

# T-1、StE690和Wel-ten80c钢 焊接过热区精细结构及对性能的影响

张国九 周昭伟 蔡宏彬

(哈尔滨焊接研究所)

**摘要** 本文对T-1、StE690和Wel-ten80c等3种800MPa级低合金高强度钢的 $t_8/5$  (800℃至500℃冷却时间)为5s和65s时焊接过热区的韧性和氢裂敏感性进行了研究并测试了其残余奥氏体含量;应用透射电镜观察比较了两种过热区的精细结构,研究认为,界面碳化物存在特征和岛状组织精细构成是影响全马氏体(M)过热区和全贝氏体(B<sub>I</sub>)过热区性能的重要因素;当残余奥氏体呈薄膜状或条状存在时,其量越多,对降低过热区氢裂敏感性越有利。

**关键词** 焊接过热区;精细结构;性能

## 0 序 言

近年来,低合金高强度钢(尤其800MPa级)在大型工矿机械设备的制造中得到了广泛应用。对于焊接结构用钢来说,不仅要有高的强度和韧性以及低的冷脆转变温度,同时又要有良好的焊接性,以保证高强钢焊接构件在低温等恶劣环境下的服役安全。一般认为,高强钢焊接构件发生低应力脆断破坏往往是由于高强钢接头脆化和接头区形成延迟裂纹而引起的<sup>[1]</sup>。通过研究发现<sup>[2]</sup>:对T-1、StE690和Wel-ten80c钢来说,存在一个较合适的 $t_8/5$ 范围使得其焊接过热区具有较好韧性的同时又具有较低的氢裂敏感性,此时的组织为低碳板条马氏体加10%左右的贝氏体(B<sub>I</sub>);尽管这3种钢在 $t_8/5$ 较小或过高时,其过热区韧性和氢裂敏感性都有相类似的变化规律,但彼此仍有较大的差别。本文从过热区组织精细结构的差异方面对其原因进行了探讨。

## 1 试验材料及试验过程

### 1.1 试验材料

试验用钢材为美国产T-1钢、日本产Wel-ten80c钢以及德国产StE690钢,供货状态均为调质态,其化学成分及性能列于表1和表2。

表1 试验用钢的化学成分(%)

Table 1 Chemical composition of tested steels (%)

Steels	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V	B	S	P	Ceq*
T-1	0.10	0.27	1.05	0.55	0.37	0.27	0.092	0.06	0.0034	0.016	0.007	0.482
Wel-ten80c	0.074	0.23	0.95	0.90	0.024	0.32	0.17	0.045	0.006	0.030	0.021	0.498
StE690	0.18	0.65	0.87	0.73	0.037	0.33	0.029	0.006	0.0006	0.011	0.012	0.542

$$*Ceq = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} \quad (IIW)$$

表2 试验用钢的性能

Table 2 Properties of tested steels

Steels	Mechanical property				Charpy-V impact energy (J)				
	$\sigma_b$ (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\delta_5$ (%)	$\psi$ (%)	20℃	0℃	-20℃	-40℃	-60℃
T-1	888	832	17.0	64.2	119.59	75.55	49.95	41.15	28.58
Wel-ten80c	845	795	16.5	65.4	133.83	118.29	57.07	43.66	28.32
StE690	890	863	15.4	62.8	84.82	83.21	81.26	70.62	37.89

表3 热模拟试验参数

Table 3 Parameters of thermal simulation test

Specimen NO:	Maximum temperature $T_m$	heating, holding and cooling time (s)				
		0 ~ $T_m$	$T_m$	$T_m \sim 800^\circ\text{C}$	800℃ ~ 500℃	500℃ ~ 80℃
1	1300	5.0	0.5	3.0	5.0	33
2	1250	7.5	2.5	18.0	65.0	115

## 1.2 试验过程

在实测焊接热循环的基础上综合考虑制订了表3热模拟规范,在Gleeble-1500试验机上以拘束状态制备模拟过热区试样,用于过热区韧性和氢裂敏感性的试验研究。

采用却贝冲击试验法评定过热区韧性,冲击试件按GB2106-80制备,运用关联分析法<sup>[3]</sup>处理了3种钢焊接过热区在系列温度下(20℃、0℃、-20℃、-40℃、-60℃)的却贝冲击功,用关联度(R)的概念给出了3种钢焊接过热区韧性的差异。

采用文献[2]提出的充氢插销试验法评定3种钢焊接过热区的氢裂敏感性,其特点是能够保证在加载时不同钢种焊接过热区试件的扩散氢含量基本一致(本试验充氢量 $[H]_R = 0.6 \text{ mL}/100\text{g}$ ),从而用氢裂敏感系数D值<sup>[4]</sup>来评价和比较不同焊接过热区组织的氢裂敏感性。

运用X光衍射法测定了不同焊接过热区的残余奥氏体量;用图象分析仪对经二次腐蚀法显示的岛状组织数量进行了测定;对焊接过热区的精细结构进行了透射电镜观察分析。

## 2 试验结果

### 2.1 焊接过热区韧性试验结果

T-1, StE690和Wel-ten80c等3种钢 $t_8/5 = 5 \text{ s}$ 和 $65 \text{ s}$ 时的焊接过热区在各试验温度下

的却贝冲击功列于表 4。可以看出无论是常温还是低温韧性, Wel-ten80c 钢最好, StE690 钢次之, T-1 钢最差。以 Wel-ten80c 钢相应  $t_8/5$  焊接过热区为参考对象, 计算出 3 种钢相应  $t_8/5$  焊接过热区的关联度, 列于表 5, 关联度  $R$  值的大小反映了 3 种钢相应  $t_8/5$  焊接过热区韧性的差异程度。

## 2.2 焊接过热区氢裂敏感性试验结果

先测出各  $t_8/5$  焊接过热区无氢时缺口拉伸强度(NTS)和充氢后的临界断裂应力 ( $\sigma_{cr}$ ), 然后计算出相应的氢裂敏感系数  $D$  值, 列于表 6。

$$D(\%) = \frac{NTS - \sigma_{cr}}{NTS} \times 100\%$$

结果表明, 当  $t_8/5 = 5$  s 时, 焊接过热区氢裂敏感性顺序为: T-1 钢最大, Wel-ten80c 钢其次, StE690 钢最小; 而当  $t_8/5 = 65$  s 时, 排列顺序则为: T-1 钢最大, StE690 钢其次, Wel-ten80c 钢最小。

## 2.3 焊接过热区残余奥氏体量的测试结果

采用 X 光衍射法测定了 3 种钢各  $t_8/5$  焊接过热区组织的残余奥氏体量, 表 7 为多个试样测试的平均值。液氮冷却试验表明该残余奥氏体的负温稳定性较强。

表 4 3 种钢焊接过热区系列温度冲击功 (J)

Table 4 Charpy-V impact energy at various temperatures in the overheated zone of steels(J)

steels	$t_8/5$ (s)	20℃	0℃	-20℃	-40℃	-60℃
T-1	5	34.99	30.50	23.42	18.34	15.99
	65	10.32	7.95	7.03	5.33	3.52
StE-690	5	37.41	35.20	29.92	22.60	19.50
	65	17.41	16.47	9.04	6.68	5.40
Wel-ten80c	5	63.93	54.29	34.27	38.33	16.20
	65	37.54	20.51	16.47	13.58	8.69

Note: Average of three data.

表 5 3 种钢相应  $t_8/5$  焊接过热区的关联度 ( $R$ )

Table 5 Correlativity ( $R$ ) of various  $t_8/5$  overheated zone of steels

steels	$t_8/5 = 5$ s	$t_8/5 = 65$ s
T-1	0.54	0.69
StE690	0.59	0.82
Wel-ten80c	1.00	1.00

Note:  $R$  means correlativity of overheated zone toughness of T-1、StE690 steels to that of Wel-ten80c. The higher the  $R$ , the more similar to Wel-ten80c.

表6 3种钢不同 $t_8/5$ 过热区的氢裂敏感系数 $D$ 值(%)  
Table 6 Susceptibility factor  $D$  value to hydrogen-induced cracking of various  $t_8/5$  overheated zone of steels (%)

steels	$t_8/5 = 5s$	$t_8/5 = 65s$
T-1	55.1	52.8
StE690	50.8	51.6
Wel-ten80c	53.9	50.4

表7 3种钢不同 $t_8/5$ 过热区组织的残余奥氏体量(%)  
Table 7 Retained austenite content in structure of various  $t_8/5$  overheated zone of steels(%)

steels	$t_8/5 = 5s$	$t_8/5 = 65s$
T-1	0.36	1.24
StE690	2.43	9.35
Wel-ten80c	0.67	3.97

### 3 结果分析

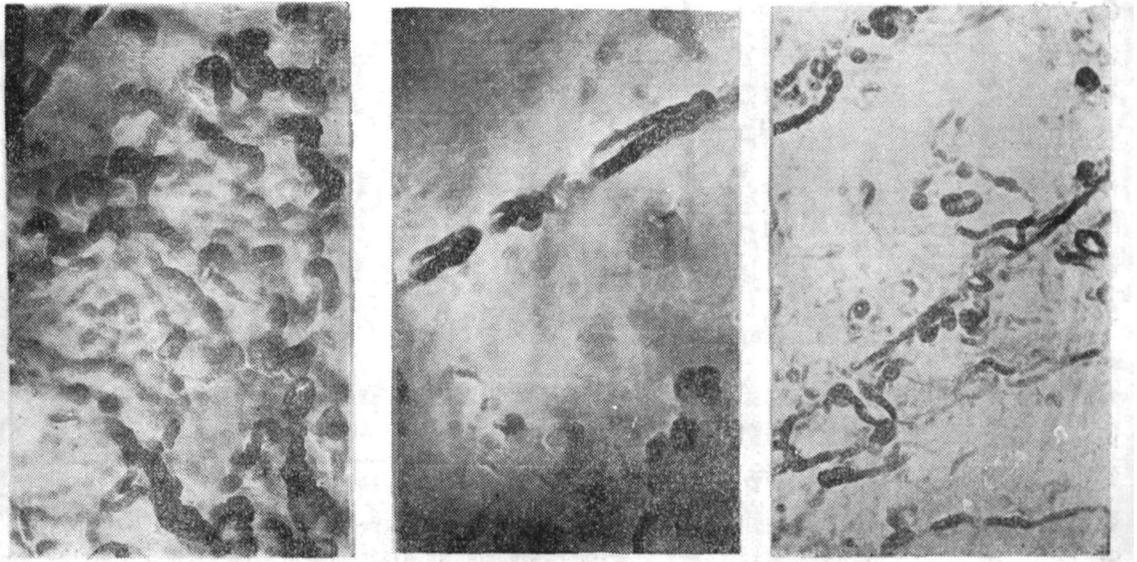
#### 3.1 焊接过热区的组织形态

在光学显微镜下,当 $t_8/5 = 5s$ 时,3种钢焊接过热区组织均为低碳马氏体;而当 $t_8/5 = 65s$ 时,3种钢焊接过热区组织均为粒状贝氏体,按大森靖亦的划分该贝氏体为 $B_I$ ,即岛状组织不规则地分布在铁素体( $\alpha$ )基体上。

#### 3.2 马氏体的精细结构及其影响

当 $t_8/5 = 5s$ 时,尽管3种钢过热区组织均为低碳马氏体,但其精细结构特征的不同使其性能存在差异。图1是3种钢 $t_8/5 = 5s$ 时焊接过热区马氏体组织晶间碳化物形貌。T-1钢焊接过热区马氏体的晶间较宽,其碳化物呈“堆砌状”,板条束间存在有断续条状的碳化物;StE690钢焊接过热区马氏体尽管其晶间较窄,但碳化物仍呈方向性较强的不连续分布;而对于Wel-ten80c钢,其马氏体晶间窄小,晶间及附近碳化物呈弥散分布,具有“回火”特征。显然,较宽的晶间以及方向性较强的碳化物存在,一方面提供了冲击开裂的低能量通道,同时作为“氢陷阱”的存在增加了组织的氢裂敏感性。

比较3种钢 $t_8/5 = 5s$ 时焊接过热区韧性、氢裂敏感性与其马氏体组织碳化物特征的关系发现,韧性较好的Wel-ten80c钢马氏体组织的氢裂敏感性却比StE690钢马氏体组织的氢裂敏感性还高,说明氢裂敏感性不仅仅取决于马氏体组织的碳化物存在特征,相反却与其残余奥氏体量(表7)及形态具有良好的对应关系。薄膜透射电镜分析表明,3种钢的全马氏体中,残余奥氏体呈薄膜状分布于马氏体板条之间(图2)。以这种形态存在的残余奥氏体对扩散氢具有有效的阻碍作用<sup>[5]</sup>,同时残余奥氏体的溶氢能力较强,使其他敏感组织区域(包括晶界及碳化物)不易达到氢致开裂的临界氢浓度 $[H]_c$ ;当残余奥氏体呈薄膜状分布时,其量越多越有利于降低过热区的氢裂敏感性。



(a) T-1

(b) S'E690

(c) Wel-ten80c

图 1 3种钢 $t_8/5 = 5$ s时焊接过热区马氏体组织晶间碳化物形貌(二次复型技术)  $\times 60000$ Fig. 1 Typical micrograph of intergranular carbides in martensite of overheated zone of steels,  $t_8/5 = 5$ s,  $\times 60000$ 

### 3.3 岛状组织的精细结构及其影响

当 $t_8/5 = 65$ s时, 3种钢焊接过热区组织均为 $B_I$ 组织, 即岛状组织不规则地分布于 $\alpha$ 基体上。岛状组织的数量及精细结构将直接影响着焊接过热区的韧性和氢裂敏感性。

许多研究表明, 岛状组织的生成与奥氏体( $\gamma$ )中碳的浓缩有关<sup>[6, 7]</sup>。无论是恒温转变还是连续冷却转变,  $\alpha$ 基体首先按“切换转变”(Shear transformation)机制生成, 其增长速度接近马氏体的生长速度, 且几乎不含碳(最大饱和碳浓度为0.02%), 故势必在 $\alpha$ - $\gamma$ 界面上造成碳浓度集中。

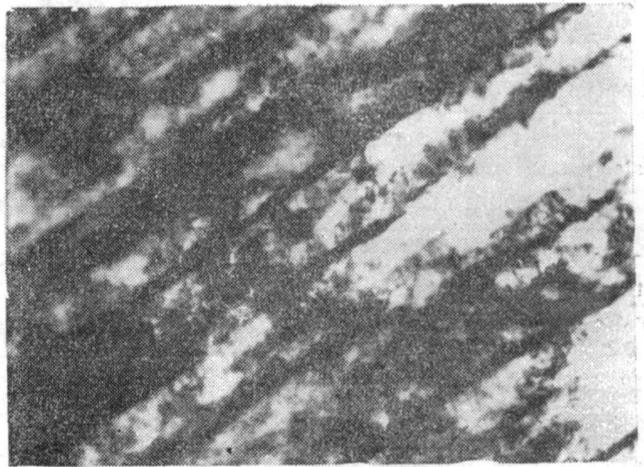
对于不同的材质, 在不同的温度区间里, 未转变奥氏体中所造成的浓度梯度不一样, 如图3所示。表8列出了根据下式<sup>[7]</sup>所估算的过热区中岛状组织的平均含碳量:

$$C_I = \frac{C_0 - C_\alpha(1 - f_I)}{f_I}$$

式中  $C_0$ ——母材的平均含碳量(%)

$C_\alpha$ ——铁素体( $\alpha$ )基体的含碳量0%~0.02%

$f_I$ ——岛状组织所占份数(%)

图 2 马氏体组织中残余奥氏体形貌  $\times 45000$ Fig. 2 Typical TEM photograph of retained austenite in martensite of overheated zone,  $t_8/5 = 5$ s,  $\times 45000$

$C_I$ 及 $C_I/C_0$ 反映了岛状组织的平均含碳量和未转变奥氏体发生转变前的平均富碳程度,富碳程度不同,未转变奥氏体势必转变为精细结构不同的岛状组织,表中残余奥氏体量与岛状组织量的不对应关系正说明了不同钢种过热区中岛状组织精细结构的不一致。

透射电镜观察结果证实了上述的分析,T-1钢过热区中的岛状组织是由孪晶马氏体、板条马氏体和贝氏体等构成(图4a),暗场像几乎不能显示出残余奥氏体的分布;图4b是StE690钢过热区中典型岛状组织,暗场像显示:当岛状组织中残余奥氏体量较少时则伴随着马氏体的出现,即所谓的M—A组元;而衍射分析表明,对于Wel-ten80c钢,其过热区中的大多数岛状组织整个由残余奥氏体组成(图4c)。

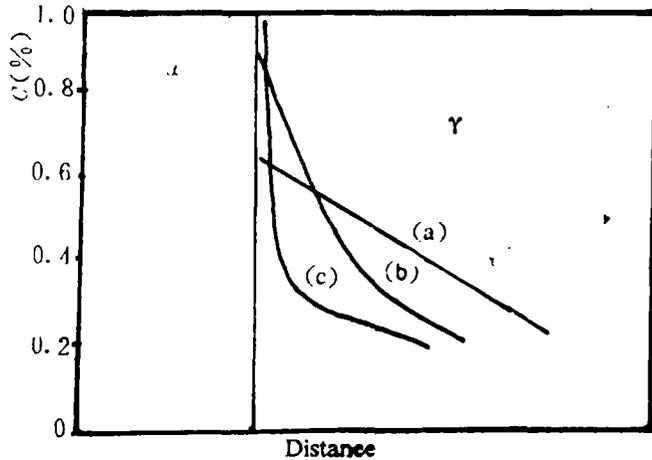


图3 不同温度区域里, $\gamma$ - $\alpha$ 界面碳浓度分布示意图<sup>(7)</sup>

Fig. 3 Schematic diagram showing carbon distribution of the  $\gamma$ - $\alpha$  interface at different temperature zone.

Notes: (a) slow cooling at higher temperature zone

(b) fast cooling at high temperature zone

(c) faster cooling at low temperature zone

表8 3种钢 $t_8/s = 65s$ 焊接过热区岛状组织的分析结果

Table 8 Analysis results for island-like structure in overheated zone of steels,  $t_8/s = 65s$

steels	Carbon content of base metal $C_0$ (%)	Retained austenite content $f_r$ (%)	Amount of island-like structure $f_I$ (%)	Average carbon content of island-like structure $C_I$ (%)	$\frac{C_I}{C_0}$
T-1	0.10	1.24	34.8	0.25~0.28	2.5~2.8
StE690	0.18	9.35	32.4	0.51~0.56	2.8~3.1
Wel-ten80c	0.074	3.97	21.5	0.27~0.34	3.6~4.6

诚然,有的研究业已表明<sup>(8)</sup>:过热区中岛状组织量越多,冲击开裂时的解理源就越多,韧性就越差。本文试验结果得以证实,但仅从岛状组织数量的角度并不足以说明表5所列的韧性差异,精细结构的不同也是重要原因之一。在岛状组织中,当作为韧性相的残余奥氏体占主导时,就可能削弱其不利影响,尤其有利于改善过热区的抗氢裂性能。考察3种钢过热区的氢裂敏感系数 $D$ 值与相应残余奥氏体量的关系不难发现,过热区的氢裂敏感性更取决于残余奥氏体存在于岛状组织的形态及精细构造。对于Wel-ten80c钢,几乎整个由残余奥氏体组成的岛状组织截面呈长条状存在,类似于马氏体组织中残余奥氏体的形态,对降低过热区氢裂敏感性起着有益作用;而对于StE690钢和T-1钢,由于岛状组织中马氏体甚至是高碳马氏体的存在,对氢裂极为敏感,掩盖了残余奥氏体的有利作用。



(a) T-1 steel ×8100



(b) StE690 steel, dark field ×22000



(c) Wel-ten80c steel, dark field ×22000

图4 3种钢过热区岛状组织的精细结构

Fig. 4 Typical microstructure of island-like structure in the overheated zone of steels.

## 4 结 论

(1) 当  $t_{8/5} = 5\text{ s}$  时, 马氏体组织的界面间距及碳化物存在特征影响着过热区韧性, 间距宽且碳化物的方向性强将不利于韧性; 过热区氢裂敏感性不仅受碳化物特征的影响, 也取决于以薄膜状存在的残余奥氏体数量, 其量越多, 越有利于降低过热区氢裂敏感性。

(2) 岛状组织精细结构的不同是 3 种钢  $t_{8/5} = 65\text{ s}$  过热区性能存在差异的重要原因之

一。透射电镜分析表明了3种类型的岛状组织,其中截面形状为长条状的且几乎由残余奥氏体构成的岛状组织比其他两类对过热区韧性及氢裂敏感性的不利影响更小。

(1991年9月2日收到修改稿)

### ● 考 文 献

- 1 R D斯道特. 钢的焊接性. 北京: 机械工业出版社, 1983.
- 2 蔡宏彬等. 四种80公斤级低合金高强钢焊接过热区韧性及氢裂敏感性的研究. 第六届全国焊接学术会议论文选集(1990, 西安)第2集, 201~205
- 3 张国九等. Wel-ten80c钢焊接过热区韧性的“关联分析法”研究. 焊接, 1990, (7): 1
- 4 谭长瑛等. 插销试件合理缺口深度的探讨. 焊接学报, 1981, 2(4): 135
- 5 陈忠孝等. 30CrMnSiNi2A钢焊接HAZ的组织对氢行为和性能的影响. 焊接学报, 1987, 8(2): 74
- 6 Ikawa H et. al. Effect of M—A Constituent on HAZ Toughness of High Strength Steel. *Irans. JWS*, 1980, 11(2): 63
- 7 平井征夫. 高张力钢の M—A Constituent (岛状マルテンサイト) とべん性. 溶接学会志, 1981, (1): 37
- 8 Hou Chunxiao et al. Fracture Micromechanism and the Statistical Model of Cleavage Fracture of Microstructure in Weld HAZ. *Collection of Papers. Inter. Weld. Conf. Hangzhou, China, 1984.*

### Microstructure and its effect on properties of weld overheated zone of T-1, StE690 and Wel-ten80c steel

Zhang Cuojiu, Zhou Zhaowei and Cai Hongbin

(Harbin Research Institute of welding)

**Abstract** The toughness and susceptibility to hydrogen-induced cracking of the  $t_8/5 = 5$  s and 65 s weld overheated zone (WOZ) of T-1, StE690 and Wel-ten80c HSLA steel of 800MPa grade tensile strength were studied. The microstructure of the WOZ, in which the retained austenite content was detected, was observed and compared by TEM. It was shown that the feature of interface carbide in the martensite structure and micro-constitution of island-like structure in the  $B_1$  structure are the important factors affecting the properties of the WOZ. When the retained austenite is in the shape of membrane or strip, the larger its amount is, the better it reduces the susceptibility to hydrogen-induced cracking in the WOZ.

**Key words** weld overheated zone; microstructure; property