等. 微量Ti对焊接热影响区奥氏体晶粒长大倾向的影响. 上海金属,1998(1):24
- 6 Bang K S, Jeong H S. Effect of Nitrogen Content on Simulated Heat Affected Zone Toughness of Titanium Containing Thermomechanically Controlled Rolled Steel. Materials Science and Technology,2002(6):649
- 7 Reed. Thomas. Free Energy of Formation of Binary Compounds. USA: M I T Press,1971
- 8 习天辉,陈晓,李平和,等. Zr含量对微合金钢组织和性能的影响. 武汉科技大学学报,2003(4):339
- 9 王笑天. 金属材料学. 北京:机械工业出版社,1987
- 10 杜则裕,张德勤,田志凌. 低碳低合金钢焊缝金属的显微组织及其影响因素. 钢铁,增刊,1999(10):67
- 11 Okada H, Ikeuchi K, Matsuda F, et al. Study of Behavior of M-A Constituent and its Effect on Simulated HAZ in Single-pass and Multi-pass Welding Thermal Cycles. Quarterly Journal of the Japan Welding Society,1994(1):126
- 12 Liao J, Ikeuchi K, Matsuda F. Effect of Cooling Time on HAZ Toughness and Microstructure: Simulated HAZ Toughness of Low-alloy SQV-2A Pressure Vessel Steel (1<sup>st</sup> Report). Quarterly Journal of the Japan Welding Society,1996(1):116

习天辉,男,37岁,博士,高级工程师,从事中厚板新钢种研究。

收稿日期:2004-10-13