

焊接冶金及材料

(二)

郑州机械科学研究所编译

第一机械工业部情报所

目 录

1	13Cr 铸钢焊接件的疲劳强度和脆断性能	1
2	厚板小体积焊缝焊接法的工艺问题	4
3	应用碳当量预计钢材焊接热影响区的硬度和可焊性	11
4	涂料焊条的熔化效率	16
5	药芯焊丝发展现状	21
6	药芯焊丝焊接法在美国的进展及应用 (一)	24
7	药芯焊丝焊接法在美国的进展及应用 (二)	34
8	药芯焊丝焊接法在美国的进展及应用 (三)	40
9	CO ₂ 气体保护焊药芯焊丝——国外专利文献综述	43
10	CO ₂ 气体保护焊药芯焊丝的新渣系——ZrSiO ₄ —CaCO ₃ —K ₂ O·Al ₂ O ₃ ·6SiO ₂	48
11	CO ₂ 气体保护焊无造渣剂药芯焊丝	51
12	CO ₂ 气体保护焊及埋弧焊碱性药芯焊丝焊缝金属的机械性能	55
13	自保护药芯焊丝——国外专利文献综述	59
14	埋弧焊及电渣焊药芯焊丝——国外专利文献综述	83
15	药芯焊丝的截面形状及其制造法——国外杂志及专利文献综述	86
16	制造药芯焊丝的几个工艺参数的计算	101
17	制造药芯焊丝的加粉装置	102
18	无缝管状药芯焊丝的制造方法	104
19	用棒钢轧制管状药芯焊丝的方法及设备	108
20	一种能增进焊丝工艺性能和防锈的拔丝润滑剂	120
21	焊接技术参考数据及图表:	122
	(A) 世界各国钢号及焊接填充材料代号识别图解, (二) 英国	122
	(B) CO ₂ 保护型药芯焊丝熔敷率的经验计算公式	124
	(C) 焊接用气体	124

13Cr 铸钢焊接件的疲劳强度和脆断性能

[译自 Schweissen + Schneiden, 23, 1971, H·5, S·172]

1. 引言

由于人们对于 13%Cr 铸钢制成的高负荷部件提出的要求不断提高, 因此把这种型号的材料进行疲劳性能和脆断性能试验看来是必要的。

2. 试验材料

试验材料的化学成分和机械工艺性能列在表 1 中。

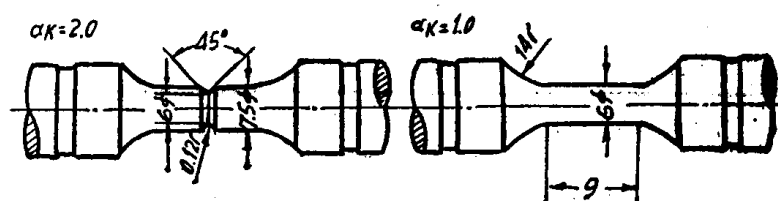
表 1 试验材料的化学成分和机械工艺性能

材 料	简明表示	化学成分(近似分析值)				机 械 工 艺 性 能*			
		C %	Cr %	Ni %	Mo %	$\sigma_{0.2}$ N/mm ²	σ_B N/mm ²	δ_5 %	α_K J/cm ²
G-X12Cr14	13/1-637	0.10	12.5	1.0	—	441	637	15	39
G-X5CrNiMo13-4	13/4-735	0.05	12.5	3.8	0.5	588	735	15	78
	13/4-883	0.05	12.5	3.8	0.5	785	833	12	49

* VSM—试样, 20°C N/mm² = 牛顿/毫米² J/cm² = 焦耳/厘米²

3. 试验范围

从母材上(经回火和不经回火)和焊接接头上(手工电弧焊, 采用同材料的涂料焊条)各制取了不开缺口($\alpha_K = 1.0$)和开缺口($\alpha_K = 2.0$)的疲劳强度试件(见图 1), 进行了交变负荷和重复拉力范围的试验。验试介质为干燥空气和水雾两种。作为脆性破断的测定准则选用了施纳特(Schnadt)试验法的“热向量区”(thermovektorische zone)^[1]。



[图 1](M-1)

图 1 疲劳强度试验试件

4. 试验结果

4.1. 疲劳强度

试验结果表明: 三种试验材料的疲劳强度是按 13/1-637, 13/4-735, 13/4-883 的顺序而增大的, 而这个顺序与缺口系数、腐蚀介质和平均应力没有关系, 见表 2。但是这个顺序每

级只相当于35%的抗拉强度的提高。在腐蚀介质中试验的开缺口试件得出的允许应力振幅为78~167牛顿/毫米²，与理想试验条件（即试件不开缺口，并在干燥空气中进行）所得出的允许应力294~471牛顿/毫米²比较相差甚大。这是在设计和制造机械部件中所应考虑到，应该把承受高负载的部位作出合乎强度计算的完善结构形式和精细的表面加工。

试验表明，没有缺陷的焊接接头的疲劳强度是高的。它几乎毫无例外地超过没有被焊接材料的疲劳强度。焊接部件的回火是值得推荐的，因为一般由此可以提高疲劳强度值。

这些结果可以直接引用到实际中去，尺寸大小的影响可以忽略不计。在设计计算中所应用的安全系数应根据实际运行中出现的有效负载来决定。因为干扰性振动在许多机器部件中是不可避免的，所以值得建议的是要对承受高负荷的部件经常作定期的表面检查。

表2 得到50 (90) %超疲劳寿命几率所能承受的“拉力-压力交变”负荷 ($\sigma_m = 0$) 和“重复拉力” ($\sigma_m = \sigma_a$) 负荷的应力幅度 σ_a *3

材 料	试件*1	应 力 幅 度 σ_a							
		不开缺口 ($\alpha_K = 1.0$)				开 缺 口 ($\alpha_K = 2.0$)			
		试验介质(空气)		试验介质(水雾)		试验介质(空气)		试验介质(水雾)	
13/1-637	G	294.2	245.2	215.7	166.7	156.9	117.7	132.4	93.2
		(250.1)	(225.6)	(176.5)	(142.2)	(137.3)	(107.9)	(107.9)	(78.5)
	S	333.4	250.1	269.7	196.1	156.9	137.3	117.7	98.1
		(294.2)	(220.6)	(225.6)	(166.7)	(142.2)	(127.5)	(103)	(78.5)
	S + A	294.2	230.5	240.3	186.3	176.5	147.1	147.1	107.9
		(250.1)	(210.8)	(206)	(161.8)	(166.7)	(127.5)	(127.5)	(98.1)
13/4-735	G	338.3	255	235.4	176.5	181.4	117.7	137.3	88.3
		(313.9)	(235.4)	(210.8)	(156.9)	(156.9)	(103)	(122.6)	(78.5)
	S	353	230.5	274.6	186.3	201	152	152	98.1
		(323.6)	(206)	(235.4)	(161.8)	(176.5)*2	(132.4)	(132.4)*2	(88.3)*2
	S + A	411.9	294.2	313.9	225.6	220.6	156.9	186.3	127.5
		(372.7)	(245.2)	(259.9)	(201)	(196.1)	(142.2)	(166.7)	(122.6)
13/4-883	G	323.6	274.6	255	166.7	176.5	147.1	147.1	103
		(284.4)	(245.2)	(235.4)	(156.9)	(152)	(137.3)	(112.8)	(98.1)
	S	431.5	264.8	284.4	196.1	215.7	161.8	176.5	112.8
		(402.1)	(250.1)	(245.2)	(166.7)	(196.1)	(142.2)*2	(166.7)	(98.1)*2
	S + A	411.9	279.5	284.4	245.2	205.9	161.8	171.6	122.6
		(372.7)	(250.1)	(240.3)	(225.6)	(176.2)*2	(142.2)	(152)*2	(107.9)*2

*1. G = 母材试件, S = 未经回火的焊接接头, S + A = 回火的焊接接头。

*2. 外推值。

*3. N/mm²(牛顿/毫米²)值是从 Kp/mm² 换算出来的, 最后两位是依此近似的。

4.2. 脆断性能

常规的 13%Cr 铸钢 (13/1-637) 在 0 °C 试验温度时, 明显地处于混合破断范围(即塑性和脆性破断同时并存)。一般在裂缝开始之前可望产生足够的塑性变形。13/4-735和13/4-883型高强度铸钢在 0 °C 时一般都能防止裂缝的扩展, 破断时是 100% 的剪切断裂。

经过回火的同材料的焊缝金属基本上表现出与母材相等的性能。但是它们的混合破断区的温度区间则狭窄得多, 这个温度区间对应于母材的混合破断区温度区间有所偏移, 而且在 13/1 型铸钢中是向有利的方面偏移, 在 13/4 型铸钢中则是向不利的方向偏移。

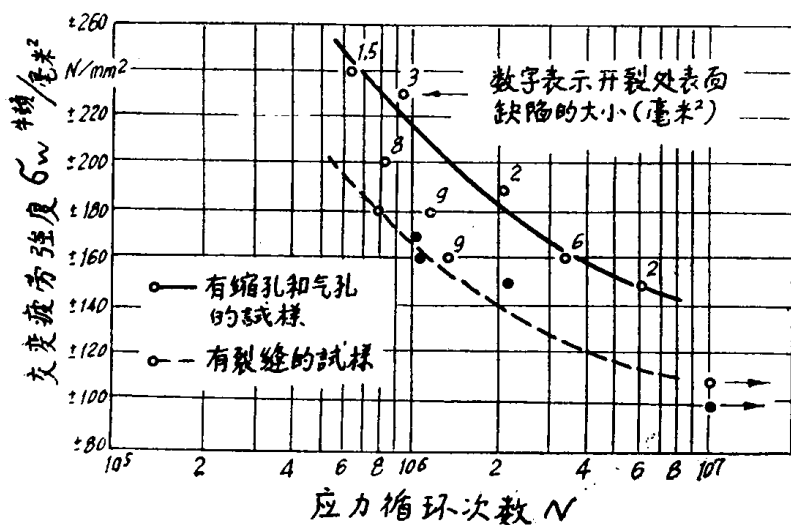
5. 实 践 结 论

在最苛刻的试验条件下 ($\alpha_k = 2.0$ 和水雾), 对于纯粹交变负荷只能用下列振幅来计算:

- a) 13/1-637 铸钢 118~147 牛顿/毫米²
- b) 13/4-735 铸钢 137~186 牛顿/毫米²
- c) 13/4-883 铸钢 147~177 牛顿/毫米²

如同在戽斗式转轮上进行的应力测量结果所示, 这种数量级的表面应力主要是在有强烈干扰或共振振动的情况下可能出现。在这个关系中, 由于制造条件所决定的材料组织均匀性也起着特别重要的作用。

图 2 示文献〔2〕所得出的缺陷形式和缺陷大小对 13/1-637 型材料的交变弯曲疲劳强度的影响数据。在最不利的情况下, 也就是说表面上已有裂缝时, 缺口效应系数就会达到 $\beta_k = 1.95$ 的数值。如果把这个数值与我们所作的试验结果 ($\beta_k = 1.85$) 比较, 就可以看出, 从 $\alpha_k = 2.0$ 的开缺口试件上得到的数值或多或少地是与最关键的铸造缺陷有连带关系。凡是小于 1 或 0.2 mm 的缩孔和气孔, 对疲劳强度不致有显著的损害 (不同的文献对此数值有不同的说法)。这一点在评定铸钢件的表面质量时是应该注意到的。在承受高负载部位, 内应力也可能减小疲劳强度。



〔图 2〕(M-1)

试件形式	交变弯曲应力 (文献〔2〕 的试验结果) β_k	拉力-压力 交变负荷 (我们的试验结果)	
		α_k	β_k
没有缺陷	1.00	1.00	1.00
有缩孔、 气孔 $\phi < 3$ 毫米	1.50		
有缩孔、 气孔、 $\phi > 3$ 毫米	1.95	2.00	1.85
有裂缝	1.95		

图 2 表面缺陷对 13/1-673 铸钢的疲劳强度的影响〔2〕

从所有这些原因出发, 特别在水轮机制造和泵的制造中, 必须始终估计到可能发生疲劳裂缝。因为一些扩展的疲劳裂缝, 各按其负荷的大小迟早要发展成为冲击断裂。冲击断裂的形变量和发生时间点除了与裂缝扩展速度有关外, 主要与材料的脆断性能有关。如果它发生得越晚, 则疲劳裂缝通过周期地对结构表面进行无损探伤而及早发现和补救它的机会也越大。

6. 结 论

在纯粹静载负荷条件下, 13/4 型材料比 13/1 型材料优越是早就众所周知的事实, 并且特别被人们应用于诸如戽斗式转轮, 泵转轮及鼓风机转轮等用途上。由于 13/4 型材料具有良好的可焊性, 它就取得了迅速发展的条件。适合于焊接的优点是建立在母材具有低的含碳

量和高的韧性基础上的。只要正确选择焊接条件,则回火温度可以比较低,接头的内应力也比较小。

在静载负荷下试验母材往往出现的甚大的强度差别现象在疲劳试验中不会出现;只有在同材料的焊接接头中,特别是高强度 13/4 型铸钢还可能测出甚大的偏差。我们已获得重新证实: 13Cr 铸钢焊后不回火,其疲劳强度不比母材差。由于缺口、腐蚀和平均应力(内应力)的影响比较大,材料本身的影响就显得微不足道。现测得三种试验材料的下列数据都是相同的:

a) $\beta_K = 1.6 \sim 1.8$ 取代 $\alpha_K = 2.0$

b) $\sigma_{Dk}/\sigma_{D\text{空气}} = 60 \sim 90\%$

c) $\sigma_{sch}/\sigma_w = 60 \sim 90\%$

如果人们在评定结构部件总的安全时考虑它们的脆断敏感性,那么 13/4 型的母材和焊缝金属相对于普通的 13Cr 铸钢具有显著的优点。在水轮机制造的危險温度区 0 °C 左右 13/4 型材料比 13/1 型材料具有较大的耐脆断安全性。

参 考 文 献

[1] 金属材料测定强度和脆断敏感性的新试验方法——Oerlikon-Schweissmitteilungen 23(1965) H. 55, S. 4.

[2] Francis 型水轮机转子制造用 13Cr 不锈钢铸件的几点研究——Transaction AFS(1970), №1, P. 9/16.

厚板小体积焊缝焊接法的工艺问题 (包括窄间隙焊接法)

[译自 Schweisstechnik (Berlin) 23 (1973), H. 8, S. 346]

前 言

在金属加工工业的许多作业中,需要制造优质(无裂纹)的厚板焊接接头。从许多采用高效率焊接法进行水平位置厚板焊接的试验结果来看,厚板焊接还存在着一些技术问题没有得到满意的解决。

以 往 的 厚 板 焊 接 法

谈到 15~40 毫米厚板焊接技术改进的目的,人们总是把它与提高焊接速度紧密地联系在一起。要提高焊接速度又总是借助于提高电弧、电子束等焊接热源的熔敷效率和熔深效果。所以,过去在采用常规焊接方法的情况下,人们总是以致力于取得最大熔敷效率和熔深为目的。

把熔化焊的熔化效率提高,固然可以达到较高的焊接速度,但是,随之也产生了熔池体积过大所引起的许多不利的冶金问题^[1]。

此外,通过提高热源的熔敷效率和加强熔深效果的方式来提高焊接方法的施焊速度,在

工艺上、设备上和经济上都受到一定的限制。过去，给人印象很深的一个趋势是，人们总是采用较大的焊接电流、较粗的焊丝、采用多丝或带极的办法来提高熔敷效率。这些办法不但产生了难以控制的熔池体积，而且它们是否实用，在很大程度上还要取决于是否具备高效率的焊接设备和电源，是否能在工作位置上施焊，和是否具有工艺可靠性等等的先决条件。

迄今为止，在焊接工艺的发展上人们非常忽视了“焊接能量”的作用方面。把金属（包括填充材料和部分的母材）熔成熔化状态、和熔化金属在电弧区的过热现象，都是一些能量剧烈作用的过程。熔池的热量在焊缝金属冷却过程中会以不同的程度向四周的母材传导（这取决于焊接参数和母材的物理性质），而且会使母材上狭窄的区域（热影响区）产生不利的组织和性能改变。

迄今为止，人们解决厚板焊接问题常用的焊接方法是埋弧多丝（并列焊丝）焊、埋弧填丝躺焊、带极埋弧焊， CO_2 -埋弧联合焊接法。这些方法的填充材料和能量消耗量甚大，它们的焊接质量在很大程度上取决于选择的工艺条件。

从许多提出的问题来看，单从“熔化效率”来评价一种焊接方法和工艺的效能是很有问题的。

厚板小体积焊缝焊接法的发展方向

在这种焊接方法的发展工作中，要特别注意的是：要有效利用填充材料和能量，采取简易的工艺来解决问题，保证焊接接头质量、达到验收要求的强度和韧性值。

看来，有两个发展方向值得我们去探讨：

——采用能量高度集中的焊接方法（例如电子束、等离子焊等）；

——把一些常规熔化焊接法（埋弧焊、熔化极惰性气体和 CO_2 气体保护焊等）进行改进，使电弧能量在焊丝和母材熔化过程中得到有效利用、减少能量损失、减小熔池体积，使不产生质量降低现象。

东德中央焊接研究所成立一个研究项目从事于各种熔化焊接法的工艺和能量问题的研究。

电子束焊接

不加填充丝和加填充丝的电子束焊接法为厚板焊接提供了有利的手段。但目前在东德能用于厚度至 40 毫米板厚范围单面焊的电子束焊接机的功率还嫌太低。

在许多文献中，人们已指出了电子束焊接厚板的许多优点。它的很大的“熔深/熔宽比”是一个非常有利的工艺和冶金因素，能够在精密的焊边加工装配条件下，高速焊成高质量的焊接接头。有些文献报导，电子束单道焊的熔深已能达到 200 毫米，而其焊缝的熔宽则只有几个毫米。厚板电子束焊接的“熔深/熔宽比”在好的情况下位于 15~20 的范围内。电子束的“深熔效果”是由于在电子束高能密度（ $10^8 \sim 10^9$ 瓦/厘米²）的作用下母材产生了“深熔锥孔”（又称“蒸气锥孔” Dampfkapillare）所形成的。而“深熔效果”也正是它能够产生深而窄的小体积焊缝的先决条件。

但是，厚板电子束焊接也存在着一些工艺问题。当焊接 50 毫米以上的厚板时，人们需要非常仔细才能焊出没有缺陷的焊道。这是因为有一些严格的冶金条件需要解决，在冷凝过程中很深的熔池排气不良，容易产生“缩口”等等（当焊缝整个深度上熔宽不一致时更会这样）。所以人们采用电子束焊接特厚的板材时宁可使用小于 20 的“熔深/熔宽比”，或采用多道焊

(板厚>50 毫米)。对于特厚板材的焊接人们正在研究各种不同的电子束摆动形式,并且为电子束应用于“留间隙焊接”发展了某些特殊措施。对于异种材料和特大厚度的焊接,电子束加填充材料的焊接法正在获得越来越大的重要性。

气体保护焊

为了制造小体积焊缝,几年来发展的所谓“窄间隙技术”^{[2], [3], [4]} 在工艺上和冶金上都作了富有成效的研究。这些研究的目的是为了厚度至 50 毫米的碳素钢、低合金钢以及非铁素金属能够以最低能量的输入产生小体积焊缝,并求得适合的工艺参数。

适合于这个目的是采用 CO₂ 或混合气体保护焊,使用 1.2 至 2.4 毫米的单焊丝或双焊丝、送入非常狭窄的焊缝间隙中去熔化填充。在美国已经发展了一项特殊的窄间隙焊接装置。它有一个直径为 3.2 毫米的,可以伸入窄间隙的水冷导电咀;有一个弯曲焊丝的装置(可使导电咀导入焊缝)和特殊的保护气体(参见文献[2])。这种窄间隙焊接法适合于碳钢、低合金、高合金钢和 Al、Ti 合金等的焊接。人们已用它焊接了厚至 200 毫米的母材板(装配间隙 7~11 毫米)。

在苏联^[4]人们也焊成了装配间隙 9~12 毫米不开坡口的 40~100 毫米的厚板,焊丝用导电管送入间隙。

在波兰也发展了一台特殊装置进行窄间隙焊接^[5],也是用导电管把焊丝送入间隙的。

表 1 CO₂ 保护窄间隙焊接的最佳规范

板厚 (毫米)	焊丝 直径	I_s [安]	U_s [伏]	v_s [米/分钟]	间隙 [毫米]	干伸长度 [毫米]	保护气体流量 [升/分钟]
16	1.6	300~320	30~32	0.9	4	40	18, 100%CO ₂
20	1.6	300~310	31~33	0.65~0.75	4	40	18, 100%CO ₂
30	1.6	300~310	33~35	0.4~0.45	4	40	18, 100%CO ₂
20	2	470~480	34~37	0.9~1	4	50	20, 100%CO ₂
30	2	460~480	34~37	0.6~0.7	5	50	20, 100%CO ₂
40	2	460~470	34~40	0.4~0.5	6	50	20, 100%CO ₂

用导电管把焊丝送入焊缝间隙的方式,降低了窄间隙焊接法的功能,因为导电管的外径总会使装配间隙扩大一些,因而也需要较多的填充材料。

东德马德堡工业大学所发展的大厚度窄间隙焊接法则放弃了导电管送丝的方式,而是采取简单的调直和成形辊轮装置使焊丝获得必要的刚度,能够没有故障地导入焊缝间隙。采用这个方法可以用 3~6 毫米的装配间隙不开坡口焊接 12~40 毫米厚的板材,它完全保存了 CO₂ 焊接的特性——参见文献[1]、[5],使用的焊丝为一般的 10MnSi6、10MnSi8 和 12MnSiTi8 CO₂ 保护焊用焊丝。它既可使用单丝,也可以使用前

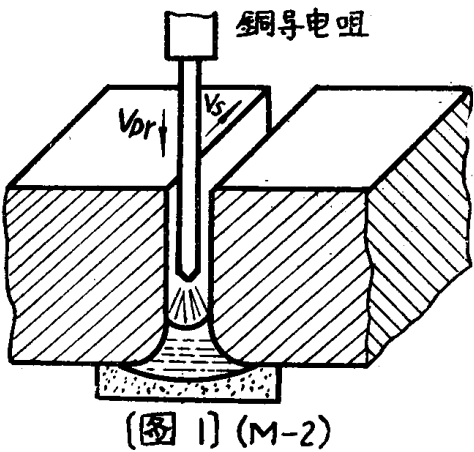


图 1 CO₂ 保护窄间隙焊接法示意图

后排列的多丝进行焊接。与常规 CO₂ 焊不同之处是施焊时的“干伸长度”较大。它的焊接电流虽然保持得甚低(见[表 1]),但由于自由干伸长度大,焊丝产生 I^2R 加热作用,仍然具有很高的熔化效率,同时还能达到细颗粒的熔滴过渡。电弧燃烧在焊丝熔化末端与熔池之间,见图 1,它的一部分能量把焊丝熔化成细颗粒的熔滴。由于焊丝是笔直地导入焊缝间隙,窄间隙

把辐射造成的能量损失减小, 飞溅很少, 以及剧烈产生的金属蒸气等等有利的因素, 所以电弧的稳定性是非常良好的。在这个窄间隙焊接中, 可以通过焊接电压的调节来控制母材的熔宽, 从而减小熔池的过热现象、保持最小的飞溅损失、并使焊缝金属、热影响区的“温度—时间循环”(即热循环)对接头的强度和韧性不致产生不利的影响。

窄间隙气体保护焊的研究

我们对于 16、20、30、40 毫米厚的 St38b-2、St52-3, St35/50, St40/60C 的钢板进行了气体保护窄间隙电弧焊的研究。要求焊接接头单面焊成小体积的焊缝金属。使用的焊机为悬挂式的 UPT-CO₂ 型号, 焊接整流器 KGS 630 是平特性的。保护气体采用 CO₂ 气体和 Ar/CO₂ 混合气体。并采用陶瓷垫。

焊丝通过调直和成形辊轮送给并受到一定的加工硬化(增强刚性)。焊接采用〔表 1〕所列的规范。所有试件的焊边都是用气割割成的 I 形坡口。装配间隙采用 3.5~6 毫米。

焊接接头经过 X 光检验后作了机械性能和金相试验。结果表明: 单面焊成的接头既无气孔和裂纹, 而且还具有很好的强度性能; 采用单纯 CO₂ 保护气体比采用 Ar/CO₂ 混合保护气体更有利。CO₂ 焊能保证最佳的焊缝成形、降低气孔生成率和提高经济效益。使用混合保护气体时特别容易在很小的装配间隙情况下产生杯形焊缝, 容易开裂。焊缝的表面和母材的熔合比率除了与焊接电流 I_s , 焊接电压 U_s 有关外, 还取决于焊接速度 v_s ,——参见图 3。焊缝的截

面积 $A_g + A_z$ 随着焊接速度的提高而增大 ($I_s, U_s = \text{常数}$)。 ($A_g = \text{母材熔化截面积}$, $A_z = \text{焊丝熔化填充截面积}$ 。) 图 2 还示出 CO₂ 焊和 Ar/CO₂ 混合气体焊的焊接速度对焊缝高度 h_N 和宽度 b_N 的影响。

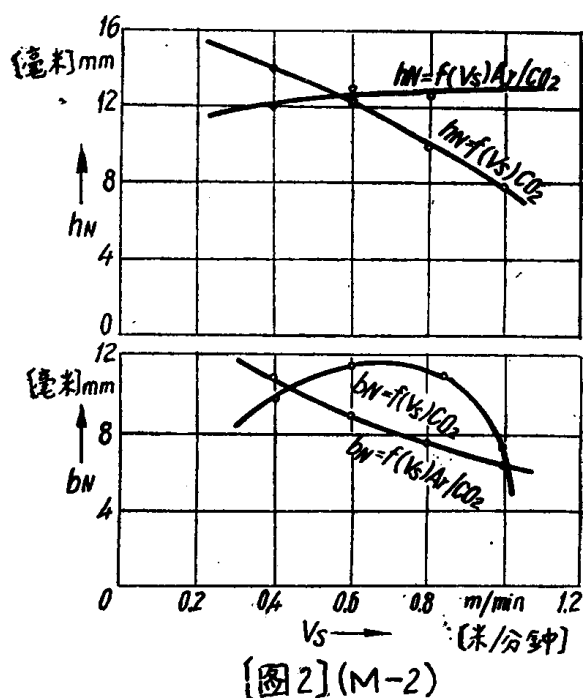


图 2 CO₂-及 Ar/CO₂ 窄间隙电弧焊接速度 v_s

对焊缝高度 h_N 及宽度 b_N 的影响。

100% CO₂、干伸长度 40 毫米,

间隙 4 毫米, 板厚 20 毫米。

Ar/CO₂ = 50:50

$I_s = 360$ [安], $U_s = 34$ [伏],

焊丝直径 1.6 毫米 (10MnSi6)

试验结果还表明: 取得最佳效果的装配间隙范围为 3~5 毫米。如果间隙太小, 电弧熔

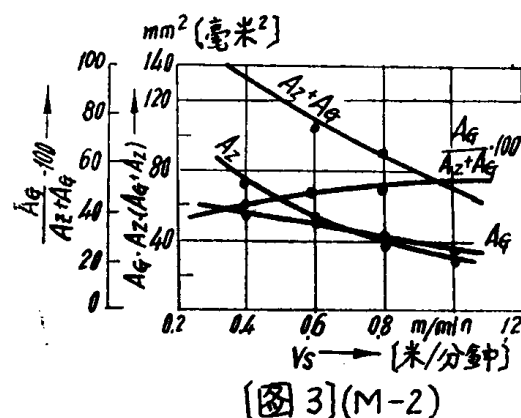


图 3 焊缝截面面积和母材熔合比与焊接速度 v_s 的关系

$I_s = 330$ [安], $U_s = 33$ [伏],

$S = 20$ [毫米], 间隙 = 4 [毫米],

100% CO₂, 干伸长度 40 [毫米],

焊丝 (10MnSi6) 直径 = 1.6 [毫米],

$A_g = \text{母材熔化截面积}$,

$A_z = \text{焊丝熔化填充截面积}$ 。



图4 窄间隙 CO₂ 焊根打底焊道
 $S = 20$ 毫米, $v_s = 0.7$ 米/分钟, $St45/60C$



图5 窄间隙 CO₂ 单面焊接头
 $S = 20$ 毫米, $v_s = 0.7$ 米/分钟, $St52-3$



图6 窄间隙 CO₂ 单面焊接头
 $S = 20$ 毫米, $v_s = 0.5$ 米/分钟, $St45/60C$



图7 窄间隙 CO₂ 焊根打底焊道
 $S = 20$ 毫米, $v_s = 1.5$ 米/分钟, $St52-3$



图8 窄间隙 Ar/CO₂ 焊接接头
 $S = 30$ 毫米, $v_s = 0.6$ 米/分钟, $St38b-2$

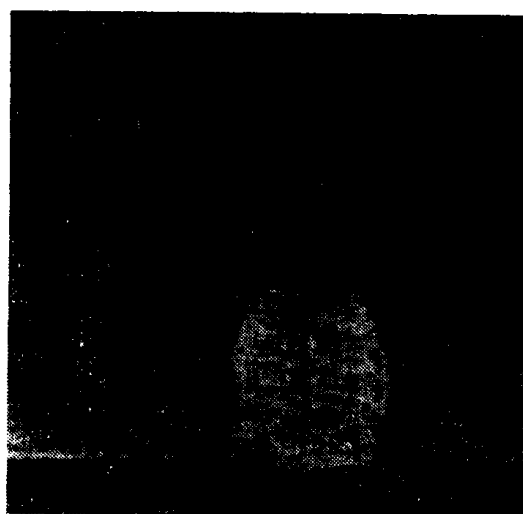


图9 窄间隙 CO₂ 焊根打底焊道
 $S = 30$ 毫米, $v_s = 0.75$ 米/分钟, $St38b-2$

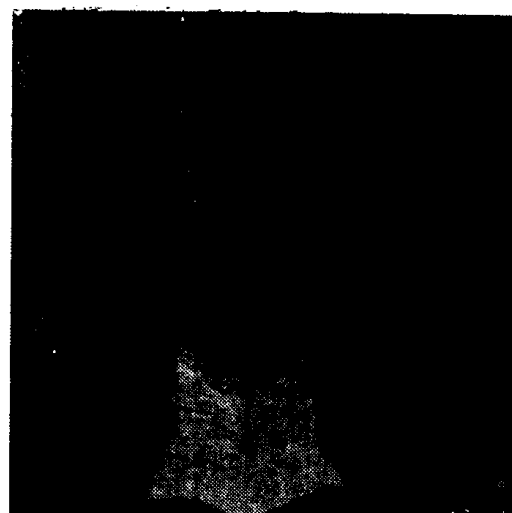
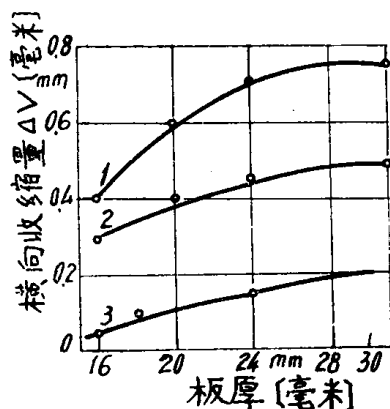


图10 窄间隙 CO₂ 焊根打底焊道
 $S = 40$ 毫米, $v_s = 0.7$ 米/分钟, $St35/50$

化母材的量就会太多而形成一个杯状焊缝外形，促进裂纹的产生。从宏观金相（图4~10）可以识别焊缝和焊根的成形。保证焊缝不产生裂纹和气孔是与最佳的焊缝成形密切相关的。

由于在焊接过程中取得了有利的加热和冷却条件，焊缝金属和热影响区的变形倾向性很小；焊缝金属的结晶条件也很有利，具有很大的塑性潜力和很小的热裂倾向性。

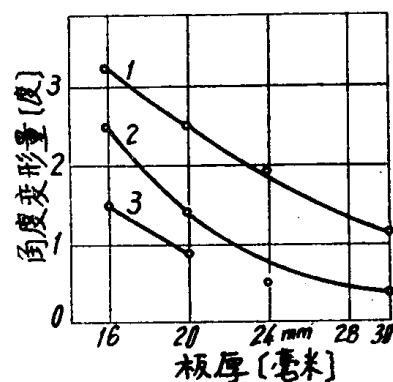
窄间隙焊接技术的特殊工艺条件保证了焊接接头具有很小的横向收缩和角度收缩。图11把几种板厚的窄间隙打底焊横向收缩值与电子束焊接的横向收缩值作了对比，而图12则把16、



〔图11〕(M-2)

图11 几种板厚的焊接横向收缩量

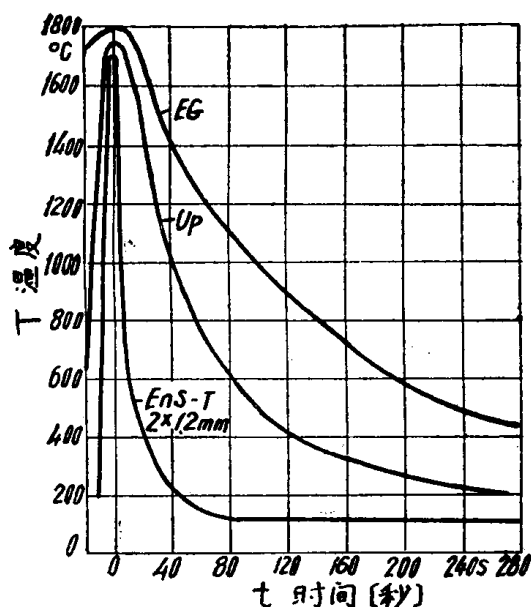
- 1—窄间隙打底焊， $I_s = 540$ [安]， $U_s = 32$ [伏]，
焊丝直径=1.6毫米，
- 2—窄间隙打底焊， $I_s = 340$ [安]， $U_s = 31$ [伏]，
焊丝直径=1.6毫米。
- 3—电子束焊不加填充材料〔7〕。



〔图12〕(M-2)

图12 几种板厚几种焊接法的角度变形量

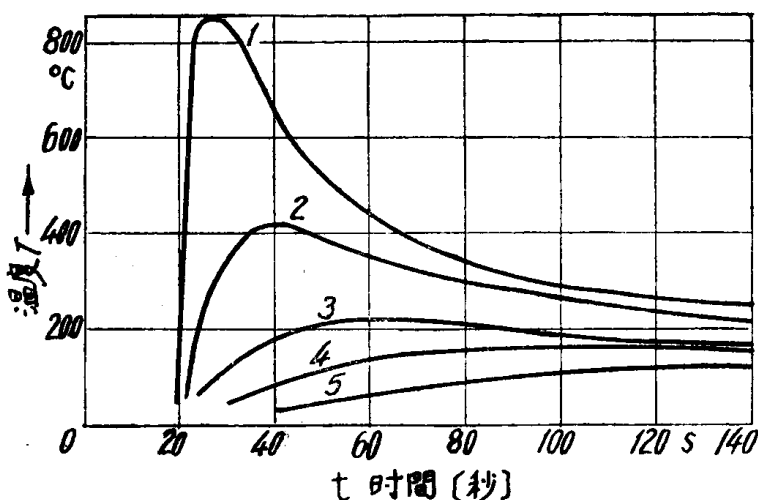
- 1—常规单丝焊，焊两道
- 2—前排列双丝焊
- 3—窄间隙单丝单道焊



〔图13〕(M-2)

图13 焊缝金属T—t曲线

图中EG（电气焊）和UP（埋弧焊）的数据取自文献〔8〕，ES—T=窄间隙双丝焊



〔图14〕(M-2)

图14 热影响区的T—t曲线

使用了陶瓷垫， $v_s = 0.7$ 米/分钟， $I_s = 350$ 安培， $U_s = 32$ 伏， $S = 20$ 毫米， $Sf38b-2$ ，干伸长度40毫米，100%CO₂，焊丝直径1.6毫米
1—距焊缝中心5毫米，2—距焊缝中心10毫米，
3—距焊缝中心20毫米，4—距焊缝中心30毫米，
5—距焊缝中心40毫米。

20、24 和 30 毫米厚板用一般的单丝焊、前后排列双丝焊与窄间隙单丝单道焊所产生的角度收缩量作一对比。由此可以看出，气体保护窄间隙焊接法即使从焊接变形方面来看也是具有工艺优越性的。

20 毫米厚板 (St38b-2, St52-3, St45/60C) 窄间隙焊接接头的焊缝金属和热影响区都具有优良的缺口冲击韧性 (试验在 $+20^{\circ}\text{C} \sim -40^{\circ}\text{C}$ 的温度范围内进行, 试件的缺口方向开在焊接方向上), 也具有很好的强度值、弯曲角度和硬度值。这是由于窄间隙焊接过程的热循环对材料产生的影响没有损害它的机械性能的缘故。

为了说明窄间隙焊缝金属和热影响区的“温度—时间”热循环情况, 我们对 20 毫米厚板的焊接过程作了温度测量, 其结果示于图 13 及图 14。从焊缝金属的 $T-t$ 曲线可以看出, 焊缝金属停留在 800°C 以上的高温范围的时间很短。在一般常规熔化焊中所常见的强烈的熔池过热现象在这里没有发现。

热影响区的最高温度位于距焊缝中心 5 毫米处, 其值约为 $800 \sim 950^{\circ}\text{C}$ 。从金相分析测出热影响区的宽度 ≤ 3 毫米。

窄间隙焊接接头之所以能获得上述的高质量是因为金属在关键温度范围内的加热速度、停留时间和冷却速度都是比较有利的缘故。

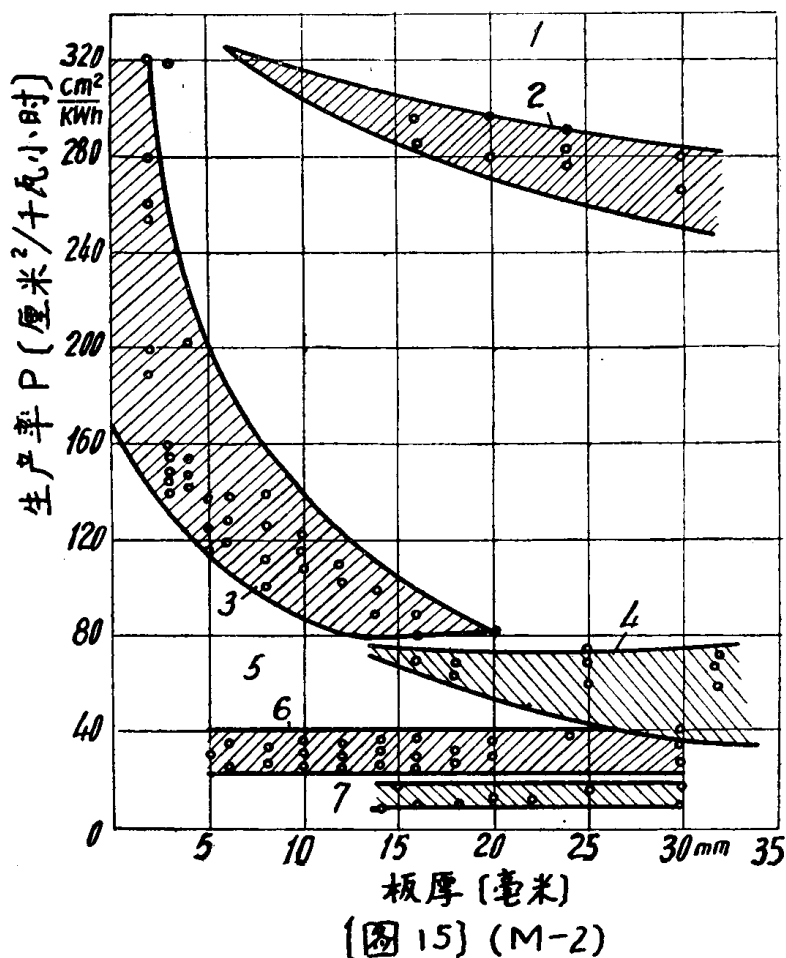


图15 各种板厚、各种焊接法的生产率比较

$$\text{生产率 } P = Sv_s / IU [\text{厘米}^2 / \text{千瓦小时}]$$

- 1—电渣焊 ($P = 950 \sim 1000 \text{ 厘米}^2 / \text{千瓦小时}$), 2—窄间隙焊, 3—I形坡口单面焊,
4—日本单面焊接法, 5—埋弧焊, 6—I形坡口双面焊, 7—X或Y形坡口双面焊

20 毫米厚板的窄间隙焊接实践表明这个方法具有经济的优点,它每米焊缝所需的工艺成本费用(包括焊丝、电能消耗和工资)比较低廉。

此外,我们对气体保护窄间隙焊接法在生产率方面与其他一些高效率熔化焊接法作了比较——参见图 15。用“生产率”来评定某种焊接方法的效率会比用“熔敷效率”作评定标准更为合理,因为从“生产率”的指数才能真正看出制造某一定焊缝面积所需消耗的能量。从这个对比我们更可以看出窄间隙焊接法的优越性了。

结 束 语

任何一种技术发展的目的都是为了在保持或超过原来给定的质量指标的前提下提高它的效率。在焊接技术领域中,要提高厚板焊接的效率,看来有两个发展方向值得人们去探索。本文介绍的研究工作对 CO_2 气体保护窄间隙焊接法进行了实验室研究,取得了工艺、冶金和经济方面的良好结果,这对工业上的应用是有意义的。窄间隙焊接技术完全可以用常规的焊接设备,不必作重大的工艺修改和花费就可以实现,它的简易性保证了工业的应用。

参 考 文 献

- [1] 小体积焊缝的气体保护焊——Schweisstechnik 23(1973), 3, S. 97.
- [2] 窄间隙焊接法——W. J. 48(1969)2, P. 102.
- [3] 较大板厚范围的窄间隙焊接——(苏)自动焊22(1969)7, P. 14.
- [4] 焊接参数对窄间隙焊接焊缝成形的影响——(苏)自动焊23(1970)12, P. 48.
- [5] 厚板的气体保护焊——Forschungsbericht TH Magdeburg 1970.
- [6] 电子束焊接中产生的变形——Weld. and Metal Fabr. 39(1971)8, P. 298.
- [7] 送丝速度可变的自动垂直焊——IIW-Doc. X-466-68.

应用碳当量预计钢材焊接热影响区的硬度和可焊性

[译自 Schweisstechnik (Berlin) 23 (1973) 8, S. 344]

前 言

钢材的化学成分与它的焊接热影响区的硬化倾向性之间存在着一定的关系。发展“碳当量”的本来目的,就是要掌握各种合金元素对这种硬化现象所产生的作用,从而找出钢材可焊性的规律来。国内外有许多的标准和规程都把碳当量作为评定可焊性的准则。然而,有许多简单写法的公式被人们误加引用,以致于使碳当量评定的可焊性结论很不可靠。另一方面,又有人持着这样一种态度,要么完全否定碳当量的基本作用,要么也只把它当作一个指示性的因素来看待。他们对于热影响区硬度与可焊性之间的关系也抱着相似的态度。有许多规程规定了焊接热影响区的最大许可硬度,为了保证不产生裂纹,就不得超过这个最大硬度的数值。事实上,热影响区出现的硬度既取决于化学成分,也取决于焊接过程的热循环。

从有关碳当量应用的现有认识水平出发，我们发展了一项修正的碳当量公式和借助于它来计算热影响区硬度的新方法。

使用的碳当量公式

碳当量公式的普通形式是：

$$C = [\%C] + a_1[\%Mn] + a_2[\%Ni] + a_3[\%Cr] + \dots \quad (1)$$

在上式中加入 a_1 、 a_2 、 a_3 ……等系数是为了表明各个合金元素对相变性质和热影响区硬度的不同作用。

三十年前由文献〔1〕发展出来的第一个碳当量公式（经过了大量的试验）如下：

$$[C] = [\%C] + \frac{[\%Mn]}{6} + \frac{[\%Ni]}{15} + \frac{[\%Cr]}{5} + \frac{[\%Mo]}{4} + \frac{[\%V]}{5} + \frac{[\%Cu]}{13} + \frac{[\%Co]}{150} \quad (2)$$

当时规定，要保证良好的可焊性，要求 $C \leq 0.45$ ；要避免不产生硬化裂纹，热影响区的最大硬度限于 $350HV$ 。而碳当量与硬度的关系用下列公式表示之：

$$HV = 1200[C] - 200 \quad (3)$$

（参见文献〔2〕）。

在其他许多专业文献中还有大量互有差异的公式，用来表示碳当量，或表示碳当量与硬度或其他性质的关系。文献〔3〕作了一次综述，收集的不同公式竟达 30 多种。在表 1 中我们列出 20 种计算碳当量的公式，它们计算的结果互有差别的原因是由于：

- 各自考虑的合金元素有所不同；
- 对于同一合金元素的系数的制定各有不同；
- 评定的基础各有不同。

表 1 几种不同的碳当量系数值

研究者	合金元素 [%]									评定准则
	Mn	Si	Ni	Cr	Cu	Mo	V	P	其他	
Dearden, O'Neill	$\frac{1}{16}$	—	—	—	—	—	—	—	—	硬度
Voldrich, Martin, Harder	$\frac{1}{4}$	—	—	—	—	—	—	—	—	弯曲角度
Voldrich, Martin, Harder	$\frac{1}{4}$	$\frac{1}{4}$	—	—	—	—	—	—	—	
Edson	$\frac{1}{7.3}$	—	$\frac{1}{16.4}$	$\frac{1}{8.8}$	$\frac{1}{47}$	—	—	—	—	硬度
Henschkel	$\frac{1}{10}$	$\frac{1}{9}$	$\frac{1}{99}$	$\frac{1}{10}$	$\frac{1}{99}$	$\frac{1}{3}$	$\frac{1}{6}$	$\frac{1}{1.4}$	—	(-57°C) 弯曲角度 (-70°F)
Henschkel	$\frac{1}{10}$	$\frac{1}{5}$	$\frac{1}{28}$	$\frac{1}{7}$	$\frac{1}{28}$	$\frac{1}{3}$	0	1	—	(-29°C) 同上 (-20°F)
Dearden, O'Neill	$\frac{1}{6}$	—	$\frac{1}{15}$	$\frac{1}{5}$	$\frac{1}{13}$	$\frac{1}{4}$	$\frac{1}{5}$	—	$\frac{1}{150}Co$	硬度
Kihara, Suzuki, Kanatani	$\frac{1}{6}$	$\frac{1}{24}$	$\frac{1}{15}$	$\frac{1}{5}$	$\frac{1}{13}$	$\frac{1}{4}$	$\frac{1}{5}$	—	$\frac{1}{150}Co$	硬度

(续)

研究者	合金元素 [%]									评定准则
	Mn	Si	Ni	Cr	Cu	Mo	V	P	其他	
Sims, Banta	$\frac{1}{7}$	$\frac{1}{25}$	—	$\frac{1}{510}$	—	$\frac{1}{31}$	$\frac{1}{13}$	—	—	裂纹数目
Nehrenberg	$\frac{1}{9}$	$\frac{1}{27}$	$\frac{1}{18}$	$\frac{1}{14}$	—	$\frac{1}{27}$	—	—	—	相变终了温度
Dearden, O'Neill	$\frac{1}{6}$	—	$\frac{1}{15}$	$\frac{1}{5}$	$\frac{1}{13}$	$\frac{1}{4}$	$\frac{1}{5}$	$\frac{1}{2}$	—	硬度
Bradstreet	$\frac{1}{20}$	—	$\frac{1}{15}$	$\frac{1}{10}$	—	$\frac{1}{10}$	$\frac{1}{10}$	—	—	相变终了温度
TGL14913*②	$\frac{1}{6}$	—	$\frac{1}{15}$	$\frac{1}{5}$	$\frac{1}{13}$	$\frac{1}{4}$	$\frac{1}{5}$	$\frac{1}{2}$	0.024 S	硬度
Kuntscher Kulke	$\frac{1}{7}$	$\frac{1}{14}$	$\frac{1}{14}$	$\frac{1}{14}$	—	$\frac{1}{14}$	$\frac{1}{14}$	—	$\frac{1}{14}$ Al	硬度
Kihara	$\frac{1}{6}$	$\frac{1}{24}$	$\frac{1}{40}$	$\frac{1}{5}$	—	$\frac{1}{4}$	$\frac{1}{4}$	—	—	硬度
Lebedjew	$\frac{1}{8}$	$\frac{1}{7}$	$\frac{1}{13}$	$\frac{1}{9}$	$\frac{1}{10}$	—	—	$\frac{1}{1.5}$	—	硬度 (4~120°C/秒)
同上	$\frac{1}{2}$	$\frac{1}{3}$	$\frac{1}{7}$	$\frac{1}{2}$	$\frac{1}{3}$	—	—	—	—	硬度 (2°C/秒)
Winderton	$\frac{1}{6}$	—	$\frac{1}{20}$	$\frac{1}{10}$	$\frac{1}{40}$	$\frac{1}{50}$	$\frac{1}{10}$	—	—	相变终了温度
Murray, Hagne	$\frac{1}{6}$	—	$\frac{1}{20}$	$\frac{1}{10}$	$\frac{1}{40}$	$\frac{1}{50}$	$\frac{1}{10}$	—	—	
Ilo, Bessyo	$\frac{1}{20}$	$\frac{1}{30}$	$\frac{1}{60}$	$\frac{1}{20}$	$\frac{1}{20}$	$\frac{1}{15}$	$\frac{1}{10}$	—	$5B + \frac{1}{60}H$ $+ \frac{1}{500}$	

此外,对于各种合金元素的考虑又取决于选定的评定基础。例如,在文献〔3〕公布的公式中考虑了氢的作用,因为在这里的评定基础是 M_f ——温度*①,而且氢可能对这一温度产生显著影响。

在东德的规程文献中也采用了出自文献〔1〕的公式,但东德标准 TGL14913把板厚的因素纳入了公式之中,这个主张很难为人们所赞同,因为“板厚”并不与含碳量相当的。

在表1列举的不同公式中,引人注目的是,即使评定基础相同,对于同一合金元素给定的系数也有各不相同的数值。文献〔2〕对此指出,锰的系数是取决于含碳量的多少而定的。而文献〔7〕断定,各个系数值是受到冷却速度的影响的。在表1中有两个公式分别是在冷却速度为 2°C/秒和 4~120°C/秒的情况下测定的。二者的对比表明,随着冷却速度的提高,各种合金元素的影响会减小。这一观点当然只适用于以“硬度”作为评定基准的情况,而不(例如)适用于“ M_f ——温度”。由此可见,当人们把“硬度”作为评定基准时,冷却速度就是影响各项系数数值的最大因素,那么我们就可以一方面在化学成分与冷却速度之间找出一个关系,另一方面也可以在它们和热影响区的硬度之间找出一个关系来。

*① M_f —温度: 马氏体形成终了的温度——译注。

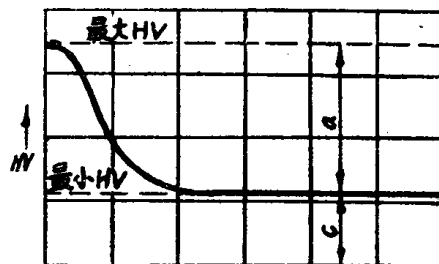
② TGL = 东德标准——译注

热影响区的硬度计算

前面所列的公式(3)只给出传统碳当量与焊接热影响区硬度的关系,没有把冷却速度考虑进去。因此,这个公式和其他一些类似公式的精确度只能作为大致数值的估计之用。

现在,我们以一个典型的“硬度-冷却速度图”图1为根据,就可以作出如下的结论:热影响区的最大硬度值会随着冷却时间(t_d) (即从850℃冷却到500℃所需的时间)的增长而连续向一个低值下降,然后在继续增长冷却时间的情况下不再变化。对于图1所示的曲线的应用可靠性我们使用了多种 e ——函数形式作了验证。下列的函数式对于“硬度-冷却时间曲线”各项特征作了最周密的考虑:

$$HV = ae - (bt_d)^2 + c \quad (4)$$



(图1) (M-3)

图1 硬度与冷却速度的关系〔4〕

式中的参数 a , b , c 就是用来代表各项特征的:

$a + c$ = 最大硬度

c = 最小硬度

b = 曲线的曲率参数。

对于曲率参数 b 的决定系借助于“非线性补偿法”(nichtlineare Regression),务必使其结果尽可能接近于用实验所获得的曲线。

当金属组织完全由马氏体组成时,就会达到它的最大硬度值 $a + c$,见图1。通过大量试验已经证明,马氏体的硬度完全取决于它的含碳量。在含碳量为0.10~0.60% C的范围内,硬度与含碳量构成线性函数(参见图2)。所以最大硬度值可用下列公式计算之〔5〕:

$$\text{最大硬度 } HV = 939\%C + 284 \quad (5)$$

对于图1中的最小硬度值 c 系用96个“硬度——冷却时间曲线”的测量数据和它们所属的钢材化学成分分析所求得的碳当量来决定的,最后选定的计算公式为:

$$\text{最小硬度 } HV = K_1[C]^n + K_2 \quad (6)$$

这个公式中的碳当量 $[C]$ 由下列公式计算之:

$$[C] = \%C + \frac{\%Mn}{2.9} + \frac{\%Si}{11} + \frac{\%Cr}{3.2} + \frac{\%Cu}{3.9} + \frac{\%Mo}{3.4} + \frac{\%Ni}{17} \quad (7)$$

对于钒的系数未能可靠地求出,因为试验中所使用的各种钢材含钒量很少或不含钒。大致上钒的系数值处于钼(Mo)的系数数量级内。

借助于“边缘四分法”(Marquardt Optimierung)求得最小硬度与碳当量 $[C]$ 的关系式如下:

$$\text{最小硬度 } HV = 167[C]^{2.42} + 137 \quad (8)$$

这个关系式以图3表示之。

曲线曲率参数 b 是最小硬度的函数。图4表示了这个关系。用这种形式求出的各项关系与采用“乔明尼试件”(Jominy-Proben)*^⑧试验的冷却状况相当。在焊接接头热影响区内由

*^⑧ 一种测定钢材“淬硬性”的试验法。把一个长4吋(101.6毫米)、直径为1吋(25.4毫米)的试件先在适当温度下进行奥氏体化处理,然而把它的一个端面用标准喷水淬火。那么该试件的冷却速率从这一端到另一端是变化不等的。然后沿着试件的全长磨出一个标准深度的平面,在这个平面的全长上测量其硬度分布,绘制成“硬度与距淬火端距离”的关系曲线。从这个试验曲线就可以判定钢材的淬硬性——译注。

于扩散 (Diffusion) 达不到完全, 其硬度会偏向较高的数值。通过与实测的数据比较可以对计算值法加以修正。

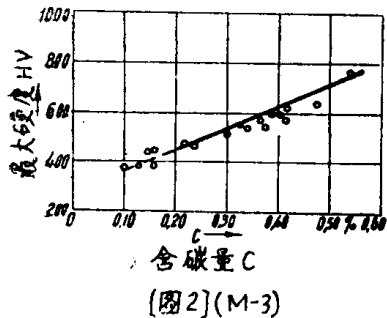


图2 最大硬度与含碳量的关系^[4]

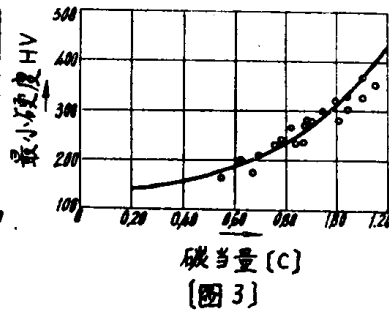


图3 最小硬度与碳当量的关系

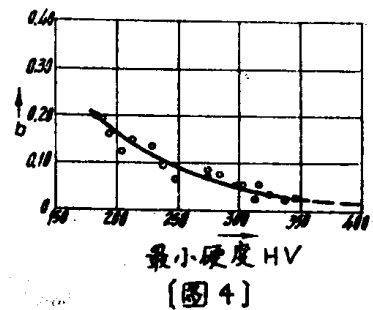


图4 曲率参数 b 与最小硬度 c 的关系

计算法的应用可能性

上述的计算法可在许多不同的问题上应用:

a) 可用来计算某种已知化学成分的钢材的最小硬度值, 也就是说, 可用来评定这种钢可以达到的硬度下限值;

b) 当化学成分和冷却时间 (从某一规定温度冷却至另一规定温度所需的时间, 这些规定的温度大体上宜是某种相变温度) 为已知时, 可以用来计算焊接热影响区的最大硬度值。

应用实例:

焊接方法——涂料焊条手工电弧焊^[6];

母材成分(19Mn5)——0.18% C, 0.44% Si, 1.29% Mn, 0.028% P, 0.027% S, 0.12% Cr, 0.02% Cu, 0.23% Ni。

设冷却时间为 $t_A = 8$ 秒。

根据含碳量 0.18% C 查图 2 得最大硬度值为 $a + c = 450$ 公斤/毫米²,

按上列公式 (7) 算出碳当量 $[C] = 0.71$,

根据 $[C] = 0.71$, 查图 3 得最小硬度 $C = 250$ 公斤/毫米²

根据 $C = 250$, 查图 4 得曲率参数为 $b = 0.090$,

将 t_A , a , b , c 的数值代入公式 (4):

$$HV = (450 - 250) e^{-(0.09 \times 8)^2} + 250 = 369 \text{ 公斤/毫米}^2。$$

实测的硬度为 $HV = 369$ 公斤/毫米², 与计算值完全符合。

设冷却时间 $t_A = 7$ 秒, 则计算值为 $HV = 385$ 公斤/毫米², 与实测值的误差也是不大的。

这个计算例子表明, 以上从理论推出的关系式能够给出实际可用的结果。它的适用范围虽有待于作进一步的商榷, 但现在可以认为, 对于所有的低合金结构钢是完全可以适用的。

结 束 语

本文报导了一项预计钢材焊接热影响区可能产生的硬度的计算方法。它的理论出发点是, 可能出现的最大硬度仅仅取决于含碳量, 而最小硬度值是在冷却很慢的条件下出现的, 它既取决于含碳量也取决于其他合金元素的含量。硬度与冷却时间 t_A 的关系可以用一个函数式