

HQ130 钢热影响区的 ICHAZ 区组织性能

李亚江, 邹增大, 吴会强, 王 娟
(山东大学 连接技术研究所, 济南 250061)

摘 要: 采用热模拟试验、显微图像分析仪、扫描电镜(SEM)和透射电镜(TEM)等对 HQ130 钢热影响区峰值温度 $A_{c1} \sim A_{c3}$ 区间(ICHAZ)不完全淬火区的组织性能进行了研究。针对 ICHAZ 峰值温度(T_P)800℃区域冲击韧性下降的问题,着重分析了 $M-A$ 组元及碳化物聚集对脆化的影响。研究表明, HQ130 钢热影响区 ICHAZ 的显微组织为板条马氏体(ML)、粒状贝氏体(B_g)和索氏体(S),晶粒细小但不均匀。ICHAZ 脆化的原因是局部 $M-A$ 组元的产生及片状碳化物的聚集。焊接线能量 E 对 $M-A$ 组元的体积含有率(V_f)有较大影响,但对细长 $M-A$ 组元体积含有率(SV_f)影响不大。通过控制焊接线能量可使 ICHAZ 避免出现 $M-A$ 组元和碳化物聚集,同时限制 $M-A$ 组元的有效直径 $d_{M-A} < 1.0 \mu m$,可以保证该区域的冲击韧性。

关键词: 高强度钢; 焊接热影响区; $M-A$ 组元; 显微组织

中图分类号: TG457.1 文献标识码: A 文章编号: 0253-360X(2001)02-54-05



李亚江

0 序 言

随着钢材强度级别的提高,保证焊接结构安全运行尤为重要。高强度钢焊接热影响区(特别是热影响区局部脆化区)韧性下降导致的脆性破坏受到国内外众多研究者的密切关注^[1,2]。但是,目前这方面的研究多集中于对热影响区粗晶区脆化的研究,对低碳调质钢热影响区不完全淬火区(ICHAZ, Inter-critical heat-affected zone)脆化问题研究的不多。热模拟试验发现, HQ130 钢 ICHAZ 峰值温度(T_P)800℃附近区域的韧性显著下降,比淬火粗晶区脆化的更为严重^[1]。因而,深入研究 HQ130 钢热影响区峰值温度(T_P)在 $A_{c1} \sim A_{c3}$ 区间不完全淬火区组织性能的变化,寻求微观组织结构与宏观韧性的内在联系,探索韧性下降的主导因素,从而有效地控制 HQ130 钢 ICHAZ 显微组织,提高该区域韧

性,对改善低碳调质钢焊接热影响区性能将有重要意义。

本文在热模拟试验、显微图像分析和电子显微镜(SEM、TEM)分析的基础上,对工程机械用 HQ130 钢热影响区峰值温度 $A_{c1} \sim A_{c3}$ 区间的组织性能进行了研究,分析了 HQ130 钢热影响区不完全淬火区(ICHAZ)韧性下降的主要因素和防止措施,为确定最佳焊接工艺参数提供了试验依据。

1 试验材料及方法

HQ130 钢是抗拉强度 1 300 MPa 的高强度工程机械用钢。试验用 HQ130 钢供货状态为 920℃淬火+250℃回火,该钢的相变点 A_{c1} 为 730℃, A_{c3} 为 850℃, A_{r1} 为 562℃, A_{r3} 为 754℃, M_s 为 400℃。HQ130 钢的化学成分及力学性能见表 1。

表 1 HQ130 钢化学成分(质量分数,%)及力学性能
Table 1 Chemical composition and mechanical properties of HQ130 steel

Chemical composition									
C	Si	Mn	Mo	Cr	Ni	B	S	P	C_{eq}
0.18	0.29	1.21	0.28	0.61	0.03	0.001 2	0.006	0.025	0.586
Mechanical properties									
σ_b /MPa	σ_s /MPa		δ_5 (%)	ψ (%)		HRC	A_{kv} /J		
1 370	1 313		10	43		40.5	64(20℃)		

采用焊接热模拟试验考察 HQ130 钢模拟热影响区韧性, 热模拟冲击试样尺寸为 10 mm×10 mm×55 mm, 加热峰值温度 T_P 为 1 350 ℃、950 ℃、800 ℃和 700 ℃, 分别对应于热影响区的淬火粗晶区、细晶区、不完全淬火区 (ICHAZ) 和亚临界回火区。模拟

热影响区 800 ~ 500 ℃冷却时间 $t_{8/5}$ 为 5 ~ 40 s, 整个试验过程由微机按编定的程序控制。实际焊接接头采用 CO₂ 气体保护焊, 为了防止焊接裂纹的产生, 焊接材料按“低强匹配”焊材选用。试板厚度为 12 mm, 试验用焊接工艺参数见表 2。

表 2 试验用焊接工艺参数
Table 2 Welding technology parameters in the test

Sample No.	Welding current	Arc voltage	Welding speed	Welding heat input	Shielded gas
	I/A	U/V	$v/(cm \cdot s^{-1})$	$E/(kJ \cdot cm^{-1})$	
01	170	25	0.44	9.6	CO ₂
02	170	25	0.26	16.0	CO ₂
03	180	25	0.20	22.3	CO ₂

从 HQ130 钢焊接接头区切取试样, 通过磨制和抛光腐蚀等工序制备成金相试样, 在光学显微镜下观察不同焊接线能量条件下热影响区的显微组织, 特别是不完全淬火区的显微组织。用日本 Shimadzu 型显微硬度计对不同焊接线能量时 HQ130 钢热影响区的显微硬度进行测定, 试验载荷 25 g, 加载时间 12 s。利用计算机显微图像分析仪对热影响区 ICHAZ 的组织、相对含量和晶粒度等进行定量分析。利用 JXA—80 扫描电镜 (SEM) 和 H—800 透射电镜 (TEM) 进一步观察 ICHAZ 的组织结构特征, 尤其是 $M-A$ 组元的分布形态和碳化物聚集。TEM 试样用线切割方法在 HQ130 钢 ICHAZ 切取并制备

成薄膜试样。

2 试验结果与分析

2.1 ICHAZ 宽度测定和显微硬度

利用光学显微镜和计算机显微图像分析仪对 HQ130 钢热影响区的显微组织进行分析。根据所设定的步距, 通过显微镜观察确定 HQ130 钢热影响区各特征区域 (特别是 ICHAZ) 的界限, 然后利用显微图像分析仪对热影响区各特征区域的宽度进行实测, 其实际测量结果和计算值见表 3。

由表 3 可见, 随着焊接线能量的增大, HQ130

表 3 HQ130 钢 HAZ 各特征区域的宽度计算及测量结果

Table 3 The results of calculation and measurement on width of various region in HAZ of HQ130 steel

Welding heat input $E/(kJ \cdot cm^{-1})$	Quenched region / mm (1 520 ~ 850 ℃)		ICHAZ / mm (850 ~ 730 ℃)		Tempered region / mm (730 ~ 300 ℃)	
	Calculation	Measurement	Calculation	Measurement	Calculation	Measurement
9.6	2.14	2.00	0.80	0.70	2.77	2.90
16.0	2.50	2.25	0.92	0.92	3.85	4.10
22.3	2.77	2.52	1.21	1.08	4.73	4.80

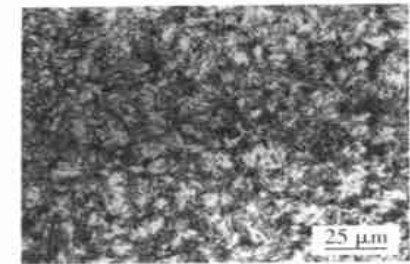
钢热影响区不完全淬火区的宽度增大, 即发生脆化的区域宽度增大。因此可以通过控制焊接线能量来减小热影响区 $A_{c1} \sim A_{c3}$ 区间不完全淬火区的宽度, 这对提高焊接热影响区的韧性具有重要意义。

用日本 Shimadzu 型显微硬度计对不同焊接线能量 (9.6 kJ/cm、16 kJ/cm 和 22.3 kJ/cm) 条件下的 HQ130 钢热影响区进行了显微硬度测定, 测定位置的显微组织特征及显微硬度分布见图 1。CO₂ 气体保护焊采用 16 kJ/cm 中等线能量时 ICHAZ 的宽度约为 0.9 mm, 显微硬度约为 HM 450。试验表明, 焊接线能量较小时焊接热影响区冷速快, 淬硬性大, 组织较细小, 显微硬度较高。就同一焊接线能量而言, 热影响区由粗晶区到细晶区, 显微硬度明显提

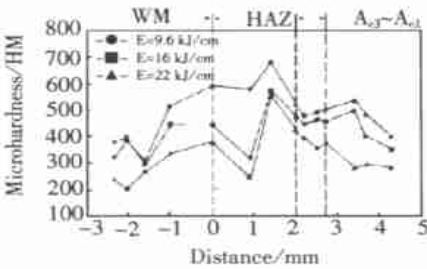
高, 但由于不完全淬火区组织成分的不均匀性, 导致显微硬度有所降低, 回火软化区附近硬度显著降低。

2.2 热影响区 ICHAZ 的显微图像分析

HQ130 钢热影响区峰值温度 (T_P) 在 $A_{c1} \sim A_{c3}$ 区域的不完全淬火区 (ICHAZ) 快速加热时, 一部分 ML 溶入奥氏体 (A), ICHAZ 区域温度正处于上贝氏体 (B_u) 形成温度区间的上部, 冷却速度较快时易形成索氏体 (S) 和粒状贝氏体 (B_g); 冷却速度较慢时易形成上贝氏体和粒状贝氏体。特别是大线能量焊接时, 更易于形成上贝氏体 (B_u) 组织, 而 B_g 为铁素体基体上分布着块状 $M-A$ 组元。在大线能量焊接的冷却条件下, ICHAZ 区域伴随着 B_u 和 B_g 的形



(a) Microstructure in the ICHAZ.



(b) Distribution of micro-hardness in the HAZ.

图 1 HQ130 钢 HAZ 显微组织及显微硬度分布
Fig. 1 The microstructure and distribution of micro-hardness in HAZ of HQ130 steel

成,将有较多的 $M-A$ 组元出现,如图 2a 所示。 $M-A$ 组元的存在会导致脆性增大,对 ICHAZ 韧性有很大影响。

在扫描电镜(SEM)下观察 HQ130 钢热影响区不完全淬火区发现,该区域在铁素体基体上和晶界处分布有许多不规则的岛状组织,即 $M-A$ 组元。这些 $M-A$ 组元多分布在粒状贝氏体和铁素体的边界或二者的交界处,也有少数存在于晶内。进一步分析发现, $M-A$ 组元有棒状和块状两种状态(见图 2b),块状多集中于晶粒交界处,棒状多分布于细晶铁素体板条间。

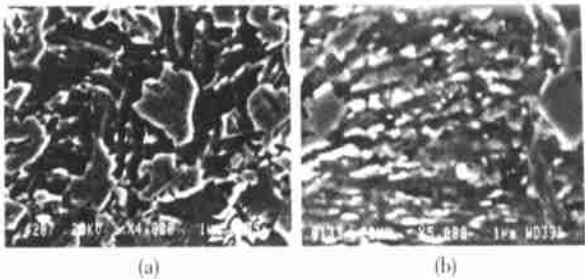


图 2 不完全淬火区中 $M-A$ 组元的形态(SEM)
Fig. 2 The morphology of $M-A$ constitute in the inter-critical heat-affected zone (SEM)

$M-A$ 组元的形态取决于所产生的马氏体的类型,棒状 $M-A$ 组元的产生多是因为形成的马氏体为位错马氏体,块状 $M-A$ 组元的产生多是因为产生的马氏体为孪晶马氏体。所以块状 $M-A$ 组元对韧性下降的影响更大,焊接中应避免块状 $M-A$ 组元的产生。当采用较小的焊接线能量时,热影响区中的 $M-A$ 组元多呈棒状分布且数量较少;采用较大焊接线能量时, $M-A$ 组元既有棒状又有块状,但多以块状为主。

利用 XQF-2000 型计算机显微图像分析仪,采用面积法对不同焊接线能量条件下 HQ130 钢热影响区 ICHAZ 的组织、相对含量及晶粒度进行测定,实测结果见表 4(晶粒度根据 GB694-86 划分)。由该表可见,焊接线能量增大对 ICHAZ 晶粒度变化影响不大,这是由于所测定区域的峰值温度区间($T_P = A_{c1} \sim A_{c3}$)是相对固定的,但焊接线能量对 $M-A$ 组元的含量有重要影响。表 4 中 $M-A$ 组元体积含有率 V_f 是指视场中 $M-A$ 组元所占的面积与视场总面积之比,细长 $M-A$ 组元体积含有率 SV_f

表 4 HQ130 钢热影响区 $A_{c1} \sim A_{c3}$ 区间组织及晶粒度

Table 4 Microstructure and grain degree in the $A_{c1} \sim A_{c3}$ region of HAZ for HQ130 steel

Welding heat input $E/(\text{kJ}\cdot\text{cm}^{-1})$	Content of microstructure (%)				Grain degree (grade)
	F (%)	M L (%)	$M-A$ constituent (%)		
			V_f	$S V_f$	
9.6	46.24	52.1	1.54	1.03	6.8
16.0	26.88	67.64	5.48	1.42	7.1
22.3	21.3	66.54	12.16	1.56	7.3

是指 $M-A$ 组元的纵横比($M-A$ 组元最大长度与最大宽度之比)为 4 以上的 $M-A$ 组元所占的面积与视场总面积之比^[2]。 $M-A$ 组元体积含有率 V_f 和 SV_f 均对断裂发生有重要作用。

显微图像分析仪实测结果表明,焊接线能量对 HQ130 钢 ICHAZ 区域 $M-A$ 组元的体积含有率 V_f 有显著影响,但对细长 $M-A$ 组元体积含有率 SV_f 并无明显影响。这主要是由于随着焊接线能量的增

加,奥氏体向 Bu 和 Bg 组织的转变更容易发生,因而细长 $M-A$ 组元体积含有率 SV_f 变化不大。

2.3 $A_{c1} \sim A_{c3}$ 区域韧性下降的影响因素

热模拟试验结果表明, HQ130 钢模拟热影响区不完全淬火区($T_P = 800 \text{ } ^\circ\text{C}$)的冲击功较低(见图 3),甚至低于淬火粗晶区($T_P = 1350 \text{ } ^\circ\text{C}$)的韧性水平。亚临界回火区($T_P = 700 \text{ } ^\circ\text{C}$)的冲击功很高,约是母材的二倍,这与 ICHAZ 显微组织的变化有密

切关系。

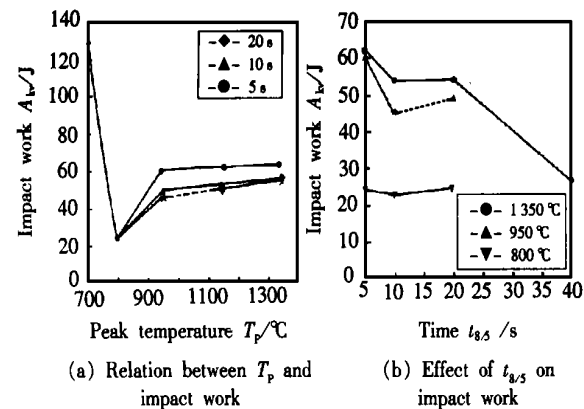


图 3 模拟热影响区峰值温度 (T_p) 对冲击韧性的影响
Fig. 3 The effect of peak temperature (T_p) on impact toughness in the simulated HAZ

热影响区 ICHAZ 处于不完全相变区, 部分组织转变为奥氏体, 冷却后得到细小的 $ML+(B_g+B_u)$ 混合组织, 未相变的部分经历了高温回火, 由于焊接热影响区 ICHAZ 停留时间短, 奥氏体成分均匀化不充分。特别是 HQ130 钢中含有较多的碳化物形成元素, 如 Cr、Mo、B 等, 使合金渗碳体来不及溶解, 故在晶内或晶界有较多的碳化物聚集, 导致韧性下降。同时, 热影响区 ICHAZ 局部区域有 $M-A$ 组元也是造成峰值温度 800 °C 区域脆化的重要原因。 $M-A$ 组元的硬度比周围铁素体基体高得多, 硬度的明显差异使两者的界面处易于产生应力集中, 对韧性危害较大。

当热影响区不完全淬火区 (ICHAZ) 的组织从奥氏体状态冷却时, 首先形成细晶铁素体, 使残余奥氏体变得更加稳定。因为奥氏体向铁素体转变使残余奥氏体碳含量增高, 冷却到 400 ~ 350 °C 时残余奥氏体的碳浓度可能被浓缩到 0.5 %~0.8 %; 进一步冷却到 300 ~ 350 °C 时, 残余奥氏体将部分析出板条马氏体或孪晶马氏体, 并再次残留少量的奥氏体, 这就构成了 $M-A$ 组元^[3]。

ICHAZ 中 $M-A$ 组元的形成条件与 B_u 相似, 一般在中等冷却速度下形成, 在奥氏体向铁素体相变过程中, 碳原子不断向未相变的奥氏体中扩散, 在 α/γ 界面形成峰值。利用电子探针 (EPMA) 对 $M-A$ 组元的化学成分进行分析, 实测结果见表 5。

表 5 $M-A$ 组元及周围基体的化学成分 (质量分数, %)

Measuring position	Measured element				
	Si	Mn	Cr	Mo	Ni
$M-A$ constituent	0.39	1.75	0.60	0.20	0.045
Surrounding base	0.48	1.69	0.66	0.30	0.030

EPMA 测定结果表明, $M-A$ 组元中 Si、Cr、Mo 的含量略低于周围铁素体基体, 而 Mn、Ni 含量比周围基体稍高。由于 Mn 对奥氏体形成与分解的动力学过程有重要影响^[4], Mn 浓度梯度的存在使奥氏体转变过程受到影响甚至会阻止奥氏体的完全分解, 从而使 $M-A$ 组元与碳化物的聚集同时产生。但所测各元素在 $M-A$ 组元和周围基体中的含量差别并不显著, 可以认为, $M-A$ 组元中富集的仅是 Mn、Ni 等能稳定奥氏体的元素。

$M-A$ 组元的韧性低是由于残余奥氏体增碳后易于形成孪晶马氏体夹杂于贝氏体与铁素体之间, 在界面上产生显微裂纹并沿 $M-A$ 组元的边界扩展。此外, $M-A$ 组元与周围铁素体边界附近形成高应力场, 也可能引起 $M-A$ 组元与基体解理开裂, 导致脆性断裂。

$M-A$ 组元的尺寸大小是引发解理断裂的因素之一, 虽然 $M-A$ 组元的形态各异, 但可以在 $M-A$ 组元上作一圆, 圆圈的最大直径定义为 $M-A$ 组元的有效直径 d_{M-A} 。通过扫描电镜观察, 可粗略估算 d_{M-A} 。实际测量结果表明, HQ130 钢热影响区 ICHAZ 的 $M-A$ 组元的有效直径 d_{M-A} 范围大致在 0.5 ~ 1.0 μm 。 $M-A$ 组元的有效直径 d_{M-A} 大于某一临界值才能对解理断裂起作用, 如果 $M-A$ 组元的有效直径 d_{M-A} 过小, 不能有效地阻止位错运动, 不易形成裂纹。但当 $M-A$ 组元的有效直径 d_{M-A} 大于某一临界值时, 即使外载荷不大, 也易形成局部高应力区, 引发微裂纹扩展和解理断裂。因此必须采取适当的工艺措施, 控制热影响区中 $M-A$ 组元的有效直径, 试验结果表明, $d_{M-A} < 1.0 \mu\text{m}$ 可达到提高韧性的目的。

HQ130 钢热影响区 ICHAZ 在快速冷却的条件下, $M-A$ 组元对韧性影响是主要的; 相反, 在 ICHAZ 缓慢冷却条件下晶界处沿板条方向分布的片状碳化物对韧性的影响更显得重要^[5]。为了阐明 HQ130 钢热影响区不完全淬火区 (ICHAZ) 的脆化本质, 用线切割机在热影响区 ICHAZ 区域切取薄片, 磨制成厚度为 50 μm 左右的薄膜试样, 并采用电解双喷法减薄, 然后用透射电镜 (TEM) 和电子衍射技术对其薄膜试样进行分析。

在 TEM 下可以观察到晶界处有沿 ML 板条方向分布的片状碳化物 (见图 4), 经选区电子衍射分析, 发现衍射图像出现铁素体和 Fe_3C 两套衍射斑点。这么大尺寸的碳化物不是 ICHAZ 区域奥氏体化后再冷却时析出的, 可能是未相变部分中的 ML 板条界上的碳化物聚集长大而成, 表明该区域韧性下降与晶界附近碳化物聚集有关。显然, 板条组织

之间有方向性较强的碳化物存在, 提供了冲击开裂的低能量通道, 增加了脆性开裂敏感性。碳化物的形态和尺寸对 ICHAZ 脆化有重要影响, 碳化物以弥散的细颗粒状分布于晶内或晶界有利于改善韧性, 沿晶界分布的薄片状 Fe_3C 促使该区域脆化的发生。

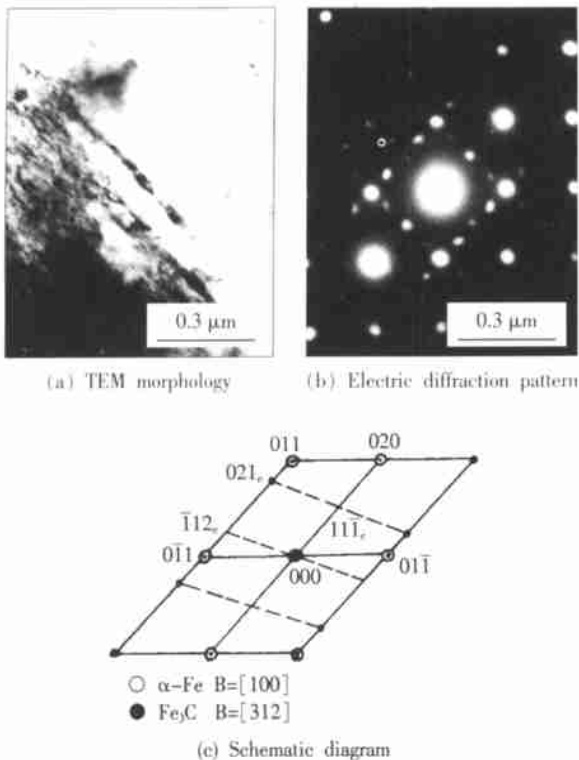


图 4 HQ130 钢热影响区 ICHAZ 电镜观察(TEM)
Fig. 4 TEM observation on ICHAZ region in HAZ of HQ130 steel

HQ130 钢板条马氏体中的 ϵ -碳化物沿 $(100)_{ML}$ 面沉淀, 外形呈片状, 同一试样上 ϵ -碳化物尺寸相差很大, 长度约几个纳米到数十纳米。标定结果表明, $[001]_{\epsilon} // [110]_{ML}$, ML 板条和 ϵ -碳化物中的最密排面重合。峰值温度 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, ML 板条晶内部的 ϵ -碳化物自行溶解并通过异位形核的方式形成 Fe_3C , 在同一视域中可有几个方向的 Fe_3C 薄片出现, 迹线分析结果证明图 4a 中 Fe_3C 的惯析面是 $(110)_{ML}$ 。

晶界处的粗片状碳化物降低了界面的断裂强度, 在拉应力作用下易在碳化物周围形成裂纹, 沿其晶面扩展, 导致脆性断裂。片状碳化物越多, 裂纹生成的可能性越大。而且晶界处的片状碳化物还造成界面处 S、P 等杂质的集聚, 抗塑性变形能力下降, 更易于促使形成微裂纹, 使冲击韧性下降。

碳化物的尺寸、数量及分布形态是影响 ICHAZ 脆化的主要因素, 而焊接线能量较小时, 得到的碳化物多呈薄片状分布在 ML 板条内, 线能量较大时, 碳化物聚集长大。控制焊接线能量于一定的范围内, 可以减少碳化物的聚集, 有利于改善 ICHAZ 韧

性。从防止冷裂的角度, 焊接线能量应尽可能大一些, 但线能量过大, 在热影响区 ICHAZ 中易形成 B_u 或 $(B_u + B_g)$ 组织, 韧性也较差。试验结果表明, 对于厚度 12 mm 的 HQ130 钢对接焊, 为了防止热影响区 ICHAZ 脆化, 采用 CO_2 气体保护焊时 $t_{8/5}$ 应控制在 1020 s , 最佳焊接线能量为 $10\sim 20\text{ kJ/cm}$ 。

3 结 论

(1) HQ130 钢热影响区 $A_{c1} \sim A_{c3}$ 温度区间的不完全淬火区 (ICHAZ) 有脆化倾向, 在 CO_2 气体保护

焊线能量 $9.6\sim 22.3\text{ kJ/cm}$ 时 ICHAZ 宽度约为 $0.7\sim 1.1\text{ mm}$, 采用 16 kJ/cm 中等线能量时 ICHAZ 的宽度约为 0.9 mm , 显微硬度约为 $\text{HM } 450$ 。

(2) 计算机显微图像分析结果表明, ICHAZ 组织为 $ML + B_g$ + 少量 S, 晶粒细小但不均匀。焊接线能量较大时易产生 $M-A$ 组元, 线能量对 ICHAZ 中 $M-A$ 组元的体积含有率 V_f 有较大影响, 对细长 $M-A$ 组元的体积含有率 SV_f 及晶粒度影响较小。应减少 $M-A$ 组元的含量和控制 $M-A$ 组元有效直径 $d_{M-A} < 1.0\text{ }\mu\text{m}$, 以减小 $M-A$ 组元对韧性的影响。

(3) HQ130 钢热影响区不完全淬火区 (ICHAZ) 脆化的原因除了 $M-A$ 组元外, 还与界面处沿板条方向分布的片状碳化物的聚集有关。采用 CO_2 气体保护焊控制焊接线能量 ($10\sim 20\text{ kJ/cm}$) 可以使 HQ130 钢热影响区不完全淬火区减轻或避免碳化物聚集, 可以达到提高该区域韧性的目的。

参考文献:

[1] 李亚江. HQ130 钢熔合区及热影响区组织性能研究[D]. 济南: 山东工业大学, 1998.
[2] 荆洪阳, 等. 钎对高强钢热影响区中 $M-A$ 组元形态的影响[J]. 焊接学报, 1997, 18(1): 37~41.
[3] 张文钺. 焊接物理冶金[M]. 天津: 天津大学出版社, 1991.
[4] Ana Lucia F, et al. $M-A$ formation in the HAZ of a quenched and tempered HSLA steel[C]. IIW-IX-1687-92.
[5] Ikawa H, Oshige H, et al. Effect of martensite-austenite constituent on HAZ toughness of a high strength steel[J]. Transactions of the Japan Welding Society, 1980, 11(2): 2~12.

作者简介: 李亚江, 男, 1954 年 12 月出生, 教授, 博士生导师。主要研究方向为新材料焊接与特种焊接技术。在国内外专业刊物上发表论文 70 余篇, 获省部级科技进步奖 4 项, 获国家专利 5 项(其中 2 项为发明专利), 专著和编著手册 5 部。

(编辑: 闫秀荣)