

# 异种钢焊接接头熔合区马氏体层 断裂韧性的模拟研究

王智慧讲师 徐碧宇教授 叶赐麒副教授

(北京工业大学)

## 摘 要

奥氏体/铁素体异种钢焊接接头的熔合区中合金成分连续地变化,由奥氏体过渡为铁素体成分,Ni含量不足使该区生成马氏体层。曾有人采用实际接头冲击韧性试验方法研究接头的韧性,认为马氏体层是接头韧性的薄弱环节。本文采用模拟马氏体成分熔炼炼钢的方法,在均匀的马氏体组织上研究了马氏体层的断裂韧性,同时也对接头其它区域的断裂韧性进行了研究。结果表明:在Cr25-Ni13/13CrMo44异种钢接头中,接头韧性的薄弱区并不在马氏体层上,而是与马氏体层相毗邻的热影响区的过热区,该区粗大的贝氏体组织使得这一区域的断裂呈准解理型,而马氏体层的断裂主要呈韧性撕开型。

	han	duan	ao
主题词	焊接接头	断裂韧性	奥氏体

## 0 序 言

现代化工、锅炉、电站和军工产品中,异种钢焊接接头的应用日益广泛。异种钢接头按其连接的材料主要分为三种,一种是铁素体材料与奥氏体材料之间的连接,这时焊缝一般是不锈钢或高镍合金;另一种是用奥氏体焊条焊接低合金高强度钢;第三种是在碳钢或低合金钢表面堆焊不锈钢材料。无论是哪种形式的接头,高Ni高Cr含量的焊缝与铁素体母材之间有合金元素连续地变化的过渡区,过渡区中Ni含量不足处会形成马氏体层。一般认为<sup>[1~3]</sup>,马氏体层是脆性相,容易引起熔合区开裂,降低焊接结构的可靠性。过去在对焊态奥氏体/铁素体异种钢焊接接头熔合区的组织进行研究时,由于未使用合适的浸蚀剂,许多研究者<sup>[3,4]</sup>把马氏体层叫作“亮带”(light-etching

region), 未能显示出马氏体层组织的真实形貌。本文在研究这种接头熔合区组织时<sup>[5]</sup>, 采用彩色金相的方法, 成功地显示了马氏体层组织的微观形貌。结果表明, 马氏体层的组织是板条状马氏体。当熔敷金属Ni含量为8%~25%时, 马氏体层的宽度为30~150 $\mu\text{m}$ 。从这一结果分析, 板条马氏体应该有较高的强度和较好的韧性, 而与马氏体层毗邻的热影响区的过热区却是粗大的脆化组织。对这一区域的组织与性能, 目前虽初步有所揭示, 还可以加深认识, 马氏体层在异种钢接头中所起的作用还值得进一步探索。

## 1 实验材料及实验过程

### 1.1 实验材料

实验模拟的接头系采用手工电弧焊, 以奥氏体焊条A307焊接珠光体钢13CrMo44, 母材和熔敷金属的化学成分列于表1。焊条直径 $\phi 4\text{mm}$ , 焊接电流150~160A, 电压22~24V, 线能量13~15kJ/cm, 对接接头, 板厚16mm。

表1 母材和熔敷金属的化学成分(%)

材 料 成 分	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	S	P
13CrMo44	0.12	0.73	0.30	1.10	—	0.43	0.021	0.031
熔敷金属	0.057	1.75	0.54	23.70	12.8	—	0.007	0.022

### 1.2 试样制备

实验过程中要对接头四个区域进行断裂韧性测试, 其中母材和焊缝的试件直接取自相应的板材和Cr25-Ni13/13CrMo44接头上; 马氏体层和热影响区采用模拟的方法测试。

#### 1.2.1 模拟马氏体层试样的制取

在实际异种钢焊接接头中, 因为马氏体层宽度较小<sup>[5]</sup> (约二十几微米), 所以很难用断裂力学的方法直接对接头的这一薄层进行断裂韧性测试。因而, 实验中对马氏体层韧性的测试采用模拟的方法, 即首先用电子探针测出马氏体层内不同区域的成分, 然后以此成分铸钢, 再用铸锭取样来间接测试马氏体层的断裂韧性。

用电子探针测得了马氏体层内与熔合线(母材非混合区与马氏体层交界处)的距离分别为0.5、5、15 $\mu\text{m}$ 三点的化学成分, 列于表2。其中碳成分是这样得到的, 先用探针测出碳强度的线分布, 见图1。限于目前电子探针难以对碳元素进行精确的定量分析, 因而将图中分布线上的波峰削去(图中虚线)。可以看出, 过渡区中碳元素基本为线性分布, 根据已知熔敷金属和母材的含碳量, 用线性插值法得到相应三点的碳成分。

表 2 马氏体层内不同位置的化学成分 (%)

编 号	至熔合线距离 ( $\mu\text{m}$ )	成 分	Cr	Ni	Si	Mn	C	S	P
N10	0.5		4.6	1.7	0.25	0.7	0.1~0.11	$\leq 0.02$	$\leq 0.03$
N20	5		9.7	3.8	0.25	1.0	0.09~0.1	$\leq 0.02$	$\leq 0.03$
N30	15		15.1	7.3	0.33	1.4	0.07~0.08	$\leq 0.02$	$\leq 0.03$

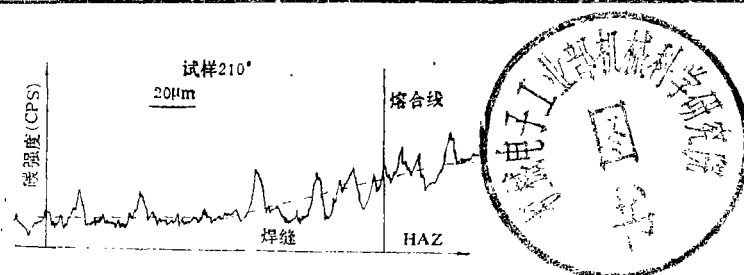


图 1 碳强度分布曲线

以表 2 的成分为铸钢的目标成分, 用非真空感应炉铸造钢锭, 所得钢锭化学成分列于表 3。

表 3 铸锭的化学成分 (%)

编 号	成 分	Cr	Ni	Si	Mn	C	S	P
N10		4.53	1.70	0.20	0.55	0.08	0.003	0.007
N20		9.80	3.70	0.14	0.82	0.10	0.003	0.009
N30		15.26	7.16	0.25	1.31	0.08	0.002	0.012

铸成的钢锭首先分别测试相变点, 然后进行热处理。热处理的目的是为了使钢锭的原始奥氏体晶粒度与实际异种钢接头马氏体层的原始奥氏体晶粒度相一致; 铸锭组织的原始奥氏体晶粒度为 4 级, 而实际接头中马氏体层的原始奥氏体晶粒度为 5 级, 粗大的铸锭组织热处理后接近 5 级。热处理参数见图 2。钢锭不经锻造直接取试样, 加工好的试样还要进行焊接热模拟, 以模拟真实焊接过程。热循环曲线是以热影响区热循环峰值温度为  $1300^{\circ}\text{C}$  的实测曲线为基础, 适当调整  $t_8/5$  冷却时间, 最终热循环的确定是由检验试样的组织和硬度, 使其与实际接头马氏体层的组织相接近。实际接头马氏体层的组织如图 3, 模拟马氏体层的试样 N10、N20、N30 的组织见图 4。

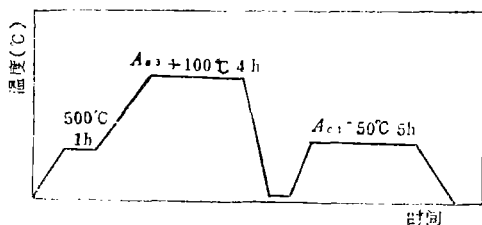


图 2 铸锭热处理工艺参数

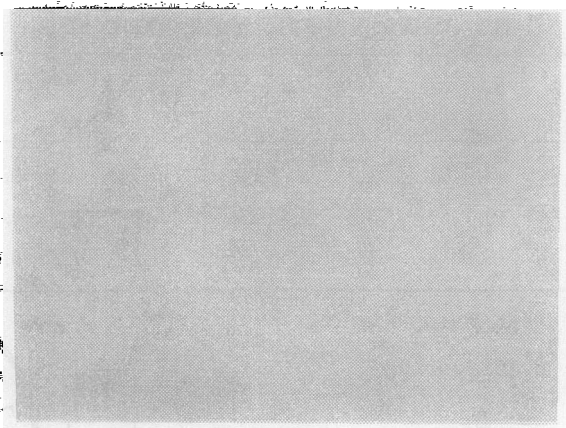
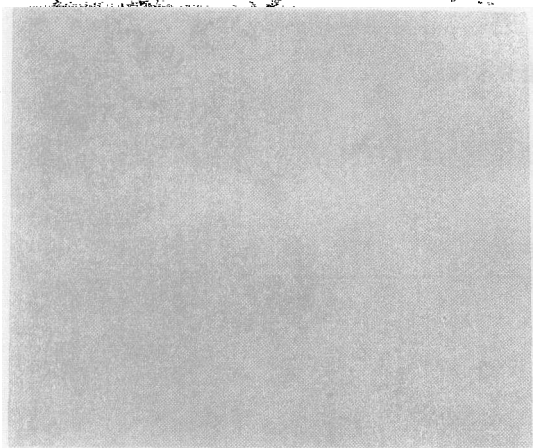
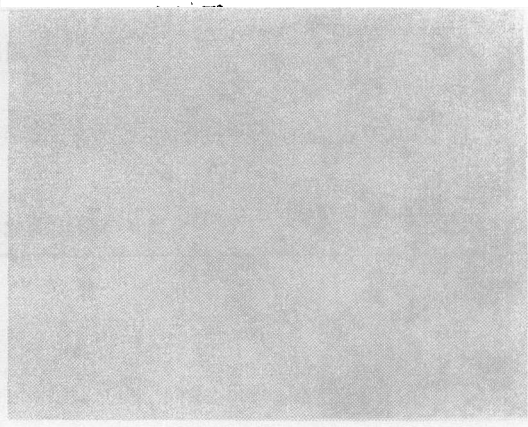


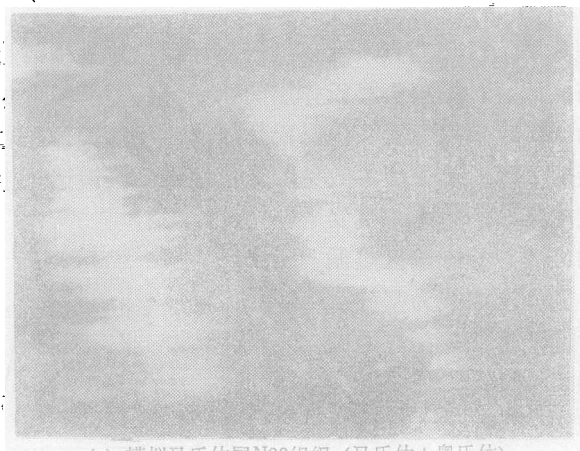
图3 模拟层状马氏体层组织  $\times 280$  (扩印 $\times 4$ )  
Cr25-Ni13/13CrMo44



(a) 模拟马氏体层N10组织 (马氏体+贝氏体)



(b) 模拟马氏体层N20组织 (马氏体)

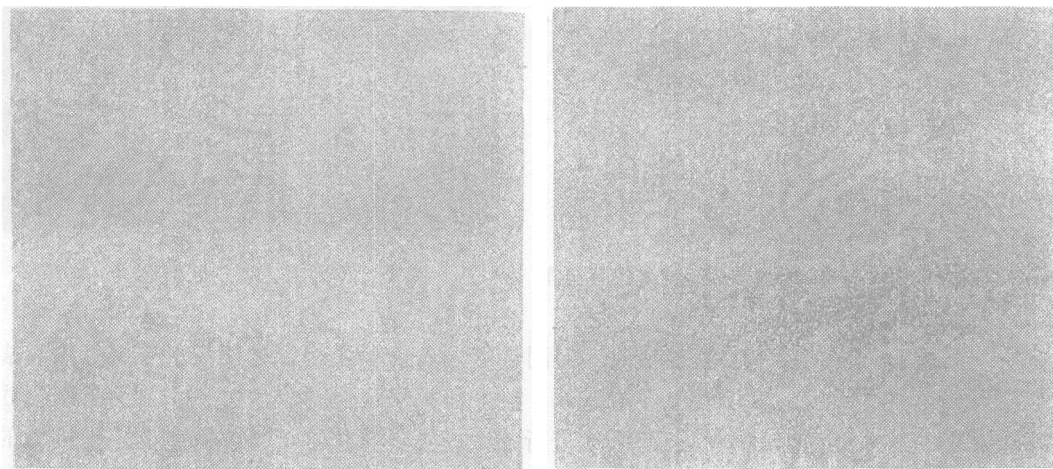


(c) 模拟马氏体层N30组织 (马氏体+贝氏体)

图4 模拟马氏体层组织  $\times 140$  (扩印 $\times 4$ )

### 1.2.2 热影响区模拟试样的制备

热影响区的断裂韧性测试试样,采用焊接热模拟的方法得到,热循环曲线以实测为依据。模拟区域分别为过热区、正火区和不完全重结晶区。相应的最高加热温度为1300℃、1050℃和850℃。模拟过热区的组织与真实接头的组织如图5所示。



(a) 实际接头过热区

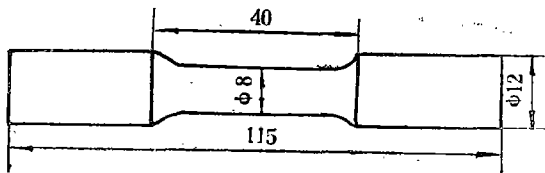
(b) 热模拟过热区  $T_{max} = 1300^{\circ}\text{C}$ 

图5 热影响区过热区组织

×140 (扩印×4)

### 1.2.3 COD实验条件

测试强度 $\sigma_{0.2}$ 的试样见图6。COD试样尺寸为10×10×60mm,实验按国标GB2358—80进行。对韧性较好的试样组,采用多试样的阻力曲线方法得到条件启裂COD值,即 $\delta_{0.05}$ ;对于稳定裂纹扩展量 $\Delta a \leq 0.05\text{mm}$ ,即发生脆性失稳断裂或突进的试样组,取三组试样进行实验,得到脆性启裂COD值,即 $\delta_0$ ;对稳定裂纹扩展量 $\Delta a > 0.05\text{mm}$ 发生脆性失稳断裂或突进的试样组。用脆性失稳COD值,即 $\delta_u$ 值评价。实验得到的 $\delta_R - \Delta a$ 数据,采用一元线性回归处理,作出剩余标准差 $\pm \Delta \delta$ 分散带。实验温度为室温。

图6 测试 $\sigma_{0.2}$ 试样

## 2 实验结果及讨论

### 2.1 实验结果

实验结果,见图7曲线。分析韧性值可以看出,热影响区的过热区COD值最低,测量突进点前的稳定裂纹扩展量小于0.05mm,用 $\delta_0$ 表示。从断口扫描电镜照片上(图8)可以看出断口的特征是典型的解理和准解理断裂,裂纹的扩展具有脆性机制。

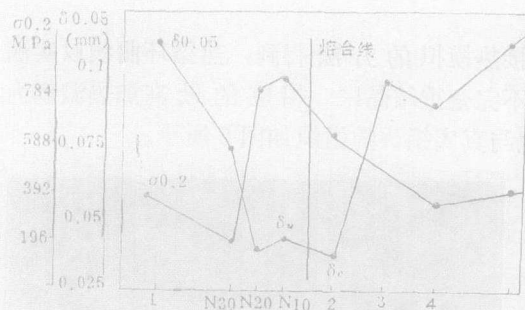


图7 Cr25-Ni13/13CrMo44接头强度与韧性分布  
 精整标 1 焊缝 2 HAZ  $T_{max}$  1300°C 3 HAZ  
 $T_{max}$  850°C 4 HAZ  $T_{max}$  850°C N10、N20、  
 N30——模拟马氏体层 5 母材

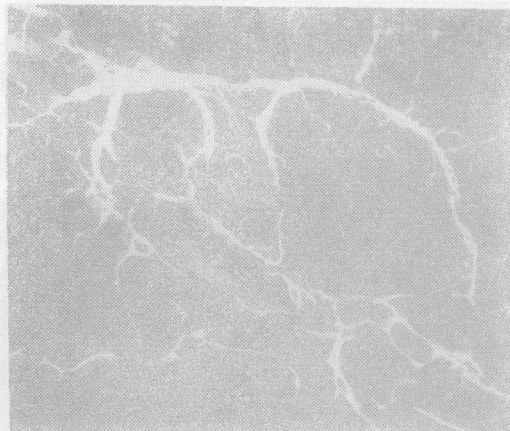
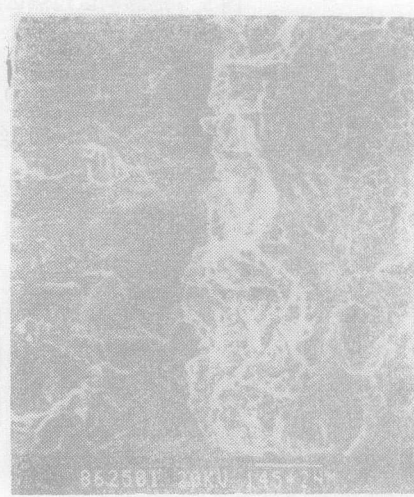


图8 热影响区过热区断口 ×1000

模拟马氏体N10组COD值也较低,但测量突进点前稳定裂纹扩展量大于 $\delta_c$ ,用 $\delta_w$ 表示。从它的断口形貌中可以看出(图9a),裂纹扩展区的断口主要由韧窝状组织组成,看来裂纹扩展是以韧性撕裂的方式进行的。模拟马氏体层N20的断口也是韧窝状的(图9b)。



(a) N10



(b) N20

图9 模拟马氏体层断口照片 ×1000

从整个接头的韧性分布上看,虽然马氏体层与热影响区的过热区COD值都较低,但它们的断裂机制是不同的,热影响区过热区的准解理型断裂特征决定了该区是接头韧性最薄弱的区域。从显微组织上看,过热区粗大的上贝氏体组织(图5)是这一区域韧性低的主要原因。从图中可以看到,上贝氏体中粗大的铁素体条可以横贯原始奥氏体晶粒,片状析出的渗碳体组织割裂了基体之间的连系,使得裂纹扩展阻力大大下降。

## 2.2 讨 论

当焊缝中Ni含量不很高时,在奥氏体/铁素体异种钢焊接接头中,不可避免地要在熔合区产生马氏体组织,一般认为这层组织对韧性是很有害的<sup>[1~3]</sup>,应该提高奥氏体焊缝的含镍量,以防止马氏体层产生。但本文在对马氏体层组织的研究中得知<sup>[5]</sup>,马氏体层的组织是板条状马氏体,其亚结构是位错,这种组织应该有较好的韧性和强度,本文的实验证实了这一点。

当采用奥氏体焊条焊接强度为980MPa左右的高强钢时,马氏体层对断裂的作用有些不同。采用Cr25Ni13Mo焊条焊接27SiMnMo钢( $\sigma_s=1176\text{MPa}$ )时<sup>[6]</sup>,在小铁研试验中发现有熔合线裂纹。Bailey<sup>[1]</sup>在用Cr9Ni13Mn焊条焊接强度为980MPa级高强钢时,在角焊缝中也看到裂纹在邻近熔合线的焊缝侧扩展。虽然在他们的实验中,裂纹绝大多数出现在过热区,但毕竟在熔合区出现了裂纹。Bailey认为这些裂纹是氢致裂纹,一些研究也证明异种钢焊接接头在焊态氢偏聚于熔合区<sup>[7]</sup>。在母材强度级别较高时,异种钢接头熔合区的马氏体组织与组织强度上相当,熔合线附近的韧性将取决于两个区域中韧性较低的区域。马氏体层的韧性很大程度上取决于熔合区中的碳含量和氢含量。如果严格限制熔敷金属的氢含量,当熔合区马氏体层中产生板条状马氏体时,韧性不会很差。另外马氏体层与奥氏体焊缝相邻,因为奥氏体焊缝屈服强度较低,所以,与它相邻的马氏体层内残余应力水平也不会很高,这一点也不利于裂纹在马氏体层内部产生。总之,虽然熔合区较易聚集氢,但其内部残余应力不会很高,马氏体层还不是接头最薄弱环节,解决问题的关键仍在于热影响区的脆化问题。

以往研究异种钢焊接接头的韧性,曾做过实际接头的单V型坡口冲击韧性实验<sup>[3]</sup>,结果表明,熔合区韧性出现低谷,认为这是马氏体层的有害作用。本文在研究中发现,当使用焊条Ni含量约为13%时,熔合区马氏体层一般只有二十几微米,采用机械加工的方法很难把缺口恰巧开在马氏体层上。因而,用单V型坡口冲击试验法得出的熔合区韧性出现低谷的现象,也有可能是过热区韧性差造成的。

## 3 结 论

1. 用模拟的方法分区域分别测试奥氏体/铁素体异种钢焊接接头的断裂韧性,这种方法是可行的。COD实验结果与实际接头的组织研究及理论分析相一致。

2. 在所研究的材料匹配及模拟试验条件下,马氏体层的断裂韧性值高于热影响区的过热区的断裂韧性值,并且两个区域的断裂机制也不相同,马氏体层的断裂属于韧性撕开机制,而过热区的断裂是准解理的。马氏体层并不是接头韧性最薄弱环节,韧性最差的区域是过热区,该区粗大的贝氏体组织是造成COD值降低的主要原因。

## 参 考 文 献

- 1 Bailey N. Hydrogen cracking and austenitic electrodes. Metal Construction, 1978, 10 (12):580~583
- 2 周振丰. 金属熔焊原理及工艺, 下册. 北京: 机械工业出版社, 1981.
- 3 Hiroshi Ikawa, et al. On the martensite-like structure at weld bond and the macroscopic segregation in weld metal in the welded dissimilar metals of  $\alpha$ -steel and  $\gamma$ -steels. IIW Doc IX-785-72.
- 4 杨永兴, 程光旭. 异种金属堆焊熔合区韧性的研究. 焊接学报, 1988, 9(4): 255~261
- 5 Xu Biyu, Wang Zhihui, Ye Cigi. Study on the martensite structure at weld bond in dissimilar-metal joints. Collection of papers, Second Japan-China Symposium on science and Technology of Welding. Tsu City, Japan. November, 1986.
- 6 张运全, 徐滨士等. 奥氏体焊条焊接低合金钢接头中氢的宏观扩散方向, 装甲兵技术学院, 1985.
- 7 Shi Yuxang, Zhang Youwei. Study on fusion zone of dissimilar steel joints and hydrogen distribution in them. Collection of papers, The Welding Institution of the CMES, 1984.



A STUDY OF THE FRACTURE TOUGHNESS OF  
THE MARTENSITE LAYER IN AUSTENITIC-FERRITIC  
DISSIMILAR METAL JOINTS

*Lecture Wang Zhihui,  
Professor Xu Biyu, Associate Professor Ye Ciqi  
(Beijing Polytechnic University)*

**Abstract**

In the austenitic-ferritic dissimilar metal welded joints the content of alloying elements in the transition zone varies continuously from HAZ to weld. Due to the low level of Ni content, a martensite layer is formed in this zone during the welding process. The Charpy impact test made before indicated that the martensite layer was the weakest zone in toughness in the joints. In this paper, the simulating test, in which specimens were prepared by casting steels in accordance with the compositions in the martensite layer respectively, was conducted to evaluate the fracture toughness of the martensite layer in the homogeneous structure. The experiments were also made to investigate the variation in toughness in the different regions of the joint. The results show that the weakest region in toughness in the dissimilar metal joints is not the martensite layer but the overheated zone in the HAZ. The fracture in the overheated zone is caused by the coarse-grained bainite, and it appears as a quasicleavage fracture; however, in the martensite elayer, it appears as a tear fracture.

**Key words** Welded joint    Fracture toughness    Austenite