

# 超低碳 QT 钢焊接二次热循环的组织转变与局部脆化\*

高惠临

董玉华

(西安石油学院机械工程系, 西安 710065) (西安交通大学材料科学与工程学院, 西安 710049)

R. W. Hendricks

(Virginia Polytechnic Institute and State University, Blacksburg, USA)

**摘 要** 采用焊接热模拟实验及透射电镜分析技术研究了一种超低碳 QT 钢在多道焊接二次热循环过程中的组织转变与韧性间的关系。结果表明, 由于在一次焊接热循环过程中的晶粒粗化和未回火马氏体的形成, 使得粗晶区的韧性明显降低。在多道焊的二次热循环时, 实验钢不存在临界粗晶区局部脆化现象, 但表现为亚临界粗晶区局部脆化。引起亚临界粗晶区局部脆化的原因是碳化物的析出粗化和残余奥氏体的热失稳分解。

**关键词** HSLA-100 钢, 多道焊, 热影响区, 脆化

**中图分类号** TG142.1, TG457.11 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2001)01-0034-05

## MICROSTRUCTURE TRANSFORMATION AND BRITTLEMENT OF A ULTRA-LOW CARBON QT STEEL DURING DOUBLE WELDING THERMAL CYCLE

GAO Huilin

Department of Mechanical Engineering, Xi'an Petroleum Institute, Xi'an 710065

DONG Yuhua

School of Materials Science and Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049

R. W. Hendricks

Virginia Polytechnic Institute and State University, Blacksburg, USA

Correspondent: GAO Huilin, professor, Tel: (029)8382321, Fax: (029)8382321,

E-mail: hgao@xapi.edu.cn

Manuscript received 2000-05-26, in revised form 2000-09-27

**ABSTRACT** The relationship between microstructure and toughness of the welding heat-affected zone (HAZ) in a ultra-low carbon QT steel (HSLA-100) was investigated using welding thermal simulation experiment and TEM. The experimental results show that the toughness of coarse grained HAZ decreases due to the formation of coarse austenite grain and the appearance of the untempered martensite in the first welding thermal cycle. During the second welding thermal cycle of multi-pass welding, the experimental steel shows no local brittleness in the intercritically reheated coarse-grained HAZ, but a local brittleness appears in subcritically reheated coarse-grained HAZ. This phenomenon is caused by the precipitation of carbide and thermal decomposition of retained austenite.

**KEY WORDS** steel HSLA-100, multi-pass welding, heat affected zone (HAZ), brittleness

HSLA-100 钢是美国 80 年代后开始研制开发的一种超低碳、铜沉淀析出强化钢, 适用于船舶、桥梁和管线等焊接结构。这种钢不仅具有优良的强韧性配合, 且焊接无需预热、生产过程易于控制、制造成本低, 因而逐渐代

替了 HY-100 等含碳量较高的高强度钢而在工程上得到成功的应用<sup>[1]</sup>。在国内, 为了获得具有高强度和优良韧性相结合的新一代舰船用钢, 这种超低碳 QT 钢的研究也正在进行之中<sup>[2]</sup>。

近年来, 对于有关这种钢的力学性能和显微组织结构特征<sup>[1]</sup>以及在单道焊一次热循环过程中的组织转变<sup>[3]</sup>也有报道, 但对它在多道焊热过程中的组织结构转变规律的研究工作却开展很少。目前, 已有的研究结果表明, 在常规的焊接冷却规范下, 以中温转变为主的热轧态低合金高

\* 中国石油天然气集团公司石油管力学和环境行为重点实验室基金资助项目

收到初稿日期: 2000-05-26, 收到修改稿日期: 2000-09-27

作者简介: 高惠临, 男, 1948 年生, 教授

强度钢在多道焊的二次热循环中普遍存在一种临界粗晶区局部脆化现象<sup>[4,5]</sup>; 然而对于像 HSLA-100 钢这种以低温转变为主的超低碳调质态低合金高强度钢而言, 是否也存在这种局部脆化现象是一个值得深入探讨的课题。

## 1 实验方法

HSLA-100 实验钢由美国海军研究所提供, 调质态 (900 ℃ 淬火, 640 ℃ 回火),  $M_s$  为 400 ℃。钢的化学成分 (质量分数, %) 为: C 0.04, Si 0.27, Mn 0.86, P 0.004, S 0.002, Nb 0.03, Cu 1.58, Ni 3.35, Cr 0.57, Mo 0.60, Al 0.03。常规力学性能为:  $\sigma_s=717$  MPa,  $\sigma_b=839$  MPa,  $\delta=25.0\%$ ,  $\psi=57.0\%$ 。

采用计算机控制的焊接热模拟技术获取实验钢在多道焊的二次焊接热循环下的热影响区 (HAZ) 组织, 热模拟试样尺寸为 5 mm × 10 mm × 55 mm, 在 Gleeble-1500 型试验机上进行。热模拟参数如表 1 所示, 其中选用的四种二次热循环峰值温度相当于多道焊中 HAZ 的不同区域, 即未转变粗晶区 (1200 ℃)、过临界粗晶区 (1000 ℃)、临界粗晶区 (800 ℃) 和亚临界粗晶区 (600 ℃)。所选用的三种冷却时间  $t_{8/5}$  (从 800 ℃ 到 500 ℃) 覆盖了一个较宽的焊接冷却规范。将焊接热模拟组织与实际焊接接头中的 HAZ 组织进行比较, 发现  $t_{8/5}$  为 10, 40 和 70 s 的热模拟组织分别与焊接线能量为 8, 16, 20 kJ/cm 的实焊接头中 HAZ 组织有较好的对应关系。

表 1 焊接热模拟参数

Table 1 Welding simulation parameters

Thermal cycle number	Heating rate ℃/s	Peak temperature ℃	Cooling time $t_{8/5}$ , s	Laminated temperature ℃
First	130	1300	10	200
	130	1300	40	200
	130	1300	70	200
Second	130	600	10, 40, 70	-
	130	800	10, 40, 70	-
	130	1000	10, 40, 70	-
	130	1200	10, 40, 70	-

冲击韧性实验按 GB2650-89 标准进行, 采用 1/2 Charpy 试样 (5 mm × 10 mm × 55 mm), 实验温度为 -20 ℃, 在 JBC-300 型冲击试验机上进行。

光学金相在 RECHART MeF3A 显微镜上进行, 断口形态观察在 JXA-840 型扫描电镜上进行, 透射电子显微分析在 JEM-200CX 上进行。

## 2 实验结果及分析

### 2.1 二次热循环下的韧性分布规律

在不同焊接热输入的冷却条件 (即不同的  $t_{8/5}$ ) 下, 实验钢在二次热循环的不同峰值温度下的冲击韧性测试

结果如图 1 所示。其中母材的冲击韧性为 103.3 J, 横坐标中的 R.T. 对应一次热循环粗晶区。

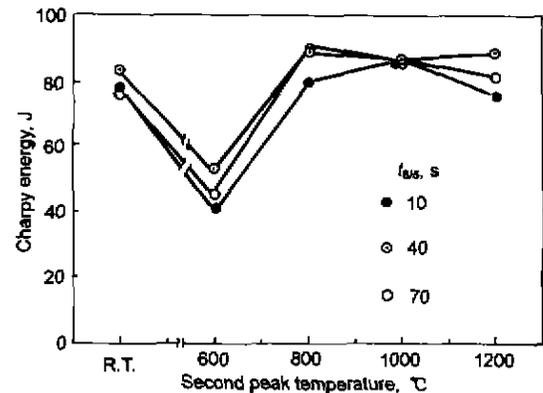


图 1 实验钢的冲击韧性和二次峰值温度关系曲线

Fig.1 Relationship between Charpy energy and second peak temperature of steel QT

由图 1 可见, 实验钢在不同焊接热输入下的韧性分布具有相似的规律性。与母材相比, 一次热循环和二次热循环后的韧性都有不同程度的下降。当二次热循环峰值温度为 600 ℃ 时, 钢材的韧性最低。将母材、一次粗晶区和亚临界粗晶区的韧性值 ( $t_{8/5} = 10$  s 时) 进行对比可以发现, 相对于母材和一次粗晶区而言, 实验钢的亚临界粗晶区的韧性损失分别为 61.3% 和 47.6%。

对冲击试样的断口进行观察时发现 (图 2), 当二次热循环的峰值温度为 600 ℃ 时, 断口出现部分脆性断裂特征, 其它峰值温度时的断口形态均为韧窝状, 表明实验钢具有明显的亚临界粗晶区局部脆化特征。在焊接冷却条件下, 通常在以中温转变产物为主的热轧态低合金高强度钢中普遍存在的临界粗晶区脆化现象<sup>[4,5]</sup>, 在这种以低温转变产物马氏体为主的调质钢中并不存在。

### 2.2 韧性与组织结构的关系

2.2.1 一次粗晶区显微组织与韧性的关系 实验钢母材由典型的高温回火索氏体组成, 基体中有高度弥散分布的  $\epsilon$ -Cu, Nb(C, N) 和碳化物, 其典型尺寸是 0.02—0.15  $\mu\text{m}$ 。在 TEM 下还可以观察到因高温回复再结晶过程所形成的细小等轴晶粒。

当经历了峰值温度为 1300 ℃ 时的一次热循环后, 实验钢的组织结构发生了较大的变化。由于实验钢具有较好的淬透能力, 由图 3 可见, 在不同焊接热输入下形成的一次粗晶区的组织主要为板条马氏体。透射电镜观察表明, 这些马氏体板条内位错组态清晰可见, 在另一些马氏体内可观察到局部孪晶。在相邻的板条马氏体界面上, 普遍存在着残余奥氏体薄层 (图 4)。

观察表明, 在实验钢的粗晶区组织中, 除板条马氏体

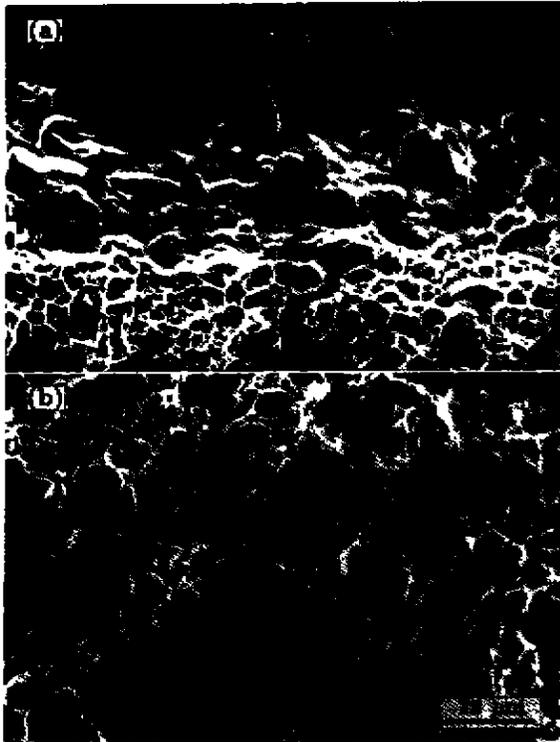


图2 实验钢的断口形态

Fig.2 SEM fractographs of subcritical coarse grain HAZ (a) and coarse grain HAZ (b) in steel QT

外, 还存在一定数量的针状铁素体 (图 5). 在 TEM 下, 针状铁素体与板条马氏体十分相似. 但仔细辨别仍可以发现二者之间的差别, 针状铁素体的板条相对“洁净”, 而板条马氏体的板条上有较多的自回火碳化物; 相邻针状铁素体和相邻板条马氏体之间都存在残余奥氏体薄层, 但针状铁素体间残余奥氏体稍厚或呈小块状<sup>[3]</sup>; 马氏体的板条更细密平直, 板条界更清晰. 分析表明, 随着焊接热输入的增加, 针状铁素体含量增多. 这是因为高的焊接热输入使高温停留时间增加, 碳化物溶解充分, 致使奥氏体含碳量增加, 因而使  $M_s$  下降而有利于针状铁素体的转变; 同时, 高的热输入使冷却速度减小, 也促使了针状铁素体转变产物的增加.

导致实验钢一次粗晶区韧性下降的主要原因是奥氏体晶粒的长大. 这是因为当峰值温度达到 1300 °C 时, 晶粒长大的驱动力增加. 同时由于 Nb 的碳、氮化物溶解, 失去了对晶界迁移的阻止作用. 测定结果表明, 此时奥氏体晶粒的平均直径是母材的 5—6 倍, 因而使材料的性能发生恶化. 同时, 在一次粗晶区中形成的板条马氏体的不充分回火, 也促进了这种脆化程度的增加. 提高焊接热输入, 一方面促使晶粒长大、韧性降低; 另一方面促使针状铁素体的形成, 有利于韧性的提高, 因而焊接热输入的变化并没有明显改变一次粗晶区的韧性.

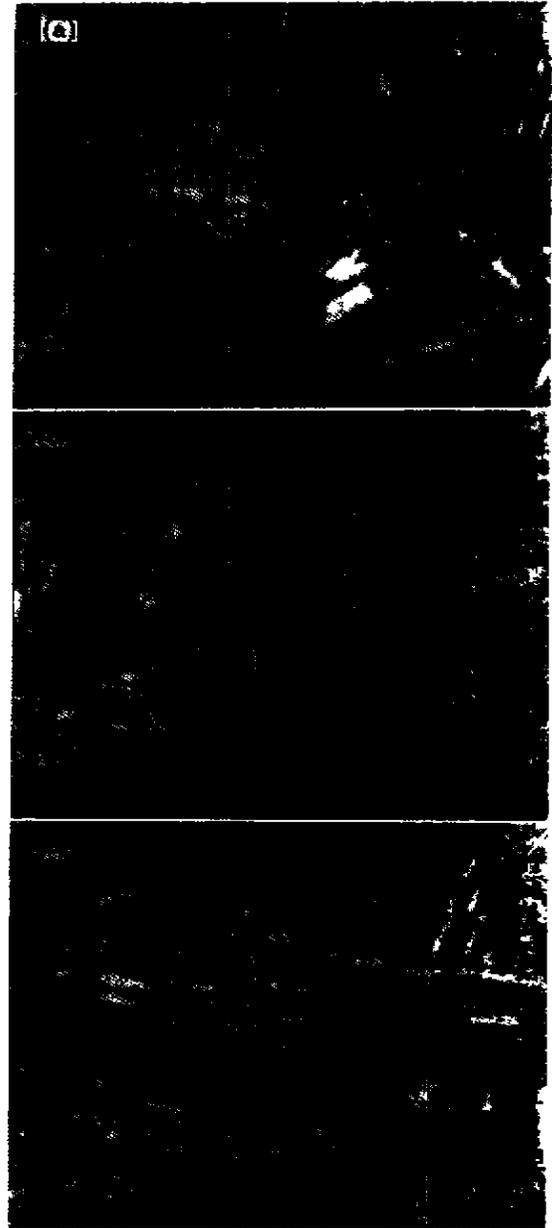


图3 一次粗晶区的光学金相组织

Fig.3 Optical micrographs of coarse grain HAZ (a)  $t_{9/5} = 10$  s (b)  $t_{9/5} = 40$  s (c)  $t_{9/5} = 70$  s

2.2.2 亚临界粗晶区局部脆化与显微组织的关系  
实验结果表明, 当一次粗晶区经历了峰值温度为 600 °C 时的二次热循环后, 实验钢的韧性最低, 表现为明显的亚临界粗晶区脆化. 观察表明, 当一次粗晶区经历了峰值温度为 600 °C 的二次热循环后, 它的光学金相组织没有很大的改变, 然而在 TEM 下的形态变化却引人注目, 图 6 为这一状态的透射电镜图像. 从图可以看出, 在一次粗晶区的基体上发生了  $\epsilon$ -Cu, Nb(C, N) 和  $Fe_3C$  的析出和粗化. 观察表明, 这种析出和粗化既可发生在马氏体板条内, 也可发生在马氏体板条束的界面和原奥氏体的界面.

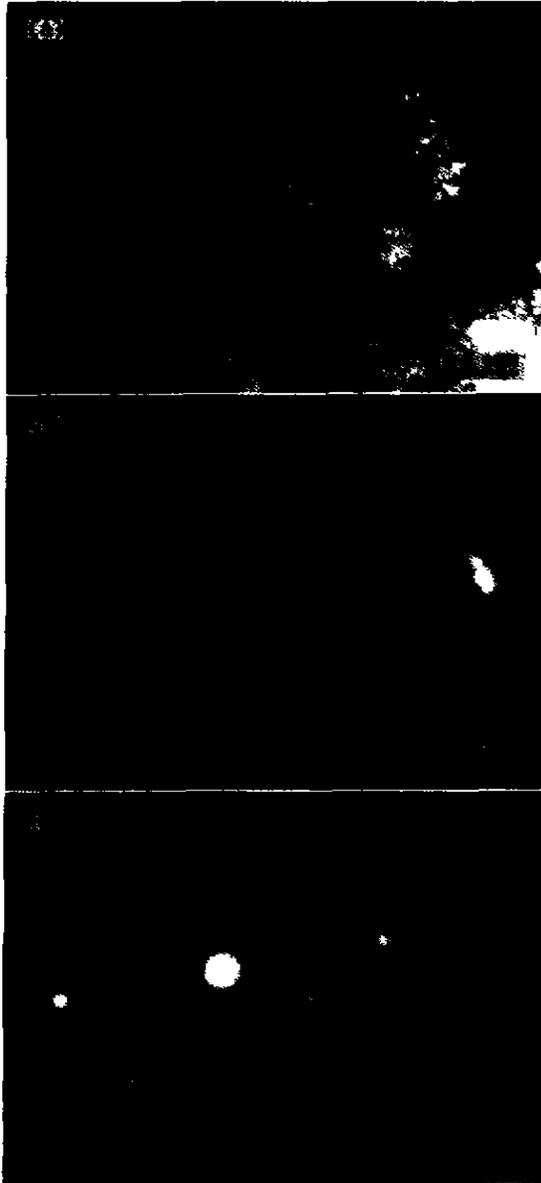


图 4 一次粗晶区中板条马氏体界面的残余奥氏体

Fig.4 TEM micrographs of retained austenite in coarse grain HAZ

(a) bright field (b) dark field (c) diffraction pattern

析出  $Fe_3C$  的尺寸达  $0.05-0.50 \mu m$ 。这种粗大的  $Fe_3C$  在材料断裂过程中，促进了孔洞的萌生、成长和粗化。

一次粗晶区经历了峰值温度为  $600 \text{ }^\circ\text{C}$  的二次热循环后，不仅使碳化物析出，而且还促使相邻马氏体和相邻针状铁素体间的残余奥氏体因热失稳而分解析出  $Fe_3C$  型碳化物。图 7 表明原板条间的残余奥氏体发生了转变，衍射标定结果证明其转变产物为  $Fe_3C$ 。大量研究表明，这种条状脆性  $Fe_3C$  不仅易于促使裂纹形核，而且还为裂纹提供了扩展的通道，因而导致材料韧性降低 [6]。

2.2.3 临界粗晶区的韧性与组织结构的关系 已有的研究结果证实，许多低合金高强度钢经受多道焊的二



图 5 一次粗晶区中的针状铁素体和马氏体

Fig.5 TEM micrograph of acicular ferrite and martensite in coarse grain HAZ



图 6 亚临界粗晶区中析出的碳化物

Fig.6 TEM micrograph of carbide precipitated in subcritical coarse grain HAZ

次热循环后，将出现临界粗晶区脆化现象，即当二次热循环的峰值温度处于  $(\alpha + \gamma)$  临界区温度时，钢的韧性下降至最低值。具有这种现象的钢一般为热轧态，在焊接条件下多呈现中温转变，并把造成临界粗晶区脆化现象的组织原因归结于粗大的  $M-A$  组元的形成 [4,5]。然而，在实验钢 HSLA-100 中不存在这种局部脆化问题，这是因为在焊接热过程中的组织转变以低温转变为主， $M-A$  组元的组织转变过程不占优势。

前已述及，实验钢经一次热循环后形成的粗晶区的组织主要是板条马氏体和针状铁素体。这种组织在二次热循环后被加热到  $(\alpha + \gamma)$  临界区温度时，发生不完全奥氏体化。部分重新形成的奥氏体在随后冷却过程中又转变为板条马氏体和针状铁素体，因自回火作用仅有少量的碳化物析出。这一转变与一次热循环一次粗晶区的组织相同。然而，在未发生重新奥氏体化的板条马氏体和针状铁素体中，由于焊接过程的短时高温，碳化物呈粒状弥散析出。同时，一些马氏体板条因经历回复和再结晶过程而形成亚晶，并逐渐被细小的等轴晶代替，其组织形态 (图 8) 与母



图7 亚临界粗晶区中板条间的  $Fe_3C$

Fig.7 TEM micrographs of  $Fe_3C$  in subcritical coarse grain HAZ

(a) bright field (b) dark field  
(c) diffraction pattern

材相似。因而此时的韧性高于一次热循环的一次粗晶区，不存在局部脆化现象。

当二次热循环的峰值温度为 1000 和 1200  $^{\circ}C$  时，一次热循环的一次粗晶区发生完全奥氏体化，冷却后的组织与一次粗晶区的相比没有多大变化，只不过由于完全重结晶而导致奥氏体晶粒细化。同时，细小的晶粒还可能促使针状铁素体形成。因而实验钢此时的韧性比一次热循环的

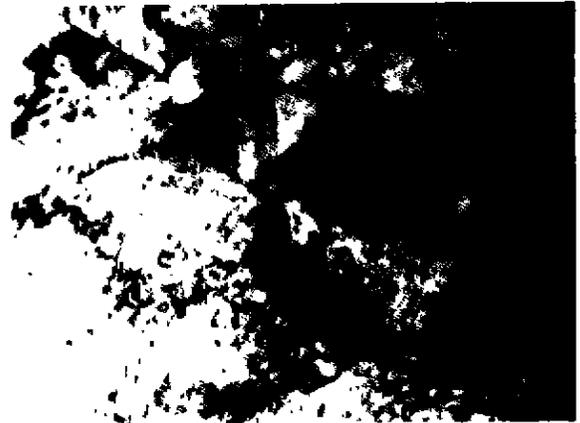


图8 临界粗晶区中的等轴晶

Fig.8 TEM micrograph of equiaxial grain in intercritical coarse grain HAZ

一次粗晶区的韧性有所提高。

### 3 结论

(1) 实验钢一次焊接热循环粗晶区的韧性比母材的韧性有明显降低，其组织原因是晶粒粗化和未回火马氏体的形成。

(2) 当二次焊接热循环的峰值温度为 600  $^{\circ}C$  时，实验钢的韧性最低，表现为亚临界粗晶区局部脆化，其组织原因是基体内析出的碳化物粗化以及残余奥氏体的热不稳定分解。

(3) 在常规的焊接冷却规范下，实验钢不存在临界粗晶区局部脆化现象。

(4) 除局部脆化区外，二次热循环均使实验钢的一次粗晶区的韧性得到提高。

### 参考文献

- [1] Czyryca E J, Link R E, Wong R T. *David Taylor Research Center Report, DTRC/SME-89/15*, Bethesda, Md, 1989: 1
- [2] Wang X M, Zhou G F, Yang S W, He X L. *Acta Metall Sin*, 2000; 36: 113  
(王学敏, 周桂峰, 杨善武, 贺信莱. 金属学报, 2000; 36: 113)
- [3] Spanos G, Fonda R W, Vandermeer R A, Matuszeski A. *Metall Mater Trans*, 1995; 26A: 3277
- [4] Gao H L. *Pipeline Steel-Microstructure Property and Welding Behavior*. Xi'an: Shaanxi Science and Technology Press, 1995: 130  
(高惠临. 管线钢——组织性能焊接行为. 西安: 陕西科学技术出版社, 1995: 130)
- [5] Kim B C, Lee S, Kim N J, Lee D Y. *Metall Trans*, 1991; 22A: 139
- [6] Thomas G. *Metall Trans*, 1978; 9A: 439