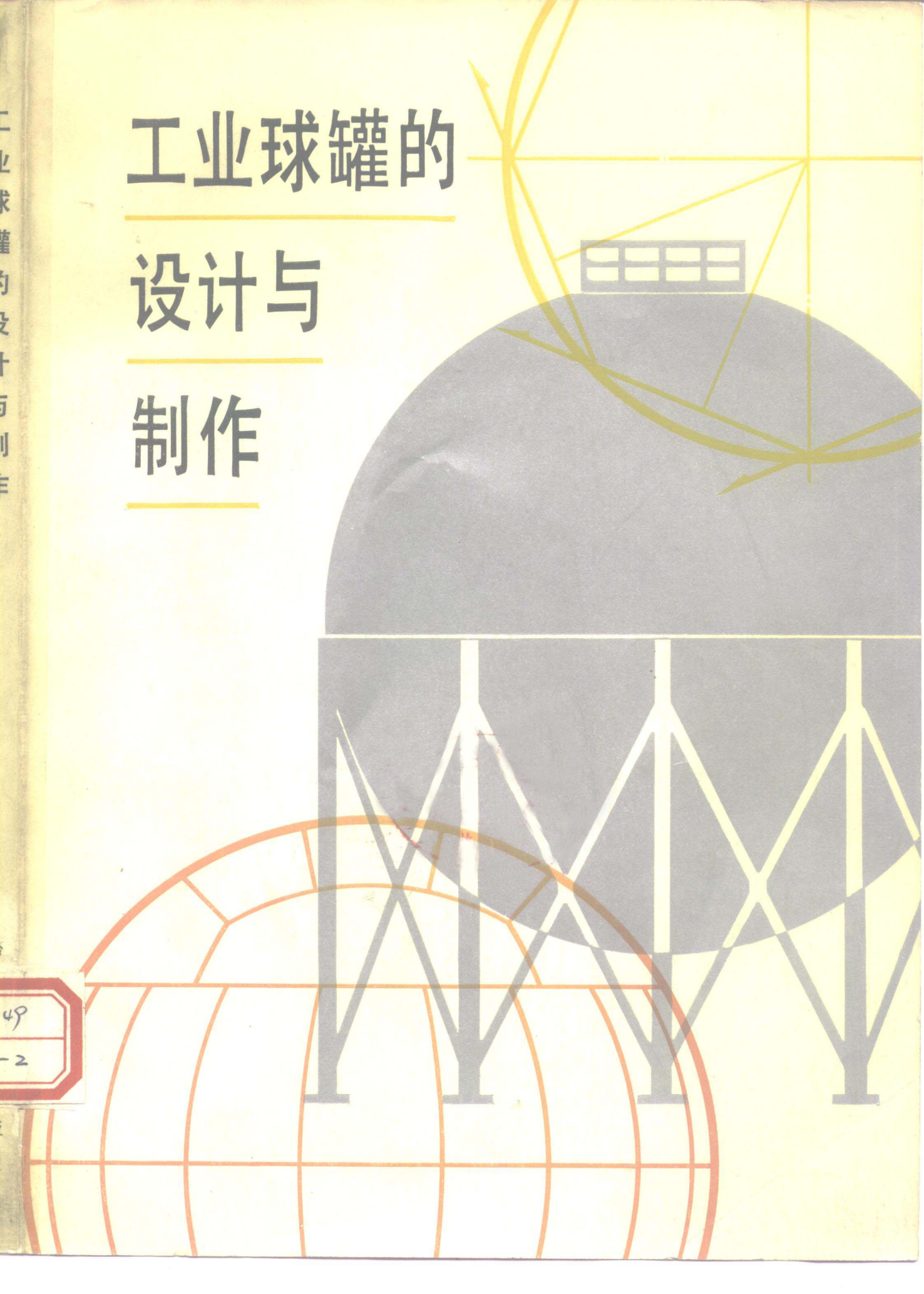


工业球罐的 设计与 制作

49

-2



工业球罐的设计与制作

《冶金建筑》编辑部 主编

冶金工业出版社

本书主要介绍国内外工业球罐建设中的技术现状及其发展动向,包括球罐的设计、材质、制作和安装,球罐的应力消除,球罐的探伤以及断裂力学和声发射、X射线衍射技术在球罐建设上的应用。

本书适用于从事工业球罐建设的工程技术、经济管理、科学研究人员和技术工人阅读,对教学工作也有一定的参考价值。

2968/22

工业球罐的设计与制作

《冶金建筑》编辑部 主编

*

冶金工业出版社出版

(北京灯市口74号)

新华书店北京发行所发行

冶金工业出版社印刷厂印刷

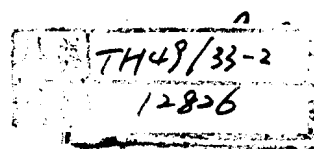
*

787×1092 1/16 印张 18 1/4 字数 438 千字

1981年5月第一版 1981年5月第一次印刷

印数 00,001~3,500 册

统一书号: 15062·3632 定价 1.95 元



序 言

压力容器做成球形结构（球罐），在理论上有两个明显的优点：第一，在相同的内压力作用下，直径和板厚相同的球瓣膜应力仅为圆柱形容器周向膜应力的一半；第二，在板材面积相同的条件下，球罐的容积大于一般圆柱形容器。所以，钢铁、化工等生产部门所用承受压力的储罐做成球罐形式，能够节约大量钢材。

但是，同一般圆柱形容器相比，球罐在制作上有许多困难之处：第一，下料工序比较复杂；第二，从冲压到拼装，尺寸要求严格；第三，由于焊缝冷却收缩而造成的球体几何变形无法采用滚圆法纠正；第四，由于较大的坡口间隙和器壁的较强约束，导致了较大的残余应力。因而会使器壁不断地出现裂纹，影响容器的安全使用。此外，球瓣拼装成球体时，还需要采用对中技术，使施焊后的各球瓣的曲率中心尽可能与球的中心点吻合。焊缝也要求尽可能地狭小，以便降低残余应力。

目前，国外已采用了能够减小焊缝宽度、降低残余应力、改善焊缝冶金组织的窄间隙焊接、电子束焊接和激光焊接等焊接新技术以及能消除残余应力的高速气体喷嘴的球罐整体退火技术。这些新技术可以用于重要球罐的建设上。

近几年来，我国在自行设计、制造的以及大型乙烯及合成氨等成套设备中引进的一些球罐建设中，从设计到制造，理论到实践等各方面积累了不少的经验 和 体会。《冶金建筑》编辑部组织二十多个单位将这些经验和体会汇集起来，编写了这本《工业球罐的设计与制作》。这无疑是一项有价值的工作。它必将起到交流切磋的作用，也一定会受到各方面 的注意。

浙江大学 王仁东

前 言

球罐由于具有技术先进、经济合理、使用安全等特点，近半个世纪以来，已广泛用于国内外的冶金、石油、化工、造船、煤气、深海勘探、宇航和原子能等各种工业领域。

七十年代中期，我国从国外引进了三十余台各种工业球罐，其中已投入使用的最大球罐为 8250 米³ 的液氨球罐。随着国外先进球罐技术的引进，我国工业球罐的建设面貌有了较大的改变。

为了系统地总结国内外工业球罐的建设经验，我们组织了二十三个单位的有关人员撰写了这本《工业球罐的设计与制作》。

本书对各种工业球罐的选材、设计、计算、制造、组装、焊接、检验、使用和劳动保护等各方面进行了比较全面的论述。着重介绍了以下几个课题：

1. 国内球罐建造技术的若干重大突破。如学习和开发了英国考伯公司的专利，掌握了球罐整体热处理技术，填补了国内球罐热处理技术的空白；参照国外经验试制成功了球瓣坡口可焊性防锈涂料；随着球瓣的冷压成型逐步代替热压成型，国内有不少球罐压片厂完成了冷压成型技术的改造；

2. 在总结引进球罐先进技术的基础上所提出的先进合理的球罐设计；

3. 综合分析国内外球罐用钢的使用经验，立足于国内矿产资源，对影响国内球罐高速发展的球罐用钢问题提出了方向性建议；

4. 各种学科在球罐技术上的应用。如角变形分析、断裂力学、声发射监控技术和X射线衍射技术等球罐工程中的应用；

5. 总结和研究先进的施工管理方法，提出了球罐标准化设计、专业化施工、规格化组装等的实践经验；

6. 全面介绍了目前国外工业球罐建设技术的现状、水平和动向；

7. 报导了球瓣热压成型、超载法消除残余应力、焊工劳动保护和钢板、焊缝探伤等方面的经验。

国内球罐技术界打破部门界限，共同研究球罐技术领域的现状、成就和问题，导致本书的出版。在此，谨对作者、冶金工业出版社和有关单位的支持和关怀表示谢意。

《冶金建筑》编辑部

一九七九年十二月

目 录

第一部分 概论	1
用国产高强度低合金钢制造高压储气球罐的技术进展.....	1
球罐建设中的若干问题.....	15
引进球罐概况.....	20
国外球罐的发展动向.....	24
国外核动力工业用球罐的若干问题.....	34
国外球罐制造技术进展.....	47
第二部分 设计	60
钢铁厂储气球罐的标准化设计.....	60
球罐的结构设计.....	71
球罐的强度计算.....	81
引进法国球罐的设计特点.....	90
第三部分 材料	105
15MnVN 钢及其在球罐工程中的应用.....	105
14MnMoNbB 钢及其在球罐工程中的应用.....	115
第四部分 制作	124
球罐的热压成型.....	124
球罐的冷压成型.....	132
第五部分 组装和施工	141
球罐的精下料和组装——球瓣空间划规法立体放样切割工艺.....	141
引进法国 8250 米 ³ 液氨球罐建设中的若干问题.....	146
引进法国 8250 米 ³ 液氨球罐的组装.....	154
球罐的环带式吊装施工.....	163
球罐的组装和施工.....	170
球罐施工方法系列化和安装队伍专业化的一些做法.....	179
第六部分 角变形分析和断裂力学的工程应用	185
球罐角变形分析.....	185
断裂力学在球罐工程设计中的应用.....	196
球罐焊接工程中的断裂质量控制.....	209
第七部分 残余应力的处理	219
应用超载技术消除球罐焊接残余应力的若干问题.....	219
高效烧嘴内部燃烧法在球罐整体热处理中的应用.....	228
红外线板式加热器在球罐焊缝热处理中的应用.....	237

第八部分 声发射和X射线衍射技术的应用	245
声发射监控技术在球罐工程中的应用.....	245
X射线衍射技术在球罐工程焊缝残余应力测定中的应用.....	253
第九部分 钢板和焊缝的探伤	261
球罐用钢板的超声波探伤中的几个问题.....	261
球罐焊缝的超声波探伤.....	267
引进日本储氢球罐焊缝的探伤.....	272
球罐焊缝的磁粉探伤.....	278
第十部分 劳动保护和可焊性涂料	282
球罐施工中的防尘、防噪音和降温措施.....	282
球罐焊缝坡口的可焊性防锈涂料.....	283

第一部分 概 论

用国产高强度低合金钢制造高压储气球罐 的技术进展

冶金工业部建筑研究总院 曾 乐

一九七七年冶金工业部召开的第二届球罐建设会议，总结了一九七三年以来在应用国产高强度低合金钢制造全焊接球罐方面的经验(包括钢种、结构设计、焊接技术、无损探伤等)：

1. 无论采用16Mn、16MnR、15MnV、15MnVR、15MnVN或15MnVNR钢，凡是热轧状态下交货的钢板，为确保球罐材料在使用中有足够的塑性储备，以利于在外力作用下焊接残余应力的重新均匀分布，并确能防止由于焊接内应力造成结构的自发性脆性破坏，一律采用加热到正火温度下的热成型法。只有在正火状态下交货的低合金钢，才可以考虑采用冷压成型；

2. 凡热压成型制造的球瓣，在焊成球罐之后，可以允许采用工艺简单的超载水压工艺来消除焊接残余应力的峰值；

3. 球瓣成型的尺寸精度，是确保整个球罐组装质量及加快组装速度的关键环节。对接接头的错口和角变形，是形成应力峰值的主要原因；

4. 严格控制15MnVN钢的含碳量，是确保球瓣有足够的抗脆裂能力的重要环节。一般含碳量以取中限及中限以下为佳；

5. 在球罐的壁厚设计计算中，通过几年来的工程实践证明，用屈服安全系数(n_s)代替强度安全系数(n_b)，不但是合理的，而且也是可行的。改用 n_s 值控制，才能为今后发展

$\frac{\sigma_s}{\sigma_b} \geq 0.8$ 的超高强度钢，充分发挥其强度潜力创造条件；

6. 无论今后球罐设计如何向大型化、高参数方向发展，提高钢材的 σ_s 值，从而使球罐的设计壁厚严格地控制在36毫米以下，是确保球罐安全运转的基本条件之一。因为焊缝中存在的三维残余应力往往是造成焊接结构发生脆断的主要原因之一；

7. 在目前钢的纯洁度条件下，硫化夹杂物对钢材沿板厚方向受力的机械性能影响极大。因此，在球罐的结构设计及接管设计上，应该尽可能地减少或消除板厚方向的外加应力。如采用锻造或热轧人孔、接管整体凸缘补强结构、带人孔和接管的上下极板、带支柱的赤道板进炉热处理等；

8. 通过对大量球瓣的超声波检验及机械性能与焊接试验证明，对原来颁布的球瓣的超声波探伤判废标准应予以修订；

9. 空间划规法球瓣立体放样切割和在转胎上采用埋弧自动焊接($\phi 9200$ 毫米以下)，

是两种值得推广的好工艺；

10. 降低焊缝中的含碳量，再添加Mo、Ti、Ni等微量元素的碳-锰型合金焊缝，是提高电渣焊(管状焊条丝极电渣焊)低温冲击值的有效措施(包括焊态及消除应力热处理状态)，可以用在16Mn钢制造的球罐焊接中。焊缝的含碳量必须限制在0.11%以下。这为不采用转胎而采用工地自动焊接提供了新的工艺手段。

本文除概括介绍上述十个方面的经验外，重点阐述从历史的发展来展望加速采用强度级别更高的国产低合金钢的前景，并提出应加强焊接冶金学、焊接接头的断裂韧性、新的工地自动焊接工艺、焊接质量的检验等方面的科学研究工作。尽管影响球罐质量的因素是多方面的，但钢种的选择仍是主要环节。因此，本文的重点仍将偏重于钢的焊接性能的讨论。只有对钢材的冶金特点及强度、韧性、塑性等机械性能的综合考虑、全面分析，才能充分发挥高强度钢的潜力，在保证生产使用安全的前提下，进一步大幅度地节约钢材并缩短施工工期。

一、发展可焊普通低碳结构钢和低合金钢的历史经验

1. 西欧、美国的经验和教训 西欧和美国，于三十年代开始了从铆接结构向焊接结构的转变。1938年比利时的赫泽特全焊钢桥的突然脆断倒塌^[1]，1943年美国发生的第一次自由型油轮断裂成两段的惊人事故^[2]，还有德国吕德斯道夫公路桥、柏林奥渥桥的脆断等等，不但没有阻止由铆接向焊接的转化，反而促进了焊接冶金学、焊接结构设计(特别是节点构造)、焊接结构的断裂韧性研究的发展。同时也开始认识到焊接用钢的特殊性，促使冶金学家与焊接技术研究人员通力合作改进钢的冶炼、轧制及热处理工艺。在这期间，焊接用结构钢的研制，多集中于低碳普通结构钢。对这类钢焊接适应性的研究以及通过大量的工程实践证明，钢中的碳、硫、磷、氮这四种元素是不利于钢材的可焊性及焊接适应性的。因此，应当加以比较严格的限制。西欧的经验证明，空气底吹碱性转炉钢不适用于重要的承重全焊接钢结构，其硫、磷、氮皆不易控制在要求限制的范围内。至于碳的含量，对转炉钢来说还不是主要矛盾。而在美国，由于87%的结构钢是用平炉冶炼的，其氮的含量不是主要矛盾，而碳的含量却比转炉钢高，应加以限制。不论西欧或美国，均认为，对重要的焊接结构用钢不宜采用沸腾钢。其原因是沸腾钢脱氧差，钢材偏析严重。另外，影响焊接接头脆断的冶金因素还表现在钢材的冲击韧性上。美国从大量船舶产生破坏和裂纹的分析中证明，凡在2.07公斤·米的冲击功(却贝·V试件)作用下钢材脆性转化温度超过60°F(或18.9°C)时，不适宜用于船舶上。而西欧认为，用DVM圆缺口冲击韧性的焊接试件，不得低于3公斤·米/厘米²(相应于时效以后的母材最低冲击韧性数值)。后来西欧统一用国际标准(ISO)尖缺口冲击韧性试件的单位面积吸收能量35焦耳/厘米²，作为衡量脆性转变的温度。

当板厚超过36毫米时，为确保其强度指标，应提高钢中的含碳量。但这一作法导致母材的冲击韧性数值下降到低于重要焊接结构用钢的要求标准。为此，美国的ABS(美国航运局)在1948年规定，C级钢(镇静钢)必须用正火处理，以确保厚度大于36毫米钢材的冲击韧性数值不低于重要焊接结构用钢的要求指标。这项规定，通过八年的实践考验，于1956年获得了普遍的确认。此后，在工程上使用C级钢，未再出现过重大质量事故。1956年，对B级钢又规定了其Mn/C比值应大于2.5，以提高钢的韧性。

2. 苏联的作法 苏联在四十至五十年代，在选择焊接性能有保证的低碳结构用钢方

面,吸取了美国的经验。因为当时苏联80%以上的结构钢也是用平炉冶炼的,但在限制钢中的含碳量方面,比美国还要严一些。这主要考虑两个原因:一是苏联钢结构的环境温度普遍较低,应保证热轧状态下交货的钢材也具有相当的韧性;二是防止焊缝的含碳量超过0.15%。因为在采用高锰矿石作为手工焊条涂层的主要成分条件下,以及用高锰高硅型的自动埋弧焊焊剂时,焊缝的含碳量只有小于0.15%才不会出现热裂纹。

3. 我国的经验和教训 我国在发展焊接结构用钢的初期,吸取了苏联碱性平炉冶炼结构钢的经验,也吸取了一些西欧空气侧吹转炉钢的经验。实践中,我们也有类似于美国的教训。如1953年在鞍钢三大工程改造时,为确保厚度为36毫米的热轧状态钢板(钢号A3)的 σ_s 值不低于2200公斤/厘米²,冶炼时曾经将钢中的含碳量提高到0.27%以上。以至于在冬季室外焊接施工中,在不预热的条件下,大量焊接结构(主要是大型全焊接钢柱)产生了脆断。这就是当时有名的“钢3事故”。由于当时钢板的正火设备跟不上,为确保钢材在热轧状态下的韧性,就必须严格限制钢中的含碳量。这对于当时废钢极少,而且矿石中又无其它共生矿物的鞍山铁矿来说,既要严格限制平炉钢中的含碳量在0.22%以下,又要保证厚度为36毫米板材的 σ_s 值不低于2200公斤/厘米²是相当困难的。这也是“处女钢”的一个共性问题。若钢中含有微量的铬、镍、铜等(如分别达到0.2~0.3%)时,就会使 σ_s 值在含碳量较低的条件下有保证。当时,一方面从成分上采取了措施,含碳量控制在0.22%左右;另一方面在焊接工艺上增加预热措施。在我国发展低碳焊接结构钢时,也遇到了苏联曾经出现过的焊缝热裂纹现象。当时仿照苏联,大量制造锰矿型渣系的手工焊条及高锰高硅埋弧焊焊剂。因此只要焊缝内的含碳量大于或等于0.15%,就会出现热裂纹。这个问题只能通过控制焊接电流的大小和焊缝金属的含碳量来加以解决。

在国产的可焊转炉钢方面,由于当时的空气侧吹转炉钢具有含氮量比空气底吹转炉钢低的优点,钢中含氮量小于0.008%的几率较高,一般硫、磷含量也比西欧的低。加上当时的转炉容量小,一般只生产10毫米以下的中、薄板及中等规格的型钢。在焊接残余应力方面,很少产生三维应力。这又是一个有利于保证焊接适应性的因素。所以,在空气侧吹转炉钢的焊接方面事故较少。

4. 西德的质量划分原则 到了六十年代初期,西德的K.克吕佩尔(Klöpfer)及G.比勒特(Bierett),全面总结了造成普通低碳结构钢焊接结构脆断的各种因素,归纳成以下两大因素^[3]:

(1) 材料因素(转变温度过高、时效敏感);

(2) 结构及应力水平因素(如由于三维受力状态而阻止了变形的产生,局部应力集中,加载速度高,由于节点结构设计的不合理和钢结构制造中产生的焊接缺陷、低温受力及应力水平过高等)。

他们创造性地分别提出了根据焊接结构的构造形式、加工工艺及应力状态来选择焊接用钢的不同质量级别,而且用数值来表示。这个焊接用钢的质量级别(即DIN17100),从冶炼方法、脱氧方法、机械性能及化学成分,对不同板厚的性能选择进行了细致的科学划分。通过十多年的实践,证明这种作法行之有效。

五十年代初,西德开始在工业上采用了平炉冶炼生产的St-52可焊高强度低合金钢(这种钢原来只用于铆接),在使用初期也出现了脆性断裂。通过大量的试验研究,他们找到两点经验:(1)必须加铝进行补充脱氧,以便在正火处理以后,钢材的结晶组织呈细晶粒

状；(2)严格控制钢中的含碳量。但其综合性能仍然反映在冲击韧性的数值上。

我国在发展St-52型低合金高强度可焊结构钢时，充分吸取了德国的经验。东德的W. 孔歇尔(Küntschner)教授在我国进行指导时，提供了宝贵的经验。在较短的时间内，发展了以16Mn为主的一系列低合金可焊高强度钢，使用中一直未遇到重大的问题。但在用15MnV钢制作承重的焊接结构中遇到过困难。当时，在生产正火交货的15MnTi钢方面已有比较成熟的经验。为了提高低合金高强度钢的产量，又要克服正火处理设备不足的困难，于是提出了15MnV钢。当时认为，这个钢种在某种程度上可以热轧状态交货而不必正火处理。可是，由于对钒的弥散沉淀强化机理尚未搞清楚，在轧制工艺上又缺乏相应的措施，以至于不少中、厚板的15MnV钢在热轧状态下交货以后，在冷矫直过程中就断裂；有的在焊接成钢柱后，在方形人孔处(焊接残余应力分布复杂)大量开裂。这些均说明了15MnV钢在当时的热轧工艺条件下的焊接性能不够理想。从母材的冲击韧性数值上，也表现极不稳定，有的低达1.5公斤·米/厘米²。但若将15MnV钢进行正火处理，那末冲击韧性数值就较为稳定，而且指标很高。但其强度指标，特别是 σ_s 值则大幅度地下降了7~8公斤/毫米²。从技术经济指标上来看，几乎失去了价值，还不如采用16Mn钢。但是为了不使正火状态下的 σ_s 值太低而将碳、锰的含量向上限靠近，这又会造成碳当量的不适当提高，影响到可焊性。通过对15MnV钢的热轧状态下的性能研究，近年来西德又取得了新的成就，采取了强化热轧工艺。但其厚度一般仍不超过30毫米。

5. 可焊结构钢的纯度概念 通过上面对从普通低碳钢到低合金钢的焊接性能研究及使用历史的回顾，归纳起来就是：在可焊普通低碳钢的发展过程中，碳、硫、磷、氮是主要方面；在可焊低合金钢的发展过程中，由于加入了微量合金元素，从而增大了钢的淬硬倾向。其中碳的含量仍然是一个关键。随着发展强度级别更高的低合金钢，氢脆问题将会成为一个更为明显而突出的矛盾。这与所属钢种在焊接加热及冷却过程中氢的溶解与析出的速度有密切关系。近年来通过对焊接接头的层状撕裂的深入研究，发现层状撕裂不仅与含硫量有关，而且与钢中的含氢量也有关。在对高强度钢可焊性方面的研究又表明，在钢的合金成分相同的条件下，钢的纯洁度在相当程度上影响到高强度结构钢的焊接适应性。所谓钢的纯洁度包含两个方面的含意，即杂质的含量和杂质的分布及形态。因此，随着采用强度级别愈来愈高的低合金结构钢，对于钢的纯洁度、杂质的分布及形态都要从冶炼工艺上及铸锭工艺上采取措施，使之有利于改善焊接结构的抗裂能力。大规模生产各种洁净钢，广泛采用连续铸锭，是在改进钢的可焊性的同时大幅度提高产量的有效措施。

二、更高强度级别的可焊低合金钢的选择

用 σ_s 值为45公斤/毫米²的15MnVN钢制造的设计压力为30公斤/厘米²、直径大于9200毫米的球罐，若仍将壁厚限制在34~36毫米这个范围内，显然是不可能的了。因此，就需要采用 σ_s 值为55~60公斤/毫米²的可焊高强度钢。

1. 国外三种新型高强度低合金钢 国外近几年来，在发展多种可焊性好的高强度低合金钢方面已取得了显著进展；在冶炼工艺、轧制工艺、微量合金元素强化机理的研究等方面都有了很大的突破；也研制出了各种热轧强化处理的热轧状态下交货的新钢种，具有足够的冲击韧性指标和抗脆断能力^[4]。然而，这类钢多属于板厚在30毫米以下的热轧板。这个厚度仍不太适用于冶金工业中的高压球罐。下面我们侧重介绍三种新型高强度低合金钢：

(1) 在简单的碳-锰合金系列基础上, 由正火状态改为调质状态, 即淬火后再回火的调质钢。例如, 将16Mn钢调质后, σ_s 值可由36公斤/毫米²提高到45公斤/毫米²左右, σ_b 值由50~52公斤/毫米²提高到60公斤/毫米²左右, 如日本的QT36;

(2) 碳含量在0.10%(甚至0.03%)以下、增加锰的含量并加入微量合金元素, 以正火状态交货的高强度低合金钢。这类钢具有良好的机械性能及可焊性。所加入的微量合金元素有铌、钒、钛、铈、镍、钼、铜等。由于降碳增锰, 加大了Mn/C的比值, 也大大降低了钢的临界转变温度(图1)^[4]。

国外发展这类正火状态的厚板高强度低合金钢的系列汇总于图2^[4]。

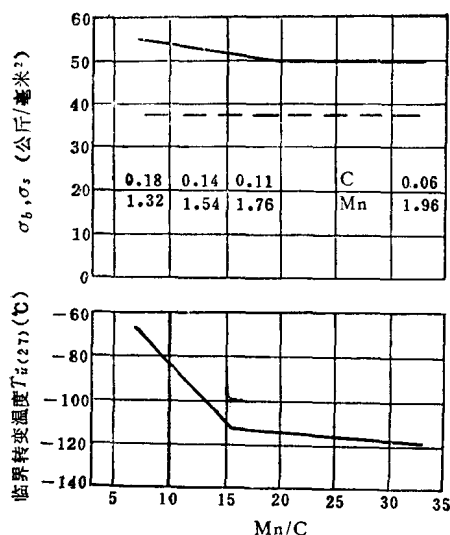


图1 艾索.V缺口的临界转变温度 $T_{u(27)}^*$ 及 σ_s 、 σ_b 与Mn/C的关系^[4]

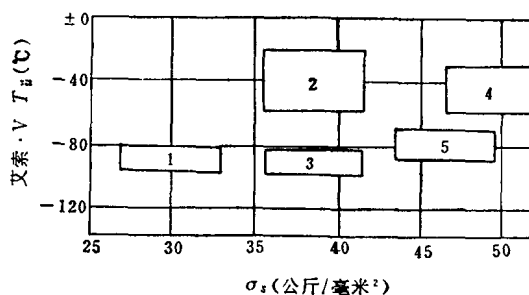


图2 普通低碳、低碳及超低碳高锰并含微量合金元素的正火状态厚板低合金钢系列汇总图^[4]

1—0.10C-Mn-Al; 2—0.20C-Mn-Al, 0.15C-Mn-Al-Nb; 3—0.10C-Mn-Al-Nb; 4—C-Mn-Ni-Ti, C-Mn-Ni-Ti-V, C-Mn-Ni-Cu-V-Nb; 5—0.03C-Mn-Mo-Nb

由图2可以看出, 降低含碳量以后, 在碳-锰钢的基础上, 加入微量合金元素, 可以在强度及韧性上都达到相当高的水平。如0.03C-Mn-Mo-Nb钢的临界转变温度可下降达-80°C, 同时强度指标 σ_s 保持在45~48公斤/毫米²。

(3) σ_s 值在60公斤/毫米²以上, 采用淬火再回火的非碳-锰系列的含复杂元素的低合金钢, 如美国焊接学会标准(AWS)、美国材料试验标准(ASTM)中的A-517或A-514号钢。A-514号钢中之一的化学成分是: C0.15%, Mn0.80%, Si0.25%, Ni0.85%, Cr0.50%, Mo0.50%, V0.05%, Cu0.32%, B0.004%。其 σ_s 值为70公斤/毫米², σ_b 值为80公斤/毫米², δ_5 为18.5%, σ_s/σ_b 为0.875。这种淬火回火钢(QT)在美国已成系列, 由

* $T_{u(27)}$ 为在27焦耳冲击功条件下的临界转变温度。

HY80、HY100、HY140发展到HY150、HY180、HY200(用于深水潜艇)。日本发展了相应的HT-80、HT-80Y、HT-80W、WEL-TEN80P、WEL-TEN80C及HT-100等淬火回火处理超高强度钢。但是,这类超高强度的可焊低合金钢在焊接适应性上要比前两类差些,在冶炼工艺、轧制工艺及热处理工艺上要求很高。在焊接施工中,从焊接材料、焊接工艺、加工、装配,直到焊接时的温度控制、焊接环境的湿度、焊后的热处理等等方面的要求也非常高。因此,往往在民用工业中,由于缺乏经验和施工制度不严密,不容易满足质量要求。

例如,印度在采用美国的A-517钢制造水电站的高压大口径钢管工程时,虽然严格遵守钢厂对这种钢号的焊接守则,但仍然不断出现冷裂纹。他们发现,在潮湿气候下,不适于采用手工焊条焊接。即使这种手工焊条是美国钢厂所规定的牌号,即ASTM的E11018-M(C0.06%, Mn1.45%, Si0.50%, Cr0.30%, Ni2.2%, Mo0.40%),其全熔质 σ_s 值为75公斤/毫米², σ_b 值为82公斤/毫米², δ_5 值为20%,艾索.V冲击值为15公斤·米,烘干温度及使用前的温度完全符合要求。另外还发现,返修处的裂纹非常难以根除^[6]。

日本在1959~1969年用HT-80制造的大量球罐也出现了裂纹,全部是手工焊条电弧焊接,这些裂纹大部分在球罐内部。裂纹发现的时间见表1^[6]。

检查出裂纹的时间 表 1

检 查 出 裂 纹 的 时 间	球 罐 数 量 (台)
制 造 时	8
第 1 次内部检查时	32
第 2 次内部检查时	4
第 3 次内部检查时	1

2. 我国两个新钢种 根据我国的具体情况,我们在选用高强度钢钢种上,先从第1及第2类起,各选择1~2个钢号进行对比,逐步地掌握其规律性。最后选择了鞍山钢铁公司的15MnVN调质处理钢板和武汉钢铁公司的09或09Mn3VRe正火再回火处理的钢板。

在钢种的选择问题上,除了强度指标以外,必须同时考虑其焊接适应性。

3. 国际焊接学会推荐的可焊性计算公式 由瑞典G. 古尔伯格 (Kullberg) 与法国H. 格朗依翁 (Granyon) 负责领导的国际焊接学会推荐了钢的可焊性计算公式。即当钢材的 σ_s 值在40公斤/毫米²以下者,可以采用修正过的美国迪尔登-乃尔 (Dearden-Neil) 公式,也就是日本焊接协会规范 (WES-135) 的公式:

$$E_w = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Si}{24} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14} \quad (1)$$

公式中的元素为所属钢材中的合金元素含量的百分比值。公式(1)所反映出的热影响区最高硬度值达500HV₁₀(图3)。而日本的伊藤庆典-别所清的碳当量 P_{cm} 公式则适用于 σ_s 值大于40公斤/毫米²以上的高强度结构钢:

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (2)$$

公式(2)是通过裂纹试验求得的,式中各元素的分母数值皆比 E_w 公式中的分母数值为大(除碳以外),目的在于严格地限制钢的碳当量,从而在热影响区只形成自回火的具有良好韧性的软马氏体。

4. 可降低预热温度的含铌特厚钢板 不论 E_w 或 P_{cm} *值的计算中,并未包括铌、钛、锆、稀土及碱土金属的有利影响因素。为了改善高强度钢的可焊性,钢中加入0.02~0.05%的铌是很有效的。这是由于铌在钢中可容许热影响区的可扩散氢在短时间内逸出,它有利于防止氢所引起

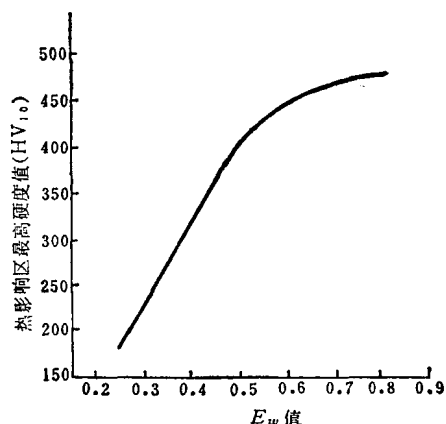


图3 碳当量 E_w 与热影响区最高硬度的关系^[6]

(由800°C到500°C的冷却过程为6秒钟)

起的热影响区裂纹^[5]。利用铌在碳-锰钢中的强化作用机理可提高钢的强度及韧性。通过大量试验证明,焊缝中的含铌量大于0.04%,不会使焊缝过于变脆。因此,含铌钢的特厚板及厚板可以降低焊前的预热温度,甚至可以取消预热。正由于这一突出优点,英国克兰弗尔(Cranfield)工艺研究院的D.V.道林(Dorling)等采用自保护粉芯焊丝来焊接碳-锰-铌钢的尝试,希望能用到海底石油井架这种质量要求极高的、受力非常复杂的钢结构上去^[7]。

钢中加入钛之后,除了细化晶粒之外,还可降低热影响区中的贝茵体含量,从而大大降低热影响区的临界转变温度 $T_{ü(27)}$ 值(图4)。

钒的作用与铌有相似之处。

5. 碱土、稀土对钢板含硫、含氢量的控制作用 在发展高强度可焊结构钢方面,普遍关心的还有层状撕裂问题。现在国外通过大量试验统计,已认识到它不仅与钢中的硫所形成硫化物的分布及形态有关,而且与钢中的含氢量也有关系。德国著名冶金学家E.豪地蒙特(Houdremont)早在五十年代就提出了钢中被卷入的氢会在钢凝固时不均匀析出而导致硫化夹杂物的积聚。根据荷兰A.贝兰(Bellen)等对可焊高强度钢的经验,认为平炉钢的含氢量达5ppm以上,而顶吹氧气转炉钢则在1~4ppm,平均在

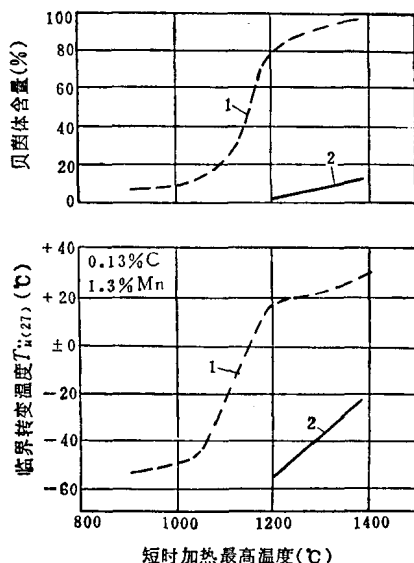


图4 钛对贝茵体含量及对艾素·V缺口临界转变温度 $T_{ü(27)}$ 值的影响^[4]

1—钢中无Ti时; 2—钢中加入0.019%Ti时

2ppm左右。从这个观点出发,顶吹氧气转炉更有利于降低钢中的含氢量,从而有利于改善硫化夹杂物的分散分布^[6]。硫对钢板沿板厚方向的韧性影响,如图5所示。

* 国外文献中的碳当量,过去曾一律用“ C_{eq} ”表示。后来,由于表示和评定方法的不同,又出现了一些其它影响因素,分别采用了“ C_{eq} ”、“ E_w ”、“ P_{cm} ”、“ P_m ”等表示法。阅读本书时,请参阅有关文献。——编者注

由图5可以看出,降低含硫量是一项根本措施。其它如吹钙(碱土)、加入稀土或加入钛及锆,这些皆有利于抵消硫的有害影响。

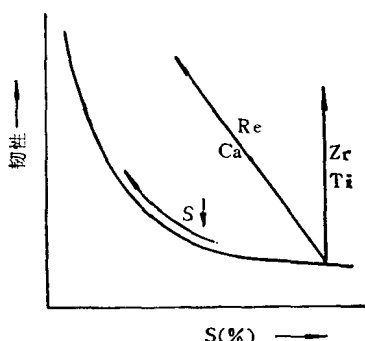


图5 硫对钢板沿板厚方向的韧性影响

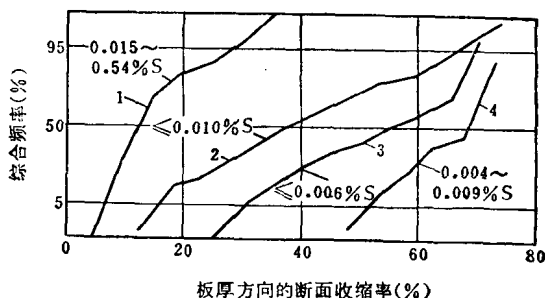


图6 不同含硫量对沿板厚方向的断面收缩率的影响(STE-36钢)^[5]

1—板厚40~55毫米,试件为256块;2—板厚40毫米,试件为437块;3—板厚≥50毫米,试件为297块;4—板厚45~150毫米,试件为60块

根据法国P.法拉蒙(Flament)等人的研究,认为硫的含量应控制在0.015%以下。西德L.迈尔(Meyer)等统计了不同含硫量的板厚为40~150毫米钢板、沿板厚方向的断面收缩率的质量等级分布几率曲线^[5]如图6所示。由图6中可以看出,当钢中的含硫量降到0.009%以下,有95%的试件沿板厚方向的断面收缩率可达70%。对于45~150毫米的厚板来说,效果是很显著的。

加入钛或锆可以改变条状或片状硫化夹杂物的分布,同时具有脱硫的作用。这是因为钛和锆对硫皆有极大的亲和力。但对正火处理钢板来说,由于钛和锆对钢中的氮也具有极大亲和力,这样就会抵消氮化铝的细化晶粒,从而有利于强度及韧性的提高。

由图5可以看出,喷入碱土,或加入稀土,对提高板厚方向的韧性是有显著作用的。

6. 电渣重熔提纯和无发纹钢 从炼钢工艺上来说,总的目标是为了降硫、限氢,必须仔细选用精料冶炼。若要求更高,则最好是对加入稀土的钢再进行电渣精炼。这样做可降氢去硫(数量级达0.007%以下),改善结晶过程,并可使很微量的夹杂物再进一步分散,从而根本改善钢材的各向异性。冶金部建筑研究总院1959~1964年在研究电渣炉重熔工艺时,从试验室到工业性试生产,积累了这方面的大量资料,肯定了电渣重熔在提纯方面的显著效果^[9]。近年来,西欧及美国在40~60吨锭重的电渣炉生产中积累出极为丰富的数据,也说明了电渣炉的提纯效果。硫含量可降到0.008%以下^{[10][11]},还能脱氢、脱氧。可以说根除了由于氢所引起铸锭中的微裂纹,即炼成无发纹钢。冶金部现已着手进行研制专为满足焊接重要结构用的抗层状撕裂钢(Z类)、抗冷裂钢(CF类)及同时具有这两种能力的钢(Z-CF类)。

三、改革焊接工艺与焊接材料

近年来,随着低合金高强度钢的级别越来越向更高要求发展,在焊缝及热影响区均发现了由于在焊接过程中侵入了氢而引起的冷裂纹及热裂纹。大量试验证明,焊缝中的热裂纹不但与焊缝凝固过程中的锰硅酸盐夹杂、碳、硫、磷的含量有关,而且与氢的含量也有

密切联系。这一发现显然打破了对热裂纹倾向的传统认识，尤其表现在埋弧焊方面。

电弧区氢的侵入与焊接工艺、焊接材料有密切联系。

1. 包括含氢量及外加拘束应力在内的开裂参数的评定 日本佐藤邦彦等在原来的伊藤碳当量 P_{cm} 计算公式的基础上，又加上了含氢量及外加拘束应力这两个因素，从而组成了开裂参数 P_w 的计算公式：

$$P_w = P_{cm} + \frac{H}{60} + \frac{K}{40000} \tag{3}$$

式中 P_{cm} ——伊藤的碳当量 (%)；
 H ——焊缝中的含氢量(可扩散氢，毫升/100 毫克)；
 K ——焊缝接头的外加拘束应力 (公斤/毫米²)。

他们将焊肉由电弧离开时算起，冷却到100°C的时间作为 P_w 值的函数，以求出保证不出裂纹的 t_c 时间。通过 t_c 值〔其临界值为 $(t_c)_{cr}$ 〕来制定焊接工艺的参数及条件。图 7 中的 a 项列即为计算出来的 $(t_c)_{cr}$ 值； b 项列即根据实际结构尺寸及焊接参数所求出的实际 (t_c) 值，即 $(t_c)_{ac}$ 值。

通过不断调整焊接工艺参数及条件，使得 $(t_c)_{ac} \geq (t_c)_{cr}$ 。若不能满足此条件，则将会造成开裂。

日本伊藤等人对不同碳当量和含硫量的钢材，采用了不同含氢量的手工碱性焊条进行焊接，通过“窗口试验”统计出了开裂率^[5]。图 8 是将碳当量加上硫及氢的数值，组成开裂参数 P_I 的评定公式(4)，统计出开裂率与 P_I 值的关系：

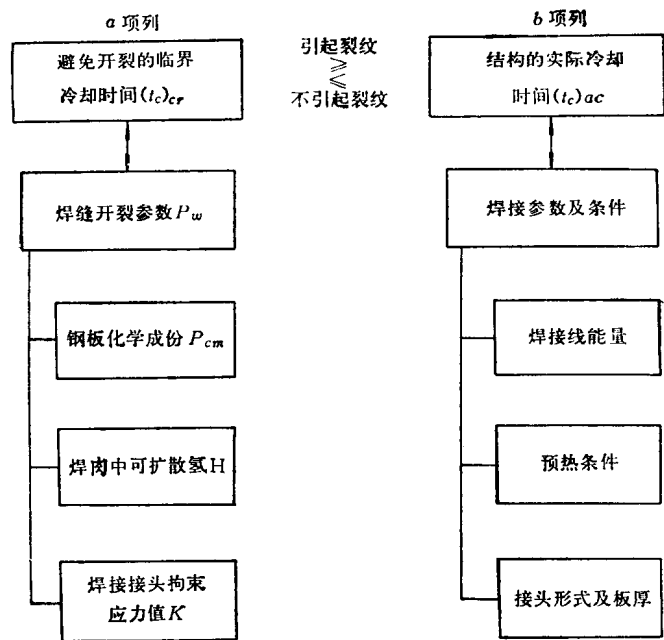


图 7 根据 $(t_c)_{cr}$ 及 $(t_c)_{ac}$ 对比提出不开裂的工艺参数及条件^[6]

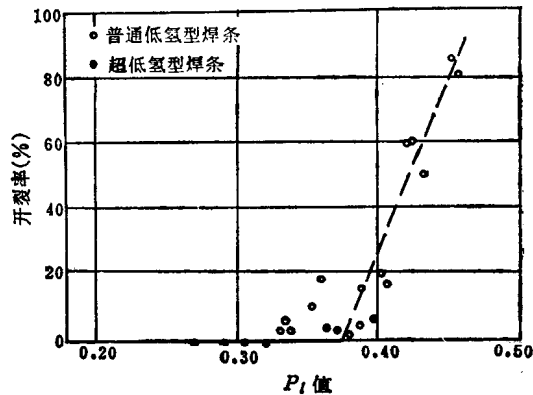


图 8 开裂率与 P_I 值的关系^[5]

$$P_I = P_{cm} + \frac{H}{60} + 6\% S \tag{4}$$

式中 S ——母材的含硫量(%)；

其他符号同公式(3)。

通过图8可以看出，同样是碱性低氢型手工焊条，由于含氢的数量级不同，焊缝的冷裂倾向差别极大^[5]。根据日本日铁溶接工业株式会社的产品说明资料分析^[12]，这种不同的含氢量差别，若以可扩散氢量来衡量，则普通低氢型焊条的标准量为0.05毫升/克以下，实际值可降到0.021毫升/克；超低氢型焊条的标准量为0.025毫升/克以下，实际值可降到0.012毫升/克以下。前者的焊条烘干温度为300~350°C，后者为430°C。

为了更进一步接近于实际情况，日本伊藤等人后来又在 P_{cm} 的基础上加上板厚因素，即 t_h 值，与可扩散氢量 H 组成了 P_e 。这一开裂参数：

$$P_e = P_{cm} + \frac{t_h}{600} + \frac{H}{60} \quad (5)$$

式中 t_h ——板厚(毫米)；

H ——可扩散氢含量(毫升/100克)；

P_{cm} ——同公式(2)。

用开裂拘束试验求出的预热温度 T_p 与 P_e 值呈线性关系。

意大利的W.沙蒂尼(Santini)把淬硬区的最高硬度与 P_{cm} 值联系起来，指出公式(5)所表达的 P_e 值中，在板厚小于50毫米时， t_h 值起主导作用；而当板厚大于50毫米时，则 P_{cm} 及 H 值起主导作用。

2. 为防止氢的侵入而推荐的焊接工艺 为防止氢所引起的冷裂及层状撕裂，根据不同焊接工艺本身所具有的电弧气氛中不同的含氢量，瑞典隆德大学教授G.古尔伯格(Kullberg)建议根据不同钢种的强度级别来推荐最合适的焊接工艺^[6](表2)。

G. 古尔伯格按钢的强度等级推荐的焊接工艺^[6]

表 2

序 号	σ_s (公斤/毫米 ²)	推 荐 的 焊 接 工 艺
1	36~70	可用任何一种焊接工艺，包括埋弧焊
2	70~100	以熔化极惰性气体保护焊为主(MIG)
3	>100	钨极氩弧焊(TIG)及电子束焊接(EB)

对于 σ_s 为55~70公斤/毫米²的钢种，采用埋弧焊时，也要采取特殊措施来排除焊剂中的水分。G.古尔伯格的试验结果同英国焊接研究所F.R.柯(Coe)的实验结果是相符合的。F.R.柯(Coe)及瑞士A.威利(Willi)与H.巴赫(Baach)的实验数据列于表3。

需要说明的是，表3的数据全部是从单道堆焊法，并且以焊后淬水急冷测定出来的(试验时，一般焊接时间控制在10秒钟，焊后20秒钟内淬入水内，在水中冷却20秒钟，干燥20秒钟，熔化金属为15~20克重，每组两个试件。从焊完起，在氢气收集器内放置一分钟，按标准方法测定扩散氢量)，它当然不能代表实际结构焊缝中的含氢量。英国标准BS1719规定，碳-锰高强度钢焊肉中的含氢量≤10毫升/100克。但这一限值不够准确，它还同热影响区的金相组织有关。因此，意大利W.沙蒂尼等对碳-锰钢焊缝的含氢量提出了规定(表4)，指出焊缝的含氢量应根据热影响区的最高硬度来分级。

3. 氢在焊缝中的动力学特点 在研究表3的焊接工艺与焊缝含氢量之间的关系之前，先要讨论氢在焊缝中的动力学特点，即扩散与溶解规律。扩散氢的扩散速度是遵循费