

高强钢埋弧焊焊缝的强韧化研究

陈伯鑫教授 周运鸿助教

(北京 清华大学)

摘要

许多研究表明，焊缝金属的强韧化应该通过增加针状铁素体(AF)量、减少先共析铁素体(PF)量来实现。但这些研究大多局限于 $\sigma_s < 550 \text{ MPa}$ 的焊缝。本文通过系统研究Mn、Ni等合金元素对 $\sigma_s = 550 \sim 800 \text{ MPa}$ 级高强钢埋弧焊焊缝组织和强韧性的影响，明确了 $\sigma_s \geq 588 \sim 686 \text{ MPa}$ 级高强焊缝的强韧化应该通过细化AF来实现。焊缝合金化的原则是：使加入的合金元素种类和数量带来细化AF对韧性有利作用大于它们带来的对韧性的有害作用。本文还对高强焊缝的SR脆化(即焊后消除应力热处理引起焊缝韧性下降)倾向及其机理作了初步探讨，指出高强焊缝要重视回火脆化的问题。最后，在试验数据回归处理结果的基础上，对HQ70、HQ80钢埋弧焊焊缝合金系统的合理选择提出了建议。

1. 序 言

HQ70、HQ80钢是我国鞍钢在“六五”期间发展的一种低碳多元低合金高强钢(Ni-Cr-Mo-V-B系统)。在一般埋弧焊焊接线能量较大的情况下，怎样保证焊缝满足此类钢种高强度要求的同时，提高焊缝的韧性，是国内外都面临的问题。近十几年来，有关焊缝强韧性的基础研究大多数是针对 $\sigma_s < 550 \text{ MPa}$ 的焊缝，而对于 $\sigma_s > 588 \text{ MPa}$ 的焊缝强韧性的系统研究则较少见，尤其少见的是对这么高强度级别的焊缝强韧化机理的研究。

一般来说， $\sigma_s < 550 \text{ MPa}$ 的焊缝是通过增加AF量，减少PF量(其中包括晶界铁素体BF及侧板条铁素体FSP)来保证焊缝具有较好的强韧性配合(图1中Ⅰ区)。当AF量达到相当高水平后，为了提高焊缝强度而继续增加焊缝合金化程度会使焊缝韧性降低(图1中Ⅱ区)。Dolby^[1]指出这是由于合金元素的增加使固溶强化作用大大增加，以及强度增加带来的有害作用抵消了AF量增加带来的有利作用。实际上， $\sigma_s \geq 588 \text{ MPa}$ 的焊缝正处于这么一个水平上，即由于要求一定的强度而必须提高焊缝的合金化程度，这时焊缝的AF就将占焊缝组织组成的大部分，甚至可达100%。因此，怎样改变焊缝的微观组

组织结构，使焊缝有合适强度的同时又具有较高的韧性值，就是这类高强焊缝急待解决的强韧化问题。

从一些研究看，Mn、Ni在一定范围内可以提高韧性，且Mn还是一个较强的强化元素^[2,3]。由于焊缝中Mn、Ni有着比Ti、B、Mo等易控制、过渡系数大、稳定等优点，高强焊缝强韧化可以主要依靠这两个元素的调节。

本文目的，企图通过系统研究Mn、Ni对高强钢埋弧焊焊缝的强韧性和组织的影响，初步探索 $\sigma_s = 550 \sim 800 \text{ MPa}$ 级高强焊缝的强韧化规律和机理。另外，初步研究SR处理（即焊后消除应力热处理）对焊缝韧性的影响。结合对其它元素作用的研究，对HQ70、HQ80钢埋弧焊焊缝合金系统的合理选择提出工程建议。

2. 试验材料及试验方法

HQ70、HQ80钢主要性能要求分别为： $\sigma_s \geq 588 \text{ MPa}$, $V_E \geq 36 \text{ J}$; $\sigma_s \geq 686 \text{ MPa}$, $V_E \geq 35 \text{ J}$ 。本文采用模拟实验方法，即采用系列自制粘结焊剂配合A3钢板、H08E焊丝进行焊接，焊缝成分除Mn、Ni外与HQ70、HQ80钢实际焊缝成分大致相当：C=0.09%~0.13%，Si=0.19%~0.31%，Mo=0.23%~0.39%，Cr=0.16%~0.28%，V=0.02%~0.04%，Cu=0.12%~0.20%，S=0.017%~0.025%，P=0.016%~0.024%，Ti=0.02%~0.04%，B=0.0017%~0.0021%，O=0.024%~0.035%。

试板尺寸为300×400×18mm，性能试样取样位置见图2，焊缝为单道。焊接电流750A，电压为40V，焊速24m/h。焊机采用EA-1000型埋弧自动焊机。

力学性能测试均按有关国家标准进行。冲击韧性值采用V型缺口冲击试验方法测得，每个数据为5个试样平均值。拉伸试样标距30mm，直径6mm，每个数据为2个试样平均值。

焊缝金属的光学显微镜观察用金相试样采用3%硝酸酒精腐蚀。焊缝组织中的岛状相采用两步电解腐蚀的金相试样在扫描电镜下观察并采用透射电镜微观结构分析来区分是M-A组元还是渗碳体加铁素体。M-A组元尺寸的定量统计分析采用MAGISCAN2型图象分析仪进行，每组试样统计的粒子数为2000个左右。断口表面分析采用俄歇电子能谱仪，全焊缝金属小棒直接在俄歇电子能谱仪的真空室中打断以获得分析用断口。

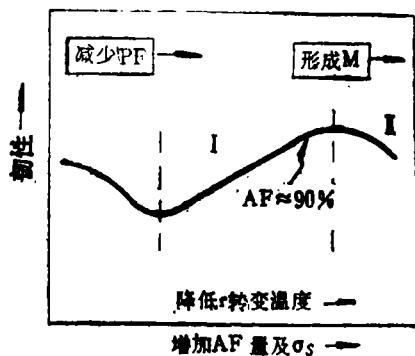


图1. 焊缝组织与强韧性的关系示意图^[1]

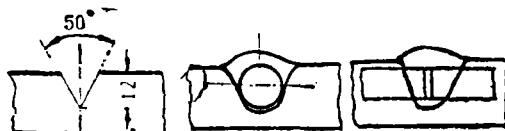


图2. 坡口及取样位置示意图

3. 试验结果及其分析讨论

3.1 高强焊缝的强韧化

3.1.1 Mn、Ni对焊缝性能的影响

试验结果见式(1)、(2)、(3)及图3, 其中所有回归方程的显著性检验都表明 $\alpha<0.01$, 式(2)硬度值HV100为载荷100N的维氏硬度, 各式中Mn、Ni为焊缝中锰、镍百分数含量。由式(1)、(3)可得Mn、Ni对焊缝强韧性的影响如图3所示。详细数据及计算过程参见文献[4]:

$$\sigma_s (\text{MPa}) = 455 + 62.7\text{Mn}^2 + 33.3\text{MnNi} \quad (1)$$

$$\text{HV}100 = 193.0 + 13.6\text{Mn}^2 + 16.9\text{MnNi} \quad (2)$$

$$\nu E_{-20} (\text{J}) = -132 + 249.9\text{Mn} - 83.3\text{Mn}^2 + 74.5\text{Ni} - 28.7\text{Ni}^2 \quad (3)$$

从试验结果可知: Mn、Ni增加, 焊缝强度、硬度都增加, 且Mn的强化作用比Ni大; Mn、Ni对焊缝冲击韧性的影响有一最佳范围; Ni超过2.2%后, 焊缝中易出现热裂纹。根据图3可以确定HQ70、HQ80钢埋弧焊焊缝中合适的Mn、Ni含量。

3.1.2 Mn、Ni对焊缝组织的影响

由于焊缝合金化程度较高, 在相当宽的Mn、Ni范围里, 焊缝组织为单一的AF, 其中岛状相确认为M-A组元, 参见图4中Ⅱ区。

Mn、Ni较低时, 焊缝组织中岛状相部分分解为铁素体加渗碳体, 且焊缝中还出现FSP, 参见图4中Ⅰ区。Mn、Ni较高时, 焊缝中出现板片状铁素体LF, 甚至马氏体M。

本文仅研究焊缝组织为单一AF的情形, 即图4中Ⅱ区, 焊缝屈服强度约为550~800 MPa。这时, Mn、Ni增加, AF细化, 其中包括铁素体针片及M-A组元两者同时细化。这从表1中也可以看到这点, M-A组元的平均自由程的变化可以反映铁素体基体的尺寸变化。Mn、Ni细化AF的原因显然是Mn、Ni降低奥氏体转变温度。焊缝中典型组织照片见图5、6(图版17、18)。

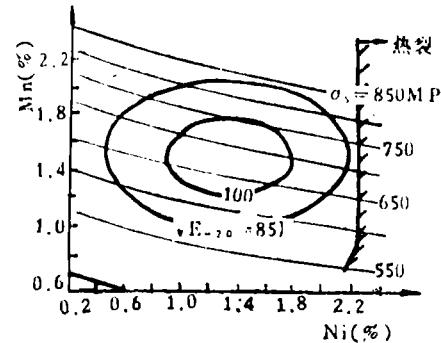


图3 Mn、Ni对焊缝强度、冲击功影响的回归曲线

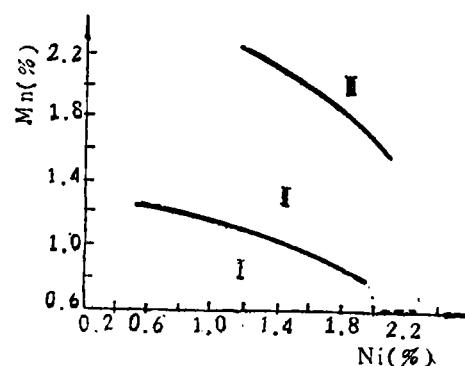


图4 不同Mn、Ni含量焊缝组织的大致区分
I粗AF, Mn、Ni较低时有少量PF
II细AF+LF, Mn、Ni较高时有M

表1 M-A组元的统计分析结果

焊缝号	焊缝成分(%)		面积百分比 (%)	平均面积 (μm^2)	平均宽度 (μm)	平均自由程* (μm)
	Mn	Ni				
1	0.77	0.43	13.6	0.84	1.03	6.54
2	1.53	0.94	13.6	0.64	0.89	5.65
3	1.34	2.23	14.9	0.59	0.91	5.20
4	2.30	0.55	14.3	0.30	0.66	3.96

*平均自由程 = 平均宽度 $(\frac{1 - \text{面积百分比}}{\text{面积百分比}})$

3.1.3 高强焊缝强韧性关系

根据前面的试验结果把不同 Mn、Ni 含量的焊缝屈服强度，冲击功以及它们的组织关系表示在图 7 中。这里仅讨论焊缝组织全部为 AF 的情况。从图 7 中可以看到，细化 AF 可以进一步提高焊缝强度、韧性，这就指出了 $\sigma_s = 588 \sim 686 \text{ MPa}$ 级高强焊缝的一条强韧化途径，即在 AF 量达 100% 后，还可以通过细化 AF 进一步提高焊缝的强韧性。这显然和 $\sigma_s < 550 \text{ MPa}$ 的焊缝中的情况是不一样的。

但是在强度超过 700 MPa 后，AF 的细化并未使焊缝韧性进一步提高。这要从其它微观结构的变化上去找原因。

从前面 Mn、Ni 对组织的影响可知，Mn、Ni 增加，导致奥氏体相变温度的降低，因此使 AF 细化，但这同时也使铁素体中的位错密度增加；另外，Mn、Ni 还是固溶强化元素，因此，Mn、Ni 增加也必然使铁素体更加强硬。这两者都使 AF 基体强化，同时会损害基体塑韧性。

另一方面，Mn、Ni 增加会使 M-A 组元更加脆化。因为 M-A 组元除含碳量外，其它元素含量和基体一样，焊缝 Mn、Ni 增加，必然导致 M-A 组元中含 Mn、Ni 量增加，这会使 M-A 组元出现孪晶马氏体的倾向增大⁽⁴⁾，从而使 M-A 组元更脆。

上述分析表明，增加 Mn、Ni，在细化 AF 的同时，还会带来对韧性有害的作用，所以 Mn、Ni 对焊缝强韧性的影响是几方面因素的综合作用结果（参见图 8，并与图 7 比较）。

比较 Mn、Ni 的作用，从前面结果可知，Ni 对强度、组织的影响都比 Mn 小，另外由于 Ni 的固溶强化作用小，甚至有的

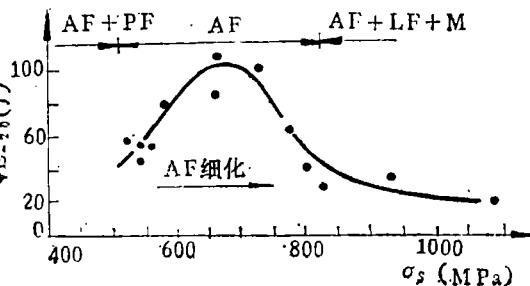


图7 焊缝组织与强韧性的关系

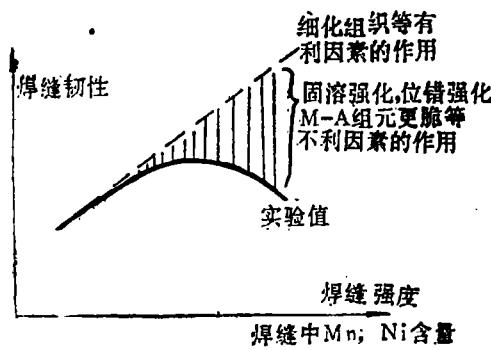


图8 Mn, Ni 对高强焊缝强韧性影响

文献还指出Ni有固溶弱化现象^[4]，所以Ni带来的基体强化作用也比Mn小。这些都使得Ni在较大范围对韧性的有害作用比较小，即在较大范围焊缝可获得高韧性水平。另外，高Ni会由于促使杂质元素偏聚而带来对韧性有害的作用^[3]，Ni使S偏聚的另一个恶果是Ni超过一定量后，焊缝中易出现热裂纹（图3）。

这些分析都表明，焊缝合金元素种类和数量的选择要充分考虑它们对强度、韧性的综合影响，在本研究中就是要力求使加入的Mn、Ni量在提高强度的同时，使它们带来的细化AF的对韧性有利作用大于它们带来的其它对韧性有害的作用（如基体过分强化、M-A组元脆化、杂质元素偏聚等）。对钒在高强焊缝中的作用的研究也证实了这一点^[4]。

3.2 高强焊缝中的SR脆化

3.2.1 SR处理对焊缝韧性的影响

SR处理使焊缝韧性大大下降，并且随焊缝中Mn、Ni量增加，SR脆化程度加剧（图9及表2，脆化度K值越大，脆化越严重），Mn对SR脆化影响更大些。从表2看，Mn、Ni合适时，焊缝在焊态（AW态，即焊后不热处理）及SR态（即焊后SR处理）都可以满足韧性要求。

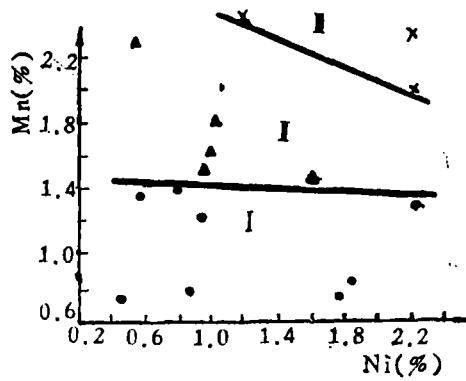


图9 不同Mn、Ni含量焊缝的SR脆性倾向
I K<60% ▲ 60%<K<80% × K>80%

表2 SR处理对焊缝韧性的影响

焊缝号	焊缝成分(%)		冲 击 功(J)		SR 脆化度K*(%)
	Mn	Ni	AW态	SR态	
1	0.79	0.84	56	32	42
2	1.35	0.59	84	46	45
3	1.53	0.94	109	43	60
4	1.63	1.02	100	35	66
5	1.82	1.06	66	17	74
6	2.32	2.19	21	4	81

$$*K = \frac{(\nu E_{-20})_{AW} - (\nu E_{-20})_{SR}}{(\nu E_{-20})_{AW}}$$

3.2.2 SR处理对冲击断口的影响

SR处理后，在焊缝冲击试样的断口上出现沿晶形貌（图10（图版18）、图11），而焊态下焊缝冲击断口仅呈现穿晶形貌。对经SR处理的不同含Mn、Ni量焊缝冲击断口的观察表明，随Mn、Ni的增加，韧性断口中沿晶形貌所占比例也增加，比较图11及图9，可以发现这两图基本上是对应的。由此估计Mn、Ni增加时，SR脆化程度的加剧与沿晶断口的增多是有关系的。断口的俄歇电子能谱分析表明，沿晶表面上有大

量的P偏聚(图12)，利用图中峰值估算出沿晶面上P含量达2.1%，是晶内含量的150倍。

3.2.3 SR处理对焊缝微观组织结构的影响

这里只分析焊缝组织全部为AF的情况。SR处理后，在光学显微镜下并未看出焊缝组织有什么变化。但进一步分析证明，焊缝在SR处理后，M-A组元分解了，铁素体基体上有沉淀物析出。

X光衍射分析表明焊缝在SR处理后不含残余奥氏体，而焊态下焊缝残余奥氏体含量达1.5~4.5%，扫描电镜观察表明SR处理后，图6a(图版18)中的白色小岛消失。由此可以认为，M-A组元在SR处理中分解了。透射电镜分析证实，

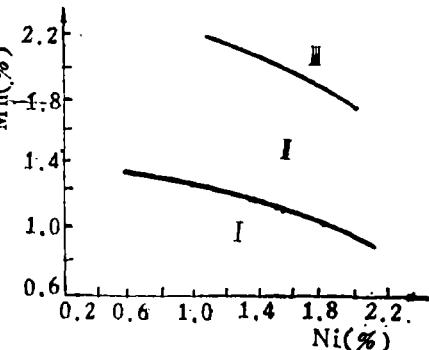


图11 脆性断口中沿晶断口的比重

I很少 II部分 III大部分

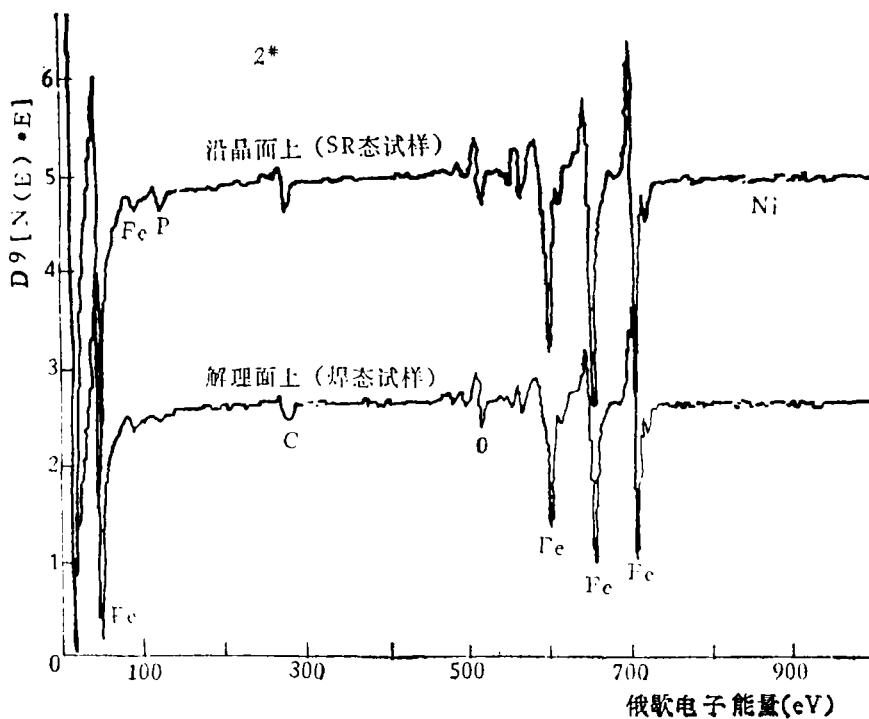


图12 焊缝断口的俄歇电子能谱线

M-A组元在SR处理后分解成渗碳体加铁素体(图13)(图版18)。

表3为经SR处理的焊缝的物理化学相分析结果，这说明，焊缝中有Mo₂C析出。焊缝薄膜的透射电镜分析也发现SR处理后铁素体上有Mo₂C析出。

表3 焊缝物理化学相分析结果

焊缝号	析出物的化学成分(%)					析出物X射线结构分析
	Fe	Mn	Ti	Mo	V	
A	0.22	0.054	0.044	0.035	-	Fe ₃ C + Mo ₂ C
B	0.20	0.042	0.028	0.026	-	Fe ₃ C + Mo ₂ C

3.2.4 高强焊缝中SR脆化原因分析

一般来说, SR脆化被认为主要是共格碳、氮化合物的析出和长大引起的^[3]。而以本文结果看, 强度级别较高的高强焊缝中, SR脆化除沉淀析出脆化外还应包括回火脆化。

3.2.4.1 高温回火脆化 表4是为了证实焊缝中存在高温回火脆化而设计的一组试验及其结果。其中可以很明显反映高温回火脆性的几个特征, 即从产生脆化的温度以不同速度冷却, 脆化程度不一; 回火脆化具有可逆性; 产生回火脆化的试样断口呈晶间断裂方式。因此, 证实了焊缝中存在高温回火脆性。

从俄歇电子能谱分析结果看, 本文中焊缝回火脆性的产生主要和P在原奥氏体晶界偏聚有关。已知钢中Mn、Ni、Cr、Si等元素对回火脆性有不同程度的促进作用。图9中, Mn、Ni增加使SR脆化加剧并使焊缝冲击断口中沿晶形貌所占比例增加, 则是Mn、Ni促使回火脆化的缘故。

3.2.4.2 沉淀析出脆化 从表4中3号试验看, 焊缝SR处理后快冷情况下, 虽然未产生回火脆化, 但仍存在SR脆化, 这要从沉淀析出方面找原因。比较2号与3号试验, 焊

表4 不同SR处理制度对焊缝SR脆化的影响

试验号	SR 处理 制 度	脆化度K(%)	断 口 形 貌
1	600℃×1h→炉冷	74	韧窝+解理+沿晶
2	600℃×1h→炉冷 +650℃×1h→水冷	60	韧窝+解理
3	600℃×1h→水冷	47	韧窝+解理

缝脆化后重新加热快冷并未使焊缝韧性水平恢复到2号试验水平, 这似乎是多加的1h高温停留时间促进了沉淀析出脆化。前面结果也说明焊缝中确实有Mo的化合物析出。由于所研究的焊缝中含有多种碳氮化物形成元素(V、Mo、Ti等), SR处理引起沉淀析出脆化的可能性是很大的, 并且析出物也不会只是Mo的化合物, 这方面还有待于深入研究。

3.3 工程建议及验证试验

3.3.1 工程建议

由于“六五”期间, HQ70、HQ80钢主要在工程机械上推广应用, 因此, 工程上只提出了对HQ70、HQ80钢焊态下焊缝的性能要求。这样, 本文也仅考虑焊态下, HQ70、

HQ80钢埋弧焊焊缝合金系统的选择。

根据前面的试验结果(主要是图3)，可以选择焊缝中的Mn、Ni含量。HQ70钢埋弧焊焊缝中Mn、Ni可以分别控制在1.3%~1.7%及0.9%~1.3%之间，考虑到Mn、Ni都偏上限时，焊缝强度太高，所以Mn+Ni量控制在2.2%~2.6%之间。HQ80钢埋弧焊焊缝中Mn、Ni可以分别控制在1.5%~1.9%及1.3%~1.7%之间，考虑到Mn、Ni都偏下限时，焊缝强度太低，所以Mn+Ni量控制在3.2%~3.6%之间。

综合对焊缝中其它元素(C、Si、V、Ti、B)的研究^[4]，建议HQ70、HQ80钢埋弧焊焊缝合金系统中其它元素控制为：C≤0.10%，Si≤0.30%，Ti≤0.03%，B≤0.002%，V≤0.05%，Cr≤0.20%，Mo≤0.30%，Cu≤0.20%。

3.3.2 验证性试验

在上述建议的合金系统上改变焊缝中Mn、Ni含量，试验结果列于表5。从中看到实验值与式(3)估算值相当接近。

用鞍钢8号焊丝(Ni-Cr-Mo-Ti系统)配合250G焊剂进行焊接，结果列于表6、7，这说明这种焊丝完全可以满足HQ70钢的性能要求。但由于焊缝成分中某些元素还没有控制在最佳范围，焊缝韧性并未达到最好水平。主要是Mn、Ni、Ti、B偏低，Si、Cr偏高，当然，焊接工艺条件和前面的也不太一致。

表5 几种Mn、Ni含量焊缝的冲击功

焊缝号	Mn(%)	Ni(%)	vE_{20} (J)	由式(3)估算的 vE_{20} (J)
5-1	0.64	0.84	33	36
5-2	0.70	1.20	55	50
5-3	1.13	0.83	85	86

表6 HQ70钢埋弧焊试验结果

试样号	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_b (MPa)	δ_s (%)	vE_{40} (J)	vE_{20} (J)	vE_{10} (J)	焊接工艺条件
6-1	608	696	27	61	—	—	多道焊， $E=22\text{ kJ/cm}$
6-2	608	755	25	—	77	—	单道焊， $E=45\text{ kJ/cm}$
6-3	686	833	23	—	67	—	双道焊， $E=45\text{ kJ/cm}$
6-4	666	784	20	—	68	130	多道焊， $E=40\text{ kJ/cm}$

表7 HQ70钢焊缝金属的化学成分(%)

试样号	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo	Cu	V	Ti	B
6-2	0.09	1.21	0.39	0.011	0.021	0.73	0.44	未测	0.27	0.05	0.005	0.0007
6-3	0.08	1.21	0.39	0.013	0.014	0.63	0.42	未测	0.22	0.03	0.004	0.0010

4. 结 论

1. $\sigma_s = 588 \sim 686 \text{ MPa}$ 级的高强焊缝的强韧化应该充分发挥细化针状铁素体的作用。焊缝合金化则应使加入的合金元素种类和数量带来的细化针状铁素体对韧性有利的作用大于它们带来的其它对韧性有害的作用（如基体强硬化、M-A组元脆化等）。

2. 高强焊缝的SR脆化中存在高温回火脆化及沉淀析出脆化。回火脆化主要是P在原奥氏体晶界上偏聚引起的。

焊缝中Mn、Ni增加，会促使焊缝回火脆化进而促使SR脆化。

3. 在试验数据回归分析结果的基础上，对HQ70、HQ80钢埋弧焊焊缝合金系统的选择提出了建议。

(1987年1月19日收到)

参 考 文 献

- (1) Dolby R.E.: **Weld. Inst. Res. Rep.** 14/1976/M (1976).
- (2) Shackleton D N.: **Welding HY100 and HY130 Steels**, (1973), The Welding Institute, ENGLAND.
- (3) Dorsch K.E.: **WRC Bulletin**, No.231, (1977).
- (4) 俞德刚、谈育熙：《钢的组织强度学—组织与强韧性》，上海科技出版社，(1983)。

IMPROVEMENT OF TOUGHNESS AND STRENGTH OF HIGH STRENGTH STEEL SUBMERGED ARC WELD METAL

Professor Chen Boli, Assistant Zhou Yunhong
(Qinghua University, Beijing)

Abstract

Many investigations on HSLA steel weld metal have revealed that by increasing acicularferrite and decreasing proeutectoid ferrite the toughness of weld metal can be improved. But the majority of these investigations covered only weld metal of about $\sigma_s < 550 \text{ MPa}$. In this paper, the effects of Mn, Ni, etc. on the microstructure, toughness and strength of $\sigma_s = 550 \sim 800 \text{ MPa}$ submerged arc weld metal were investigated systematically. It has been proved that the improvement of toughness and strength of the high strength weld metal can be best acquired refining the acicular ferrite. The selection of the kind and amount of alloying elements should be such that the beneficial effect of refining acicular ferrite would overcome the harmful effect like solid solution hardening or embrittlement of M-A constituent, etc.. In addition, this paper has made a preliminary investigation on the cause of SR embrittlement in high strength weld metal and pointed out the harmful effect of temper embrittlement. Based on the statistical analysis of the experimental data, proposals have been made for the proper selection of alloying elements for HQ70 and HQ80 steel submerged arc weld metal.