

钢材的焊接裂纹

(低温裂纹)

(日) 铃木春义 著



1.7

清华大学焊接教研组译

1979.9.

译 者 的 话

本书是日本焊接学会 1976 年 8 月出版的资料性专著。作者主要就钢材的焊接低温裂纹（冷裂纹）的基础知识和最近各国的研究成果作了通俗而系统的介绍。并指出了今后应该注意研究的问题。本书引用了大量的实验资料和图片，还列出了 122 篇参考文献，可供高等学校焊接专业的教师、研究生、高年级学生以及有关的科技工作者参考。

本书大部分由严鸢飞同志翻译，其中第 5 章由苏毅同志翻译，第 6 章由田燕同志翻译。由陈伯蠡同志校对和修改。魏淑香等同志参加了图片的复制工作。

限于翻译和业务水平，译稿必然还有许多不足与错误之处，望读者批评指正。

——译者 1979 年 9 月

说 明

书中出现的日语汉字（如日本人的姓名和日文参考文献），凡与我国汉字相同的，均用我国现行汉字代替，请读者注意。

前 言

本书的目的和特点

本书就焊接冶金学的最重要的课题“钢材的焊接裂纹”问题，综合整理了过去的知识和最近各国的研究成果，做了通俗而系统的介绍。内容涉及到低碳钢和低合金高强度钢焊接接头在常温附近发生的各种低温裂纹，讨论了裂纹的种类、形态、现象、试验方法、影响因素、裂纹机理和理论以及防止裂纹的措施，并且指出了有待于今后加以研究的各种问题，以作为研究人员的参考。

写本书的目的，不仅是供钢材制造人员和焊接材料制造人员参考，而且也可供焊接结构设计人员、施工技术人员、管理和检验人员以及焊接研究人员参考。本书的最大特点，是将许多研究报告的复杂内容之精华，汇总改绘成便于实际应用的图表。书中大多数的图，都经过精心加工，一个图能表示原报告中好几个图表的内容。同时，本书不是由几个人分工执笔，而是由作者单独执笔，所以对各种焊接裂纹的论述能够具有连贯性。

本书的内容和今后研究的问题

本书以除不锈钢以外的各种钢材的焊接裂纹为对象，在之一（本册）中，叙述低温裂纹，而在之二（另一册，续编）中叙述高温裂纹和应力腐蚀裂纹。低温裂纹可分成焊道下裂纹、缝边裂纹、根部裂纹、层状撕裂、焊缝金属裂纹、多层焊裂纹和变形裂纹。不言而喻，关于和低温裂纹有重要联系的焊接区的氢和钢的氢脆也作了叙述。

钢材的焊接裂纹，特别是低温裂纹的三个重要因素，即焊接区的硬化和脆化，扩散氢以及拘束应力（和拘束应变）的作用和影响，特别着重作了说明。并且对各种裂纹的防止措施作了详细介绍。关于焊道下裂纹，微观裂纹、第一层根部裂纹以及层状撕裂，根据过去的研究成果，可以相当清晰地加以说明，但是关于角接焊和多层焊时的裂纹，到目前为止，由于研究尚不充分，还没有制定出定量的防止措施。特别是超厚板多层焊裂纹的研究更少。在本书中，应该成为今后研究对象的各种问题，已在相应的部分指出。

在焊接裂纹的研究中，目前我国处于领先地位。特别是对于高强度钢的低温裂纹，在拘束度和拘束应力方面作出了特别突出的成果。但是在裂纹的微观的、金属学的研究以及钢的氢脆的研究方面还比欧美落后。这是由于我国高强度钢的焊接裂纹的研究，与其说是由于材料制造者不如说是由于使用者而取得领先地位的，而今后这应该是材料制造者和金属学学者一起发奋努力的领域。并且，裂纹产生处所受到的塑性应变，要比拘束应力（弹性的）具有更重要的意义，但掌握它是困难的，所以，至今几乎没有进行研究。这对理解厚板多层焊时的“变形裂纹”是极为重要的，是今后应该迅速搞清楚的问题。同时，在材质方面，除钢的化学成分外，对于含有的气体、非金属夹杂物、晶界特征、显微组织、热影响引起的材质变化、裂纹产生和扩展机理、断口特征等，都有待于进行研究。

感谢的话（略）

目 录

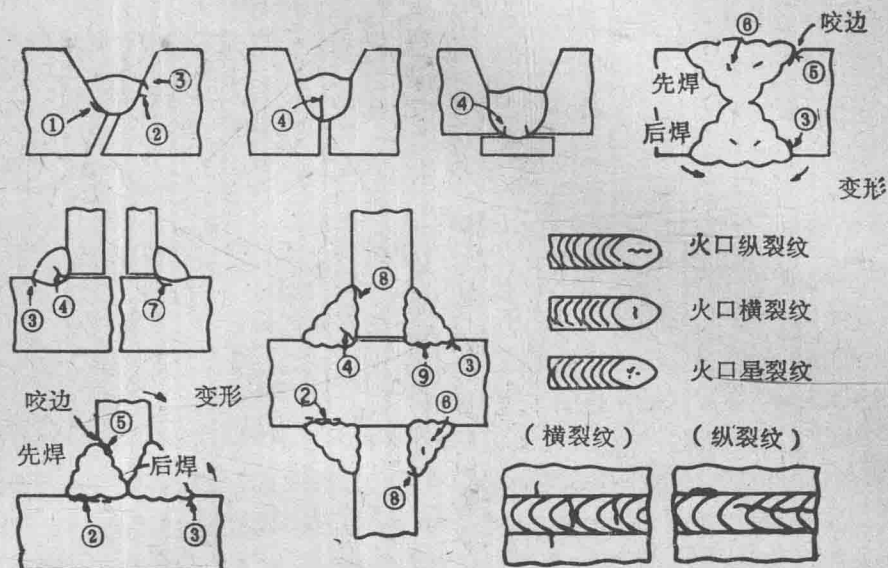
1. 钢的焊接裂纹的种类	1
2. 焊道下裂纹和缝边裂纹	2
2.1 裂纹的形态和试验方法	2
2.2 巴特尔的焊道下裂纹理论	3
2.3 合金元素的影响	5
2.4 其它因素的影响	7
(1) 显微组织及其焊前状态	7
(2) 热影响区的最高硬度	7
(3) 拘束应力	8
2.5 焊道下裂纹的防止措施	8
3. 焊接区的氢	11
3.1 氢的扩散	11
(1) 扩散氢含量	11
(2) 扩散常数	12
(3) 空穴和氢	15
(4) 扩散常数和组织	17
3.2 焊接区的氢及其逸出	19
(1) 焊接区氢的分布	19
(2) 氢的逸出	21
3.3 焊接区氢的来源	24
(1) 涂药焊条	25
(2) 涂药焊条的烘干和吸潮	26
(3) 药皮的总水量	26
(4) 空气的湿度	28
(5) 焊接工艺条件和氢的吸收	29
(6) 埋弧焊焊剂	29
(7) 表面状况及其它	31
3.4 钢的氢脆	31
(1) 概述	31
(2) 延迟裂纹的特点	35
(3) 延迟裂纹的机理	35
(4) 高温高压氢引起的钢的脆化	39

4. 根部裂纹	40
4.1 根部裂纹的形态和试验方法	40
(1) 根部裂纹的形态	40
(2) 拘束裂纹试验	41
(3) TRC 与 RRC 试验	43
(4) 扞销试验	45
4.2 拘束度和拘束应力	46
(1) (拉伸) 拘束度	47
(2) 弯曲拘束度	50
(3) 偏心弯曲拘束度	52
4.3 根部裂纹的各种影响因素	54
(1) 熔合区的塑性	54
(2) 扩散氢含量	55
(3) 拘束度、板厚和应力集中	59
(4) 合金成分、冷却时间和组织	62
(5) 焊接位置和低强焊条	71
(6) 多层焊	71
4.4 根部裂纹的宏观理论	72
(1) 临界残留扩散氢含量	72
(2) 氢致裂纹的断裂韧性	74
(3) 裂纹形成的力学条件	76
4.5 角接焊的根部裂纹	78
(1) 临界预热温度	78
(2) 踵部裂纹	78
(3) 角焊接头的应力集中	81
4.6 防止根部裂纹的措施	81
(1) 各种因素的相互关系	81
(2) 预热防止裂纹	82
(3) 紧急后热防止裂纹	84
(4) 防止根部裂纹的其它方法	87
5. 层状撕裂	89
5.1 层状撕裂的形态和试验方法	89
(1) 层状撕裂的形态	89
(2) 层状撕裂的试验方法	92
5.2 层状撕裂的各种影响因素	94
(1) 拘束应力和应变	94
(2) 含氢量	94

(3) 预热温度	96
(4) 母材材质	96
5.3 层状撕裂的防止措施	98
(1) 母材材质	98
(2) 减少 Z 向拘束	98
(3) 焊接工艺措施	98
6. 焊缝金属的低温裂纹	100
6.1 微观裂纹	100
(1) 低碳钢焊缝金属的微观裂纹	100
(2) 多层焊焊缝金属的微观裂纹	101
6.2 多层焊焊缝金属的宏观裂纹	105
7. 多层焊的低温裂纹	109
7.1 缝边裂纹 (焊趾裂纹)	109
(1) HT50 厚板多层焊的缝边裂纹	109
(2) HT80 厚板多层焊的缝边裂纹	110
7.2 变形裂纹	114
(1) 由变形引起的缝边裂纹	114
(2) 由变形引起的根部裂纹	116
(3) 多层焊热影响区的微观裂纹	118
7.3 超厚板焊接时的低温裂纹	119
(1) 板厚与预热温度	119
(2) 防止超厚板焊接裂纹的措施	122
8. 钢的焊接裂纹的检查分析要点	124
参考文献	126

1. 钢的焊接裂纹的种类

对于钢在焊接过程中容易发生的裂纹, 除图 1 所示的以外, 还有消除应力退火(SR)裂纹。



- ① 热影响区 (HAZ) 根部裂纹 ② 层状裂纹 (层状撕裂) ③ 缝边裂纹
 ④ 焊缝金属的根部裂纹 ⑤ 变形裂纹 ⑥ 焊缝金属的微观裂纹 ⑦ 踵部裂纹
 ⑧ HAZ 的微观裂纹 ⑨ 焊道下裂纹

图 1 焊接过程中的各种裂纹

焊接裂纹是损害焊接结构安全性的最危险的缺陷。用无损探伤方法检查出来的裂纹, 直到现在 (1975年) 对于重要接头一般还是不容许的。

高强钢的焊接裂纹可作如下分类: (a) 根据产生的位置分焊缝金属裂纹和母材裂纹; (b) 根据产生的温度分高温裂纹和低温裂纹; (c) 根据裂纹的尺寸分宏观裂纹和微观裂纹; (d) 根据相对于焊道的方向分纵向裂纹和横向裂纹; (e) 根据产生的形态分根部裂纹、缝边裂纹、踵部裂纹、焊道下裂纹、层状撕裂、火口裂纹、微观发裂以及 (f) 根据裂纹产生原因分再热裂纹、变形裂纹等。

2. 焊道下裂纹和缝道裂纹

2.1 裂纹的形态和试验方法

焊道下裂纹 (underbead crack) 是高强钢在线能量较小的电弧焊热影响区内, 容易产生的微小裂纹, 大多数不显现在表面。如图 2 所示^[1], 在 Cr—Mo 系强韧钢板上用氢含量高的焊条 (钛型) 焊接的焊道断面上, 产生了缝边裂纹 (A, 从缝边起裂) 和焊道下裂纹 (B)。根据实验, 前者焊后几分钟内产生, 后者 (焊道下裂纹) 焊后几十分钟或几小时后产生。

图 3 作为另一个例子, 表示了 Mn—Si 系 HT50 钢 (50kg/mm^2 级高强钢), 板厚 25mm , 用氢含量高的高纤维素焊条焊接的焊道横断面^[1]。图的上半部分表示出焊缝金属的柱状组织, 焊道下裂纹发生在距熔合线 $0.1\sim 0.2\text{mm}$ 远粗晶区的马氏体组织部位。裂纹虽然主要穿过晶内或者穿过晶界, 但不是一条连续的裂纹, 是一条条的微观裂纹的集合。

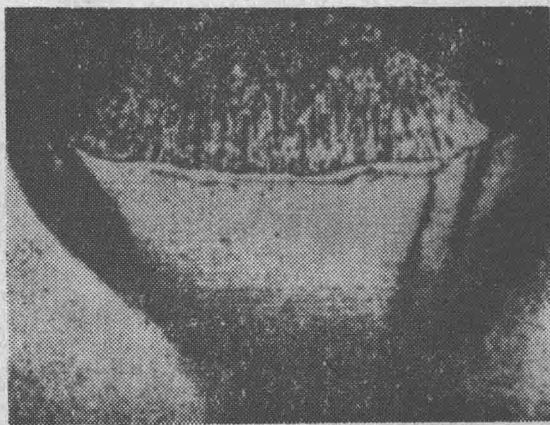


图 2 板厚 3.2mm 的 SAE4130 钢板 (C 0.30%, Cr 1.0%, Mo 0.20%) 的焊道断面内的缝边裂纹 (A) 和焊道下裂纹 (B) (E6013 钛型焊条) (Voldrich) ^[1]



图 3 HT50 钢板 (C 0.17%, Mn 1.17%) 的焊道下裂纹 ($50\times 8/15$) (Voldrich) ^[1]

对高强钢特别是防弹钢的焊接区的焊道下裂纹,进行过详细研究的美国巴特勒(Battelle)纪念研究所曾经采用了图4所示的焊道下裂纹试件^[1,2]。用高纤维素型(氢含量高)的细直径焊条(直径3.2mm)、小线能量(100A, 25V, 25 cm/min)进行短道焊,放置一天以后,在焊道中央纵断面上测得裂纹长度,算出裂纹长度和焊道全长的比值作为裂纹率。试验方法的详细情况从略,但裂纹率的精确度,五个试件时的平均值误差约为20%,十个试件时的平均值误差为5~10%^[2]。

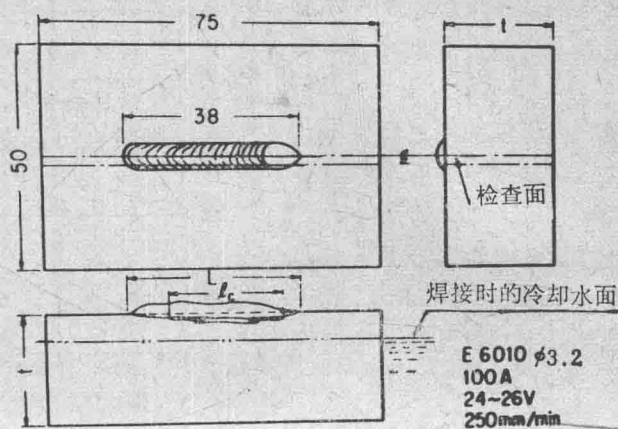


图4 巴特勒型焊道下裂纹试件 (Voldrich)^[1] (Stout, doty)^[2]

根据巴特勒研究所的多年研究,焊接区的含氢量越多,同时马氏体组织量越多,越容易产生焊道下裂纹^[1]。巴特勒型焊道下裂纹试验由于拘束度小,存在裂纹敏感性低的缺点,所以采用含氢量多的高纤维素型焊条和小线能量急冷方式,使产生裂纹的可能性增加。这种试验方法对于相对比较钢材的抗裂性能是方便的,但和实际施工条件相差较远。对应于实际施工条件,后面谈到的斜Y形拘束裂纹试验其敏感性要好得多。

2.2 巴特勒研究所的焊道下裂纹理论

低合金钢板产生焊道下裂纹的情况因焊条的药皮类型不同而有显著的差别,这和电弧气氛中的氢含量有密切关系,这一点已为巴特勒研究所的马利特和里佩尔(Mallet, Rieppel)^[3]所指出。他们使用的是不产生氢气也不产生水蒸气的薄药皮空心焊芯焊条,通过焊芯的空心孔,向电弧气氛中提供二氧化碳、一氧化碳和氢气的混合气体,对C—Mn钢(HT50, 50kg/mm²级高强钢)进行了焊道下裂纹试验,试验结果如图5所示,裂纹率随氢含量正比例增加。

此外,高纤维素型焊条的电弧气氛中氢的含量约为40~50%(体积),低氢型焊条则为2~10%。图5表明使用低氢型焊条对防止产生焊道下裂纹是极为有利的。

马利特和里佩尔的实验进一步指出,对于Mn—Mo系防弹钢,采用低氢型焊条焊接,对不产生焊道下裂纹的试件,焊后在室温下渗加电解氢,则产生了焊道下裂纹和缝边裂纹。

在这些研究的基础上，巴特尔研究所关于低合金钢的焊道下裂纹，提出了下列理论，今天仍然得到广泛的承认^[3,4]。即：

(a) 采用容易产生氢气的焊条进行焊接，则焊缝金属大量吸收氢气，伴随着冷却过程，氢向热影响区扩散，使热影响区的氢含量增加，达到过饱和状态；

(b) 即使是低碳钢，在用小线能量焊接时，热影响区在室温下也会产生马氏体组织；

(c) 马氏体组织由于氢的作用而脆化，又由于收缩应力和组织转变应力而产生微小裂纹。

焊道下裂纹是焊后几分钟乃至几天后产生的所谓延迟裂纹 (delayed failure) 的一种。焊接完了之后到产生裂纹的时间叫潜伏期 (incubation period)。根据氢假说，认为这个潜伏期是氢由焊缝金属向热影响区的淬硬区扩散达到临界值的时间。

根据小林等^[5]关于 HT70、HT80 以及 Ni—Cr—Mo 钢焊道下裂纹和缝边裂纹的产生温度与潜伏期的研究，用钨钛矿型焊条焊

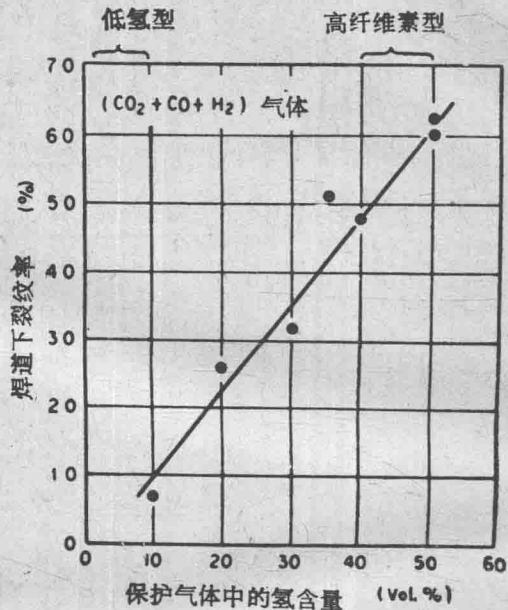


图 5 电弧气氛中的氢含量与焊道下裂纹的关系 (Mallet, Rieppel)^[3]

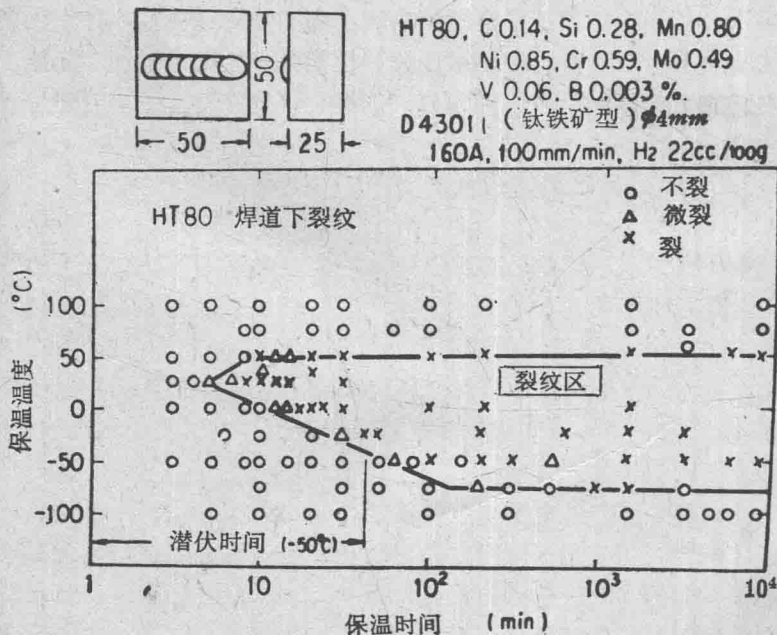
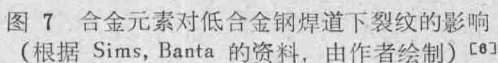


图 6 HT80 钢焊道下裂纹的产生温度和潜伏时间 (小林、青岛)^[5]

此外, HT80 钢没有产生缝边裂纹, 但是 Ni—Cr 钢 (C 0.35%, Ni 2.71%, Cr 0.74%) 在 0~75°C 温度范围内, 潜伏期为 10~90 分钟时产生了缝边裂纹。然而对淬硬性强的 Ni—Cr—Mo 钢 (C 0.50%, Ni 1.72%, Cr 0.76%, Mo 0.19%), 在 50~100°C 温度区间, 焊后不到 1 分钟即产生了缝边裂纹。这就表明, 在热影响区的马氏体组织非常脆的情况下, 仅仅由于冷却过程的收缩应力 (即使没有氢的帮助), 就能产生缝边裂纹。

关于低合金钢的合金元素对焊道下裂纹的影响,作者将巴特尔研究所的西姆斯和班塔(Sims, Banta)^[6]的实验结果加以概括示于图7。



影响。Ti 在 0.02% 以内没有影响，超过 0.02% 变得有害。对于 Al，只在 Sol Al（酸可溶 Al 的含量）在 0.03~0.06% 范围内可使裂纹增加。

作者将以上结果整理成碳当量的形式，有：

$$C_{eq}(\text{焊道下裂纹}) = C + \frac{1}{6}Mn + \frac{1}{24}Si + \frac{1}{29}Mo + \frac{1}{14}V + O \times Cr \tag{1}$$

（这里 $C \approx 0.21\%$ ）

这是 WES（日本焊接协会） C_{eq} 的最早形式，是作者等首先采用的。但是式（1）是在 $C = 0.21\%$ 的 C—Mn—Ti 钢的基础上求得的，而对 $C = 0.13 \sim 0.17\%$ 的低碳 C—Mn 钢，单独加入 $V = 0 \sim 0.4\%$ 或 $Mo = 0.1 \sim 0.8\%$ 也不产生焊道下裂纹^[8]。即式（1）中的 Mo 和 V 的系数为零，可以得到：

$$C_{eq} = C + \frac{1}{6}Mn + \frac{1}{24}Si + O \times (Cr + V + Mo) \tag{1}'$$

（这里 $C = 0.13 \sim 0.17\%$ ）

这样，碳当量公式的系数就应当随钢中含碳量的变化而变化。

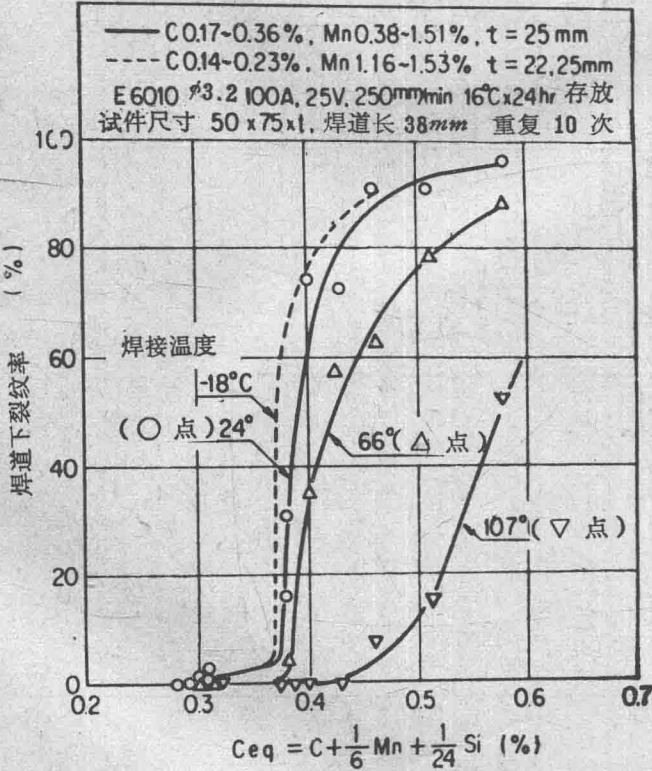


图 8 碳当量和预热温度对 C—Mn 钢焊道下裂纹的影响
（高纤维素型焊条，板厚 22—25mm）（根据 Voldrich,^[1] Williams 等^[7] 的资料由作者绘制）

对于板厚 25mm 的各种化学成分的 C—Mn 钢（ $C = 0.17 \sim 0.36\%$ ， $Mn = 0.38 \sim$

1.51%) 巴特爾研究所^[1,7]在室溫 (24°C)、66°C 和 107°C 下進行了焊道下裂紋試驗，其結果如圖 8 中圓點 (○) 所示，當碳當量超過某一臨界值時，即產生裂紋（原論文是以 $C + \frac{1}{8}Mn$, $C + \frac{1}{4}Mn + \frac{1}{4}Si$ 作為碳當量的，這裡作者是根據 $C + \frac{1}{8}Mn + \frac{81}{24}Si$ 重新作圖的）。圖中對 -18°C 也補充了其他數據。而板厚 22~25mm 的 C—Mn 鋼，用高纖維素型焊條並採用類似點固焊的小線能量，產生焊道下裂紋的臨界碳當量，如下列數值所示，隨予熱溫度升高而明顯地增大。

予熱溫度 (°C)	- 18	24	66	107
$C_{eq}(\%) = C + \frac{1}{6}Mn + \frac{1}{24}Si$	0.37	0.38	0.39	0.46

這就是說，即使合金元素含量多，由於予熱（特別是 100°C 附近）而可使裂紋難以產生。這一點正如後面將要談到的，其主要原因是由於予熱使焊道內的擴散氫含量減小。

2.4 其他因素的影響

關於氫和予熱對焊道下裂紋的影響，上面已經談到，這裡介紹其他因素的影響：

- (a) 顯微組織及其焊前狀態
- (b) 熱影響區的最高硬度
- (c) 焊接線能量
- (d) 拘束應力

(1) 顯微組織及其焊前狀態

由於焊道下裂紋產生的部位是在焊接過程中被加熱到 1300°C 以上的熱影響區的粗晶粒區，實驗已經查明，HT50~HT100 級低合金鋼的焊前組織由於這樣的高溫加熱大體上都被消除了，所以對於裂紋幾乎沒有影響。但是，有人指出^[1]，對合金成分多的合金鋼，例如 Cr—Mo 系強韌鋼 SAE4130 (C 0.28~0.33%，Mn 0.40~0.60%，Si 0.20~0.35%，Cr 0.80~1.10%，Mo 0.15~0.25%)，其焊前組織將部分地殘留下來，焊前進行碳化物的球化處理（在稍低於 A_1 點長時間加熱）焊道下裂紋也不容易產生。

(2) 熱影響區的最高硬度

對板厚 25mm 的 C—Mn 鋼（軋制狀態，HT50）進行巴特爾型 -18°C 焊道下裂紋試驗，其結果示於圖 9^[1]。實驗結果指出，使用含氫量高的高纖維素型焊條 E6010，對於長度為 38mm 的短焊道，在其熱影響區的最高硬度

$$H_{\max} \geq 390 (H_V 30) \quad (2)$$

時產生裂紋，同時在這種焊接工藝條件下（板厚 25mm，-18°C，小線能量，短焊道，含氫量高），碳當量

$$C_{eq} \geq 0.37\% \quad (2)'$$

时产生焊道下裂纹。

如果增加焊接线能量，使热影响区的冷却速度降低，最高硬度减小，则可以防止焊道下裂纹。此外，同时进行预热可使最高硬度减小一些，且在 $100\sim 300^{\circ}\text{C}$ 附近的冷却时间增长，能显著地促进氢的逸出，所以这也是裂纹减少的原因。

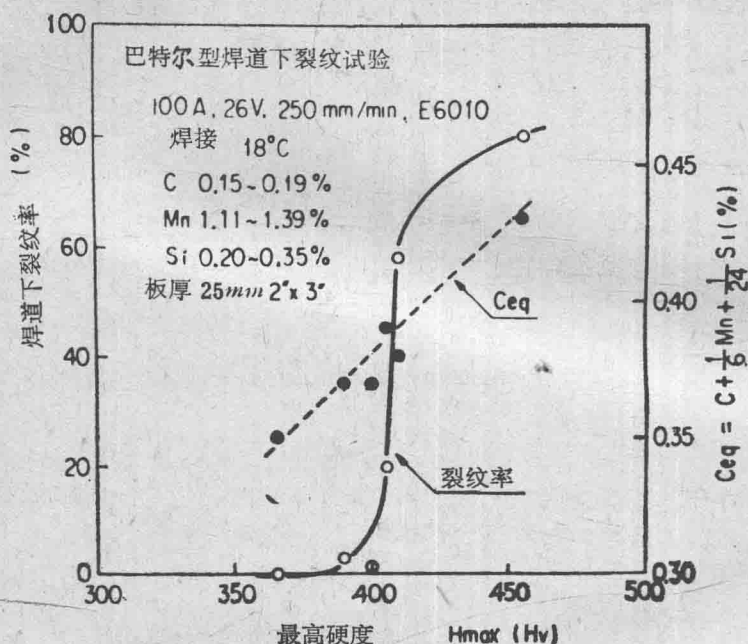


图 9 板厚 25mm 的 C—Mn 钢 (HT50) 焊道下裂纹与碳当量和热影响区最高硬度的关系 (高纤维素焊条, -18°C) (根据 Voldrich^[1] 的资料)

(3) 拘束应力

在平板堆焊时，作用于热影响区的应力除组织转变引起的微观应力外，只有收缩引起的宏观应力，作为拘束应力是比较小的。小林、泷本的研究指出^[8]，这时对试板沿板面外加拉伸应力，则焊道下裂纹增加，外加压缩应力，则焊道下裂纹减少。因而在对接或者角接焊时，存在由外部作用拉伸或弯曲应力时，比平板堆焊焊道的情况，必定更容易产生焊道下裂纹。

2.5 焊道下裂纹的防止措施

根据上述焊道下裂纹的各种现象，其防止措施如下：

(a) 减少热影响区的氢：

使用低氢型焊条

使用奥氏体类焊条

采用氢少的焊接方法 (例如： CO_2 焊、MIG 焊、TIG 焊等)

采用预热或紧急后热

增大焊接线能量

烘干接头坡口 (减少潮气)

(b) 减少马氏体组织:

减小碳当量特别是碳含量

减慢冷却速度 (预热、增大线能量)

采用紧急后热

(c) 减小拘束

(实际上不易实现)

业已指出, 如果热影响区氢的浓度很低, 就不产生焊道下裂纹。如果使用充分烘干过的低氢焊条, 焊道下裂纹能够防止或者减少。尽管如此, 当产生裂纹的时候, 还可以提高预热温度, 或者增加焊接线能量。对于难于提高预热温度的复杂结构, 将各焊道在焊后几分钟内 (焊道下裂纹产生之前) 立即进行紧急后热 (immediate postheating) 是有效果的。因为这样能够促进焊道区的氢气逸出, 而且能使热影响区的马氏体回火软化。关于紧急后热的效果, 根据美国的弗拉尼根和塔克 (Flanigan, Tucker) 的实验^[8], 对板厚 19mm 的试验用钢板 (ASTM A441, C—Mn—V 系, HT50) 采用高纤维素型焊条不予热焊接, 防止焊道下裂纹必需的后热温度和最短保温时间如下:

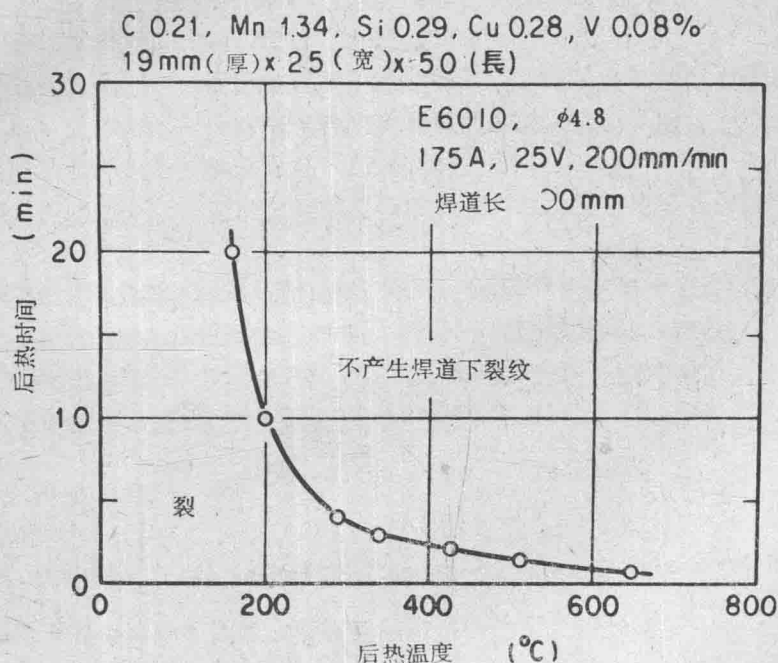


图 10 厚度 19mm 的 HT50 钢板 (ASTM A441) 防止焊道下裂纹必需的后热温度和时间的关系 (高纤维素型焊条) (根据 Flanigan, Tucker^[8]资料绘制)

后热温度 (°C)	160	200	300	400	500
保温时间 (min)	20	10	4	2.5	1.5

这种试验钢材，在不予热的条件下，焊后大约 10 分钟左右产生焊道下裂纹。

此外，这些数据适用于厚度为几毫米的堆焊焊道，这种情况氢容易从其中逸出到空气中去，而对于多层焊则不适用。在多层焊的情况下，加热时间必须与焊缝金属厚度的平方成正比，保温时间需要上述的几倍乃至十几倍。关于这一点后面将要谈到（参看 4.6(3)）。

再有，低合金钢和合金钢，如果采用奥氏体类 Cr—Ni 不锈钢焊条焊接，即使不予热也不产生焊道下裂纹。其原因可以认为是：这种奥氏体类焊条是低氢型的，并且焊缝金属即使在室温下氢的溶解度也很大，所以向热影响区扩散的氢极少，以及焊缝金属比母材塑性好，所以热影响区受到的收缩应变和应力可以减小。

3. 焊接区的氢

关于焊接区氢的行为及其恶劣影响，将在第 6 章焊缝金属的低温裂纹中简要叙述*。这里介绍有关氢对钢的低温裂纹影响的基本问题。

3.1 氢的扩散

(1) 扩散氢含量

在一个大气压下，纯铁中氢的平衡溶解度，在 400℃ 时约 0.3cc/100g，在室温时约 0.0005cc/100g，其量甚微。可是钢的焊接区的氢含量在室温下为几到几十 cc/100g，数量很大。所以可以认为，过剩的氢以过饱和的原子氢和集积在晶内缺陷与晶界的分子氢两种状态存在。根据实验，前者（原子氢）即使在室温下也不断在钢中扩散，从钢的表面逸出，后者（分子氢）大部分就地残留下来，若将其加热到 200℃ 以上的高温时，则重新分解成原子氢，而从表面逸出。为了在短时间内测定出钢中的总氢量，可在真空中或载气中加热到 650~800℃ 高温萃取。同时为了在室温下测定扩散氢含量，可采用 JIS Z3113 法（甘油法）或 IIW 法（水银法）。

涂药焊条的扩散氢含量规定如表 1，越是高强钢其值规定得越低。虽然这个规定是针对直径 4mm 的焊条的，但对同一种药皮类型的焊条，直径不同，其结果几乎没有差别。当前实际所用焊条的扩散氢含量，在规定的温度（350~400℃）下烘干后，大约为表 1 中的规定值的二分之一左右。然而焊条吸潮后，氢含量是要显著增加的，关于这一点将在 3.3 节中谈到。

涂药焊条的扩散氢含量，如后面的图 28 所示，随焊接时室内湿度（确切地说是空气中的水蒸气分压）增高而增多。所以产品样本中给出的是某种焊条制造中，在标准大气（温度 20℃，相对湿度 65%，水蒸气分压 10.52mm 汞柱）条件下的测定值。例如 A 公司使用了下面的实验公式。

$$H_s = H_i - 0.063 (P_{iH_2O} - 11.4)$$

H_s : 标准大气（20℃，65%）下的氢含量测定值（ml/100g）

P_{iH_2O} : 焊接时大气中的水蒸气分压（mmHg）

因而在大湿度下焊接时的扩散氢含量比产品目录中的给定值要高 2~3ml/100g，这一点是应该注意的

* 原文为第 7 章，应为第 6 章 ——译者注