

化学工业出版社

# 低合金调质高强度钢 焊接及工程应用

邹增大 李亚江 尹士科 著

457.11

# 低合金调质高强度钢 焊接及工程应用

邹增大 李亚江 尹士科 著

化学工业出版社

·北京·

(京)新登字 039 号

**图书在版编目(CIP)数据**

低合金调质高强度钢焊接及工程应用/邹增大, 李亚江, 尹士科著. —北京: 化学工业出版社, 2000. 3  
ISBN 7-5025-2745-1

I. 低… I. ①邹…②李…③尹… III. 低合金钢:  
高强度钢-焊接工艺 IV. TG457.11

中国版本图书馆 CIP 数据核字 (2000) 第 12618 号

---

**低合金调质高强度钢  
焊接及工程应用**

邹增大 李亚江 尹士科 著

责任编辑: 任文斗

责任校对: 陶燕华

封面设计: 郑小红

\*

化学工业出版社出版发行

(北京市朝阳区惠新里 3 号 邮政编码 100029)

<http://www.cip.com.cn>

\*

新华书店北京发行所经销

北京市燕山印刷厂印刷

北京市燕山印刷厂装订

开本 787×1092 毫米 1/16 印张 10 字数 226 千字

2000 年 4 月第 1 版 2000 年 4 月北京第 1 次印刷

印数: 1—3500

ISBN 7-5025-2745-1/TG·1

定 价: 25.00 元

---

**版权所有 违者必究**

该书如有缺页、倒页、脱页者, 本社发行部负责退换

# 前 言

随着科学技术的进步，工程结构日益向高参数、大型化发展，低合金调质高强度钢及其焊接的应用范围也越来越广泛，受到科技和工程界的高度重视。低合金调质高强度钢不仅强度高，而且综合性能也优于碳素结构钢，使这类钢得以在许多重要工程结构中大量应用。

低合金调质高强度钢是高强度钢中最具发展前景的一类，这类钢综合性能优异，经济效益显著，多用于重要的焊接结构中。目前，低合金调质高强度钢及其焊接应用已经涉及到国民经济和国防建设的众多领域，如建筑、桥梁、汽车制造、石油化工、船舶、电力、工程机械、压力容器、铁路车辆、矿山机械、海洋工程、核能、航空航天及军事工业等。

我国低合金高强度钢的开发和应用已经走过了 40 年的历程并取得了长足的发展。特别是最近十几年中，随着改革开放的深入，在引进和消化吸收国外先进技术的基础上，我国低合金调质高强度钢及其配套技术的发展更为迅速并受到世人瞩目。新钢种、与之相配套的焊接材料和焊接工艺是低合金调质高强度钢工程应用的三个基本要素，只有配套协调发展才能充分发挥其巨大的应用价值。随着钢材强度级别提高，焊接难度增大，国内对低合金高强度钢焊接研究及应用多集中在抗拉强度 980MPa 以下的钢，对 980MPa 以上低合金调质高强度钢的研究及应用亟待加强。本书从工程焊接结构要求出发，重点对低合金调质高强度钢的焊接性、焊接工艺、焊接材料及工程应用作了较系统的阐述，给出了来自实践的丰富的试验数据，以期望推进我国低合金调质高强度钢焊接研究及工程应用的进一步发展。

本书共分 9 章。第一、二章阐述了低合金调质高强度钢种类、应用、焊接研究进展和焊接工艺特点；第三、四、五、六章分别对低合金高强度钢熔合区、焊接裂纹、热影响区及焊缝组织性能作了较系统地阐述；第七、八、九章分别介绍了低碳调质高强度结构钢（如 HQ60、HQ70、HQ80）、高强度耐磨钢（如 HQ100、HQ130）和高强度高韧性钢（如 12Ni3CrMoV、10Ni5CrMoV）的焊接及工程应用。书中未涉及中碳调质钢焊接的内容。本书的特点是重视理论联系实际，结合作者多年的研究成果，突出先进性、科学性与实用性的结合，充分吸收国内外最新科研成果和先进的技术应用，既有一定的学术价值，又有重要的工程应用前景。使有关研究和生产应用部门的科研和技术人员能全面了解低合金调质高强度钢及焊接应用的发展，扩大其应用领域，也可供广大高校师生、焊接工作者和工程技术人员参考。

本书的出版将对我国低合金调质高强度钢的开发和焊接应用起到有益的促进作用。本书编写过程中得到中国工程院院士徐滨士教授的热情帮助和悉心指导，并为之作序，在此特致真挚的谢意。此外，向关心本书出版的焊接界同行及书中所援引文献的作者表示谢意，是这些文献资料充实了本书的内容，推动了我国低合金调质高强度钢的发展与应用。参加本书编写和试验工作的还有张永兰、吴会强、沈孝芹、王娟等。

由于作者水平所限，书中难免会有错误和不当之处，敬请读者批评指正。

# 第一章 概 述

钢铁材料是最重要的工程结构材料之一，应用范围极其广泛。随着科学的发展和科技进步，焊接结构设计日趋向高参数、轻量化及大型化发展。低合金高强度钢由于性能优异和经济效益显著，在焊接结构中得到越来越广泛的应用，受到国内外众多研究者和工程人员极大的关注。

全世界低合金高强度钢的年消耗量约 1.2~1.5 亿吨，并以每年 5%~8% 的速度增长；我国发展的更为迅速，近几年每年产量增长约 15%，以适应各工业领域产品升级对材料的迫切需求。低合金高强度钢中的低碳调质钢是近 30 年来发展最迅速、最具活力的钢类之一，是体现冶金工艺技术进步的钢类，受到世界各国的普遍关注。影响低碳调质钢进一步推广应用的关键是焊接问题，特别是在各种焊接条件下避免裂纹、保证焊接接头区性能，是学术界和工程界人士为之奋斗的目标。

金属学和热处理上把“淬火+高温回火”定义为调质处理，而焊接界则认为钢材淬火后不论经高温回火或低温回火均称为“调质”，凡经过“淬火+回火”热处理的钢称为“调质钢”（QT 钢）。低碳调质高强度钢包括高强度结构用钢（如 HQ60、HQ70、HQ80 等）、高强度耐磨钢（如 HQ100、HQ130）、高强度高韧性钢（如我国 12Ni3CrMoV、10Ni5CrMoV、美国 HY-80、HY100、HY-130）等。近年来，工程机械广泛采用高效能液压传动，要求在自重增加不多的条件下大幅度提高焊接结构的承载能力，这种情况下必须采用抗拉强度（ $\sigma_b$ ）600~1200MPa 的高强度钢或超高强度钢（ $\sigma_b \geq 1300$ MPa）焊接结构。

国内对低合金高强度钢的研究及应用，多集中在抗拉强度 980MPa 以下的钢种，对抗拉强度  $\sigma_b \geq 980$ MPa 低碳调质钢的焊接研究还不够深入，对超高强度（ $\sigma_b \geq 1300$ MPa）低碳调质钢的焊接研究更少。欧、美等工业发达国家十分关注  $\sigma_b \geq 1100$ MPa 低碳调质高强度钢的研究及开发应用，近年来已取得较大发展，国内在这方面的研究工作急待加强。本章从实际工程焊接结构要求出发，对低合金高强度钢的历史发展、低碳调质高强度钢的种类和成分性能特点、以及焊接应用情况等做了简明的阐述。

## 1.1 低合金调质高强度钢的发展

我国钢产量 1996 年突破 1 亿吨，1996 年和 1997 年分别达到 1.012 亿吨和 1.076 亿吨，连续两年居世界第一。其中低合金钢的产量已达到 2082 万吨，在全国钢产量中的比重达到 20.6%。但是我国统计的低合金钢产量中，包括低合金高强度结构钢、建筑用低合金钢筋和铁路用低合金钢轨三部分，其中只有第一项与国际接轨，即所谓低合金高强度钢（简称 HSLA 钢）。

低合金高强度钢的发展经历了三个阶段。20 世纪 20 年代以前，工程钢结构的制造主要采用铆接，设计参数主要是抗拉强度。钢的强化主要靠碳以及加入单一合金元素，如 Cr、Ni、Si 等，含量达到 2%~3%，甚至更高一些。20 世纪 20~60 年代，钢结构制造中日益广泛地采用焊接技术，设计参数逐步要考虑材料的屈服强度、韧性和焊接性要求。钢的化学成分向低碳多合金元素方向发展，一般碳含量不大于 2%~3%，含 2~3 个有利于焊接性的合金元素。20 世纪 60 年代以后，低合金高强钢得到快速发展，钢中碳含量降低到 0.1% 以下，有的钢向超

低碳含量发展。Ti、V、Ni 等微合金元素逐步引起关注,而且正向多元素复合合金化方向发展。

还在低合金高强度钢发展的第二阶段,人们就已认识到,单靠合金化的作用改善低合金高强度钢的性能是有限的。随着社会发展和技术进步,对低合金高强度钢使用性能的要求越来越高,由于低合金高强度钢的使用范围不断扩大,经济性问题也日益突出。因此,采用新技术是提高低合金高强度钢综合性能和改善性能价格比的有效途径。但是,技术进步的作用只有在低合金高强度钢发展的第三阶段才比较明显地发挥出来。

我国低合金高强度钢的研究开发工作起步于 20 世纪 50 年代末、60 年代初,正好处于国际上低合金高强度钢新的发展阶段。

20 世纪 50 年代初至 80 年代期间,美国、英国、德国、日本等先后开发出性能优异的低碳调质高强度钢,用于重要焊接结构,取得了显著的经济效益。20 世纪 50 年代初,美国首先研制出淬火+回火处理的抗拉强度 800MPa 焊接结构用低碳调质高强度钢,即著名的 T-1 钢,并在此基础上开发了 A517 标准中的一系列低碳调质高强度钢,主要用于压力容器、桥梁及工程机械等。美国 T-1 钢及压力淬火设备的研制成功,开辟了高强度钢生产的新途径,促进了各国焊接结构用低碳调质高强度钢的发展。日本 20 世纪 50 年代中后期用轧制后立即水冷淬火+回火处理的方法,先后开发了 600~800MPa 高强度钢及专用淬火设备。20 世纪 60 年代初英国研制出 QT35 高强度钢,屈服强度  $\sigma_s \geq 550\text{MPa}$ ,用于制造潜艇壳体。1968 年,英国在 HY80 钢成分的基础上,采用真空冶炼技术研制出杂质控制比 HY80 钢更为严格的 Q1(N) 钢,用于潜艇制造。

20 世纪 70 年代以后,美国海军先后研制出 HY100 钢 ( $\sigma_s \geq 690\text{MPa}$ ) 和 HY130 钢 ( $\sigma_s \geq 895\text{MPa}$ ),以及具有更高抗破断性能的 HY100(T) 和 HY130(T) 高强度钢,用于海军潜艇及核潜艇的耐压壳体。此外,日本在 [美] T-1 钢基础上开发出 HT 和 WEL-TEN 系列钢以及比美国 HY80 钢强度稍高的 NS63 高强度钢,不久又研制出化学成分近似于 HY130 钢的 NS80 和 NS90 高强度钢。新日本制铁公司开发的 WEL-TEN 系列钢,其抗拉强度已从 600MPa 发展到目前的 1000MPa (如 WEL-TEN100 钢),该钢冲击韧性高、焊接性好,现场施工条件下采用超低氢低强度焊材时可以不预热焊。

HQ70 钢 ( $\sigma_b \geq 700\text{MPa}$ )、HQ80 钢 ( $\sigma_b \geq 755\text{MPa}$ ) 和 HQ100 钢 ( $\sigma_b \geq 950\text{MPa}$ ) 是我国在 80 年代先后开发的低碳调质高强度钢,主要用于工程机械、压力容器等。HQ70 和 HQ80 钢适用于制造汽车起重机构件;HQ100 钢可用于挖掘机铲斗、电动轮自卸车车厢板等高强耐磨部位。用国产 HQ 系列钢代替日本进口的 WEL-TEN 钢,每吨可节省外汇约 750 美元;采用国产焊材代替进口焊材,每吨可节省外汇约 800 美元。

近年来新设备、新技术的引进使我国工程机械产品结构逐步向大型化、轻量化和高参数方向发展,对钢材性能提出越来越高的要求。热轧及正火状态的钢通过增添合金元素提高强度的同时,会导致钢材塑、韧性的下降。因此,抗拉强度  $\sigma_b \geq 600\text{MPa}$  的焊接结构用高强度钢几乎都采用调质处理工艺。近 20 年来,美、英、德、日、前苏联等工业发达国家相继建立了各自的高强度钢及焊接体系,如 [美] HY 系列、[英] QT 系列、[德] StE 系列、[日] HT 以及 WEL-TEN 系列、中国的 HQ 系列等。焊接性是影响高强度钢推广应用的关键,日益受到高度重视。国外在高强度结构用钢的发展在考虑高强度、高韧性及其他使用性能的同时,必须考虑其焊接性。

在强度高韧性低合金调质钢(强韧钢)方面,我国已研制出 12Ni3CrMoV 钢和 10Ni5CrMoV 钢,从化学成分上来看,12Ni3CrMoV 钢相当于美国的 HY-80,10Ni5CrMoV 钢

则相当于 HY-130, 这两种钢主要用于海军舰船的制造。通过“六五”和“七五”攻关, 在各单位共同努力下, HQ70、HQ80 和 HQ100 钢及其配套焊接材料和焊接工艺的研究取得显著成果。但是, HQ70 和 HQ80 钢尚需完善和扩大应用领域, HQ100 钢仍需进一步扩大工业性试验及研究工作。HQ130 钢是我国“八五”和“九五”期间开发的目前国内高强度耐磨钢中强度级别最高的钢种, 主要用于工程机械耐磨部位, 如工程装载机铲刀刃板, 起重机抓斗刃口板, 以及挖掘机、推土机和采煤机等设备的刃口部位。

世界先进的工业化国家都非常重视新型钢铁材料的研究和开发。日本 1997 年启动了“超级钢计划”项目, 为期十年, 总费用高达 1000 亿日元; 北美和欧洲也在联合进行新型高效钢铁材料的研究, 以满足未来汽车工业对钢材的需求, 全世界 18 个国家的 35 家主要钢铁厂和汽车厂刚刚联合完成了“超轻钢车身”的综合研究项目。我国在钢铁研究和开发方面, 如何研制出高质量、高强韧性和特殊用途的钢材, 使其性能得到充分的发挥, 是目前急需解决的问题。

## 1.2 低合金调质高强度钢的成分和性能

热轧及正火条件下, 合金元素对塑性和韧性的影响与其强化作用相反, 即强化效果越大, 塑性和韧性的降低越多, 当钢中合金元素的含量超出一定范围后会出现韧性的大幅度下降。因此, 抗拉强度大于 600MPa 的高强度钢一般都需进行调质处理。我国低合金调质高强度钢的抗拉强度一般为 600~1300MPa, 为了保证良好的综合性能和焊接性, 要求钢中的含碳量不大于 0.22% (实际上含碳量都在 0.18% 以下)。此外, 添加一些合金元素, 如 Mn、Cr、Ni、Mo、V、Nb、B、Cu 等, 添加这些合金元素主要是为了提高钢的淬透性和马氏体的回火稳定性。这些元素可以推迟珠光体和贝氏体的转变, 使产生马氏体转变的临界冷却速率降低。低合金调质高强度钢由于含碳量低, 淬火后得到低碳马氏体, 而且会发生“自回火”现象, 脆性小, 具有良好的焊接性。

低合金调质高强度钢具有较高的强度和良好的塑性、韧性和耐磨性, 采用不同的合金成分和热处理工艺, 可以获得具有不同综合性能的低合金调质高强度钢。典型低碳调质高强度钢的化学成分见表 1.1。

表 1.1 典型低碳调质高强度钢的化学成分/%

钢号	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	V	S	P	其他
14MnMoVN	0.14	1.41	0.30	—	—	0.47	0.13	0.025	0.012	Nb 0.015
14MnMoNbB	0.12~ 0.18	1.30~ 1.80	0.15~ 0.35	—	—	0.45~ 0.70	—	≤ 0.03	≤ 0.03	Nb~0.04 B~0.001
15MnMoVNRe	≤ 0.18	≤ 1.70	≤ 0.60	—	—	0.35~ 0.60	0.03~ 0.08	≤ 0.030	≤ 0.035	Re0.10~0.20
[美]T-1	0.12~ 0.21	0.60~ 1.0	0.15~ 0.35	0.70~ 1.0	0.40~ 0.65	0.40~ 0.6	0.03~ 0.08	≤ 0.035	≤ 0.04	Cu~0.30 B~0.004
[美]HY-80	0.12~ 0.18	0.10~ 0.40	0.15~ 0.35	2.0~ 3.25	1.0~ 1.80	0.20~ 0.60	≤ 0.03	≤ 0.025	≤ 0.025	Cu≤0.25 Ti≤0.02
[美]HY-100	0.12~ 0.20	0.10~ 0.40	0.15~ 0.35	2.25~ 3.50	1.00~ 1.80	0.20~ 0.60	~0.03	≤ 0.025	≤ 0.025	Cu≤0.25 Ti≤0.02
[美]HY-130	≤ 0.12	0.60~ 0.90	0.15~ 0.35	4.75~ 5.25	0.40~ 0.70	0.30~ 0.65	0.05~ 0.10	≤ 0.005	≤ 0.010	—
[日]HT-80	0.11	0.93	0.26	0.95	0.59	0.45	—	0.005	0.014	B~0.001
[日]HT-100	0.11	0.90	0.22	2.32	0.58	0.53	0.042	0.005	0.012	B~0.0013
[日]NS80C	≤ 0.10	0.35~ 0.90	0.15~ 0.40	3.50~ 4.5	0.30~ 1.00	0.20~ 0.60	≤ 0.10	≤ 0.010	≤ 0.015	Cu≤0.15
[日]NS90D	≤ 0.12	0.35~ 1.00	0.15~ 0.40	4.75~ 5.50	0.40~ 0.80	0.30~ 0.65	≤ 0.10	≤ 0.010	≤ 0.015	Cu≤0.15

钢的强度级别不同,加入的合金元素及其含量也不同,成分设计既要满足使用性能要求又要考虑其经济性。抗拉强度 $\sigma_b$ 600MPa级的钢主要为Si-Mn系和在Si-Mn基础上加少量Cr、Ni、Mo、V两类;700MPa级的钢主要为Si-Mn-Cr-Ni-Mo系,合金元素加入量较600MPa级的钢多些,另外还加入少量的V;800MPa级的钢主要为Si-Mn-Cr-Ni-Mo-Cu-V系,并加入一定量的B;1000MPa级的钢合金系列与800MPa级的钢基本相同,但合金元素加入量较高,尤其是为了保证韧性加入较多的Ni。

低合金调质焊接结构钢性能优异和经济效益显著,在欧、美等工业发达国家倍受关注,近年来取得较大进展。我国“六五”和“七五”期间开发了自己的焊接高强度钢系列(见表1.2),同时开展了配套焊材研制、焊接性研究等基础科研工作并取得很大进展。但目前国内高强度钢性能与国外相比仍有差距,主要表现在低温韧性差、焊接稳定性差,所以一些重要高强度钢结构仍依赖进口。

表 1.2 我国焊接结构用低碳调质高强度钢系列

强度级别 $\sigma_b$ /MPa	600	700	800	1000	1000 以上
钢号	HQ60, HQ60H	HQ70	HQ80	HQ100	HQ110* HQ130*
	WCF-60	HQ70A	HQ80C		
	WCF-62	HQ70B	WCF-80		

\* 是正在发展中的钢种。

低合金调质高强度钢的发展和在工程结构中日益广泛的应用促进了世界各国开发与研究工作的不断深入。同时,冶金生产技术的进步,如铁水预处理、炉外精炼、真空脱气、连续铸造等技术的发展,尤其是计算机自动控制技术在冶炼、控温、轧制和热处理等方面的广泛应用,为焊接结构用低合金调质高强度钢的发展提供了重要的技术保证。我国近年来发展的几种典型HQ系列低碳调质高强度钢的化学成分、力学性能及热处理参数见表1.3。

表 1.3 几种典型HQ系列钢的化学成分、力学性能及热处理参数

化 学 成 分 / %										
钢 号	C	Si	Mn	Mo	Cr	Ni	B	V	S	P
HQ70	0.12	0.23	0.91	0.40	0.49	0.69	0.0018	0.061	0.005	0.028
HQ80	0.13	0.28	0.95	0.41	0.31	1.30	0.0011	0.046	0.004	0.022
HQ100	0.12	0.22	0.85	0.50	0.62	1.21	—	—	0.005	0.015
HQ130	0.18	0.29	1.21	0.28	0.61	0.03	0.0012	—	0.006	0.025
力 学 性 能										
钢 号	$\sigma_b$ /MPa	$\sigma_s$ /MPa	$\delta_5$ / %	HV	$A_{kv}$ /J	热 处 理 条 件				
HQ70	774	696	21	350	39(-20°C)	920°C 淬火 + 720°C 回火				
HQ80	830	760	16	360	47(-20°C)	920°C 淬火 + 660°C 回火				
HQ100	1010	960	17	355	$\geq 27$ (-25°C)	920°C 淬火 + 610°C 回火				
HQ130	1370	1313	10	382	$\geq 27$ (-25°C)	920°C 淬火 + 250°C 回火				

国外研制的低合金调质高强度钢一般都含有较高的合金元素Ni和Cr,钢材强度级别越高,含Ni量也越高。元素Cr的加入上限为1.6%。如美国用于工程机械、压力容器的T-1钢,用于海军舰艇外壳的HY-80,以及用于潜艇、宇航业的HY100、HY-130等。我国根据资源条件主要发展无Ni、Cr的低碳调质钢,用于工程机械、高压容器和水轮机壳体等。低合金调



质高强度钢的综合性能除了取决于化学成分外，主要是通过热处理工艺保证有良好的组织性能。这类钢的热处理工艺一般为奥氏体化→淬火→回火，回火温度越低，强度级别越高，但塑韧性则有所降低。

低合金调质高强度钢为了获得满意的强度和韧性的组合，晶粒尺寸必须细小、均匀，而且应是等轴晶。普通低合金 C-Mn 钢的铁素体晶粒尺寸为  $15\sim 20\mu\text{m}$ ，C-Mn-Al 正火钢约  $10\mu\text{m}$  左右，C-Mn-Nb-Al 正火钢约  $5\mu\text{m}$  左右，低碳调质钢约  $2\sim 3\mu\text{m}$  左右。目前美、日、德等国家在钢的设计上已突破了传统的合金化观念，不再是单纯依靠增加和调整钢中的合金元素来改善钢的性能。还通过控制钢中的杂质之和  $[O+S+P+N+H]$ ，使杂质含量之和由原来的  $100\times 10^{-6}$  降至现在的  $60\times 10^{-6}$ ，其中： $O<10\times 10^{-6}$ ， $N<10\times 10^{-6}$ ， $S<10\times 10^{-6}$ 。钢的晶粒度可以控制在  $3\mu\text{m}$  以下。经淬火+回火处理获得板条低碳马氏体组织的低合金调质高强度钢，以其高强度、高韧性和低的缺口（裂纹）敏感性得到了广泛的研究和应用。

### 1.3 低合金调质高强度钢的种类及应用

#### 1.3.1 低合金调质高强度钢的种类

高强度钢通常是指抗拉强度  $\sigma_b 500\sim 1200\text{MPa}$  并考虑焊接性而生产制造的钢材， $\sigma_b \geq 1200\text{MPa}$  一般称为超高强度钢。高强度钢分为轧制后经调质处理的调质钢和不经调质处理的非调质钢，调质钢和非调质钢在其力学性能、焊接性和接头性能方面有着很大的差异。非调质钢的  $\sigma_b \leq 600\text{MPa}$ ，而调质钢的  $\sigma_b$  在  $600\text{MPa}$  以上。按抗拉强度对低合金调质高强度钢进行分类时，一般是指抗拉强度的公称下限。

低碳低合金调质高强度钢按其用途可分为：

1) 高强度结构钢 ( $\sigma_b \geq 600\sim 800\text{MPa}$ )，如 14MnMoNbB、15MnMoVNRe、HQ60、HQ70、HQ80 等，这类钢主要用于工程焊接结构，焊缝及焊接区多承受拉伸载荷；

2) 高强度耐磨钢 ( $\sigma_b \geq 1000\sim 1300\text{MPa}$ )，如 HQ100、HQ130 等，主要用于工程结构高强度耐磨、要求承受冲击的部位；

3) 高强度高韧性钢 ( $\sigma_b \geq 600\sim 800\text{MPa}$ )，如 12Ni3CrMoV、10Ni5CrMoV 等，这类钢要求在高强度的同时，具有高韧性，主要用于高强度高韧性焊接结构。

我国目前工程焊接结构用高强度钢已由原来的 16Mn、15MnVN 等发展到 14MnMoNbB、15MnMoVNRe、HQ70、HQ80、HQ100 和 HQ130。国外工程机械焊接用钢的抗拉强度级别一般  $\sigma_b \geq 600\text{MPa}$ ，基本上都是低碳调质钢，目前已发展到  $800\sim 1000\text{MPa}$  并得到广泛应用。特别是 20 世纪 90 年代以后，国外  $\sigma_b \geq 1000\text{MPa}$  高强度钢的开发应用更获得快速发展。例如，美国卡特 (CAT) 公司推出的 1E921 钢 ( $\sigma_b \geq 1300\text{MPa}$ )，用于工程装载机关键部件，已取得巨大的经济效益。

为了改善野外施工焊接条件和提高低温韧性，日本在 HT60 和 HT80 的基础上开发了一种含碳量极低（不大于 0.09%）的调质钢，即焊接无裂纹钢（简称 CF 钢）。为了提高钢材的抗冷裂性和低温韧性，降低含碳量是很有效的措施。但含碳量过低会降低钢材的强度，为了弥补这一损失，可通过加入多种微量元素，特别是像 B 等能对淬透性有强烈影响的元素，来提高淬透性。这类钢调质处理后具有足够高的强度和韧性，特别是具有焊接裂纹敏感性低的特点，是 20 世纪 70 年代发展起来的钢种（我国的 WCF-60、日本的 HT60CF、德国的 StE36-CF 均属此类），在大型球罐、造船及海上采油平台的制造中有广阔的前景。几种典型的焊接无裂纹钢的成分和力学性能见表 1.4。

表 1.4 几种典型的焊接无裂纹钢的成分和力学性能

化 学 成 分 / %										
钢 号	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	V	S	P	其他
Welten62CF	≤ 0.09	1.0~ 1.60	0.15~ 0.30	≤ 0.60	≤ 0.30	≤ 0.30	≤ 0.10	≤ 0.03	≤ 0.03	—
WCF-60,62	≤ 0.09	1.10~ 1.50	0.15~ 0.35	≤ 0.50	≤ 0.30	≤ 0.30	0.02~ 0.06	≤ 0.02	≤ 0.03	B≤ 0.003
WCF-80	0.06~ 0.11	0.80~ 1.20	0.15~ 0.35	0.60~ 1.20	0.30~ 0.60	0.30~ 0.55	0.02~ 0.06	≤ 0.01	≤ 0.03	B≤ 0.003
力 学 性 能										
钢 号	拉 伸 性 能			A <sub>kv</sub> /J						
	$\sigma_b$ /MPa	$\sigma_s$ /MPa	$\delta_5$ /%	-20°C	-40°C					
Welten62CF	608~725	≥490	≥19	≥47	—					
WCF-60	590~720	≥455	≥17	≥47	—					
WCF-62	610~740	≥495	≥17	≥47	—					
WCF-80	785~930	≥685	≥15	≥35	≥29					

为了节约能源和降低生产成本,日本开发了钢板轧后在线热处理设备与技术,即利用余热进行直接淬火。应用该项技术,通过降低钢中的氮含量,加入微量B、Ti、Nb等元素,开发了新型的抗拉强度 $\sigma_s$ 600MPa、800MPa和1000MPa的焊接结构钢。在线余热淬火与二次加热淬火相比,钢的淬透性明显提高,故可适当减少合金元素的加入量,相应地降低了碳当量( $C_{eq}$ )和裂纹敏感指数( $P_{cm}$ ),在保证钢材力学性能的同时,改善了其焊接性。日本用直接淬火工艺生产的无镍800MPa低合金调质高强度钢具有良好的抗硫化氢应力腐蚀能力,力学性能和焊接性能达到含镍800MPa低合金调质钢的水平。

### 1.3.2 低合金调质高强度钢的工程应用

低合金调质高强度钢的广泛应用,在工业生产和国防建设的各个领域取得了十分明显的经济和社会效益。这类钢强度高、韧性好,为节约钢材和减轻焊接结构自重创造了条件。对于车辆、船舶、工程机械等运行结构,由于减轻自重,可以节约能源、提高运载能力和工作效率。采用焊接性好的低合金调质高强度钢可促进工程结构向大型化、轻量化和高效能方向发展。由于壁厚减薄,重量减轻,从而减少焊接工作量,为野外施工、吊装创造了条件。这类钢强韧性和综合性能好,可以大大提高设备的耐用性,延长其使用寿命。

焊接无裂纹钢在日本已普遍用于制造城市液化气的球罐,焊接这类钢时采用超低氢焊材后,在板厚50mm以下或在0°C都可以焊前不预热。WCF-80钢是我国继WCF-62之后,于“七五”末期开发的焊接裂纹敏感性小的高强度焊接结构钢,这种钢具有很高的抗冷裂性能和低温韧性,主要用于大型水电、石化和露天煤矿等。

抗拉强度700MPa的低合金调质高强度钢具有较好的缺口冲击韧性,可用于在低温下服役的焊接结构,如露天煤矿的大型挖掘机及电动轮自卸车等。抗拉强度800MPa的低合金调质高强度钢主要应用于工程机械、矿山机械的制造中,如推土机、工程起重机、重型汽车和牙轮钻机等。抗拉强度1000MPa以上的低合金调质高强度钢主要用于工程机械高强耐磨件、核动力装置及航海、航天装备上。

对于大型工程机械,欧美、日本等国家已先后逐步采用抗拉强度600~950MPa的各类高

强度结构钢和抗拉强度 1080MPa、1270MPa 的高强度耐磨钢。我国自 20 世纪 80 年代以来,随着改革开放和技术引进,也开始采用这类高强度焊接结构钢。在工程机械的主体结构制造中使用高强度焊接结构钢,对于减轻装备自重、降低能耗和原材料消耗、提高工程机械的档次和延长设备使用寿命均有重大作用。

用高强度钢及配套工艺研制符合国际先进标准的焊接结构是影响我国工程机械装备水平的关键因素之一。据几家重点企业统计,国内工程机械制造业每年需焊接用高强度钢 30 万吨之多(见表 1.5),若全部依靠进口,将耗费巨额外汇。

表 1.5 国内工程机械产品用高强度钢况况

产品名称	代表厂家	产品种类	用钢级别/MPa	年需用量/万吨
推土机	山东推土机总厂	120~220 马力 (320~410 马力)	600~1000	6
	彭浦机器厂			
	红旗拖拉机厂			
装载机	柳州工程机械厂	ZL35~ZL50	600~1300	6
	厦门工程机械厂	(ZL60~ZL90)		
	常州林业机械厂			
挖掘机	太原重型机器厂	WK4~12	600~800	5
	第一重型机器厂	(WK16、23)		
	长江挖掘机厂	WY0.6~8		
汽车起重机	北京起重厂	QY8~80T (125T、200T)	600~1000	7
	浦源工程机械厂			
	徐州重型机器厂			
	长江起重厂			
电动自卸车	本溪重型汽车厂	15~108T (154T)	600~1000	5
	常州冶金机械厂			
	湘潭电机厂			

注:括号中是正在发展中的产品。

“九五”期间我国将开发高质量新钢种以替代进口,其中包括工程机械用抗拉强度 800MPa 高强度钢、1100MPa 和 1300MPa 高强度耐磨钢。新钢种的研制促进了相关配套焊接技术和焊材的开发,产生一批具有国际水平的独有技术。显见,研制符合国际先进标准的焊接结构用高强度钢及配套制造工艺,是国民经济快速发展的迫切需要,具有显著的技术经济意义。

20 世纪 90 年代初期,随着改革开放步伐的加快,国内众多国家重点企业先后从国外引进了先进的制造工艺和技术,其中有些关键技术涉及到  $\sigma_b \geq 1200\text{MPa}$  高强度钢焊接,如厦门工程机械股份有限公司引进美国 CAT 公司 1E921 钢 ( $\sigma_b = 1300\text{MPa}$ ) 焊接、大连起重机厂引进德国 Peiner 公司 OXAR 钢 ( $\sigma_b = 1320\text{MPa}$ ) 以及引进日本石川公司 NK-EH-360 钢 ( $\sigma_b = 1240\text{MPa}$ ) 焊接、第一重型机器厂引进美国 PH-27A 高强度钢 ( $\sigma_b = 1230\text{MPa}$ ) 焊接等。

对引进国外先进的高强钢焊接技术,部分重点企业进行了技术消化吸收和材料国产化。厦门工程机械股份有限公司等企业引进了美国卡特(CAT)公司先进的工程装载机制造技术,该机铲斗为焊接结构,铲斗内的铲刀刃板选用与美国 1E921 钢性能相当的 HQ130 钢 ( $\sigma_b \geq$

1300MPa), 斗壁板选用性能与美国样机相当的国产 HQ70 钢 ( $\sigma_b \geq 760\text{MPa}$ ), 全部焊材及工艺实现了国产化。

为了防止焊接裂纹, 高强度钢多采用预热焊接工艺, 但预热焊对高强度钢焊接热影响区组织性能有不利影响 (如软化、脆化等)。若能在不预热条件下进行焊接, 对简化焊接工艺、提高焊接接头区性能和改善劳动条件有重要的意义。

在不预热条件下焊接低合金调质高强度钢, 必须通过正确选择焊材, 严格控制焊接线能量 ( $q/v$ ) 等工艺措施, 解决高强度钢焊接裂纹、焊接区强韧性匹配、热影响区脆化软化等一系列技术难关。焊接熔合区是高强度钢接头中的薄弱部位, 焊接裂纹极易在该区域产生和发展, 高强度钢熔合区萌生裂纹已成为制约其焊接结构扩大应用的关键。揭示焊接热循环对高强度钢熔合区组织结构变化和微裂纹起源、扩展内在本质的影响及控制措施, 具有重要的理论意义和实用价值。本书对上述内容将分别进行分析研究。

## 第二章 低合金调质高强度钢的焊接发展

低合金调质高强度钢的抗拉强度 $\sigma_b$ 一般为600~1300MPa,在调质状态下供货使用,属于热处理强化钢。低合金调质高强度钢既具有较高的强度,又有良好的塑性和韧性。随着科学技术的发展,低合金调质高强度钢在工程焊接结构中的应用日益广泛,越来越受到工程界的重视。本章从焊接性角度对低合金调质高强度钢的一般焊接工艺特点、焊接裂纹敏感性、焊缝强韧性匹配、以及焊缝金属和热影响区组织性能等方面的研究作了简明地阐述。

### 2.1 低合金调质高强度钢的焊接特点

低合金调质高强度钢的含碳量不超过0.22%,焊接性能优于中碳调质钢。由于这类钢焊接热影响区形成的是低碳马氏体,马氏体开始转变温度 $M_s$ 点较高,所形成的马氏体具有“自回火”特性,使得低合金调质钢的冷裂纹倾向比中碳调质钢小。但对于抗拉强度大于800MPa的低合金调质高强度钢,焊接热影响区(特别是热影响区粗晶区)有产生冷裂纹和韧性下降的倾向。对焊后不再进行热处理的焊件,必须严格控制焊接区的扩散氢含量以及选择合适的焊接方法和焊接工艺参数。

以抗拉强度 $\sigma_b$ 600~950MPa级低合金调质钢为代表的工程机械用焊接高强度钢(如HQ70、HQ80、HQ100),是在低碳锰钢基础上加适量的Cr、Ni、Mo、Cu等元素,有的加入V、Nb、Ti、B等微合金元素。这类钢合金化特点相似于压力容器用同等强度级别的钢种,而且与压力容器钢有相近的性能要求,很多钢号可通用于压力容器、桥梁等。我国HQ系列典型低合金调质高强度钢的临界点见表2.1,典型低合金调质高强度钢的热导率( $\lambda$ )和线膨胀系数( $\alpha$ )见表2.2。

表 2.1 我国几种典型低合金调质高强度钢的临界点

钢 号	$A_{c1}/^{\circ}\text{C}$	$A_{c3}/^{\circ}\text{C}$	$A_{r1}/^{\circ}\text{C}$	$A_{r3}/^{\circ}\text{C}$	$M_s/^{\circ}\text{C}$
HQ70	724	855	758	616	—
HQ80C	753	890	791	670	435
HQ100	715	850	725	615	435
HQ130	730	850	562	754	400

表 2.2 几种典型低合金调质高强度钢的热导率( $\lambda$ )和线膨胀系数( $\alpha \times 10^{-6}$ )

热导率 $\lambda / (\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1})$									
温度/ $^{\circ}\text{C}$	20	100	200	300	400	500	600	700	800
HQ70	40.11	38.98	37.01	34.97	33.04	31.66	30.61	28.89	27.51
HQ80C	40.03	41.08	40.91	39.78	38.02	36.14	34.04	—	—
HQ100	34.09	33.29	32.54	31.66	30.82	29.90	27.01	—	—
线膨胀系数 $\alpha \times 10^{-6} / ^{\circ}\text{C}$									
温度/ $^{\circ}\text{C}$	20~100	20~200	20~300	20~400	20~500	20~600	20~700		
HQ70	12.54	12.67	13.13	13.50	13.72	13.99	—		
HQ80C	11.51	12.39	13.00	13.00	13.51	14.45	—		
HQ100	12.75	12.92	13.74	14.15	14.19	14.30	14.47		

由于钢中的碳含量较低,硫、磷杂质控制较严,而锰含量及Mn/S比又较高,低合金调质

高强度钢的热裂倾向较小。这类钢是通过调质获得强化效果的，受焊接热循环影响，低碳调质钢热影响区有时存在脆化和软化现象，强度级别越高的钢种，软化现象越突出。解决的办法一是采用焊后重新调质处理的措施；二是焊后不再进行热处理，在焊接过程中严格限制焊接热量输入对母材的作用。

近年来冶金生产技术的进步，如炉外精炼、真空脱气、压力淬火等技术的发展，尤其是计算机自动控制技术在冶炼、轧制及热处理中的广泛应用，为焊接结构用低碳高强度钢的开发提供了重要的技术保证。同时，低碳调质高强钢的开发应用对焊接材料、高效焊接方法、焊接工艺以及焊接接头区域的使用性能（特别是抗断裂冲击韧性）提出了更高的要求。在焊材选择上，欧、美等国最初是采用强度性能不低于母材的焊材进行焊接，但是焊后发现在环形对接焊缝和纵向焊缝的焊道根部、T形接头以及框架连接等部位产生焊接裂纹。调整钢材的成分很难完全解决的焊接裂纹问题，可通过正确地选择焊接材料和焊接工艺加以解决。实验研究证明，采用强度性能稍低于母材而塑韧性较高的焊材施焊，对减少和防止焊接裂纹的产生有一定成效。

低合金调质高强度钢焊接所面临要解决的问题一是防止裂纹；二是在保证满足高强度要求的同时，提高焊缝金属及焊接热影响区（HAZ）的冲击韧性。为了消除裂纹和最大限度地提高焊接效率，一般采用熔化极气体保护焊（MIG）或活性气体保护焊（MAG）等气体保护自动化或半自动机械化焊接。

20世纪80年代末，大连起重机器厂从德国Peiner公司引进起重机抓斗制造技术，该机抓斗刃口板采用瑞典Svensktstal钢厂生产的OXAR特种钢，该钢具有高强度和高耐磨性。在板材轧制过程中同时进行调质热处理，生产工艺相当复杂，一般钢厂难以生产，由瑞典钢厂独家生产，西欧各国均从瑞典购买。OXAR360s钢化学成分（%）：C 0.17，Mn 1.26，Si 0.33，Cr 0.60，Mo 0.27，B 0.0012。实测力学性能： $\sigma_b$ 1320MPa， $\delta_5$ 14.5%，常温 $A_{kv}$ 118J，HRC42。针对OXAR钢焊接，Peiner公司过去是采用手工弧焊（SH120K焊条），现已实现Ar+CO<sub>2</sub>混合气体保护焊（用Union K56焊丝）自动化焊接，预热温度150℃。

为实现引进技术国产化，大连起重机器厂研制出成分和力学性能与OXAR钢相当的25MnCrMoB钢，用于起重机抓斗刃口板，采用与德国Union K56成分和力学性能相近焊丝的气体保护焊，或采用瑞典OK48.04LMA焊条进行手工电弧焊。为防止产生焊接裂纹，均采用预热焊工艺（预热温度150℃）。

20世纪90年代初，大连起重机器厂与日本石川公司合作生产2000t/h连续式卸船机斗体，刃口板材是石川公司提供的NK-EH-360高强度耐磨钢（厚度19mm），该钢化学成分（%）：C 0.15，Si 0.34，Mn 1.44，Cr 0.25，Ti 0.006，B 0.002；力学性能： $\sigma_b$ 1246MPa， $\sigma_s$ 1082MPa，HRC34，采用OK48.04LMA焊条预热焊接。近年来我国推土机制造厂家引进日本小松公司生产技术，其推土板是采用小松公司SHSC-2H钢，属低碳马氏体组织的低合金调质高强度钢。我国第一重型机器厂引进美国技术生产的23m<sup>3</sup>大电铲，其斗齿材料为PH-27A钢， $\sigma_b$ 1230MPa， $\sigma_s$ 984MPa，也属低合金调质高强度钢。

20世纪90年代以后，厦门工程机械股份有限公司引进美国卡特公司工程装载机制造技术，研制出与美国铲刀刃用1E921钢（ $\sigma_b \geq 1300$ MPa）性能相当的HQ130钢，用于工程机械关键零部件生产，实现了全部焊材及焊接工艺国产化。明显降低了焊接施工成本和改善了工人劳动条件，并取得较大的社会和经济效益。

## 2.2 低合金调质高强度钢焊接工艺和焊接材料

### 2.2.1 焊接工艺

低合金调质高强度钢常用的焊接方法有手工电弧焊、CO<sub>2</sub> 气体保护焊和混合气体保护焊等。一般地说,对于屈服强度  $\sigma_s$  小于 680MPa 的低合金调质钢,手弧焊 (SMAW)、埋弧焊 (SAW)、MIG 和 TIG 等都可采用;对于屈服强度  $\sigma_s \geq 680\text{MPa}$  的低合金调质钢,熔化极气体保护焊 (如 CO<sub>2</sub> 焊或 Ar+CO<sub>2</sub> 混合气体保护焊) 是较合适的焊接方法。但是,这类钢焊接时应严格限制焊接线能量,控制焊接热影响区冷却时间 ( $t_{8/5}$ 、 $t_{8/3}$ ) 不能过长,因为在过低的冷却速度下热影响区粗晶区可能出现上贝氏体 (Bu)、M-A 组元等组织而导致脆化。冷却时间过长会出现淬硬组织并导致焊接裂纹产生。

当低合金调质高强度钢板厚较薄,接头拘束度较小时,可以采用不预热焊接工艺。如板厚小于 10mm 的 HQ60、HQ70 钢,采用低氢型焊条手工电弧焊、CO<sub>2</sub> 气体保护焊或 Ar+CO<sub>2</sub> 混合气体保护焊,可以进行不预热焊接。

为了限制过大的焊接线能量,低碳调质高强度钢焊接不宜采用大直径的焊条或焊丝。应尽量采用多层多道焊工艺,最好采用窄焊道而不用横向摆动的运条技术。这样不仅使焊接热影响区和焊缝金属有较好的韧性,还可以减小焊接变形。双面施焊的焊缝,背面焊道应采用碳弧气刨清理焊根并打磨气刨表面后再进行施焊。如果采用大电流埋弧焊和电渣焊工艺,由于焊接线能量大,焊接区加热时间长,冷却缓慢,焊接热影响区韧性急剧下降,因此低碳调质高强度钢在经过大电流埋弧焊和电渣焊后必须进行淬火+回火处理。

这类钢焊接时为了防止冷裂纹产生,有时需要采用预热和焊后热处理。但预热中必须防止不使焊接热影响区的冷却速度过慢,以免使热影响区产生 M-A 组元和粗大的贝氏体组织,导致热影响区强韧性下降。

HQ70、HQ80 和 HQ100 钢焊接一般要求低温预热, HQ 系列钢的预热温度和最大焊接线能量见表 2.3。国外同类钢焊接大多也采用低温预热焊,而且大多用平焊、横焊或立向下焊而不用立向上焊,以便可靠地控制  $t_{8/5}$  值。但是,在冷速过于缓慢的预热条件下焊接低碳调质钢,会增大热影响区 (HAZ) 软化和脆化倾向,降低焊接热影响区韧性或使 HAZ 软化失强,而且焊接工艺复杂。若能实现在不预热条件下对低碳调质高强度钢的焊接,对简化焊接工艺和提高热影响区性能有重要的意义。

表 2.3 HQ 系列钢的预热温度和最大焊接线能量

钢号	板厚 /mm	预热温度/°C			层间温度 /°C	焊接线能量 /(kJ·cm <sup>-1</sup> )
		手弧焊	气保焊	埋弧焊		
HQ70	6~13	50	25	50	≤150	≤25
	13~26	75~100	50	50~75	≤200	≤45
	26~50	125	75	100	≤220	≤48
HQ80C	6~13	50	50	50	≤150	≤25
	13~26	75~100	50~75	75~100	≤200	≤45
	26~50	125	100	125	≤220	≤48
HQ100	≤32	100~150	100~150	—	≤150	≤35

低碳调质钢焊接结构件一般是在焊态下使用,除非在焊后接头区强韧性过低,焊接结构

受力大或承受应力腐蚀，以及焊后需要进行高精度加工以保证结构尺寸等情况下，才进行焊后热处理。焊后热处理的温度必须低于母材调质处理的回火温度，以防止母材的组织性能受到损坏。

### 2.2.2 焊接材料

低合金调质高强度钢焊后一般不再进行热处理，故在选择焊接材料时要求焊后所形成的焊缝金属应具有接近于母材的力学性能。在特殊情况下，对焊缝金属强度要求可低于母材，或刚度很大的焊接结构，为了减少焊接冷裂纹倾向，可选择比母材强度低一些的焊接材料（即所谓“低强匹配”）。低合金调质高强度钢焊接材料的选用见表 2.4。

表 2.4 低合金调质高强度钢焊接材料的选用

钢 号	强度级别 $\sigma_b$ /MPa	焊 条	气 体 保 护 焊	
			焊 丝	保 护 气 体
14MnMoVN	700MPa	E6015, E7015	H08Mn2SiA H08Mn2MoA	CO <sub>2</sub> 或 Ar+CO <sub>2</sub> 焊
14MnMoNbB	750MPa	E7015, E7515	H08Mn2MoA H08MnNi2Mo	CO <sub>2</sub> 或 Ar+CO <sub>2</sub> 焊
15MnMoVNRe	760MPa	E7015, E7515	H08Mn2MoA H08MnNi2Mo	CO <sub>2</sub> 或 Ar+CO <sub>2</sub> 焊
HQ80	800MPa	E7515, E8015	H08Mn2Ni3CrMo (ER100S)	CO <sub>2</sub> 或 Ar+CO <sub>2</sub> 焊
HQ100	1000MPa	E9015, E10015	H08Mn2Ni3SiCrMo	Ar+CO <sub>2</sub> 焊
HQ130	1300MPa	E10015-M	H08Mn2Ni3SiCrMo	Ar+CO <sub>2</sub> 焊
[美]HY-80		E9018, E11018	AX-80, AX-90	CO <sub>2</sub> 或 Ar+CO <sub>2</sub> 焊
[美]HY-100		E11018	AX-110	CO <sub>2</sub> 或 Ar+CO <sub>2</sub> 焊
[美]HY-130	980MPa	E14018	AX-140	Ar+CO <sub>2</sub> 焊
[美]HY-150	1300MPa	E16018	AX-160	Ar+CO <sub>2</sub> 焊

## 2.3 低合金调质高强度钢焊接裂纹倾向

由于焊接冷裂纹对高强度钢焊接结构的严重危害，近年来世界各国对高强度钢焊接冷裂纹进行了大量的研究。日本在焊接应力和氢致裂纹研究中取得较突出成果；欧、美在裂纹微观形态研究方面获得进展。我国天津大学张文钺教授等提出多项国产高强度钢冷裂敏感性判据公式，如热影响区最高硬度判据，插销冷裂纹试验临界拘束应力和临界拘束度判据等。但是进行焊接裂纹分析时，焊接区微观组织与裂纹萌生、扩展及断裂内在关系等方面的研究仍有待加强。

现代工业中高强度钢焊接结构的大量应用，对易发生失效的熔合区裂纹引起人们的高度重视。焊接熔合区具有明显的化学和物理不均匀性，组织性能突变，是焊接接头中最薄弱的部分，脆性断裂和焊接裂纹易在该区域产生和发展，特别是高强度钢焊接时，问题更为突出。

目前焊接熔合区研究大多集中于化学不均匀性、凝固过渡层、马氏体脆性层、扩散层、残余应力分布等方面。测定靠近焊缝边缘部位的焊接热循环非常困难，受实际测试手段限制，认识仍不很统一。尤其是熔合区中 H、O、C 的分布，目前只能用气相色谱法或电化学方法作一些间接观测，或是从理论上作计算分析。近年来电子显微技术等研究手段的应用，以及模拟熔合区化学成分等，使熔合区研究有了新的进展，但仍有大量的研究工作要做。



扩散氢在高强度钢熔合区和粗晶区与细晶区交界处存在局部聚集，峰值在扩散氢局部聚集处，表明焊接区不均匀组织是引起扩散氢分布状态变化的重要因素。研究开裂部位的瞬态氢浓度和开裂时焊接区的残余扩散氢含量，比研究熔敷金属中的初始氢含量更为重要。但是测定焊接区开裂部位的局部氢浓度十分困难，至今尚没有较完善的测试手段。目前主要是利用有限元和计算机来推测焊接区的氢浓度分布。

满足 Fick 第二定律：

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad (2.1)$$

的解有高斯解、正弦解和误差函数解等，取决于不同扩散系数溶质的浓度分布和边界条件。焊接区扩散氢浓度分布具有变形正弦曲线的特征，采用正弦解应分成氢的非稳态扩散和稳态扩散两个阶段。还没有形成稳态扩散的条件下，描述氢浓度分布需考虑高次谐波：

$$C(x, t) = A_0 + \sum \{ [A_n \sin(nkx) + B_n \cos(nkx)] \exp(-n^2 k^2 Dt) \} \quad (2.2)$$

对稳态扩散条件下的扩散氢浓度分布，只需考虑基波：

$$C(x, t) = A_0 + \frac{4C_0}{n\pi} \exp(-n^2 k^2 Dt) \sin(nkx) \quad (2.3)$$

式 (2.2) 和 (2.3) 中， $C(x, t)$  为在  $t$  时间时  $x$  距离处氢的浓度， $D$  为扩散系数， $t$  为时间， $C_0$  为氢的初始浓度， $A_0$ 、 $A_n$ 、 $B_n$ 、 $k$  均为常系数， $n=1, 2, \dots, n$ 。

因此可把氢由焊缝→熔合区→HAZ 的扩散过程看成是以扩散氢浓度驻波形式向前传递，波腹出现在焊缝中部、熔合区以及热影响区粗晶区 (CGHAZ) 与热影响区细晶区 (FGHAZ) 交界处，波节出现于三个组织均匀区。由于焊接区两波节之间距离不同和三个波腹点的高度受局部氢活度的影响，致使扩散氢分布曲线最终成为变形正弦曲线。

近代开发的高强度钢，大多采用降低含碳量并加入多元微量合金化元素，用控轧或热处理达到控制强韧性的目的。焊接过程中，除控制焊接裂纹外，如何保证熔合区韧性则是不容忽视的问题。近年来工程结构材料断裂研究沿着两条不同但又相互密切联系的道路发展：一是以美国海军研究试验室 (NRL) 的 W. S. Pellini 为代表所采用的传统工程断裂方法，如夏比冲击试验、落锤试验等评价材料韧脆转变特性的试验方法；另一条是建立在固体力学和物理学基础上的断裂力学方法，二者都已取得长足发展。由于金属断裂的复杂性和具体结构的特殊性，上述努力并未完全阻止工程中破断事故的发生。随着工程机械向高参数、大型化的发展，钢材强度级别不断提高，服役条件愈加苛刻，对焊接结构综合性能的要求越来越高。

对解理断裂的研究并相继产生了著名的 Stroh-Zener 位错塞积模型、Cottrell 位错反应模型和 Smith 晶界碳化物开裂模型等。Stroh-Zener 模型是生核控制模型，不能反映应力状态对形成解理裂纹的影响。Cottrell 模型强调了拉应力的作用，并将裂纹扩展的临界应力同材料的屈服行为及晶粒大小联系起来，这两个模型都是针对单相铁素体组织提出的。Smith 模型的特点在于考虑了第二相的作用，后来被引伸为脆性相生核的一般模型。对于组织状态更复杂的钢种，人们运用类比方法先后发现了其他多种能导致解理的脆性粒子，如贝氏体、马氏体、M-A 组元以及夹杂物等。

上述各种模型实质上均为解理裂纹的萌生模型，而解理断裂是由裂纹萌生与扩展两阶段组成。对工程材料而言，裂纹扩展比其萌生消耗更多的能量，因而也更为困难。80 年代初，TEM 原位观察把断裂研究引入到直接观察位错运动的层次，导致了无位错区 (DFZ, Dislocation Free Zone) 的发现，这在认识解理断裂本质过程中前进了一大步，目前这方面的研