

镍对焊缝氢致裂纹敏感性 及显微组织的影响

胡礼木讲师

(汉中河东店 陕西工学院)

摘要

本文利用G-BOP试验方法探讨了镍含量对低合金钢手工电弧焊焊缝氢致裂纹敏感性及其显微组织的影响。结果表明，增加焊缝中的镍含量会增大焊缝氢致裂纹的敏感性，但当镍含量低于0.03%时，看不到这种有害倾向。降低焊缝中的氢含量能有效地降低焊缝的氢裂倾向。但随镍含量增高，这种效应减弱。镍能抑制焊缝中晶界铁素体生长，促进铁素体与第二相（即魏氏组织）形成。本文讨论了其机理，并提出了新的设想。通过回归分析得出焊缝氢致裂纹率 P_c 与镍含量、焊接线能量E、焊缝含氢量 H_{nw} 以及母材预热温度 T_p 之间的关系式。

主题词 镍 焊缝 显微组织

0 序 言

镍作为合金元素加入低合金钢中用来生产高强度结构钢已有二十多年的历史。它的沉淀强化和细化晶粒作用已深为人知。在近十多年中发表了一些涉及含镍钢的焊接性的研究文章^{1、2}。然而，到目前为止，还很少有人研究过镍元素对焊缝氢致裂纹倾向的影响。随着当今焊接结构钢的生产正在朝着低碳当量高强度的微量合金元素钢方向发展，焊接接头的冷裂问题在某些条件下已由热影响区转移到焊缝中。因此，研究微量合金元素对焊缝抗氢致裂性能的影响显得十分必要。本文着重研究了镍的作用。

1 实验方法与步骤

本实验采用G-BOP试验方法^{1、3}，实验用试板采用瑞典86110钢（C—0.14%，Si—0.44%，Mn—1.46%，V—0.04%），加工尺寸如图1所示。

实验用焊条由瑞典ESAB公司提供，直径为4 mm。铌元素通过OK4800碱性焊条药皮加入。用国际焊接学会标准水银测氢法³测得出厂焊条熔敷金属含氢量为8 mL/100g，而在温度为32℃，相对湿度为70%的气氛中处理48h的焊条熔敷金属含氢量为13mL/100g。选用的焊接参数列于表1。

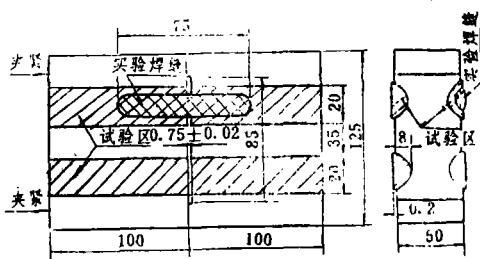


图1 G-BOP实验用试板

表1 焊接参数

线能量 (kJ/mm)	电弧电压 (V)	电弧电流 (A)	焊接速度 (mm/min)	冷却时间 $\Delta t_{\text{g}}/s^{(4)}$ (s)		
				$T_0=21^\circ\text{C}$	$T_0=50^\circ\text{C}$	$T_0=80^\circ\text{C}$
1.0	22—23	185	340—250	4	4.4	5
2.0	22—23	185	120—130	8	8.4	10
3.0	22—23	185	80—90	13	13.6	15

按图1所示，在试板每侧开两道V型坡口，然后用相应的焊条，采用小能量多道焊法将坡口填满，以获得母材稀释率低于10%的试验区。铣平焊道顶部并将试板沿长度中心线切成两块，在其中一块上加工出深0.75mm、长85mm的窄缝。

将一分为二的两块试板装入夹具，用测力扳手夹紧，夹紧力矩为 $2 \times 57 \text{ N}\cdot\text{m}$ 。检验两试板间窄缝宽度应为 $0.75 \pm 0.02 \text{ mm}$ 。然后用相应的焊条，选用一定的焊接工艺参数，在试验区上越过窄缝堆焊一条长75mm的焊道。20h后，用氧-乙炔焰加热焊道中心部位（窄缝处）至暗红色，待冷却后将焊道折断，然后用带有网格（100格/100mm²）的透明塑料纸测量焊道的横截面积A和裂纹面积B。用同样的焊条和同样的焊接条件施焊另一条试验焊缝。按公式 $P_c = \frac{B}{A} \times 100\%$ 计算裂纹率并取其平均值。

铣平试验焊缝顶部，测量其维氏硬度值后再在试板上用同样的焊条和不同的焊接条件反复堆焊试验焊缝。

2 实验结果

表2 焊缝金属化学成分 (%)

焊缝 编号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Nb	Ti	Al	Cu	Sn	Pb	As	Sb	B	V	O (ppm)	N (ppm)
1	.051	.48	1.33	.012	.007	.04	.03	.01	.008	.010	.003	.02	.005	.002	.002	.003	.0001	.025	350	90
2	.046	.48	1.34	.013	.007	.04	.04	.01	.024	.010	.003	.02	.005	.002	.001	.003	.0001	.025	372	88
3	.051	.52	1.32	.013	.007	.03	.02	.01	.059	.010	.003	.02	.005	.005	.004	.008	.0002	.025	329	87
4	.047	.53	1.39	.014	.007	.04	.02	.01	.11	.011	.003	.02	.095	.002	.003	.008	.0001	.025	385	145
5	.051	.56	1.36	.015	.008	.03	.02	.01	.21	.012	.003	.02	.006	.007	.006	.019	.0002	.028	363	86
6	.049	.59	1.43	.014	.007	.02	.02	.01	.42	.012	.003	.02	.008	.004	.003	.026	.0001	.026	329	104

焊缝金属的化学成分分析结果列于表 2。如所期望的，焊缝中除铌之外的所有元素含量几乎没有变化。

2.1 裂纹敏感性

如图2a所示，随焊缝中铌含量增加，焊缝裂纹率增加。但当铌含量低于0.03%时，没有呈现这种增长趋势，用1.0kJ/mm的线能量堆焊的含铌量为0.024%的焊道的裂纹率甚至有些下降。

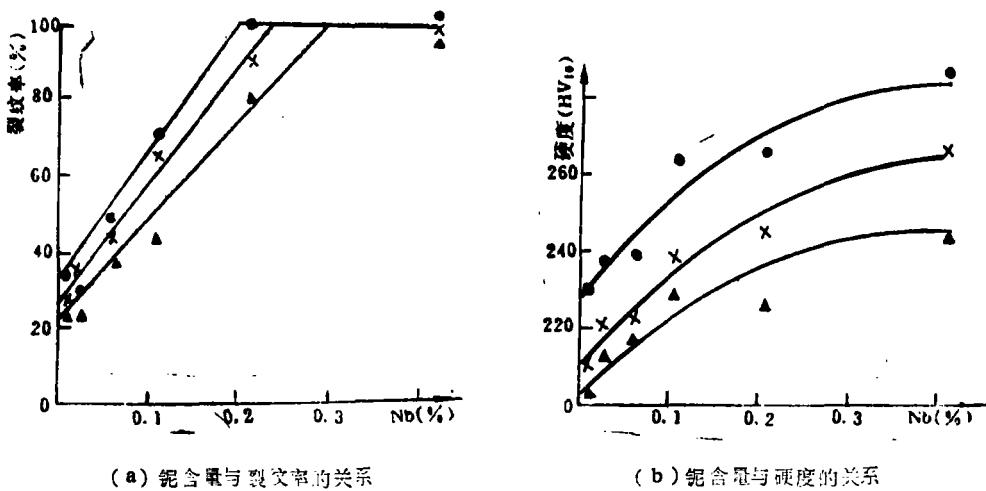


图 2 铌含量和焊缝线能量对焊缝金属氢致裂纹率及硬度的影响

●线能量1kJ/mm ×线能量2 kJ/mm ▲线能量3 kJ/mm

2.2 硬度

一般来说，焊缝金属的硬度随含铌量的增加而升高，如图2 b所示。当含铌量由0.008%增至0.024%时，用3种线能量焊接的熔敷金属的硬度均升高6~10个维氏硬度单位，当含铌量进一步增加时，相应的硬度增长趋于平缓。此处，随含铌量增加，焊缝硬度的增长比裂纹率的增长来得缓和。

2.3 显微组织

因为低含碳量，焊缝金属的显微组织主要含有3种组份，即晶间铁素体 GF ，铁素体与第二相 FS （即魏氏组织）和针状铁素体 AF ¹⁶。

如图3及表3所示，增加焊缝中的铌含量， FS 的相对量增多，其群体尺寸也增大，而铁素体片却变窄。同时 GF 的相对量和宽度迅速下降，而 AF 的相对量和晶粒度却没有明显变化。

一般情况下，上述3种组份的显微硬度数 AF 最高， FS 次之， GF 再次之。这是由它们的形成温度和晶粒度决定的。如表3所示，随含铌量增加，它们的显微硬度都有不同程度的升高。值得注意的是其中 FS 的显微硬度增加得最多。当焊接线能量为3.0kJ/mm时，在含铌量高于0.11%的焊缝中， FS 的显微硬度甚至高于 AF 的值。

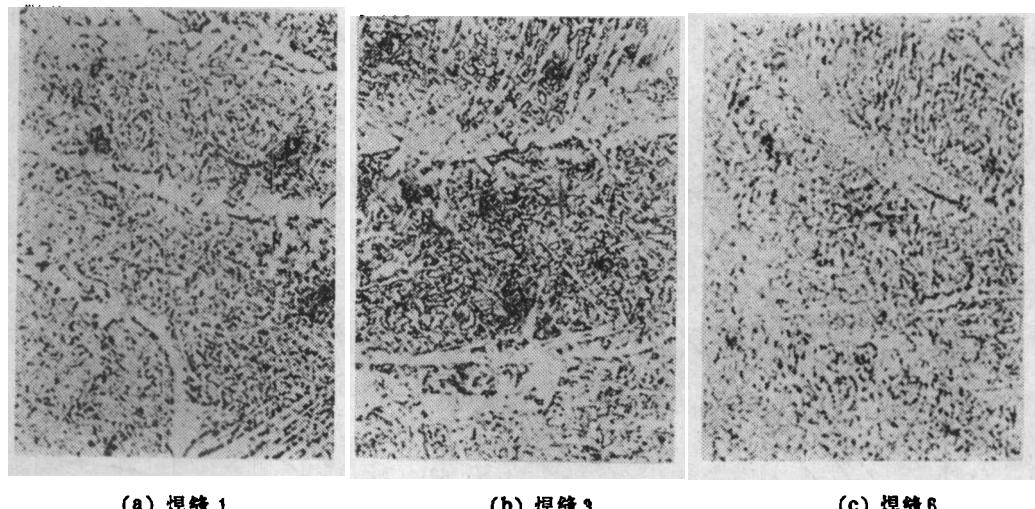
图 3 焊缝金属的显微组织 $\times 250$

表 3 显微组织分析与显微硬度测量结果

焊缝编号	线能量 (kJ/mm)	GF (%)	d (μm)	MH (N/ mm^2)	FS (%)	λ (μm)	MH (N/ mm^2)	AF (%)	δ (μm)	MH (N/ mm^2)	SA (μm)
1	1.0	23.4	11	2176	11.8	3.5	2372	64.8	2.3	2538	117
2	1.0	—	—	2293	—	—	2460	—	—	2577	—
3	1.0	19.0	5.8	2332	13.0	3.0	2489	68.0	2.5	2807	111
4	1.0	—	—	2509	—	—	2626	—	—	2764	—
5	1.0	8.5	2.8	2509	14.6	2.0	2607	77.4	2.2	2783	100
6	1.0	5.0	—	—	32.0	1.6	2764	63.0	—	2842	—
1	3.0	19.6	16.0	2153	10.8	5.0	2332	69.6	2.8	2401	158
2	3.0	—	—	2332	—	—	2558	—	—	2658	—
3	3.0	13.4	8.7	2307	17.2	4.4	2734	69.4	2.9	2871	182
4	3.0	—	—	2483	—	—	2783	—	—	2734	—
5	3.0	10.6	4.8	2372	21.0	3.0	2705	68.4	2.8	2807	136
6	3.0	8.0	—	—	46.0	2.5	2891	43.0	—	2764	—

注: d —晶间铁素体 GF 的宽度 λ —铁素体与第二相 FS 中铁素体的宽度 δ —针状铁素体 AF 的晶粒尺寸

SA—原柱状奥氏体的宽度

 MH —显微硬度

2.4 断口形貌

所有裂纹均起源于焊道根部两块试板间的窄缝处(应力应变集中处),并沿着倾斜于焊道表面的方向向焊道内扩展,倾斜角随含铌量增高而由 50° 增大到 90° 。由此反映出焊缝金属的脆性升高^[6]。

在光学显微镜下可见,每条裂纹都由若干段沿晶部分和穿晶部分组成并交替相接,显示出“之”字形特征,这是典型的焊缝氢致裂纹特征^[7]。另外在主裂纹附近还发现显微裂纹,它们大都位于晶界铁素之中,其数目和平均长度随含铌量而增多增大。

用扫描电镜观察裂纹断口发现断口形貌随含铌量增高而由韧窝兼准解理形变为解理形兼沿晶断裂(图4)，由此再次表明，铌元素会增大焊缝金属的脆性。

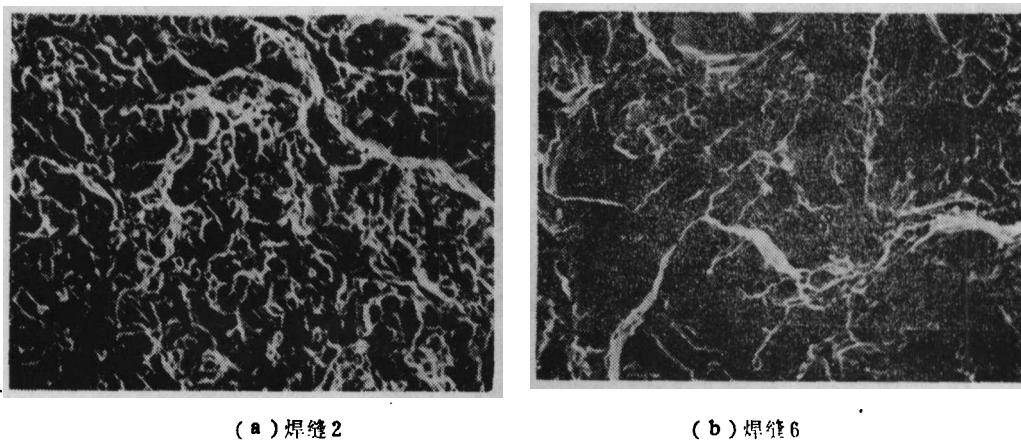


图4 焊缝断口形态 $\times 1400$

2.5 焊缝含氢量

降低焊缝中的氢含量可降低焊缝的裂纹率。这一倾向在低铌焊缝中表现得更明显。它说明高合金焊缝中氢致裂纹对焊缝的硬度比对焊缝的含氢量更敏感。此外，提高预热温度似乎可以强化这种倾向。其原因可能是因为较高的预热温度能延长焊缝的冷却时间，从而有助于氢向焊缝金属外扩散。

2.6 焊接线能量

提高线能量，焊缝裂纹率及硬度都降低，如图2所示。同时，由表3可见，原柱状奥氏体宽度和晶界铁素体宽度都增大，铁素体与第二相中的铁素体板条增宽，针状铁素体的晶粒尺寸也变大。此外，晶界铁素体和针状铁素体的显微硬度略有降低；相反，铁素体与第二相的显微硬度却明显提高。

值得注意的是如图5所示，提高线能量，图中表示焊缝硬度与裂纹率关系的点的集合向左移动，对于100%裂纹率的硬度值由线能量为1.0 kJ/mm时的HV₁₀ 266变为线能量为3.0 kJ/mm时的HV₁₀ 244。

2.7 预热温度

提高试板预热温度T₀，能十分有效地降低焊缝氢裂危险性，而且预热温度越高，这种效果越显著。通过硬度测量和显微组织观察（表3）发现，提高预热温度至80℃，焊缝的硬度和显微组织并没有明

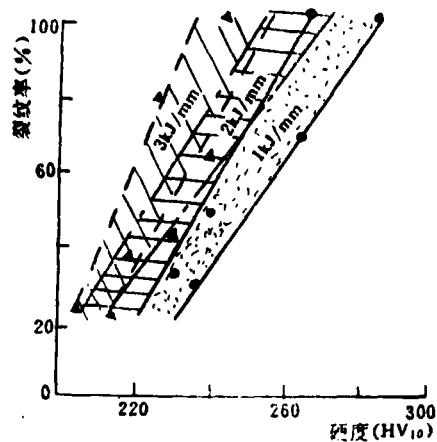


图5 焊缝金属的硬度与裂纹率的关系

显变化。由此可见，在80℃以下预热，其对焊缝抗氢裂的有效作用并非通过改善其显微组织或降低硬度来起作用，而是通过其它途径，如降低焊缝金属含氢量来起作用的。

2.8 回归分析

通过多元线性回归分析，得到焊缝金属的氢裂敏感性即裂纹率 P_c 与焊缝含铌量Nb(%)以及焊接条件如线能量 E 、预热温度 T_0 和焊缝含氢量 H_{HW} 之间的函数关系如下：

$$P_c = 0.329 + 252Nb - 0.067E + 0.03H_{\text{HW}} - 0.006T_0$$

变量之间的复相关系数 $R = 0.96$ ，这意味着焊缝的氢致裂纹率与铌含量及上述各焊接参数之间存在着明显的线性相关性，也意味着按上述公式计算的结果（至少在各参数的实验用量范围内）与实验结果能很好地吻合。

3 理论分析

众所周知，铌作为合金元素已广泛用来提高低合金钢的强度。在室温下由于铌在铁素体中的溶解度极低，所以它的强化效果不是通过固溶强化而是通过沉淀强化来实现的。

焊缝中的铌对碳和氮有较强的亲和力，能与它们形成碳化铌NbC和氮化铌NbN并在焊后冷却过程中沉淀析出¹。在平衡条件下，NbC和NbN的开始沉淀温度取决于焊缝中铌和碳或氮的浓度积，如下式所示²：

$$T_{NbC} = \frac{7510}{2.96 - \lg [(Nb) \cdot (C)]}, \quad T_{NbN} = \frac{10230}{4.04 - \lg [(Nb) \cdot (N)]}$$

在实验浓度范围内，NbC和NbN开始沉淀温度的计算结果分别是910~1350℃和1100~1400℃。参考以前发表的有关文章以及Fe—C(0.05%)—Mn(1.35%)—Si(0.5%)—Nb多元平衡相图的一部分（图6），再考虑到焊缝金属的快速冷却特点，可以想到，NbN沉淀主要发生在 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变之前，并沉淀在奥氏体晶界和晶内位错处，它们对焊缝的最终显微组织影响不大。而NbC主要在 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变前期沉淀在奥氏体和新生晶界铁素体相界之间。NbC的沉淀颗粒极细（ $10 \sim 50 \times 10^{-10} \text{ m}$ ）并成行排列。在ESAB公司用透射电镜对焊缝金属（编号6）的薄膜进行观察时已经看到了这一现象，如图7所示。

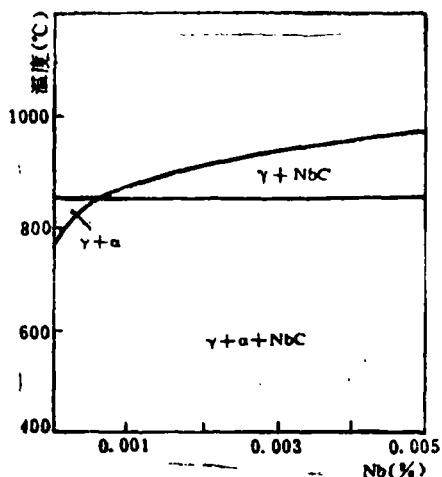


图6 Fe—0.05% C—1.35% Mn—0.5% Si—Nb
多元相图的一部分

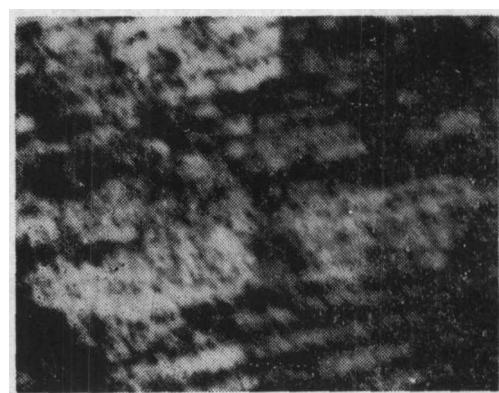


图7 焊缝金属编号6的薄膜透射电镜
照片 ×45000

根据前面的分析，可以设想沉淀在 γ - α 相界之间极细小的NbC沉淀颗粒可能通过某种钉扎作用阻碍GF增宽，如图8描绘的那样。随着进一步的冷却，Nb在奥氏体中的过饱和程度增大， $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变驱动力增强，从而导致在 γ - α 相界上形成一系列铁素体的隆起或凸出（图8 d），随后这些隆起或凸出便冲破阻力，从沉淀微粒的间隙之间沿着最有利的晶体学方向 $(111)_{\gamma} // (110)$ 平行地向奥氏体内生长^[9]。与此同时，NbC在移动的铁素体尖端两侧沉淀，于是形成铁素体与第二相FS。采取这样的方式， γ 向 α 的转变就会比晶界铁素体的增宽来得容易和迅速。因为铁素体尖端在推进过程中所受到的沉淀颗粒的阻碍作用减弱了，Nb和C原子的扩散距离也缩短了。

随着焊缝中铌含量的增加，碳化物的沉淀温度和沉淀密度都将增高，沉淀颗粒间的距离减小，于是对GF增宽的阻力增大，使GF的相对量减少，而FS的相对量增多。同时FS中的铁素体板条宽度变窄，FS的显微硬度增高。

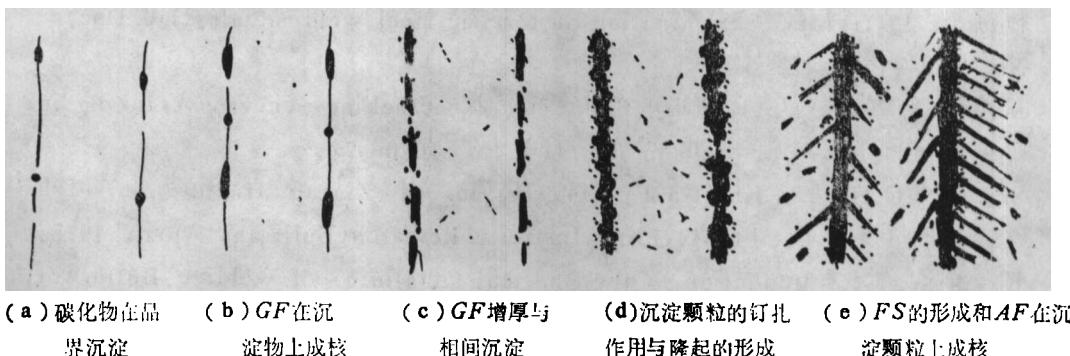


图8 FS形成过程示意图

FS对焊缝金属的韧性和冷裂抗力都是不利的，这是由于它是一种层状结构，在铁素体板条间又有既硬又脆的第二相即马氏体和碳化物存在^[10]，这就是焊缝金属的氢裂抗力和韧性随焊缝中铌含量增高而降低的缘故。

4 结 论

(1) 提高铌含量，焊缝金属的硬度和氢裂敏感性即随之提高，但当铌含量低于0.03%时，没有促进氢裂的有害作用。

(2) 焊缝金属中的铌元素会引起NbC和NbN沉淀。其中NbC在 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变前期主要沉淀在 γ 和 α 相界从而抑制晶界铁素体的生长，促进铁素体与第二相的形成。

(3) 降低焊缝金属中的氢含量能有效地降低铌含量较低的焊缝金属的氢裂倾向，随着铌含量增高，这种效果减弱。

(4) 焊缝金属的氢致裂纹率与铌含量、焊接线能量、预热温度以及氢含量之间的函数关系，在实验用量范围内可以近似地用下式表达：

$$P_c = 0.329 + 252Nb - 0.067E + 0.031I_{lw} - 0.006T$$

(1989年8月2日收到修改稿)

参考文献

- 1 Hannerz N E, Gunner Valland, Kenneth Easterling. Influence of niobium on the microstructure and mechanical properties of submerged arc weld metals for C-Mn steels. IIW IX-798-72.
- 2 Abson D T and Evans G M. The effect of niobium on the microstructure and properties of C-Mn all weld metal deposits. IIW Doc. II-A-530-81.
- 3 Hart P H M. Hydrogen cracking in weld metal—the effect of manganese. The Welding Institute Research Bulletin, November, 1980.
- 4 Yurioka N et al. Welding Note, Second Edition. Nippon Steel corporation, October, 1984.
- 5 Duncan A. Guide to examination of ferritic steel weld metals. IIW Doc. No. IXJ-123-87.
- 6 Mata J M F and Apps R L. Transverse 45° cracking—chevron cracking in C-Mn and low alloy weld metal. IIW IX-1080-78.
- 7 Saunders G G. and Knott J F. The origins of Zigzag fracture in high strength materials. The Welding Institute Research Bulletin, April, 1975.
- 8 Easterling K. Introduction to the physical metallurgy of welding. Butterworth & Co (publishers) Ltd, 1983.
- 9 Townsend R D. and Kirkaldy J S. Widmanstatten ferrite formation in Fe-C alloys. Transaction of the ASW, Volume 61, 1968.
- 10 Dolby R E. and Hart P H M. Recent research into the welding of vanadium containing HSLA steels. Vanitec seminar on use of vanadium steels in Scandinavia, Helsinki, October 4, 1977.

THE INFLUENCE OF NIOBIUM ON THE HYDROGEN CRACKING SUSCEPTIBILITY OF WELD METAL

Lecturer Hu Limu

(*Shaanxi Institute of Technology, Hanzhong*)

Abstract

An investigation into the influence of niobium on the hydrogen cracking susceptibility and microstructure of manual metal arc weld metal has been carried out by means of G—BOP (gap bead-on-plate) test. It was found that, in general, with the increase of niobium content the cracking susceptibility of weld metal increased gradually, but with niobium content below 0.03% the cracking tendency was not observed. Lowering the hydrogen content of weld metal resulted in a significant decrease in cracking, but this effect was less pronounced with increased niobium. Niobium promoted the formation of ferrite with second phases (FS) and suppressed the growth of grain boundary ferrite(GF), probably by niobium carbide precipitation at the interface between the austenite and newly formed GF. The expression for the relation between hydrogen cracking susceptibility and niobium content of the weld metal, including some other welding parameters, has been established.

Key Words Niobium Weld metal Microstructure