15MnVN钢中碳硫含量对熔合线韧性的影响*

田　燕　庄丽君　罗志昌　任家烈　王素梅

（清华大学　　鞍钢钢研所）

本文采用了含碳偏上限（0.18%C）及偏下限（0.15%C）的四种15MnVN钢板的轧向及横向试件，经热模拟后测定并对比了粗晶区组织在室温及－40℃下的冲击及断裂韧性；并辅以弯曲载荷下对启裂部位的动态观察及断口腐蚀对照等方法研究了不同$t_{8/5}$下粗晶区组织参量的变化与韧性变化的关系，以及脆化的机理。结果表明：（1）15MnVN钢中含碳量对熔合线韧性有很大影响，含碳量从下限增至上限，韧性显著恶化。（2）含碳偏高时，熔合线韧性恶化的原因：一是上贝氏体中富碳的M－A相引发解理的脆化作用；二是伴随网状先共析铁素体的析出，晶界上析出富碳的M－A相所造成的晶界脆化。（3）含较低碳（0.15%C）时，粗晶区韧性有显著改善，因而适当降碳是改善15MnVN钢熔合线韧性的有效措施之一。（4）在含碳较高的15MnVN钢粗晶区中，由于碳所引起的脆化是主要矛盾方面，硫的有害作用相对居次要地位，因而仅降硫对改善韧性的作用不太显著，只有降碳的同时降硫才能有效地改善熔合线韧性。

一、前　言

为改善焊接性，近代新发展的低合金结构钢均趋向低碳化[7]。此外，在强度高于600MPa的钢中，大多存在着大线能量焊后熔合线脆化问题，而超低碳的HT60钢则对大线能量不甚敏感[8]。因而降碳对改善大线能量下熔合线韧性有利。碳是15MnVN钢中主要的强化元素之一，因而不能过分低，但是碳在规定的成分范围（0.12～0.20%）内波动时，熔合线处韧性有何变化？如何权衡降碳带来的利弊？也是冶金企业所关心的问题。

降S可改善钢材的各向异性，提高母材韧性。然而对15MnVN一类结构钢来说降S对焊接热影响韧性是否有显著影响？

15MnVN母材正火状态下具有较好的综合性能。不管含碳量是上限还是下限，母材均有满意的韧性，其脆转温度可低于－80℃[1, 4]。但是焊态下熔合线处的韧性却随含碳量的增高及线能量的增大而明显恶化。根据资料可知，含碳为上限（0.19%C）的钢进行大线能量埋弧焊时，熔合线处的脆转温度可升高到0℃左右[1]。即使小线能量下，粗晶区模拟试件的冲击韧性也相当差[2, 3]，而且有晶界脆化的倾向[2]。究竟脆化现象与含碳量的关系如何？是本文探讨的主要方面。目的是从完善15MnVN这一常用钢种出发，提供生产单位作参考。

二、试验材料与试验方法

母材采用四种含碳量不同（0.15～0.18%C）的15MnVN钢厚板，其成分及性能见表1，表2。

---

*参加研究工作的还有张伟明、阎平等

母材化学成分 表1

钢种	板厚 mm	供货状态	化学成分，% C	Si	Mn	S	P	V	N	C_{eq}* %
15MnVN (A)	56	正火	0.18	0.35	1.78	0.023	0.014	0.162	0.015	0.51
15MnVN (B)	40	正火	0.16	0.36	1.75	0.023	0.014	0.13	0.027	0.47
15MnVN (C)	56	正火	0.18	0.43	1.78	0.003	0.024	0.14	0.020	0.50
15MnVN (D)	56	正火	0.15	0.38	1.75	0.014	0.025	0.13	0.014	0.47

* $C_{eq}=C+Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+(Ni+Cu)/15$ (%)

母材机械性能表 表2

钢种	σ_s MPa	σ_b MPa	δ_5 %	a_k −40℃ J/cm²	$_vE$ −40℃ J	轧向MnS长度 μ
15MnVN (A)	485.45	632.55	23.5	56.88	—	109
15MnVN (B)	426.61	573.71	25.5	57.86	—	132
15MnVN (C)	539.39	617.84	24	112.78	44.7	21*
15MnVN (D)	421.90	559	25	88.29	35	56*

* C，D钢经喷粉（Si－Ca合金＋稀土粉末）脱硫处理过。

试验方法：

1．热模拟试件却贝冲击试验：用A,C,D三种含碳不同的15MnVN钢按GB 2650-81沿轧向及横向各取一组冲击试件，在Gleeble-1500设备上用六种冷却条件进行粗晶区组织模拟（T_{max} = 1350℃，$t_{8/5}$分别为≤2，6，18，30，40，60s）之后在室温（15℃）及－40℃下进行冲击并取断口，典型试件再重复作示波冲击。

2．热模拟试件COD试验：用含碳不同的A,B钢沿轧向取COD试件，经热模拟（T_{max} = 1350℃，$t_{8/5}$分别为6，12，18s）用线切割开出宽0.15mm的缺口后进行室温下COD试验。

3．热模拟试片三点弯曲：为了观察不同冷却条件下的组织状态中最易开裂的薄弱环节，采用了厚3mm的薄片试件，其热模拟条件同冲击试件，加弯曲载荷后在显微镜下观察其启裂行为及部位。

4．用3％硝酸酒精腐蚀或两步电解法腐蚀后在扫描电镜下观察M-A组元状态，并用以上方法腐蚀断口，对照腐蚀前后形貌，找出断裂形式与组织状态的关系。两步腐蚀法见表3

三、试验结果与分析

1．不同含碳量的三种15MnVN钢过热区冲击韧性的差别：含碳0.18％的A，C钢与含碳0.15％的D钢在不同$t_{8/5}$下分别得到不同的粗晶区模拟组织（表4）。其冲击韧性值变化见图1。

比较表4及表2后可知，当其它成分相近时，含碳偏上限(0.18％)的C钢过热

两步腐蚀法规范及电解液配方　　表3

步骤	腐蚀液配方	电压 V	电流 A	时间 s
Ⅰ	NaF 0.5g, EDTA 5g, 蒸馏水 100 ml	5	0.2	30
Ⅱ	苦味酸(无水)5g, NaOH 25g, 蒸馏水 100 ml	4	1	15

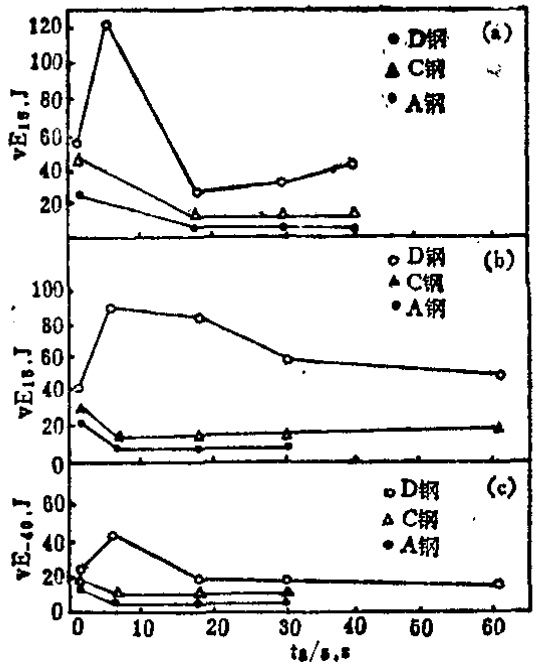
C钢及D钢在不同$t_{8/5}$下模拟粗晶区各组织参量及断裂形式　　表4

试件号	$t_{8/5}$ s	γ晶粒直径 μ	晶界PF宽度 μ	HV (5kg荷重)	轧向 $_vE_{15}$ J	晶内组织	晶界状态	断裂形式
C_1	≤2	90	0	445	51.3	全部LM	无析出	100% 穿晶
C_2	6	92	0.7	427	16.67	LM+UB	少量细 PF + M-A	穿晶+沿晶
C_3	40	110	5	327	7.75	UB+AF	网状 PF + M-A	较多沿晶+穿晶
D_1	≤2	88	0	399	50.32	全部LM	无析出	100 %穿晶
D_2	6	90	0.9	331	117.68	LM+$B_Ⅱ$	少量细 PF + M-A	100 %穿晶
D_3	40	103	6	250	42.17	UB+AF	网状 PF + M-A	穿晶为主

区冲击韧性普遍低于含碳偏下限(0.15%)的D钢。但只有$t_{8/5}$≤2 s的急冷淬火条件下，C，D两种钢过热区由于均为单一的、具有一定强韧性的低碳板条马氏体(LM)组织因而韧性值相近。说明含碳量的微小差别并未影响板条马氏体的强韧性，但是随$t_{8/5}$的增加，两种钢韧性变化趋势有了明显的差别：

（1）含碳较低的D钢虽然大线能量焊时韧性也有下降趋势，但因含碳量较低，基体塑性较好，断裂形式以穿晶断裂为主（表4），说明晶界并无明显的脆化倾向。即使大线能量下其脆化程度也较轻，仍保持了一定韧性值。尤其在小线能量下焊接时，（$t_{8/5}$约为5～10s），由于粗晶区组织得到低碳板条马氏体及部分$B_Ⅱ$型贝氏体的混合组织，而$B_Ⅱ$的析出有效地分割了奥氏体晶粒，使随后生成的马氏体板条团得以细化，因此表现出很好的韧性（室温$_vE$>10J），放射区为断裂单元细小的QC断口，未发现IG。示波冲击也表明：有着微细混合组织的D_2试件（$t_{8/5}$=6s）比有着单一板条马氏体的D_1试件（$t_{8/5}$≤2s）不仅裂纹启裂阶段的吸收功较大，而且扩展阶段吸收的功也较大。表现在冲击断口中不仅纤维区及剪切唇的面积大且放射区中无CF出现，QC的断口单元尺寸也小得多（照片1）。

（2）含碳较高的C钢只有$t_{8/5}$≤2 s的C_1试件具有相对较高的冲击韧性（51.3 J）。但$t_{8/5}$稍一加长(≥6s）韧性就急骤下降，到$t_{8/5}$=40s时，室温下冲击韧性已低

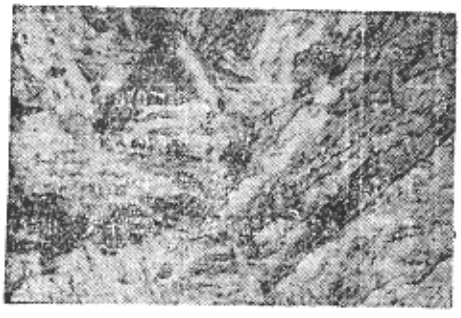


(a)轧向试件室温冲击值 (b)横向试件室温冲击值
(c)横向试件—40℃冲击值

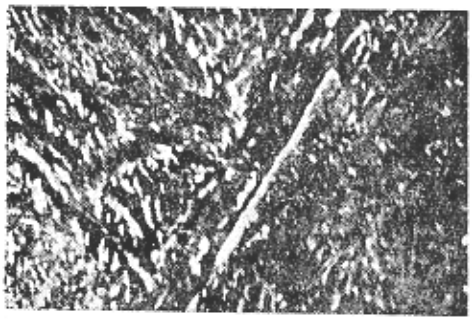
图1 15MnVN(A)(C)(D)三种钢模拟粗晶区冲击值随$t_{8/5}$变化的趋势

于9.81J，表现出极明显的脆化倾向。由表2可见，处于急冷淬火条件下的C_1试件因晶内为一单一板条马氏体，无上贝氏体析出，且晶界上无第二相或杂质富集。断裂方式中无沿晶断裂也说明晶界未弱化（照片2a，b）。因而尚可表现出低碳马氏体应有的较好的强韧性。而随$t_{8/5}$的增长，晶内UB开始出现并增多。晶界上网状先共析铁素体（PF）开始析出，而且伴随析出脆性相M-A。随着$t_{8/5}$增大，上贝氏体（UB）中及晶界上的M-A相均趋于粗大化。此时断裂形式也随之变化，断口中解理断裂增多，并出现晶界断裂形式。冲击值也随之陡降（照片2c，d）。因而可以认为，C钢随$t_{8/5}$增加，出现韧性恶化必然与UB组织及晶界析出相造成的脆化有关。

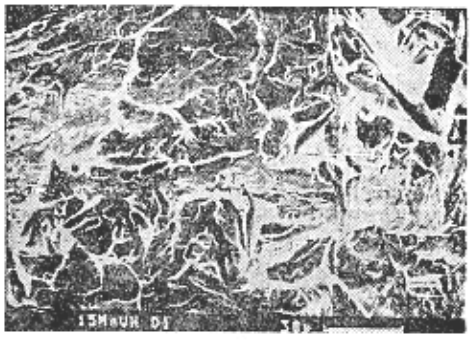
2. 含碳较高的15MnVN钢过热区中



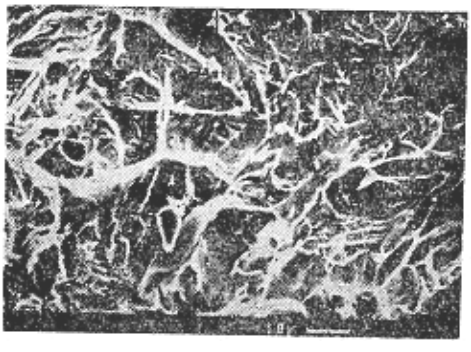
a、D_1（$t_{8/5}\leqslant 2s$）试件光镜组织（粗大板条M体）×670



b、D_2（$t_{8/5}=6s$）试件扫描电镜组织（$B_{\text{上}}$+自回火板条M体）×2400

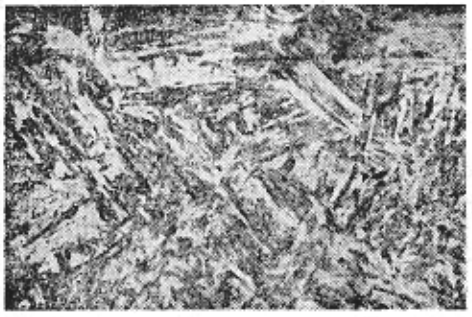


c、D_1冲击断口放射区中较大断口单元的QC

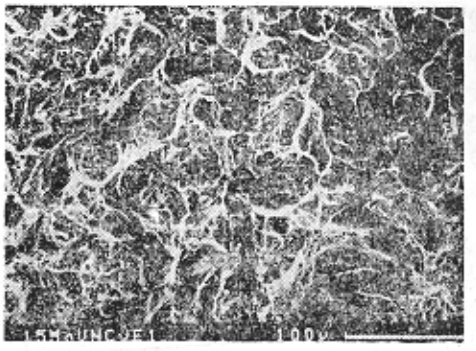


d、D_2冲击断口放射区中细小断口单元的QC

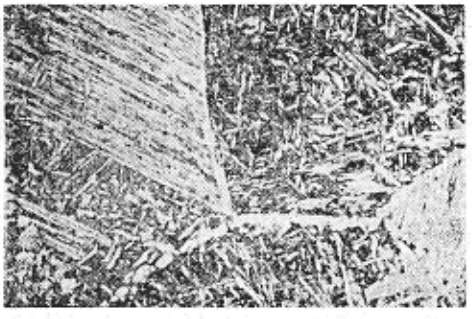
照片1 低碳（0.15%C）的D钢不同$t_{8/5}$下粗晶区模拟组织及断口单元对比



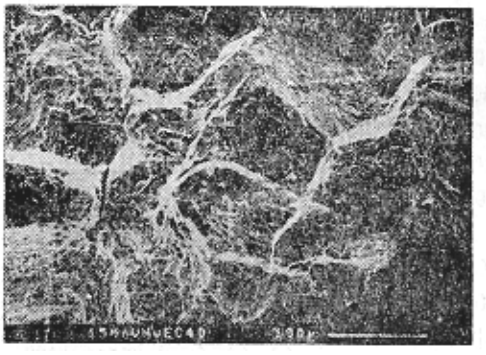
a. C_1 ($t_{8/5}\leqslant 2s$) 组织　　×250



b. C_1断口 (QC+DR)



c. C_3 ($t_{8/5}=40s$) 组织　　×330



d. C_3断口 (QC+IG)

照片2　15MnVN (C) 钢不同$t_{8/5}$粗晶区 组织及冲击断口形貌

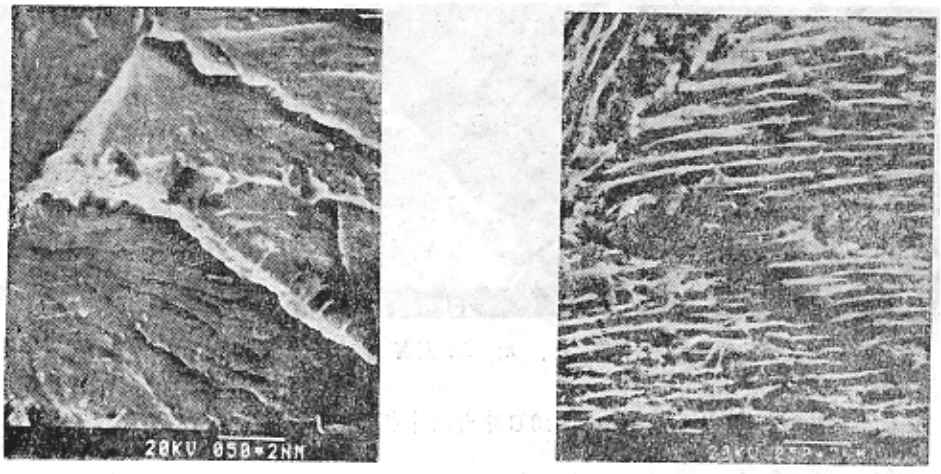
UB组织造成的脆化

近年来大量研究表明，低合金钢大线能量焊后熔合线脆化的主要原因是存在粗大的UB。低温下UB中脆性相M-A受力时自身开裂形成微小的裂纹核，当M-A板条的宽度足够时，此裂纹核即可满足Griffith条件引发铁素体板条的解理断裂。因而随$t_{8/5}$增加，UB愈粗大化，解理断裂愈容易发生〔5〕。本实验用断口腐蚀对照的方法也进一步证实了上述A，C钢中解理断裂无例外地发生在UB组织中（照片3）。此外，当15MnVN钢中含碳较高时，UB中M-A相不仅数量增多而且其中碳的浓缩程度更大，本身更易脆裂成为多个解理断裂源。当$t_{8/5}=30$ s时，UB已相当发达，M-A的宽度已较大，足以在室温下引发脆性解理断裂。在C_4试件中可看到横断M-A笔直扩展的解理裂纹（照片4）。因而A，C钢随$t_{8/5}$增加解理断裂的应力降低，韧性下降。

3. 含碳较高的15MnVN钢粗晶区晶界M-A相析出造成的晶界脆化：

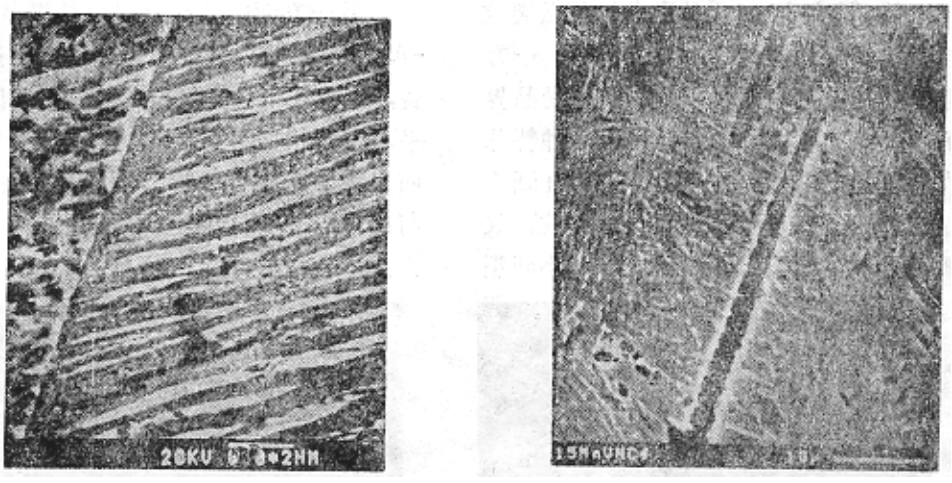
由表4可知，15MnVN钢中铁素体转变鼻尖偏左，当$t_{8/5}\geqslant 6$ s即开始在奥氏体晶界上析出先共析铁素体（PF）相。前人的研究结果表明，它对韧性有害。论点是：当晶内有相当硬的针状组织存在时，如晶界为先共析铁素体相包围则裂纹易在晶界PF中形核〔6〕。其原因认为是变形易集中于晶界PF中〔10〕。

本研究通过对过热区晶界开裂部位的动态观察进一步弄清了含碳较高的A，C钢之所以在冲击时易于沿晶界断裂，不仅因变形易集中于PF中，而且更重要的还因晶界上软的PF相与伴随析出的碳在其中浓缩富集的晶界脆性相M-A的相邻存



a. 解理断口腐蚀前　　b. 同一解理断口腐蚀后（对应于UB组织）

照片3　C_8（$t_{8/5}$=18s）室温冲击断口经两步腐蚀前后形貌对照



a. UB中粗大M-A（白色相）（两步电解腐蚀法）　　b. UB中横断M-A的解理裂纹

照片4　C_8试件（$t_{8/5}$=30s）冲击断口附近金相组织及微裂纹

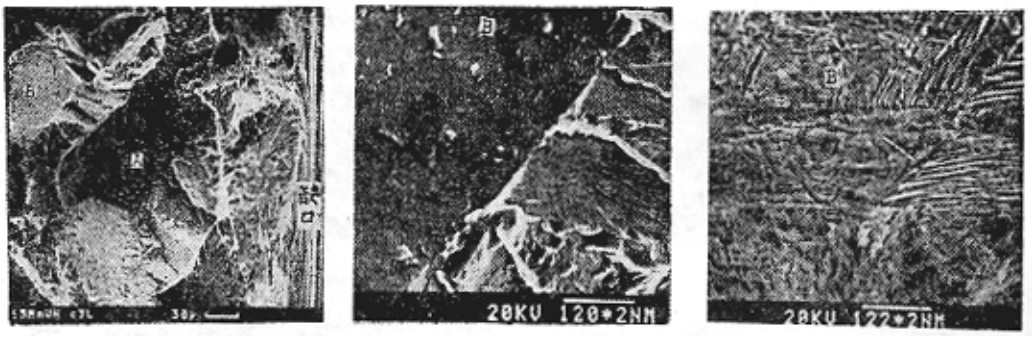
在所造成的晶界脆化。现分析如下：

（1）变形集中于晶界导致的开裂

因基体含碳较高，晶内强度大，不易滑移变形。受载后，启裂初期滑移变形易向晶界集中。例如，当$t_{8/5}\leqslant$18 s时，晶内组织强度高，变形更易集中于晶界，造成晶界断裂，因而快冷时冲击断口中光滑的沿晶断口（称IG_1型）一般均发生在晶内硬度相对较高的板条马氏体的晶粒中（照片5）。

（2）两相界面形变不协调导致的开裂

A，C钢中当$t_{8/5}>$30 s时晶界PF已较宽，M-A相亦较粗大。因含碳较高，其M-A的硬脆程度也更大。受载时，软、硬两个相同时承受集中于晶界的形变；其界面处会因形变不协调而特别易于开裂。例如在弯曲载荷下，用低倍光学显微镜可看到C_4试件中微裂纹首先沿晶界PF的一侧启裂（照片6a）。用显示M-A的

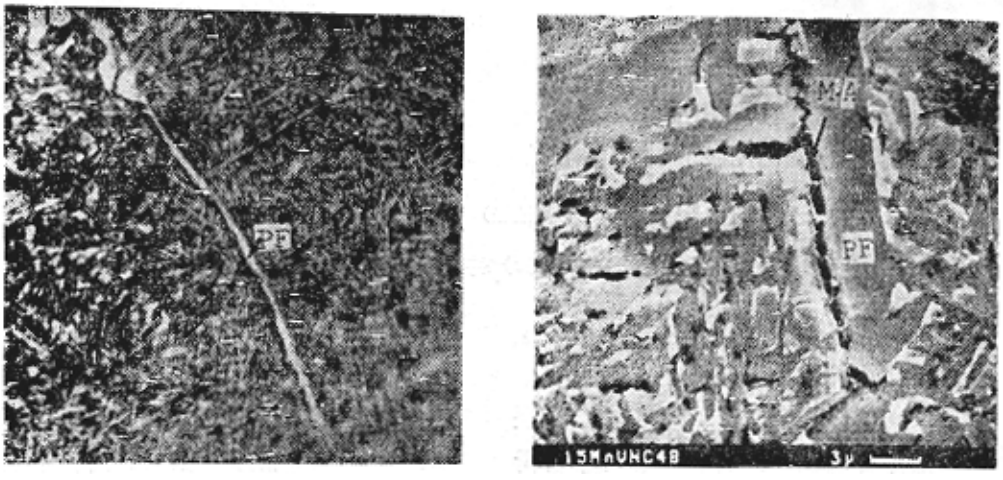


a. 缺口附近IGi型晶界断口A及B　　b. 断口B表面腐蚀前　　c. 断口B表面腐蚀后（晶内对应M体组织）

照片5　C_8（$t_{8/5}$=18s）-40℃冲击试件中IG_I型断口腐蚀前后对照

两步蚀腐后在电镜下即可清楚地看到这种晶界裂纹实际上是形核于PF与M-A相的界面处(照片6b)。此种沿晶界的微裂纹一经形成就容易满足Griffith条件，一方面可以进入较宽的网状PF中引发沿晶界的解理（或准解理）断裂，形成一种特殊形式的IG断口（称IG_I型）此断口既有沿晶断裂的外廓及沿晶界的二次裂纹，又实质上是穿晶断裂，在晶面上有细小断裂单元的准解理花样，其小单元尺寸恰与晶界块状PF尺寸相对应（照片7）。

另一方面裂纹也可以沿晶界PF与M-A两相界面以低能量撕裂方式沿晶界扩展，形成IG_{III}型断口，断口表面凹凸不平，呈两相交错存在的复杂形貌，断口经两步腐蚀对照后证实了晶界上暗色PF相与白色M-A相的存在(照片8）。三种断口虽形貌稍有差异，但都属于低能量吸收



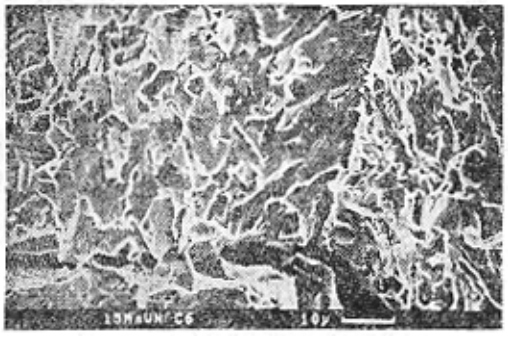
a. 裂纹沿晶界PF的一侧开裂　　×500　　b. 晶界微裂纹起始于M-A与PF的界面（两步腐蚀法）

照片6　C_4（$t_{8/5}$=30s）弯曲试件中启裂部位

的脆性晶界断裂，都对应着很低的韧性值。因而可认为：在含碳较高的15MnVN钢中晶界脆化导致的低韧性是较UB脆化更为突出的问题。

4. 降碳的有利作用

D钢韧性优于A,C钢，其原因不外乎：因含碳稍低基体塑性较好，使变形不致集中于相对薄弱的晶界；而且因含碳

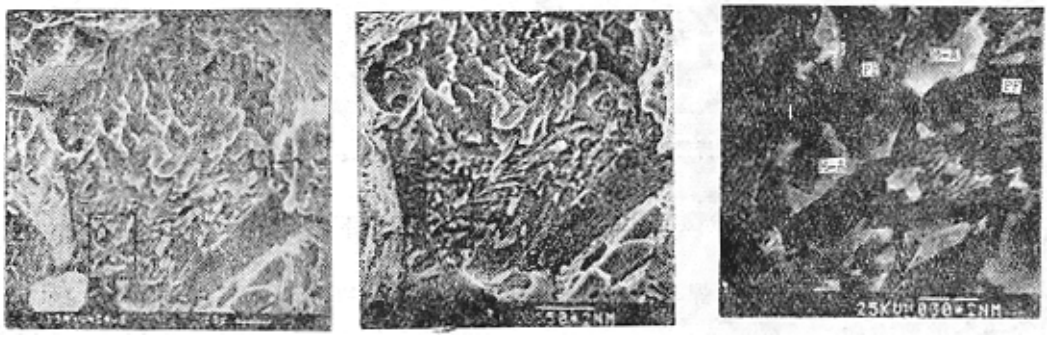


照片7 C_9（$t_{8/5}$=60s）冲击试件中IG_{I}型断口形貌

低，无论UB中还是晶界上的M-A，不仅数量较少，而且其中碳的浓缩程度也较低，两相界面形变不协调的程度较小，因而D钢晶界脆化倾向小得多。由此可以认为：适当降低碳含量到下限值是改善15MnVN钢熔合线韧性的重要方向。

5. 降硫的作用

实验中发现在含碳量及Ceq均相同的两种钢中，含高硫（0.023%S）的A钢的粗晶区模拟试件的横向及纵向冲击值均低于低硫（0.003%S）的C钢（图2），但



a. 未腐蚀前断口表面形貌　b. 同一断口表面腐蚀后形貌　c. 方框部分放大，断口上M-A相（白色）与PF相（暗色）

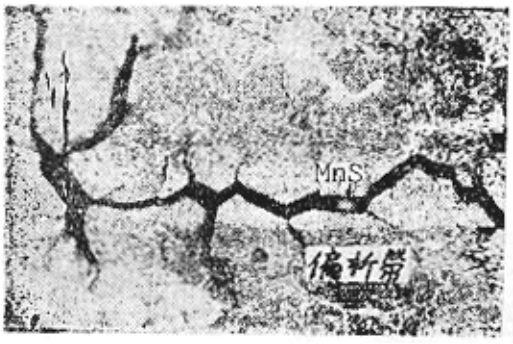
照片8 C_4冲击试件中IG_{I}型断口形貌(两步腐蚀前后对比)

其差别随$t_{8/5}$的加长而减小。急冷硬淬条件（$t_{8/5}\leqslant 2s$）下的A_1，C_1试件组织都是单一的低碳板条马氏体，在碳量的差别对组织脆化的影响并未表现出来的情况下，经喷粉脱硫的C钢得以显示其优越性，C_1的冲击功明显高于A_1。但$t_{8/5}$愈增长，A,C钢粗晶区组织脆化愈明显，冲击值均很低，二者差别也愈小。说明此时硫对韧性的有害作用已降居次要地位，降硫与否对韧性改善不明显。

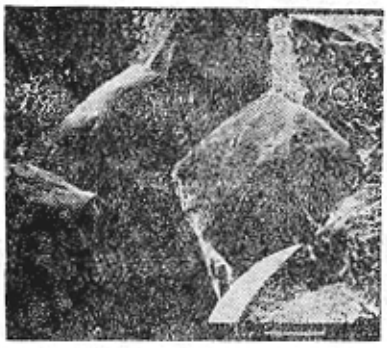
此外碳、硫的综合影响还反映在偏析带问题上。含碳较低的D钢厚度方向未发现有明显的偏析存在，而含碳高的A,C两种钢的厚度方向均不同程度地存在偏析带。根据前人经验，这种偏析带富集碳及合金元素[9]。发现在A,C钢的白亮偏析带中首先是富集碳，很易淬硬，即使在$t_{8/5}$为18 s的冷却速度下仍可得到硬度高达580HV的高碳马氏体组织。此外，由于偏析带富碳也促使硫的富集及偏析。即使在含硫相当低，且以细小稀土硫化物为主的C钢中，少数细长条状MnS也都集中于偏析带中。三点弯曲下的动态观察表明：受载时偏析带上的MnS与马氏体基体界面最先开裂，然后沿轧向延伸为较长的晶界裂纹（照片9a）。在冲击试件的断口中亦可观察到若干条这种沿偏析带开裂的二次裂纹，裂纹周围1～2个晶粒范围内均为光滑的IG断口（照片9b），说明偏析带中因富集碳、硫而导致的奥氏体晶界脆化。

因而偏析带作为启裂的薄弱环节会对钢材韧性有不良影响。

综上所述，硫对熔合线韧性的影响远小于碳。只有在适当降碳的同时降硫或改善硫化物形态才能有效地提高熔合线韧性。含碳、硫均较低的15MnVN（D）钢不仅厚度方向偏析少，且熔合线韧性得到了明显的提高，就已说明了这一点。由于降硫对提高15MnVN母材韧性有明显效果[11]，对于接头韧性有益，因而认为降低



a. C_3试件弯曲时沿轧向偏析带扩展的晶界裂纹　×83



b. A_4冲击试件断口中沿偏析带的二次裂纹

照片9　含较高碳的A,C钢中偏析带上的沿晶界开裂

15MnVN中含硫量也是改善焊接接头韧性的一个重要方向。

四、结　论

1. 15MnVN钢中含碳量对熔合线附近韧性影响很大。碳含量从靠近下限（0.15%C）增到靠近上限（0.18%C）时，粗晶区因组织脆化而韧性大幅度下降。

2. 含较高碳量的15MnVN钢粗晶区组织脆化的原因之一是上贝氏体大量析出，其中由于高碳M-A相作为解理源导致脆化。其原因之二是网状先共析铁素体与高碳M-A相在晶界伴随析出造成的晶界脆化。在不同$t_{8/5}$条件下，晶界脆化所造成的三种不同形式的晶界断口形貌可在一定程度上反映其脆化机理。

3. 含下限碳量的15MnVN钢粗晶区晶界脆化倾向较小，其韧性明显优于含上限碳量的15MnVN钢。特别是在小线能量焊接的条件下，因得到微细的$B_{\text{上}}$+LM混合组织，韧性相当好。

4. 在含碳较高的15MnVN钢中降低硫含量或改变硫化物形态，虽可对熔合线韧性有一定改善作用，但不甚显著。因为在碳量偏高引起组织脆化为主要矛盾的情况下，硫的有害作用降居次要地位。

5. 鉴于以上结果，认为适当降碳或取下限含碳量（C≤0.15%）是改善15MnVN钢熔合线韧性的关键措施。在此前提下，同时降硫或加稀土处理可以更有效地提高熔合线韧性，并增加整个焊接接头抗脆断能力。

致　谢

实验中曾得到冶金建筑研究院电镜室王世亮等同志及本校材料所电镜室、焊接实验室魏淑香等同志的大力协助，顺致谢意。

参 考 文 献

〔1〕 清华大学，铁道科学院研究报告，15MnVN厚板母材及对接接头的常温及低温断裂韧性的研究，1981年5月

〔2〕 罗志昌、田 燕等，焊接，2（1981）

〔3〕 王世亮、许祖泽等，化工与通用机械，3（1981），P8～16

〔4〕 苏 毅、侯纯孝等，焊接学报，Vol.5，1（1984），P1～10

〔5〕 侯纯孝、蔡其巩等，M－A组元对15MnVN钢焊接过热区低温解理断裂韧性的影响，清华大学研究报告，1984年3月

〔6〕 Boniszewski T.，Metals and Materials，3（1973），P145～150

〔7〕 Suzuki H.，Trans. ISIJ，Vol.23，1983

〔8〕 铃木元昭，溶接学会论文集 Vol.1，2（1983），P209～217

〔9〕 渡边健彦，溶接学会论文集 Vol.1，1（1983），P3～15

〔10〕 牧正志，铁与钢，Vol.71，1985，P1367～1375

〔11〕 王素梅、万木运等，15MnVN钢的研究及性能完善化总结，鞍钢科技攻关项目技术报告，1985年12月