

1931127

分类号 _____ 密级 _____

UDC _____

学 位 论 文

国产石油储罐用钢板工艺性能分析研究

作者姓名： 张朋彦

指导教师： 朱伏先 教授

高彩茹 副教授

轧制技术及连轧自动化国家重点实验室(东北大学)

申请学位级别： 硕士 学科类别： 工学

学科专业名称： 材料加工工程

论文提交日期： 2008 年 6 月 25 日 论文答辩日期： 2008 年 6 月 28 日

学位授予日期： 2008 年 月 日 答辩委员会主席： 张殿华

评阅人： 骆宇安

张海渠

东 北 大 学

2008 年 6 月



A Dissertation in Materials Forming Engineering



**Study on the Processing Property of
Domestic Petroleum Storage Tank Steel Plate**

By Zhang Pengyan

Supervisor: Professor Zhu Fuxian
Associate Professor Gao Cairu

Northeastern University
June 2008

独创性声明

本人声明所呈交的学位论文是在导师的指导下完成的。论文中取得的研究成果除加以标注和致谢的地方外，不包含其他人已经发表或撰写过的研究成果，也不包括本人获得其他学位而使用过的材料。与我一同工作的同志对本研究所做的任何贡献均已在论文中作了明确的说明并表示谢意。

学位论文作者签名：张朋彦

日期：2008.6.30

学位论文授权使用授权书

本学位论文作者和指导教师完全了解东北大学有关保留、使用学位论文的规定：即学校有权保留并向国家有关部门或机构送交论文的复印件和磁盘，允许论文被查阅和借阅。本人同意东北大学可以将学位论文的全部或部分内容编入有关数据库进行检索、交流。

作者和导师同意网上交流的时间为作者获得学位后：

半年☐

一年☐

一年半☐

两年☒

学位论文作者签名：张朋彦

签字日期：2008.7.8

导师签名：张光

签字日期：2008.7.8

国产石油储罐用钢板工艺性能分析研究

摘 要

为了加快我国战略石油储备基地的建设,需要建造单台储存容积在10 万立方米以上的大型浮顶油罐,而迄今为止,我国建造的石油储罐基本上采用日本进口钢板,其价格昂贵且不能保证供货时间。所以,国家发改委力主石油储罐用钢板的国产化,由于石油储罐用钢板需要达到100KJ/cm的大线能量焊接要求,工业生产难度较大,诸多工艺技术尚有待于研究开发。本文结合东北大学-首钢秦皇岛金属材料有限公司4300mm宽厚板研发中心对石油储罐用钢板的研究开发,就试制钢板的焊接等工艺性能进行了系统的研究分析。论文主要工作如下:

(1) 采用工业试制的石油储罐用轧态钢板,通过调质处理试验,研究分析不同的热处理参数对试验钢组织和力学性能的影响规律,确定出合适的热处理工艺为:40mm钢板采用930℃×30min淬火+660℃×60min回火;21mm钢板采用920℃×30min淬火+650℃×60min回火,为工业热处理制度的确定提供了依据。

(2) 利用焊接热模拟试验,研究分析不同焊接线能量对试验钢板组织和性能的影响规律后发现,针状铁素体是制约试验钢大线能量焊接性能的主要因素。结果表明:40mm钢板不具有大线能量焊接性能;21mm钢板在模拟线能量为80KJ/cm时,仍具有合格的性能。

(3) 利用实验室的双丝埋弧焊设备,对试验钢采取大线能量焊接试验,通过对焊缝和热影响区的组织和性能分析,找出各合金元素对焊接性能的影响规律。结果表明:21mm钢板在实际线能量为66KJ/cm时,各项性能符合标准要求。

(4) 采用斜Y型坡口焊接裂纹试验方法,对21mm钢板进行了抗冷裂纹试验。结果表明:在选定的预热和缓冷措施下,试验钢具有很好的抗冷裂性能。

(5) 选用日本和宝钢的同类钢板,按照上述 (3)、(4)、(5)中相同的试验方法,与试验钢的试验结果进行了系列对比分析。发现试验钢的焊接热影响区冲击韧性较低。进而从化学成分、冶炼工艺、轧制工艺、热处理工艺、大线能量焊接等几方面提出改进措施,对再次进行工业试制具有重要的参考价值。

关键词: 石油储罐钢板, 热处理, 热模拟, 大线能量焊接, 冷裂纹

Study on the Processing Property of Domestic Petroleum Storage Tank Steel Plate

Abstract

In order to speed up the construction of national strategic reserve base, our China has to build large floating roof tanks with a single storage volume greater than one hundred thousand, and which need a large number of steel plates. Heretofore, China always used steel plates made in Japan to build petroleum storage tank, it's expensive and could not guarantee the supplying time. Therefore, the State Development and Reform Commission strong request the localization of petroleum storage tank steel plate. But due to this kind of plate requiring high heat input welding more than 100KJ/cm, it's very difficult for industrial production. Thus, lots of techniques need to research and develop. Combining with NEU-Shouqin Metal Material Co., Ltd 4300mm wide heavy plate research platform, the present paper investigated technological properties of melting and et al., of newly rolled petroleum storage tank plate, systematically. The main works involved as follows:

(1) Studied the effect of heat treatment parameters on structure and mechanical properties of industrial trial rolled plate, under different temperatures by quenching and tempering experiment, and proper heat treatment temperature parameters were determined as: 930°C×30min quenching plus 660°C×60min tempering for 40mm thick plate; and 920°C×30min quenching plus 650°C×60min tempering for 40mm thick plate. This gave a basis for industrial heat treatment.

(2) The effect law of welding heat input on the structure and property of the trial plate was investigated by welding thermal simulation test, and by which it could make sure that acicular ferrite was the main influence on the high heat input weldability. The results shown that 40mm thick plate did not bear high heat input welding, but even when the energy input up to 80KJ/cm, an acceptable property obtained for 21mm thick plate.

(3) An experiment of high heat input welding was proceeded on double wires submerged arc welding equipment in the laboratory. By analyzing the structure and property in welding seam and heat affected area, the effect law of alloyed elements on weldability was

investigated. It was found that when the practical energy input was 66KJ/cm, the properties of 21mm thick plate could meet the requirement of the standard.

(4)The resistance of cold crack of 21mm thick plate was also investigated in this paper, by Y-slit type cracking test. The results showed that: under the preheating and slow cooling condition, the steel has excellent cold crack resistant ability.

(5)Selected the same kind of steel plate produced in Baosteel and Japan, and used testing method depicted in (3), (4) and (5), a series of studies have been carried on, and the results were compared to that of the trial steel. Lower impact toughness was found in welding heat affected zone of trial steel. Furthermore, improvement measures were put forward according to several aspects, such as chemical constituents, smelting process, rolling process, heat treatment process and high heat input welding, and it provided a feasible method for next industrial experiment.

Key words: petroleum storage tank plate; heat treatment; thermal simulation; high heat input welding; cold crack.

目 录

独创性声明.....	I
摘 要.....	II
ABSTRACT.....	IV
第一章 绪论.....	1
1.1 引言.....	1
1.2 国内外的发展及现状.....	2
1.2.1 国外大型石油储罐钢板的发展及现状.....	2
1.2.2 国内大型原油储罐钢板的发展和现状.....	3
1.2.2.1 国内钢厂石油储罐钢板的开发状况.....	3
1.2.2.2 大型油罐建设焊材研制状况.....	5
1.2.2.3 焊接中存在的问题.....	5
1.3 原油储罐钢板的性能及其特点.....	6
1.3.1 原油储罐钢板的组织及性能特征.....	6
1.3.2 原油储罐钢板的特点.....	7
1.3.2.1 成分特点.....	7
1.3.2.2 工艺特点.....	9
1.4 原油储罐钢板的大线能量焊接发展趋势.....	13
1.5 本文研究的内容、目的和意义.....	14
1.5.1 本文研究的目的和意义.....	14
1.5.2 本文研究的主要内容.....	15
第二章 新开发的原油储罐钢板工业试验.....	16
2.1 前言.....	16
2.2 工业试验条件.....	16
2.2.1 试验钢的化学成分及坯料、成品规格.....	16
2.2.2 试验钢的生产工艺.....	17
2.2.3 试验钢的主要工艺参数.....	17
2.3 试验结果分析与讨论.....	19
2.3.1 试验钢轧态的力学性能.....	19

6

2.3.2 试验钢回火后的组织和性能 21

2.3.2.1 40mm 钢板的组织和性能 21

2.3.2.2 21mm 钢板的组织和性能 23

2.4 本章小结 26

第三章 大线能量焊接的组织性能研究..... 27

3.1 前言 27

3.2 焊接性试验 27

3.2.1 试验方案 27

3.2.1.1 试验材料 27

3.2.1.2 焊接方法 28

3.2.2 试验结果 32

3.2.2.1 开发钢焊接试板的无损检测 32

3.2.2.2 开发钢的焊后拉伸性能 32

3.2.2.3 开发钢的焊后弯曲性能 33

3.2.2.4 开发钢的焊后冲击韧性 35

3.2.2.5 开发钢的焊后金相组织 36

3.2.3 小结 40

3.3 焊接热模拟试验 40

3.3.1 实验方案 41

3.3.2 试验结果 42

3.2.2.1 热模拟得到的温度-时间曲线 42

3.2.2.2 焊接热模拟试验结果 43

3.3.3 小结 50

3.4 焊接裂纹敏感性试验 50

3.4.1 实验方案 52

3.4.2 试验结果 55

3.4.3 小结 55

3.5 本章小结 56

第四章 试验钢与同类钢板的焊接性能对比..... 57

4.1 前言 57

4.2 日本 JFE 生产的原油储罐钢板 SPV490Q 的性能 57

4.2.1 化学成分 57

4.2.2 力学性能 57

4.2.3 焊接试验及结果 58

 4.2.3.1 焊接性试验 58

 4.2.3.2 焊接热模拟试验 59

 4.2.3.3 焊接裂纹敏感性试验 59

4.3 上海宝钢生产的原油储罐钢板 08MnNiVR 的性能 60

 4.3.1 化学成分 60

 4.3.2 力学性能 60

 4.3.3 焊接试验及结果 60

 4.3.3.1 焊接性试验 60

 4.3.3.2 焊接热模拟试验 61

 4.3.3.3 焊接裂纹敏感性试验 62

4.4 三种钢板的对比分析 62

4.5 本章小结 66

第五章 结论 68

参考文献 69

致谢 73

第一章 绪论

1.1 引言

近年来,随着国民经济的发展,我国的石油消耗量逐年增加,进口石油量亦同步递增。中国作为石油净进口国已有十年历史,缺少石油储备就无法在油价较低时进口更多的石油以抵御油价增长的风险。当今,世界局势动荡不安,石油价格变化起伏不定。石油安全现已成为保障国家经济安全的重大战略课题。石油安全就是在数量和价格上能满足经济社会持续发展的石油供应能力。战略石油储备对保障能源安全至关重要,也是应对短期石油供应冲击的有效途径。我国作为原油净进口国已有十余年的历史,2004年原油进口达到12272万吨,同比增长38.4%,约占当年国内原油年消费量的40%。缺少石油储备就无法抵御价格的风险,因此,建立我国战略石油储备成为业界关注的热门话题。

2002年全国原油储罐库容合计为3800多万吨,均为企业生产和经营性周转库容,没有国家的石油储备。按照国际惯例,国家战略石油储备的远期目标是90天的进口量(国际能源机构IEA的20多个成员国总储备量相当于114天的进口量)^[1]。在这种形势下,国务院在2003年决定进行石油储备库建设。首先,计划在浙江舟山的吞山港和镇海、山东黄岛、辽宁大连等海港建设10万立方米石油储罐154个;随后,二期工程还需建设200多个石油储罐,预计需求相应牌号的钢板近30万吨。除此之外,中石化、中石油等大企业每年都要新建几十个大型石油储罐。另外,一些即将兴建的炼油厂、石化厂也需配备一定数量的大型石油储罐。因此,大型石油储罐用钢板需求数量十分可观。综上所述,大型石油储罐用钢板每年的消耗量约为十几万吨^[2]。

国家发改委石油储备办公室2004年5月正式运作,其主要任务是负责国家战略石油储备基地的建立。计划在2007年底前建成相当于35天原油进口量,预计到2010年前增加至50天,到2015年,中国战略石油储备的远期目标可望实现。首批被选定的4个国家战略石油储备基地中,镇海基地从规模上是四大基地之首,其工程进度最快,一期工程有4组16个10万立方米油罐,全部工程已在2006年底之前竣工,共有52个10万立方米油罐,可储备石油总计520万立方米。此外,紧邻镇海基地有中国石化的中转油罐,总库容为200万立方米^[3]。

石油储备的建设主要是建造单台储存容积在10万立方米以上的大型浮顶油罐,其施工是采用高效大线能量焊接技术,适应的大线能量焊接用钢板。焊接线能量可达90~100kJ/cm。如此大线能量焊接会造成钢材焊接热影响区的强度和韧性降低(特别是调质处

理的高强度钢板)，而且由于进口钢板价格不断上升且供货期越来越长，这大大增加了油罐建设成本，因此开发大型储罐用大线能量用钢势在必行。

1.2 国内外的现状及发展

1.2.1 国外大型石油储罐钢板的发展及现状

早在1967年世界产油大国委内瑞拉就建成了15万立方米的浮顶油罐，随后日本和沙特阿拉伯相继建成17万立方米和20万立方米的浮顶油罐^[4]。国外大型石油储罐用钢板的开发以日本为主。大致分两个阶段，即20世纪60年代至70年代中期和70年代中期至今^[5]。

早在1960年前后，日本的一些钢铁企业依靠热处理炉及其附带的淬火设备开发和生产了最大板厚达45mm的QT型590~610MPa级高强度钢板，以满足其国内和世界各国建造大型浮顶石油储罐的需求。仅新日本制铁株式会在1975年之前就为至少100个以上油罐提供了所需的WEL-TEN60钢板(HT590MPa级)、WEL-TEN62钢板(HT610MPa级)^[6]。与此同时，这些钢板的高能量热输入(大于100kJ/cm)焊接技术也得到了开发，如电弧焊(EGW)和CO₂自动焊接法(OSCON-VB)等^[7]。

20世纪70年代中期以来，为了顺应日本国内不再建造超大型石油储罐和北海道等高寒地区的油罐母体及其焊缝抗低温冲击韧性的需求，日本几家大型钢铁公司以C-Si-Mn钢为基础，采用了合金化处理如添加Mo、V、B、Ni、Ti等合金元素，通过合理的调质制度，相继成功开发了母材和焊缝韧性均很优异的HT610MPa级钢板^[8]。

20世纪80年代末日本就建成了总容量为9000万m³的原油储罐。典型的钢种有WEL-TEN610S、NK-HITEN610E2、RIVERACE610AN等。对于如何防止大线能量焊接时HAZ韧性恶化的难题，研究了各种添加元素对微观组织的影响^[9]。结果表明：根据钢中的N含量，适当添加Ti，形成TiN细粒状弥散分布的粒子以减轻大线能量焊接时热影响区脆化的效果最好。利用TiN的沉淀物可以抑制焊接时奥氏体的晶粒粗大，由此确立了KST处理技术(神户超韧化处理)^[3]，它成为开发大线能量用钢的根基。日本JFE株式会社和新日本制铁株式会社，都采用了新的技术途径和生产工艺，特别是JFE公司采用了“低N-高Al-微量Ti”方式生产的JFE-HITEN610E^[5]，较彻底地解决了大线能量焊接对热影响区韧性恶化的难题。

20世纪90年代后期以来，针对大线能量焊接时HAZ韧性恶化的问题，新日本制铁株式会社采用微合金化技术和DQ+FT技术开发了Pcm小于0.18%的大线能量低焊接裂纹敏感性钢板WEL-TEN610SCF^[9]，并且开发了改善高能量热输入HAZ韧性的氧化钛微细分散技术。2003年以来，日本的JFE钢厂研究了各种合金元素对该类钢板组织结构的影响，

采用“低N-高Al-微量Ti”的成分控制方法和DQ+FT技术,批量生产了大线能量低焊接裂纹敏感性钢板JFE-HITEN610E^[5]。综上所述,日本大型石油储罐用钢板的开发与研究,取决于国内外石油储罐建设的需求,经历了高强度大线能量焊接钢板—高强度一般能量焊接钢板—大线能量低焊接裂纹敏感性钢板的发展过程。

随着微合金化技术和控制轧制等技术的发展,高强度大线能量焊接用钢板的生产工艺已从最初传统的离线调质工艺(Q-T),逐步开发出直接淬火+回火(DQ-T)、在线调质处理(DQ-HOP)和采用TMCP等先进工艺技术,使大型储油罐用高强度钢板的生产效率得到了极大的提高。目前,日本新日铁采用的是DQ-T工艺、日本住友和德国Dellinger采用TMCP工艺、JFE采用DQ-HOPT艺,这些工艺均可生产抗拉强度为610MPa级大型储油罐用高强度钢板,且与钢板的微合金化技术、热轧—热处理技术、焊接技术的进步紧密相关^[10]。

1.2.2 国内大型原油储罐钢板的发展和现状

我国从20世纪80年代初期开始建设10万立方米的浮顶油罐,到目前已经建成了100余台10万立方米以上的浮顶油罐,所用的高强度钢板90%以上都是进口。2003年12月在广东茂名建成的两台直径为90m、储量12.5万立方米的特大储油罐和建造在中国石化的仪征中转库的两台直径为100m、储量15万立方米的原油储罐,均采用日本JFE公司生产的大线能量用钢JFE-HITEN610E。这些储罐所需的高强度钢板几乎全部依赖进口。

2004年在国家发改委石油储备办公室精心组织下,由中国石油化工集团公司牵头成立了联合攻关小组,主要任务是实现储罐高强度钢板国产化以及焊材国产化,便于尽早应用于石油储备基地建设,由部分取代到完全取代进口材料。联合攻关小组召集了国内具有代表性的几家大型设计院、钢厂、焊材厂、施工单位发扬团体协作精神,展开了联合攻关工作。此外,为了工作开展快捷、顺利、有效,联合攻关小组还邀请了国内权威机构如容标委、钢铁研究总院、机械研究所等机构的知名专家为小组攻关工作出谋划策。2005年上半年,攻关小组业绩突出已经先后研究评审通过了武钢、鞍钢、舞阳、宝钢等钢厂产品准予应用于油罐建造。另外,焊材开发小组已经陆续开发出了针对国产钢板配套焊材^[11]。

1.2.2.1 国内钢厂石油储罐钢板的开发状况

(1) 武钢^[12]

1995年,武钢应原中石化北京设计院、燕山石化公司等单位要求,联合国内有关单位组成课题组,进行了10万m³原油储罐用大线能量焊接高强度钢(WH610D2)的

研制。迄今,武钢已生产 WH610D2 钢板近 4000t,成功用于燕山石化的 4 台 10 万 m^3 原油储罐(直径 81m、罐高 22.1m)工程^[13]。钢板的各项实物性能除了满足大型油罐设计技术要求外,还满足了储罐施工所采用的气电立焊等大线能量焊接工艺条件要求,替代了进口的 SPV490Q 钢板^[13]。但当时该钢种并没有得到很好的推广,有以下几方面原因:一是当时供应燕山石化的 WH610D2 钢板性能和表面质量从总体上还不是很平稳,而且国产高强度钢属于初次开发使用,从设计、业主到施工单位还没有完全认同。其次,是武钢产品的规格尺寸也制约了其产品的推广。在该钢的推广应用上,当时武钢轧机只能生产 2.5m 宽的钢板,宽厚板生产不了。另外,当时国内开发的 WH610D2 钢材生产成本并不低于进口 SPV490Q 钢板,甚至偏高,需求方则更乐意选择性能稳定、价格适中的进口钢板。

近年来,武钢的生产技术水平得到了进一步的提升,随着我国原油战略储备工程的启动,大型原油储罐建造数量会越来越多,WH610D2 钢板作为建造 10 万 m^3 原油储罐的首选国产化高强度钢板,武钢产品满足了工程应用过程中的各项技术要求。WH610D2 钢板主要工艺流程为:高炉铁水—铁水脱硫—转炉吹炼—RH 真空处理—连铸—铸坯处理—轧制—调质热处理。该工艺沿用了国外比较稳定的离线调质热处理工艺,但在大批量大规模的供货需求下,武钢一方面加快新建调质生产线,另一方面积极着手开发新工艺,比如无需重新再加热淬火的 TMCP 工艺。

(2) 鞍钢^[14]

鞍钢新轧钢股份有限公司以前主要从事冷轧薄板、大型材、厚板、高速线材等钢材生产,应联合攻关小组要求对大型油罐用高强度钢板进行了可行性研究并专门成立了产、销、研项目组。项目组根据钢板性能要求和成分范围立足自身生产研制条件吸取了国内外同行单位成功经验,设计了石油储罐用钢的化学成分,定钢号为 AH610E。工艺上采用了在线加速冷却+离线回火工艺,试制了油罐多种厚度规格板材送到相关试验单位进行焊接性试验。2005 年初,鞍钢开发的 AH610E 钢板通过了国家容标委专家评审:该钢板可以用于建造大型原油储罐。

(3) 舞钢

舞阳钢铁有限责任公司(简称舞钢)在技术装备和品种质量方面有明显的优势,较早建成了国产第一套 4200mm 轧机,能够生产多种规格的钢板。今天,舞钢已形成电炉冶炼—精炼—连铸(或模铸)—轧制—热处理—精整这一世界先进水平的短流程特钢生产线。舞阳钢铁公司进行了广泛的资料收集工作,对日本进口石油储罐用钢板进行分析试验,了解了国外油罐用高强度钢先进生产工艺及不同生产工艺的成分设计,充分比较

了国内外对该钢板开发的优势和不足,于2002年研制成功了石油储罐用钢板12MnNiVR。

(4) 宝钢^[15]

宝钢研制开发石油储罐用钢板起步相对较晚,在立足自身技术优势上,总结国内外相关单位制造经验,按照技术要求确定了制造工艺和化学成分设计。宝钢在2005年初由上钢三厂完成第一批试制钢板B610E,已经取得了成功。为了扩大产能满足市场需求,宝钢积极展开三条线多工艺开发工作:

- (a)采用上钢三厂调质生产线开发;
- (b)采用宝钢股份公司新投产调质生产线开发;
- (c)采用在线加速冷却+离线回火工艺开发。

目前在建的大型石油储罐大部分采用的是宝钢生产的钢板,几乎占领了国内市场。

今后,我国将建造15万m³以上的超大型储罐^[16]。由于大型储罐不宜整体热处理,当壁板的厚度超过45mm时,必须选用更高强度级别的钢板以减小壁厚。610Mpa级钢板已不能满足要求,需要开发和生产强度级别更高的大线能量焊接用的高强度调质板,如690Mpa或780Mpa级钢板。日本现在已经成功开发出此类钢板,并已应用,我国应尽早开始研制和生产^[17]。

1.2.2.2 大型油罐建设焊材研制状况

石油储罐钢板国产化工作最终目标是实现国产材料完全取代进口材料。国内石油储罐的建造绝大多数采用进口焊材,联合攻关小组专门成立了焊材开发小组负责组织、研究、试验、及相关技术评审工作,召集了国内知名焊材制造公司:四川大西洋焊接材料股份有限公司、上海电力修造总厂、锦州锦泰金属工业有限公司、湖北巴顿猴王焊接有限公司等联合研制开发^[18]。焊材攻关小组率先开发出了JM-60、CHW-60C实芯气保焊丝和超低氢焊条J607RH,在焊接工艺评定中各项技术指标都可以媲美于进口焊材甚至更优。

1.2.2.3 焊接中存在的问题

对国产石油储罐钢板的焊接工艺评定工作,主要由中石化宁波工程有限公司和中石化第二建设公司负责实施。按照国内油罐通用焊接工艺对所有焊接方法采取模拟现场焊接,焊接工艺评定也大范围地覆盖了油罐实体焊接位置(平位、立位、横位、角焊缝),尤其是重点评定其大线能量焊接性能。但是,在对国产钢板进行的焊接工艺试验中,发现了一些问题^[11]:

- (1)经过大线能量焊接以后(气电立焊100kJ/cm左右),焊接接头热影响区低温冲

击功较母材下降较大。

(2) 国产高强度钢板合金元素含量较进口高, 在进行厚板焊接时一方面要求提高线能量加深焊道回火程度提高接头韧性, 另一方面要求避免过热区脆化。这必然对焊接工艺提出了更高的、更苛刻的要求。

(3) 油罐底圈壁板开孔接管角焊缝经过焊后消除应力 (SR) 热处理后焊缝冲击韧性偏低。

截止到2008年, 国内能够生产石油储罐用钢板且已经通过容标委认证的有六家钢厂, 分别是武钢、舞钢、鞍钢、宝钢、济钢、南钢。首钢秦皇岛金属材料有限公司在2008年4月开始进行工业试制石油储罐用钢板。

1.3 原油储罐钢板的性能及其特点

1.3.1 原油储罐钢板的组织及性能特征

由大型石油储罐用钢板的生产工艺可知, 该类钢板通常以调质状态交货, 其常温组织结构为淬火-高温回火组织, 对应的相组织主要为: 板条状回火马氏体+回火索氏体或回火屈氏体+少量贝氏体或少量贝氏体+铁素体的组织, 各相体积比例沿板厚方向不同部位而有所变化。合金化元素及其加入量, 通过对生产过程中熔炼、热轧变形和热处理的影响, 决定钢板的最终组织结构及其性能, 如特殊的合金设计与加速冷却和在线热处理工艺相结合, 可使该钢板碳当量和 P_{cm} 值显著降低, 焊接性提高。显然, 正是这样的组织结构特征决定了该类钢板的性能特征^[19]。

(1) 调质高强度大线能量焊接钢板的组织结构

钢板调质态的组织为板条状回火马氏体+索氏体+少量贝氏体和铁素体。大线能量焊接钢板的焊接粗晶热影响区(简称 CGHAZ)包括: 奥氏体和二次组织(针状铁素体、晶界铁素体、珠光体、岛状 M-A)。

(2) 低焊接裂纹敏感性钢的组织结构

该类钢板组织结构处于调质态, 即淬火-高温回火组织, 具体为板条状回火马氏体+回火索氏体+少量贝氏体, 各相体积比例沿板厚方向不同部位而变化。

在碳化物分解析出过程中, 由于板条内部有高密度位错, 局部已出现了位错墙或内孪晶等缺陷, 可以像板条界面一样成为碳化物沉淀的核心, 导致碳化物在板条马氏体界面和板条内析出。若淬火组织回复较快, 则碳化物将大部分沉淀于板条边界。随着大角度晶界的迁移, 再结晶过程开始, 逐步形成多边形铁素体, 其内部位错进一步减少, 原

先偏聚于晶界、板条边界的粒子趋于均匀分布。

该种钢板的技术要求具有以下几个特点：

高强度：屈服强度在490MPa以上，抗拉强度为610~730MPa；

良好的塑性：延伸率不低于17%；

高韧性：-15℃横向冲击功不低于80J；

优异的焊接性：控制碳当量 $C_{eq} \leq 0.45\%$ ，控制冷裂纹敏感组成 $P_{cm} \leq 0.24\%$ ），经50~100kJ/mm输入能量焊接后，热影响区的-20℃冲击功不低于47J。

1.3.2 原油储罐钢板的特点

1.3.2.1 成分特点

(1) 化学成分

大型石油储罐用钢板的主要成分特点为：低C-Si-Mn钢为基础，低硫低磷，合金化，钢质纯净。

低C-Si-Mn意味着低的碳当量 C_{eq} ，是确保钢板焊接性优异的根本条件；低硫低磷(P不大于0.015%，S不大于0.010%)有益于钢板塑性、韧性和焊接性的改善；合金化目的在于控制组织结构的预期转变，奠定钢板的强韧性基础，适量Nb、V、Ti、Mo、Ni系合金元素的添加已成为主要的合金化方式^[20]；钢质纯净指钢中夹杂物数量应控制在较低的水平，以降低其对韧性和塑性的不利影响。

(2) 强韧化机制

通常，钢的强韧化机理包括晶粒细化、相变强化、沉淀强化等。为了能够提高钢材的强度，我们必须清楚地了解主要强韧化方式的作用机理。

(a) 晶粒细化

细晶强化是钢中最重要的强化方式之一，也是能同时提高强韧性综合性能的最重要的方法。目前，在国内的工业化生产中，所生产的热轧高强低合金钢的晶粒一般在10μm左右，而目前，国内外在试验中已经得到1μm左右或更细小的超细晶组织。根据Hall-Petch公式，晶粒从10μm细化1μm，强度将提高一倍。为了得到细小的α晶粒，通常采用的方法有：(a)尽可能提高冷却速度；(b)母相γ晶粒尽可能细化；(c)保持加工硬化状态的γ晶粒。

(b) 沉淀强化

当钢中存在有第二相质点时，由于第二相质点与基体间存在应力场和位错之间的交互作用，基体会产生强化。第二相质点是指除基体外的所有其它相的质点，如碳化物、氮化物、氧化物、金属间化合物、亚稳中间相等。产生第二相质点的方法可

以是从过饱和固溶体中沉淀析出，也可以通过其他方法析出，后者一般称为弥散强化，而前者称为沉淀强化(或析出强化、时效强化)。在一般金属中主要采用比较经济的沉淀强化来得到第二相质点。微量添加Nb、V、Ti 时，固溶在奥氏体中的Nb、V、Ti 在相变时或相变后作为极其细微的碳化物、氮化物析出，这些析出物起到很强的沉淀强化作用，使强度提高，且由于其细小弥散对钢材的塑性韧性的不利影响也很小。所以，沉淀强化是一种非常有效的强化方式，添加微量的合金元素，就可获得成百MPa 的强度增量，而且，微合金氮化物还有相当重要的晶粒细化作用。因此，微合金氮化物的沉淀强化是微合金钢中最重要的的强化方式之一。

(c) 相变强化^[21]

传统的普碳钢一般是通过升高碳含量（即珠光体含量）来提高钢材强度的，但钢材的韧性随珠光体含量的升高而急剧恶化。热轧后加速冷却将使组织为铁素体+贝氏体组织代替原来的铁素体+珠光体组织。当贝氏体形态为粒状贝氏体时，可以大大提高钢材的强度，并且不会恶化钢材的室温塑性指标。C-Mn 钢加速冷却使其强度提高的主要机制就是贝氏体相变强化的结果。

(3) 合金化元素的作用

钢中加入微合金元素，其主要目的是为了与控制轧制相配合，达到最大程度的细化晶粒的目的。常用的微量添加元素有Nb、V、Ti，还要考虑普通合金元素C、Mn、Cu、Ni、Cr、Mo 的最优化组合，以达到最佳性能。

(a) 微合金元素使用的具体思路如下：

- ① 未溶解的铌、钛、钒的碳、氮化合物颗粒分布在奥氏体晶界上，可阻碍钢在加热时奥氏体的晶粒长大；
- ② 未溶解的碳、氮化合物可阻碍奥氏体再结晶；
- ③ 在轧制中有些合金碳、氮化物会在位错、亚晶界、晶界上沉淀以进一步阻碍动态再结晶和轧后静态再结晶的产生；
- ④ 在 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变中发生相间沉淀、形成非常细小的合金碳化物，起沉淀强化的作用；
- ⑤ 轧制时形成的高密度位错被碳化物钉扎，会使位错运动的阻力增加。

(b) 铌是在控制轧制中最有利的元素。铌在冷却过程中析出的碳氮化物，能够增加 γ/α 相变的形核点；铌的碳氮化物在奥氏体中析出时，这些质点容易在晶体缺陷部位聚集长大，会阻止奥氏体的再结晶，还可以阻止奥氏体晶粒的长大粗化。特别是在未再结晶区形变时，这些部位的析出形核作用更加显著。Nb还能够提高奥氏体的再结晶温度，使钢可以在较高和较宽的加工温度区间内实现非再结晶奥氏体形变，从而有利于细化晶

粒。

(c) 钒的作用和铌的作用相似。它在钢中会产生中等程度的沉淀强化和比较弱的晶粒细化, 而且是与它的重量百分比成比例的。钒的溶解温度较低, 所以在900℃以下对再结晶有推迟作用, 在奥氏体转变以后, 钒几乎已完全溶解。所以在固溶体中, 钒仅作为一个元素来影响奥氏体向铁素体转变。氮能够加强钒的作用, 可用钒的沉淀强化和铌的晶粒细化相结合, 获得很好的强化效果。

(d) 钛的作用。钢中的钛随含量的增加, 会发生强烈的沉淀强化, 因而能提高热轧产品的强度, 因为钛和氮有很强的亲和能力, 所以钛在钢水中就形成了氮化钛。钛在加入量大约在0.025%以下不改变强度。这个值与氮含量有关。含钛量较高的钢, 其强化作用与锰的含量有关。在低锰的含量下, 屈服强度的增加开始比较缓慢, 随着钛含量的继续增加而迅速增加。在较高的锰含量下却出现了相反的倾向, 随着钛含量的增加其强化作用降低。

在微合金化元素铌、钒和钛中, 铌的细化晶粒作用、应变诱导析出、加速冷却、实现析出的弥散分布等效应是较大的, 可以大幅度地调整钢的强度和韧性匹配^[22]。利用合金元素沉淀强化的作用, 可以使钢的强度明显升高, 但不采用控制轧制会使钢的韧性变坏。只有通过控轧, 在热变形过程中析出特定大小的质点, 阻止再结晶后的晶粒长大, 使晶粒细化, 才能够使钢板获得良好的强韧性。同时合金元素的加入可以提高再结晶温度, 扩大奥氏体未再结晶区, 有利于低温控制轧制工艺的进行。

1.3.2.2 工艺特点

(1) 冶炼特点

冶炼技术和工艺参数的合理选用将保证合金化处理完美、钢质纯净和连铸坯组织结构满足要求^[23], 大型石油储罐用钢板的冶炼工艺为: 铁水预处理(脱硫脱磷)—转炉熔炼—吹氩搅拌—真空处理(VD或RH)—连铸。其关键技术措施为铁水预处理和真空处理。铁水预处理包括KR脱硫, 有条件的还包括脱磷^[24]。强化冶炼中脱氧期脱磷操作, 严格控制钢中P、S含量。真空处理: 包括RH真空处理和VD真空处理。深度脱氧去硫, 脱气(N、H、O等), 去除钢中夹杂物(硫化物、氧化物、硅酸盐等), 均匀温度和成分, 使钢质纯净^[3]。

(2) 轧制特点

大型原油储罐用钢板具有高强度、高韧性和良好焊接性的综合性能。因此, 除严格控制材料成分及其冶炼质量之外, 先进、合理的轧制生产工艺的选用至关重要。

(a) 控制轧制^[25]

控制加热温度、轧制温度及压下制度等工艺参数,使变形与相变紧密配合,以得到细晶粒,从而改善综合力学性能。控制轧制的主要目的是细化钢的组织,提高钢材强度和韧性,而轧后加速冷却可以在组织中引入贝氏体,在细晶强化的基础上辅以相变强化机制。单纯的控制轧制或控制冷却以及将二者结合在一起的技术一般称为TMCP

(Thermo-Mechanical Control Process)。控制轧制关键在于轧制是在比通常轧制温度低的范围内进行^[26, 27]。在再结晶温度区的低温侧轧制,奥氏体再结晶形成微细晶粒,所以铁素体晶粒也被细化。如果在再结晶温度以下使奥氏体变形,则奥氏体晶粒伸长,由于单位体积的晶界面积增加,铁素体形核点也增加,铁素体晶粒被细化。同时,奥氏体晶粒内形成大量“形变带”,这些变形带中也生成铁素体核,所以奥氏体未再结晶区的轧制对铁素体晶粒细化起到很大作用。再结晶区的积累变形量越大,铁素体晶粒细化效果越明显,力学性能就得到更好的改善。控制轧制技术的要点可具体归纳如下^[28]:

① 尽可能地降低加热温度,即将开始轧制前的奥氏体晶粒微细化。

② 合理调整中间温度区(例如900℃以上)的轧制道次程序,通过反复再结晶使奥氏体晶粒微细化。

③ 加大奥氏体未再结晶区的累积压下量,增加奥氏体每单位体积的晶粒个数和形变带面积。

从机理上考虑,上述①、②、③细化铁素体晶粒的效果是叠加的。

控制轧制一般分为加热、粗轧、精轧三个阶段。

① 加热阶段

加热温度决定轧制前奥氏体晶粒的大小,温度越低晶粒越细。考虑到轧机能力,通常轧制时加热温度为1250℃左右的高温。但是,对低温韧性要求高时,按通常的轧制加热温度,奥氏体太过粗大对相变组织不利,精轧前的待温时间也很长。在这种情况下,有必要将加热温度降低到1150℃左右,以消除上述不利因素。

② 粗轧阶段

粗轧通过各个轧制道次的再结晶逐渐将奥氏体晶粒细化。轧制前的奥氏体晶粒越细,则再结晶后的奥氏体晶粒越细;轧制温度越低,再结晶后的晶粒长大越慢。在该温度区域,在降低平均轧制温度和增加压下量的同时,奥氏体晶粒被细化的效果越显著。

③ 精轧阶段

精轧的开始温度一般设定在950~850℃左右。在未结晶状态下的压下可以拉长奥氏体晶粒增加形变带,从而细化铁素体晶粒。通过低温累积大压下也可以达到同样的细化晶粒效果,因此,低温大压下也是控制轧制的一个特点^[29]。

(b) 控制冷却

控制冷却指轧后加速冷却。即将轧制后的奥氏体以高于空冷的速度从相变温度 A_{r3} 以上的温度控制冷却至相变温度区域, 然后进行空冷^[30]。对再结晶后的奥氏体进行控制冷却, 铁素体发生某种程度的晶粒细化, 但效果并不显著。如果对未再结晶奥氏体进行控制冷却, 则不仅在变形后的奥氏体晶界面或变形带产生晶核, 在奥氏体晶粒内也生成铁素体核, 实现了铁素体的大幅度晶粒细化, 在提高强度的同时改善延展性。

其意义为:

① 对于一定尺寸的奥氏体晶粒, 由于降低 A_{r3} 温度, 使多边形铁素体细化, 但是根据实际经验, 对再结晶奥氏体进行水冷的效果并不很大。对未再结晶奥氏体控制冷却时, 会产生明显的铁素体晶粒细化效果;

② 加入微合金元素增加了沉淀强化, 较低的铁素体转变温度范围导致产生了较细小的粒子;

③ 若钢的化学成分适宜, 它会促使强韧的低碳贝氏体形成;

④ 在不降低强度的情况下, 有可能减少钢中碳当量, 有利于改善焊接性、成形性和韧性;

⑤ 消除了珠光体条带。

控轧控冷工艺是一种有效改善产品最终组织和性能的方法, 配合合理的成分设计和焊接工艺, 可得到以针状铁素体为主的具有优良综合力学性能的HAZ混合型细晶组织。该工艺已广泛用于生产具有低焊接冷裂纹敏感性的高强钢板, 这是因为其晶粒细化作用在使钢中含碳量减少的同时, 仍能获得同样的高强度和高韧性。

(3) 热处理特点

大型石油储罐用钢板的供货状态一般是调质态。调质处理包括在线和离线两种热处理方式^[31], 涉及的工艺主要有: 以日本新日铁为代表的直接淬火-回火工艺(DQ+FT), 以日本JFE为代表的加速冷却-在线热处理工艺(Super-OLAC+HOP), 效果很好。德国迪林根公司采用热轧控制工艺(TMCP)也生产出了新型610MPa的钢板^[10], 组织为贝氏体, 用于大型石油储罐。目前国内大都采用离线淬火-回火工艺, 一些钢厂也正在开发在线快冷、离线回火工艺。

调质工艺主要包括淬火和回火, 其中淬火是最容易出现问题的环节, 如淬火裂纹, 板形不好等。

(1) 影响钢板淬火质量的因素^[32]

(a) 加热温度

实践证明, 钢板的淬火加热温度不是一个固定不变的参数, 一般来说, 需根据钢的临界点来确定。亚共析钢采用 $Ac_3+(30\sim 50\text{ }^{\circ}\text{C})$, 过共析钢采用 $Ac_1+(30\sim 50\text{ }^{\circ}\text{C})$ 。这个选择方法称淬火加热温度选择原则。亚温淬火是亚共析钢在略低于 $Ac_3(5\sim 10\text{ }^{\circ}\text{C})$ 的温度下奥氏体化后淬火, 可提高钢的韧性, 降低脆性转变温度, 并可消除回火脆性。其淬火加热温度应接近 Ac_3 , 以免出现过多铁素体而影响钢的强度。同时, 由于淬火温度的降低, 钢的淬裂倾向大大减小。对于低碳钢及中碳钢, 可适当提高淬火加热温度, 以便淬火后获得较多的板条状马氏体或使全部马氏体呈板条状, 使它们的韧性显著提高。

(b) 保温时间

保温时间是指在热处理时, 钢板热透或保证组织转变基本完成所需的时间。确定淬火温度下的保温时间, 需考虑钢板的厚度、钢板在炉内的排布方式、是否预热、钢板的化学成分等诸多因素。

(c) 冷却条件

淬火冷却是决定淬火效果的重要环节。要确保淬火获得全部马氏体组织, 其冷却速度必须大于临界冷却速度。钢的临界冷却速度也是成分的函数, 对于实际钢板还受截面大小的影响, 要全面考虑。

此外, 还要考虑辊子影响热传导因素和喷淋水对钢板上下表面冷速不同的影响。

(2) 影响钢板回火质量的因素^[33]

(a) 回火温度

随着温度的升高, 钢板的组织主要由淬火马氏体发生了索氏体转变和碳化物析出两种变化。前一种变化导致强度降低、塑性和冲击韧性改善; 后一种变化使得强度改善、塑性和冲击韧性降低。这两种变化对于钢板的最终性能产生了恰好相反的影响。较低温度回火时, 碳化物析出的硬化影响居主导地位, 较高温度回火时, 碳化物析出达到饱和, 索氏体晶粒粗化的软化影响居主导地位。

(b) 回火时间

回火的目的是减少或消除淬火应力, 保证相应的组织转变, 提高钢的韧性和塑性。回火过程是个内部显微组织结构发生变化的过程, 这个变化过程需要一定的温度、一定的时间。高温回火可得到由多边形的铁素体和粗粒状渗碳体的机械混合物即索氏体。粒状渗碳体的聚集长大不仅受回火温度的影响同时也与回火时间有关, 有研究指出^[34]渗碳体颗粒的平均直径随回火温度的升高和回火时间的延长而增大。因此正确选择回火时间才能保证试验钢的良好的组织性能。

(4) 焊接特点

根据全国锅炉压力容器标准化技术委员会对原油储罐钢板的重点要求,模拟现场焊接试验的线能量要求达到100KJ/cm。这对于国产钢板是一个十分严格的考验。

1.4 原油储罐钢板的大线能量焊接发展趋势

焊接线能量为焊接电流 $I(A)$ 、电弧电压 $E(V)$ 及焊接速度 $V(cm/s)$ 的函数,焊接线能量 Q 为 $I \times E / V$,一般热输入量超过50 kJ/cm时称为大线能量焊接。

大线能量焊接技术是近年来,随着船舶、桥梁、海上钢结构、超高层建筑、压力容器、管线等制造业的迅速发展而广泛应用起来,主要用于中厚板大型构件的焊接施工。通常的中厚板焊接为了保证焊缝和热影响区的强度和韧性,只能采用小的线能量,从而需要多层多道焊接,降低了生产效率及施工成本。为提高大型工程结构的焊接效率,保证其使用的安全可靠,相继采用焊接效率高的单面埋弧焊、气电焊、电渣焊等大线能量焊接技术^[35],这给传统的低合金高强度钢(HSLA 钢)带来了新的课题,即焊接粗晶热影响区的强度和韧性变差,且易产生焊接冷裂纹等缺陷。为此,国内外相继开展了大线能量焊接用钢的研究。

上世纪70年代末至80年代初期,日本几家钢厂分别研制成功了焊接线能量可达50~150kJ/cm的大线能量焊接用钢,如新日铁的SPV490Q、日本钢管的NK2HITEN590E2和NK2HIT2EN610E2、川崎制铁的RIVERACE690LPH和RIV2ER ACE710LPH等钢种,均申请了专利,并于90年代以后开始广泛应用。现在日本JFE公司开发的大线能量焊接用钢,其最大线能量可达600kJ/cm,新日铁公司可达1000kJ/cm。目前我国国内大线能量用钢还没有大量应用,只是在石油储备建设上少量应用^[36]。而且我国开发的钢种焊接线能量只能达到50~100kJ/cm。并不具备低焊接裂纹敏感性,远远低于日本的水平。大线能量低焊接裂纹敏感性钢集低焊接裂纹敏感性和抗大线能量焊接性于一体,在微合金化机理及热处理工艺研究方面均有一定的难度,由于其 P_{cm} 值应不大于0.21%,这样就限制了钢中影响 P_{cm} 值的各合金元素的含量,因此在保证钢板强韧性及抗大线能量焊接性能前提下,如何合理分配各合金元素的含量和采取相应的轧制及热处理工艺,以获得优良的性能,就成为大线能量低焊接裂纹敏感性钢课题研究的重点。

微合金化是钢铁产品改善和提高焊接性的核心。各国冶金工作者经过多年的研究,首先发现了TiN可以明显地阻碍奥氏体的晶粒长大,细化组织,改善钢的强韧性,现在已被广泛应用。更为令人感兴趣的是日本的研究人员发现 Ti_2O_3 比TiN具有更强的高温稳定性,对钉扎晶界、阻止晶粒长大更为有效(即HTUFF技术),使钢种承受的焊接线能量大大提高^[37]。

在1990年的国际钢铁大会上,新日铁提出氧化物冶金技术,引入细小弥散的 Ti_2O_3 夹杂物,改善焊接性能^[38, 39]。 Ti_2O_3 夹杂物在焊后冷却过程起非均匀形核质点的作用,在奥氏体晶粒内部诱发针状铁素体组织(IGF或AF),将原奥氏体分割成多个针状铁素体晶粒,起到细化HAZ组织的效果。日本采用这种技术,已成功开发出 Ti_2O_3 、 MgO 等类型的大线能量焊接钢,广泛应用于造船、建筑、管线等领域。但是氧化物冶金技术只有日本少数钢厂掌握,国内还没有见到工业报道。另外,B、Ca、N、O、S、P等均对大线能量钢板的质量有重要影响,微合金化元素的使用要综合考虑,才能开发出适合大线能量焊接的新钢种。钢的微合金化成分设计、纯净化的冶炼技术、控制轧制与控制冷却技术及热处理技术的综合运用,会使钢铁行业有一个质的飞跃。适合大线能量焊接钢板的开发也会不断进步。

1.5 本文研究的内容、目的和意义

1.5.1 本文研究的目的和意义

本文结合东北大学—首钢秦皇岛金属材料有限公司 4300mm 宽厚板研发平台正进行中的储油罐钢研究开发项目开展研究。

本文中的试验钢是大线能量焊接用钢的一种,用于大型石油储罐的建造。结合石油储罐用钢板的开发,就首钢秦皇岛金属材料有限公司新试制的储油罐钢板 SG610D 的工艺及性能进行评价分析,针对所发现的问题和不足,提出冶炼、轧制、热处理、大线能量焊接等工艺的改进措施,通过综合调整、优化后使钢板的使用性能达到相关标准的要求。

本文在对开发钢的生产工艺进行研究的同时,对开发钢的化学成分、轧制工艺、热处理工艺、大线能量焊接工艺等进行具体研究。通过对比试验,提出合适的热处理工艺参数,为工业化热处理提供参考依据。

由于开发钢的最终、最关键的认证标准是其满足大线能量焊接的要求,所以本文在对开发钢进行大线能量焊接性能研究的基础上,对国内、国外同种类用途的另外两种石油储罐用钢板,也进行了相应的大线能量焊接性能的深入研究,并对这三种钢板的性能进行了对比分析。根据大线能量焊接的研究结果,综合分析开发钢的各个生产工艺环节对大线能量焊接性能的影响,对开发钢的生产工艺进行建议性调整,以尽快使开发钢的各方面性能达到要求。这些研究成果将会为再次进行工业试制提供依据,加快促进石油储罐用钢板的完全国产化进程。

1.5.2 本文研究的主要内容

本文结合首秦公司的开发钢SG610D的工业试制过程,采用热处理、热模拟、大线能量焊接试验,焊接裂纹敏感性试验等方法,分别对试验钢的拉伸、冷弯、冲击、冷裂纹敏感性等性能进行检验和分析评价。研究的主要内容有:

(1) 开发钢的热处理工艺制度研究

应用首秦公司的工业淬火态试验钢,分别选取40mm和21mm两种规格钢板的样坯,在小型箱式电阻炉进行系列温度的回火试验,研究不同回火温度对性能的影响规律,提出合适的工业化热处理工艺参数。

(2) 开发钢的大线能量焊接热模拟研究

利用热模拟试验方法,选用40mm和21mm两种规格的开发钢钢板,采用不同的大线能量进行焊接热模拟试验。研究不同焊接线能量对两种规格钢板力学性能和微观组织的影响规律,分析其影响原因。

(3) 开发钢的大线能量焊接性试验研究

采用热输入高的双丝埋弧自动焊,以大的线能量对开发钢进行实际的焊接性试验,并进行力学性能检验和微观组织分析,找出影响大线能量焊接性能的关键因素。

(4) 开发钢的焊接裂纹敏感性研究

采用斜Y型坡口焊接裂纹试验方法,对开发钢进行焊接冷裂纹敏感性试验,评价开发钢的焊接冷裂纹倾向,并选取合适的解决方法。

(5) 三种石油储罐用钢板的对比分析研究

选用日本JFE生产的SPV490Q和上海宝钢生产的08MnNiVR两种石油储罐用钢板,分别按照上述的(2)、(3)、(4)的研究内容和研究方法,进行深入的分析研究,并与开发钢的试验结果进行详细的对比分析,找出开发钢的不足之处。并从开发钢的化学成分设计、冶炼、轧制、热处理等关键工序,提出开发钢再次试制的可行性建议。

第二章 新开发的原油储罐钢板工业试验

2.1 前言

钢铁材料的性能与其组织形态密切相关，而钢铁材料的显微组织形态是由钢材的化学成分和生产工艺决定的。近年来，许多学者对晶粒细化进行了深入的研究，YaDa 等发现了采用低温、大压下和间隙时间短的情况下可获得超细铁素体晶粒^[40]。在细化晶粒的基础上，辅以相变强化、沉淀强化以及固溶强化，可以更加显著地改善钢材的综合性能。控制轧制控制冷却技术可以通过调控钢坯加热和轧制条件冷却条件等，实现组织控制，因此，充分利用控轧控冷工艺来提高产品的质量已成为世界范围的普遍追求。同时，在控轧控冷的基础上采用微合金化可以更好地改善钢材性能^[41]。

2.2 工业试验条件

秦皇岛首秦金属材料有限公司，简称首秦。现有4300mm宽厚板轧机一套，设计年产量180万吨。二期工程新建设两条热处理生产线，一条为淬火线，年生产能力：13万吨，处理钢板宽度为：900~4100mm；一条为常化线，年生产能力：25万吨，处理钢板宽度为：900~3000mm。于2008年4月完成安装调试工作，开始对石油储罐钢板进行工业试制。试验钢的轧制工艺采用控轧控冷工艺，热处理工艺采用离线淬火+回火工艺。

2.2.1 试验钢的化学成分及坯料、成品规格

试验钢的化学成分如表 2.1 所示。试制钢的坯料及成品规格、数量如表 2.2 所示。

表 2.1 坯料的化学成分 (mass%)
Table2.1 Chemical constituents of the blank (mass%)

炉号	C	Si	Mn	P	S	Mo	Ni	Nb	V	Ti	ALs
8Q02537	0.079	0.24	1.53	0.005	0.003	0.21	0.23	0.026	0.041	0.015	0.035
8N02030	0.081	0.24	1.54	0.006	0.002	0.21	0.23	0.026	0.041	0.014	0.0034

8Q02537 中 Ceq=0.41% Pcm=0.19%
8N02030 中 Ceq=0.41% Pcm=0.15%

表 2.2 坯料及成品规格、数量
Table2.2 Specification and amount of blank and product

炉号	钢坯尺寸(mm)	数量（张）	成品厚度(mm)	成品宽度(mm)
8Q02537	250*1700*2750	2	21	4000
8N02030	250*1700*3650	2	40	4000

由表 2.2 可见，此次试制钢板的规格为：10mm、15mm、21mm、32mm、40mm 五种，即在 10 万 m³储油罐施工中常用的钢板厚度。本文选取 40mm 和 21mm 钢板进行相应的试验研究。

2.2.2 试验钢的生产工艺

生产工艺流程为：转炉炼钢→精炼→连铸→坯料加热→高压水除鳞→4300mm轧机轧制→下线缓冷→检查→组批上料→抛丸清理→翻板检查→对中→辐射加热无氧化辊底式淬火炉加热→无压辊式淬火机淬火→辐射加热无氧化辊底式常化炉回火→矫直→冷却→取样→性能检验→喷印标识→入库。

2.2.3 试验钢的主要工艺参数

此次试制钢板的规格为：10mm、15mm、21mm、32mm、40mm五种，即在10万m³储油罐施工中常用的钢板厚度。本文选取40mm和21mm钢板进行相应研究。

(1) 试制钢坯料的加热参数如表 2.3 所示

表 2.3 板坯加热制度
Table 2.3 Heating System of blank

1 加（℃）	2 加（℃）	3 加（℃）	4 加（℃）	均热（℃）	在炉时间(min)
900—1100	1050—1170	1150—1250	1220—1250	1200—1250	>240

(2) 21mm 和 40mm 试制钢板的压下规程如表 2.4 所示。

(3) 21mm 和 40mm 试制钢板的轧制温度数据如表 2.5 所示。

表 2.5 轧制温度数据
Table 2.5 Datas of Rolling Temperature

规格 (mm)	粗轧开轧 (℃)	粗轧终轧 (℃)	精轧开轧 (℃)	精轧终轧 (℃)	开冷 (℃)	终冷 (℃)	返红 (℃)
40	1062	1030	869	823	794	614	700
21	1041	1031	871	819	781	606	698

表 2.4 压下规程
Table 2.4 Reduction rules

21(mm)			40(mm)		
道次	辊缝值(mm)	压下率(%)	道次	辊缝值(mm)	压下率(%)
1	225.92	9.63	1	233.74	6.50
2	186.94	17.25	2	200.43	14.25
3	147.08	21.32	3	166.79	16.78
4	114.75	21.98	4	136.04	18.44
5	92.35	19.52	5	112.48	17.32
6	70.28	23.90	6	95.64	14.97
7	61.71	12.19	7	80.04	16.31
8	55.01	10.86	待温	—	—
待温	—	—	8	68.05	14.98
9	45.11	18.00	9	58.35	14.25
10	37.24	17.45	10	50.94	12.70
11	31.44	15.57	11	44.72	12.21
12	27.14	13.68	12	43.02	3.80
13	24.19	10.87	13	41.71	3.05
14	21.73	10.17	14	40.7	2.42

由表 2.5 可知：轧制阶段的温度控制得较为合理。40mm 和 21mm 钢板的精轧开轧温度为 870℃左右，体现了精轧的低温压下制度，开冷温度和终冷温度也控制的较好，不仅使变形后的奥氏体晶界面或变形带产生晶核，在奥氏体晶粒内也会生成铁素体核，实现了铁素体的大幅度晶粒细化，在提高强度的同时改善延展性。

(4) 21mm 和 40mm 试制钢板的热处理工艺

淬火工艺参数如表 2.6

表 2.6 淬火工艺参数
Table 2.6 Quenching process parameters

规格(mm)	淬火温度(℃)	淬火升温系数(min/mm)	保温时间	在炉总时间	淬火终冷温度(℃)
			(min)	(min)	
40	930	1.4	30	86	室温
21	930	1.4	20	50	室温

为了确定合适的回火工艺参数，在淬火处理后的 40mm 钢板和 21mm 钢板取样坯，如图 2.1，编号 1~14。

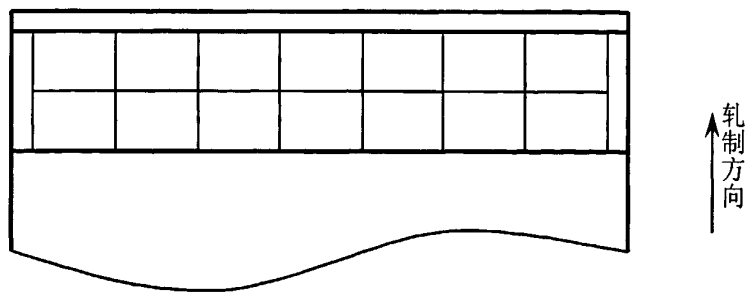


图 2.1 回火样坯取样示意图
Fig.2.1 Schematic diagram of taking tempering samples

选择其中部分样坯采用不同温度在首秦公司的小型箱式回火炉进行试验，回火工艺参数如表 2.7。

表 2.7 钢板回火工艺参数
Table 2.7 Tempering process parameters of steel plates

板厚(mm)	批号	回火温度(℃)	保温时间(min)
40	R005821100	200/400/580/600/620/640/660/680/700	60
21	R005891100	580/600/620/640/660/680/700	40

2.3 试验结果分析与讨论

2.3.1 试验钢轧态的力学性能

试制钢板轧态的力学性能如表 2.8 所示。由表 2.8 可知，试验钢 40mm 和 21mm 钢板的屈服强度分别为 435MPa 和 410MPa，抗拉强度分别为 585MPa 和 560MPa，均小于储油罐钢板的标准（ $Re\geq 490MPa$ ； $730MPa>Rm>610MPa$ ）。而其延伸率、冷弯性能、及-20℃冲击功均超过国家标准要求($Akv\geq 47J$)。必须通过热处理来达到性能要求。

表 2.8 钢板轧态的力学性能
Table 2.8 Mechanical Properties of plates on rooling states

规格(mm)	Rel(MPa)	Rm(MPa)	A ₅₀ (%)	冷弯 180°d=3a	Akv/J(-20℃)		
					1	2	3
40	435	585	27.0	合格	225	244	269
21	410	560	27.0	合格	286	258	264

试制钢板轧态金相组织如图 2.2 所示。由图 2.2 可见，钢板轧态组织为铁素体+珠光体，其中图 2.2(a)和(c)分别为 40mm 和 21mm 钢板的边部组织，其铁素体晶粒细小均匀，珠光体球团细小、分布弥散。这是由于在较低的精轧温度区间进行轧制，有利于未再结晶奥氏体的应变累积和铁素体的形核并促进铁素体相变，达到了细化铁素体晶粒的目的，铁素体晶粒的有效细化既有利于钢材强度指标的提高,也有利于常规冲击功和时效冲击值的提高。

图 2.2(b)和(d)分别为 40mm 和 21mm 钢板的中心部位组织，图中明显存在条带状组织，这是由于铸坯中心存在偏析所致。连铸坯中心一般都存在初始缺陷，如 C、Mn、S 的中心偏析、疏松缩孔、内部裂纹等，在随后的轧制过程中没能得到有效破碎和扩散，最终被保留到成品钢材中，对钢材的性能有不利影响。

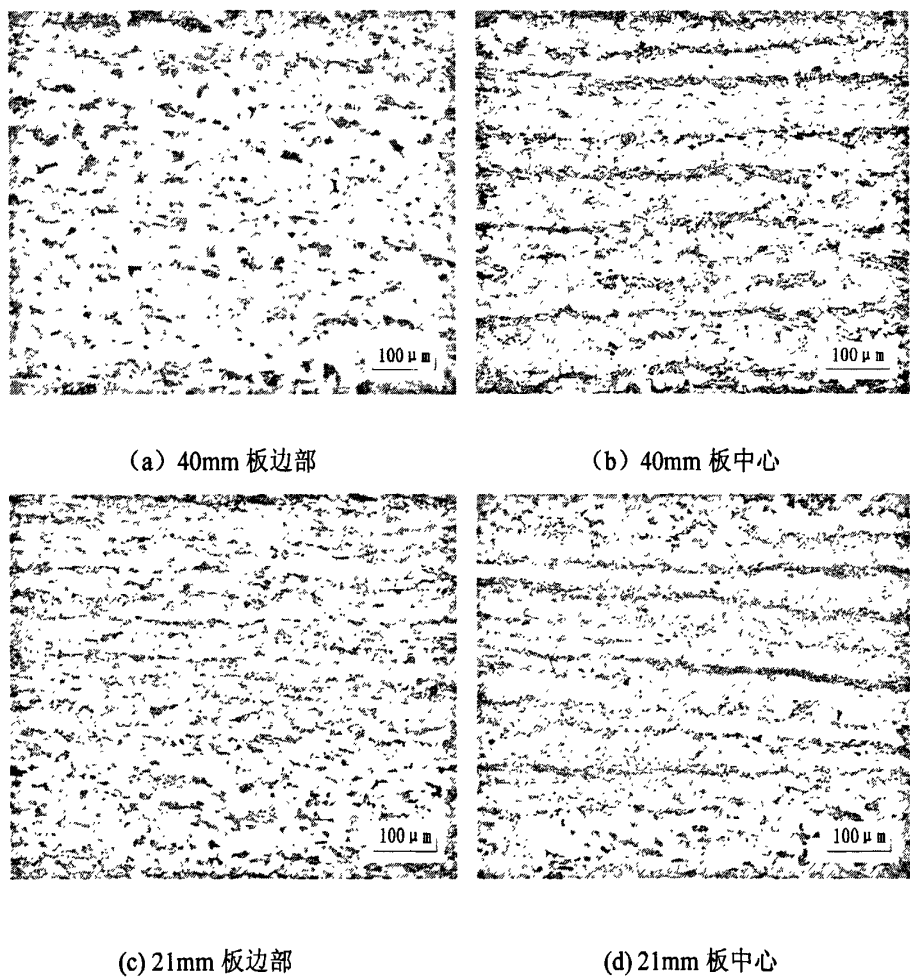


图 2.2 钢板的轧态金相组织
Fig2.2 Microstructures of plates on rooling states

2.3.2 试验钢回火后的组织和性能

2.3.2.1 40mm 钢板的组织和性能

淬火后的组织如图 2.3 所示。

由图 2.3(a)可以看出，经淬火后钢板表层组织为马氏体。图(b)1/4 厚度处的组织主要为铁素体贝氏体和少量珠光体。图 2.3 (c)中心区域的组织为铁素体贝氏体和少量珠光体，中心的富碳区域形成马氏体，铁素体晶粒尺寸与 1/4 处相差不大。可见虽然 40mm 钢板并没淬透，但是中心到 1/4 处的组织较均匀，因此能保证钢板性能的稳定性。

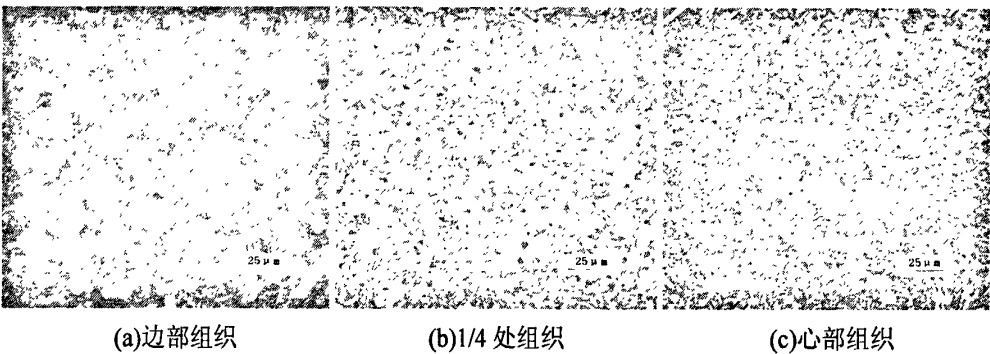


图 2.3 40mm 钢板淬火组织
Fig2.3 Structures of 40mm plates after quenching

各温度回火后的力学性能如表 2.9

表 2.9 40mm 钢板各温度回火后的力学性能
Table 2.9 Mechanical properties of plates after tempering

样坯编号	温度(℃)	Rel/MPa	Rm/MPa	屈服比	Akv J(-20℃)	A ₅₀ (%)
2	200	580	740	0.78	208	22
3	400	—	720	—	284	18
5	580	575	655	0.88	296	22.5
6	600	580	655	0.89	286	25
9	620	575	650	0.88	273	24
10	640	580	645	0.90	264	24.5
12	660	565	630	0.90	308	24
13	680	525	590	0.89	303	25
14	700	465	550	0.85	318	28

如表 2.9 所示的 40mm 钢板回火后的力学性能，其中延伸率和-20℃的冲击功均符

合 GB19189-2003 《压力容器用高强度调质钢板》的标准。

回火温度为 200℃时，抗拉强度为 740 MPa，高于标准要求。与表 2.8 的轧态性能相比较，平均冲击功值降低了 38J。其原因是由于回火温度过低，组织没有发生变化，基本保持淬火态组织，晶内位错减少，组织只是发生了软化，因而，仍能够保持较高的强度。

回火温度为 400℃时，抗拉强度为 720 MPa，符合标准要求。平均冲击功增加了 30J，延伸率为 18%，稍高于标准要求的 17%水平。由于这两个参数介于标准边缘，鉴于生产的稳定性，故也舍弃此温度参数。

回火温度为 680℃时，抗拉强度为 590MPa，低于标准要求。

回火温度为 700℃时，抗拉强度为 550MPa，屈服强度为 465MPa，均低于标准要求。

故在选择工业回火温度时，以上四个回火温度点均应舍弃。工业回火温度应在 580℃~660℃区间内。

回火温度对强度和延伸率的影响如图 2.4 所示。图中可以看出，随着回火温度的升高，试验钢板的强度呈下降趋势；延伸率总体上呈增加趋势。这是由于随着温度的升高，淬火马氏体逐渐转变为回火索氏体，导致强度降低、塑性和冲击韧性得到改善。

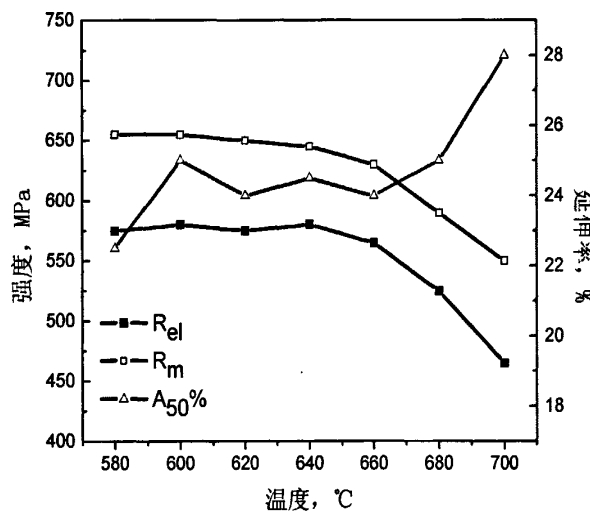


图 2.4 40mm 钢板的回火温度对强度和延伸率的影响
Fig2.4 The effect of tempering on strength and El of 40mm thickness plates

各温度回火后的组织如图 2.5。

由图中可知：钢板不同回火态的金相组织是不同的。回火组织主要为索氏体、粒状碳化物、少量回火马氏体。其中，索氏体呈等轴状、回火马氏体呈板条状、粒状碳化物主要沿索氏体和回火马氏体的边界析出^[42]。回火温度为 580℃时，组织为回火马氏体和

少量回火索氏体；回火温度为 600℃时，基本上为索氏体和少量回火马氏体，碳化物数量较多；随着回火温度升高，温度为 620℃和 640℃时，组织中回火索氏体的体积分数和平均晶粒尺寸增大，而回火马氏体的体积分数减小。回火温度为 660℃时，组织全部转变为索氏体，析出的碳化物数量最多且细小；回火温度为 680℃时，索氏体晶粒尺寸增大；同时，析出的碳化物减少且聚集长大趋势增强。回火温度为 700℃时，索氏体平均尺寸最大，析出的碳化物更少且尺寸增大。显然，这些组织结构的变化与试验选用的回火温度较高有关。在 580℃以上回火时，随着回火温度的升高，渗碳体析出明显增多且聚集长大趋势加强；同时，基体的点阵畸变开始消失，亚晶逐渐形成且发生再结晶，多边形的再结晶晶粒逐渐长大，以致基体转变为回火索氏体的趋势增强。同时，由于马氏体的分解和 ϵ -碳化物的转变，Ti、Nb、V 等合金元素的碳化物或氮化物的析出和长大趋势也增强。当温度增至 660℃时，索氏体转变完成，碳化物析出达到饱和且 VC 可能部分溶解，有利于索氏体晶粒长大。

小结：40mm 钢板进行工业回火时，回火温度应为 660℃。

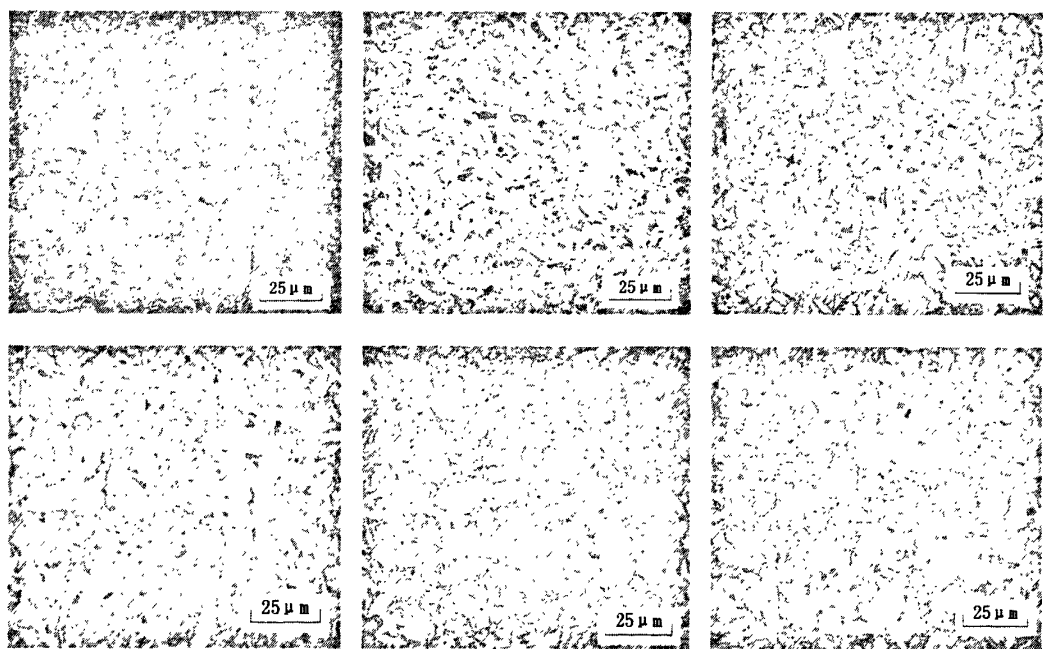


图 2.5 各温度回火的 1/4 处组织
Fig2.5 Microstructures on 1/4 after tempering at different temperatures

2.3.2.2 21mm 钢板的组织和性能

21mm 钢板淬火后的组织如图 2.6 所示。由图中可以看出，21mm 钢板经 930℃淬火后，钢板的整个断面基本上是由马氏体和贝氏体组织组成，且组织均匀，说明 21mm 板在此条件下淬火，获得了良好的淬透效果。

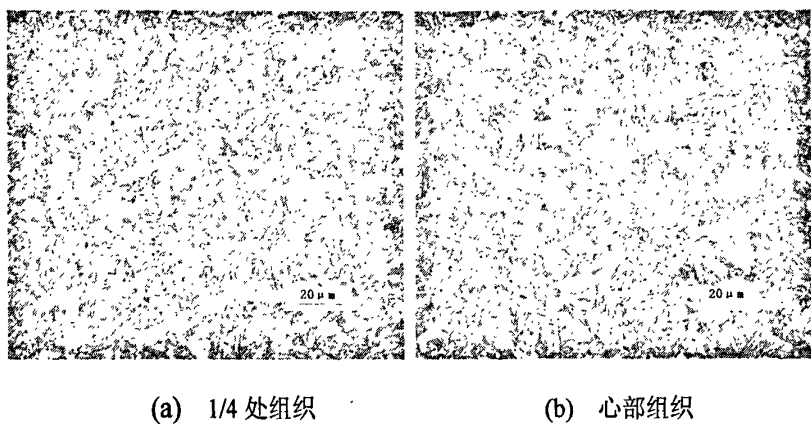


图 2.6 21mm 钢板淬火后的组织
Fig2.6 Microstructures of 21mm thickness plates after quenching

21mm 钢板经各温度回火后的力学性能如表 2.10。由表 2.10 中所示的各项力学性能数据可知，其延伸率和-20℃的冲击功均符合 GB19189-2003《压力容器用高强度调质钢板》的标准。其中回火温度为 700℃时，抗拉强度为 580Mpa，屈服强度为 480Mpa，二者均低于标准要求，应舍弃 700℃回火。故选择 21mm 钢板的工业回火温度区间为：580℃~660℃。

表 2.10 各温度回火后的力学性能
Table 2.10 Mechanical properties after different tempering temperatures

样坯编号	温度(℃)	Rel/MPa	Rm/MPa	屈强比	Akv J(-20℃)	A(%)
5	580	655	725	0.90	249	18
6	600	655	715	0.92	275	21
9	620	645	710	0.91	285	22.5
10	640	640	695	0.92	297	19.5
12	660	625	685	0.91	299	21
13	680	565	630	0.90	296	23
14	700	480	580	0.84	319	24

21mm 钢板的回火温度对强度和延伸率的影响如图 2.7。由图可知，21mm 钢板的回火温度对强度的影响，与 40mm 钢板的影响规律基本相同，屈服强度和抗拉强度也随着温度的升高而升高。延伸率总体也呈升高趋势，只是在 640℃时有一个下降，但其值为 19.5%，仍高于标准要求的 17%水平。

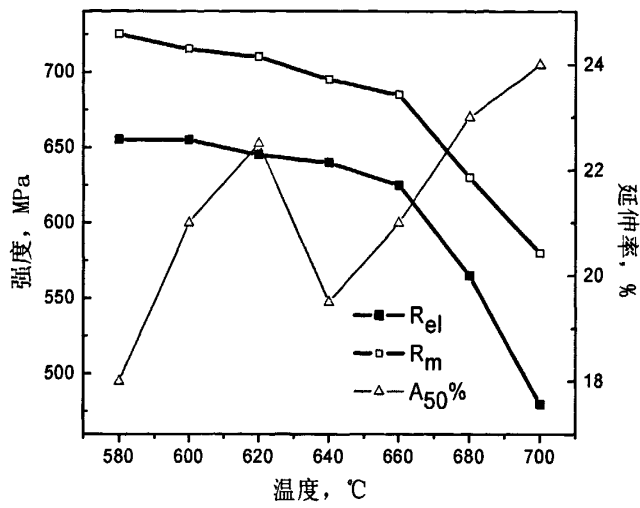
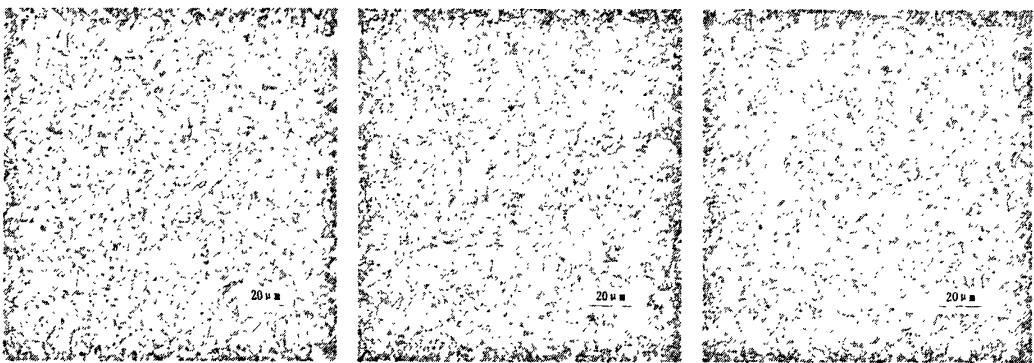


图 2.7 21mm 钢板的回火温度对强度和延伸率的影响
Fig2.7 The effect of tempering on strength and El of 21mm thickness plates

21mm 钢板各温度回火后的组织如图 2.8。由图中可知：对于 21mm 钢板，随着回火温度的增高，组织的变化趋势与 40mm 钢板的趋势相同，只是各温度点的组织有少许差别。回火温度为 580℃时，回火马氏体数量最多，索氏体数量最少；回火温度在 580℃至 640℃区间时，随着回火温度的增加，组织中的回火马氏体逐渐减少，回火索氏体逐渐增加，析出的碳化物数量逐渐增加且细小。回火温度达到 640℃时，组织全部转变为索氏体，析出的碳化物达到饱和，数量最多且尺寸最小；回火温度高于 640℃时，索氏体晶粒逐渐增大，析出的碳化物数量减少且逐渐聚集长大，温度为 700℃时，达到最大。

小结：21mm 钢板的工业回火温度应为 640℃。



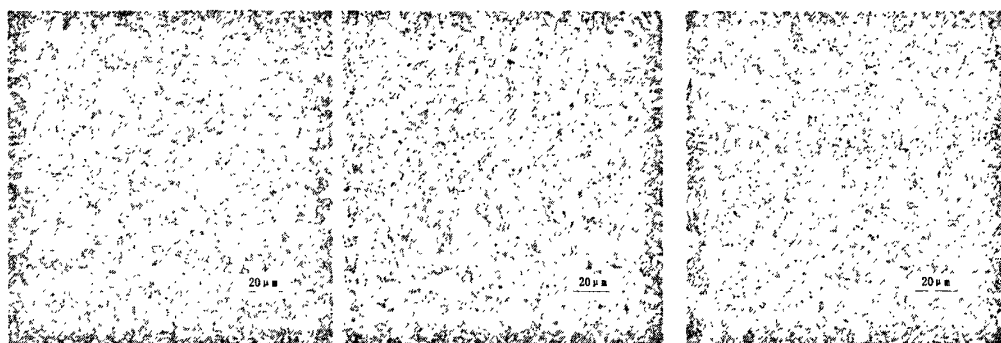


图 2.8 21mm 钢板各温度回火后的组织
Fig2.8 Microstructures of 21mm thickness plates after tempering

讨论:

上述两种规格的钢板,其组织结构的变化决定了试验钢板性能的变化。显然,在回火时间一定时,这些组织结构的变化与试验选用的回火温度有关。在 580℃ 以上回火时,随着回火温度的升高,渗碳体析出数量明显增多且聚集长大趋势加强;基体逐渐转变为回火索氏体。对于 40mm 钢板,当温度增至 660℃ 时,索氏体转变完成,碳化物析出达到饱和。对于 21mm 钢板,索氏体转变完成的温度为 640℃。

可见,随着回火温度的升高,试验板组织主要发生了索氏体转变和碳化物析出两种变化。前一种变化导致强度降低、塑性和冲击韧性改善;后一种变化使得强度改善、塑性和冲击韧性降低。显然,这两种变化对于试验板性能产生了恰好相反的影响,也决定了试验板性能随回火温度而变化的规律。较低温度回火时,碳化物析出的硬化影响居主导地位;较高温度回火时,碳化物析出达到饱和,索氏体晶粒粗化的软化影响居主导地位^[43]。

2.4 本章小结

(1) 控轧控冷后,钢板的组织为铁素体和珠光体。

(2) 开发钢 40mm 钢板经 930℃×30min 淬火后,钢板的回火温度宜选择 660℃。回火后的组织为回火索氏体。

(3) 开发钢 21mm 钢板经 930℃×30min 淬火后,钢板的回火温度宜选择 640℃。回火后的组织为回火索氏体。

第三章 大线能量焊接的组织性能研究

3.1 前言

大线能量焊接性能是石油储罐用钢板的关键评价指标。根据压力容器标准化技术委员会的要求,新开发的石油储罐用钢板必须通过现场焊接认证,其线能量要求达到 100KJ/cm。为此,对首秦公司试制的 SG610D 钢板有必要先进行大线能量焊接性能试验。

3.2 焊接性试验

3.2.1 试验方案

根据 GB/T19869-2005《钢、镍及镍合金的焊接工艺评定试验》进行。

3.2.1.1 试验材料

选用首秦公司厚度为 21mm 的轧态钢板,在实验室用箱式电阻炉进行淬火+回火。根据工业热处理的数据,在 930℃×30min 淬火、640℃×40min 时,其屈强比为 0.91,略高于一般用户小于 0.90 的要求。另外根据容标委认证机构对其它几家钢厂的实际经验,若使此类钢板满足大线能量焊接的需要,淬火后的组织应不完全为马氏体为好,应使淬火后的组织保持一定数量的贝氏体。一般选择淬火温度为 910℃或 920℃,这样,回火后的钢板就易于满足大线能量焊接要求。因此对热处理参数调整为 920℃×30min 保温,水淬;650℃×60min 回火,用此调质状态的钢板进行试验。钢板的淬火组织如图 3.1、回火组织如图 3.2 所示。

由图 3.1 可知:轧态钢板淬火后的组织为马氏体+少量贝氏体,图(b)中的贝氏体多于图(a)、(c)中的贝氏体。心部出现典型的高碳马氏体,证明 21mm 钢板的轧态心部组织有较为严重的 C 偏析,这与图 2.2(d)中显示的金相组织是相对应的。

由图 3.2 可知:回火后的组织主要为回火索氏体,且细小均匀。心部由于 C 含量高而出现少量粒状碳化物。

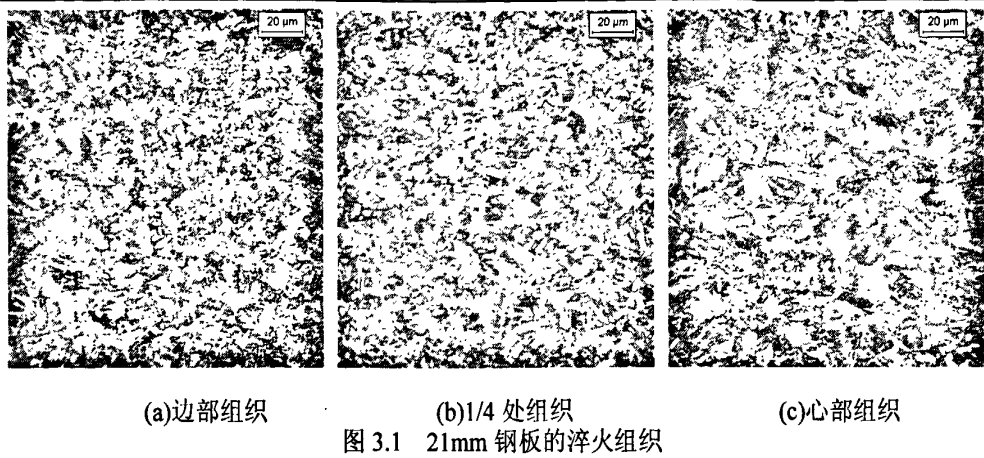


Fig3.1 Mircostructures of 21mm thickness plates after quenching

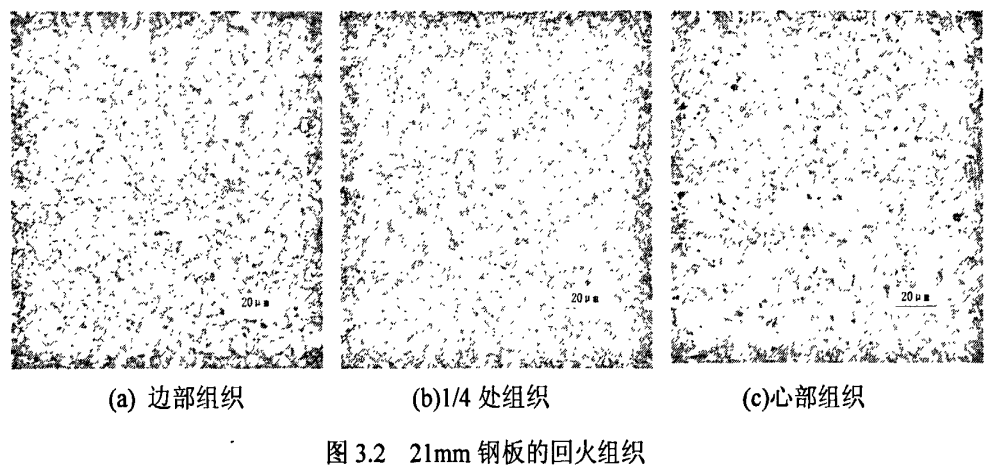


Fig3.2 Mircostructures of 21mm thickness plates after tempering

钢板回火后的力学性能如表3.1

表3.1 650℃回火后的力学性能
Table 3.1 Mechanical properties after tempering on 650℃

Rel(MPa)	Rm(MPa)	屈强比	A ₅₀ /%	冷弯 180°d=3a	Ak _v /J(-20℃)			
					1	2	3	平均
558	631	0.88	29	合格	322	313	331	322

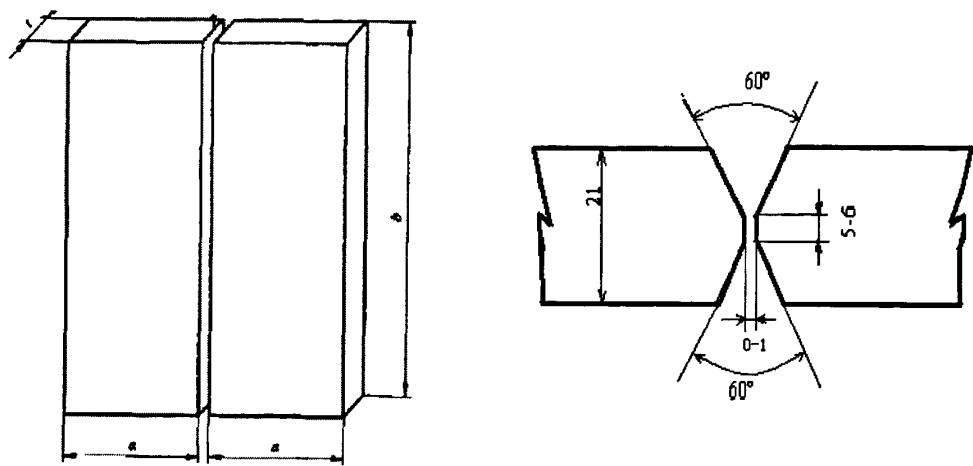
表 3.1 的力学性能均符合储油罐钢板的标准要求。屈强比为 0.88，符合一般用户要求。-20℃冲击功平均为 322J，也达到了较高水平。

3.2.1.2 焊接方法

(1) 试验设备及焊接试板

用实验室的美国林肯公司生产的双丝埋弧焊设备施焊。前丝电源为 1 台林肯 DC-1500 直流焊机，NA-5 控制箱；后丝电源为 1 台林肯 AC-1200 交流焊机，NA-4 控制

箱。对试验钢板进行大线能量焊接试验，焊接试板尺寸和坡口形式如图 3.3(a)、(b)。



(a)试板尺寸(mm) a=200, b=400, t=21

(b)坡口尺寸 (mm)

图 3.3 焊接试板尺寸及坡口形式
Fig3.3 The size and groove of welding Specimen

(2) 焊接材料

焊接材料选用 H08MnMoA/SJ101。H08MnMoA 是镀铜低合金钢埋弧焊丝。其化学成分如表 3.2。

表 3.2 H08MnMoA 化学成分,(mass%)
Table3.2 Chemical constituents of H08MnMoA,(mass%)

C	Mn	Si	S	P	Ni	Mo	Cr	Cu	Ti
≤0.10	1.20~1.60	≤0.25	≤0.030	≤0.030	≤0.30	0.30~0.50	≤0.20	≤0.20	≤0.15

焊剂选用氟碱型碱性烧结焊剂 SJ101，焊前烘干并保温。该焊剂为球型颗粒，粒度为 10-60 目,具有较好的抗潮性和颗粒稳定性,焊剂比重小,在焊接过程中耗用量少.SJ101 焊剂具有优良的低温工艺性能；电弧燃烧稳定，焊缝成型美观，脱渣容易。熔敷金属纯净，具有较高的低温冲击韧性，可交直流两用，直流时焊丝接正极。其化学成分如表 3.3

表 3.3 SJ101 的化学成分,(mass%)
Table3.3 Chemical constituents of SJ101,(mass%)

SiO ₂ +TiO ₂	CaO+MgO	Al ₂ O ₃ +MnO	CaF ₂	S	P
15~25	25~35	20~30	15~25	≤0.06	≤0.08

熔敷金属的力学性能如表 3.4

表 3.4 熔敷金属的力学性能
Table3.4 Mechanical properties deposited metal

R_{el}/MPa	R_m/MPa	$A_{50}/\%$	$Akv \ -20\text{ }^{\circ}\text{C}(\text{J})$
≥ 470	550-690	≥ 20	≥ 34

(3) 焊前准备

(a) 焊接试板下料采用带锯床进行切割，坡口采用牛头刨床加工方法，严格控制坡口角度和钝边尺寸，避免因热加工而影响焊缝性能。

(b) 试板组对前采用角向磨光机和直柄除锈机清除焊缝两侧 50mm 范围内的铁锈、油污及水分。

(c) 试板组对时不在坡口内进行定位焊，而采用引弧板和收弧板在试板的两侧进行定位焊，在确认错边量 $\leq 1\text{mm}$ 和坡口间隙为 0~1mm 后，将引弧板和收弧板焊接牢固。

(d) 焊前要检查焊丝表面是否有水分、油污、锈渍及镀铜层剥落，不能清除时要禁止使用。焊剂烘干 $350^{\circ}\text{C}\times 2\text{h}$ 以后，应于 150°C 保温，在焊接开始前取出放入焊剂漏斗中，尽量缩短焊剂接触空气的时间。

(e) 根据 GB/T 18591—2001《焊接预热温度、道间温度及预热维持温度的测量指南》的要求，焊前预热采用氧气-乙炔火焰加热的方法，坡口两边同时对称均匀加热，预热范围为坡口两侧 100mm 范围。用红外线测温仪对称测量焊缝两侧各 50mm 处温度，包括上下表面，在钢板温度略高于预热温度后，再进行定位和找正。此期间，用红外线测温仪不断测量钢板温度，找正后要确保钢板温度稍大于预热温度，各项准备工作做好后，等到钢板温度达到 $130\sim 150^{\circ}\text{C}$ 时，立即开始焊接。

(f) 将恒温电阻加热炉调温至 250°C ，以便及时将焊后试板放入炉内，进行焊后消氢处理。

(4) 焊接过程中的控制

(a) 施焊时应严格执行焊接工艺规程中的各项参数。

(b) 必须严格控制层间温度，采用红外线测温仪测量焊缝两侧各 50mm 范围内的钢板温度，控制层间温度降到 $130\sim 150^{\circ}\text{C}$ 后，再进行下一层焊接。

(c) 在重复使用烘干焊剂时，应及时筛除上一层焊后混杂在焊剂中的熔渣，避免掺杂在焊剂中而影响焊接质量。

(d) 每焊接一层后，应在温度降到层间温度前及时清除熔渣，可采用角向磨光机或风铲等工具。

- (e) 焊接过程中应及时记录焊接规范参数。
- (f) 焊接完最后一道焊缝后，应去除熔渣，待试板温度降到 250℃ 时，立即放入加热炉内进行焊后消氢处理，待保温 1~2 小时后，取出空冷。
- (5) 施焊记录如表 3.5

表 3.5 施焊记录
Table3.5 Records of welding process

焊丝牌号	焊丝 直径	焊剂牌号	粒度	焊剂 烘干	保温 温度	预热	后热
H08MnMoA	Φ4.0mm	SJ101	10-60 目	350℃×2h	150℃	120±10℃	250℃×2h
前丝电流	前丝 电压	电源极性	后丝 电流	后丝 电压	焊接 速度	线能量	层间温度
750A	36V	直流反接	650A	40V	0.8cm/s	66KJ/cm	130~150℃

- (6) 焊后试板的性能检测
- 根据 GB/T19869-2005,《钢、镍及镍合金的焊接工艺评定试验》的要求，对焊接完毕的试板，需进行无损检验和破坏性试验。包括：
- (a) 外观检验 100%；
- (b) 射线或超声波检验 100%；
- (c) 渗透检验或磁粉检验表面裂纹 100%；
- (d) 拉伸试样 2 个；
- (e) 弯曲试样（侧弯 4 个）；
- (f) 冲击试样（焊缝、热影响区各一组，每组 3 个）；
- (g) 低倍金相试样 1 个。
- 具体试样截取位置如图 3.4。

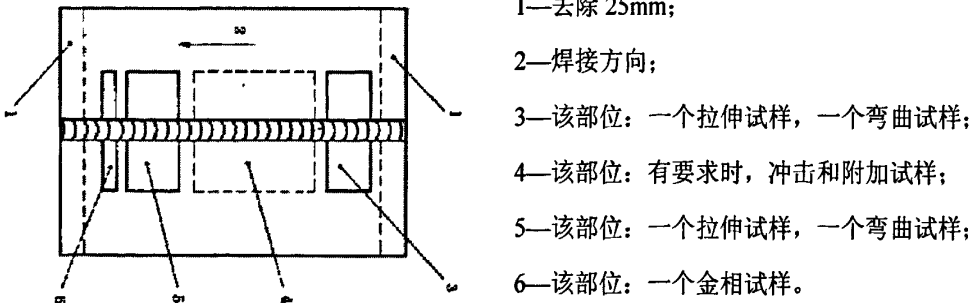


图 3.4 焊接试板取样位置
Fig.3.4 The taking place of metaling plates

3.2.2 试验结果

3.2.2.1 开发钢焊接试板的无损检测

(1) 外观检验：按照 GB/T19418-2003《钢的弧焊接头 缺陷质量分级指南》标准进行检验，整块焊接试板在引弧板和收弧板附近约 20mm 有未焊满，其余部位焊缝余高为 1~2mm，焊缝宽度均匀，为 22-24mm，未见错边、飞溅、焊瘤、咬边等缺陷。

(2) 超声波检验：按照 JB4730《压力容器无损检验》标准及 GB 11345《钢焊缝手工超声波探伤方法及质量分级法》的要求进行检验，未发现缺陷。如图 3.4。

(3) 渗透检验：按照 JB/T 6062《焊缝渗透检验方法和缺陷迹痕的分级》的规定进行检验，结果合格。如图 3.5。

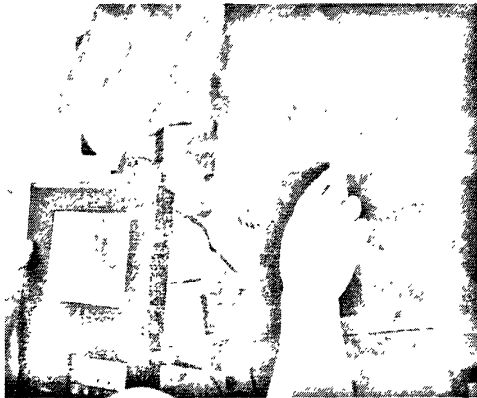


图 3.4 超声波检测
Fig3.4 Ultrasonic testing

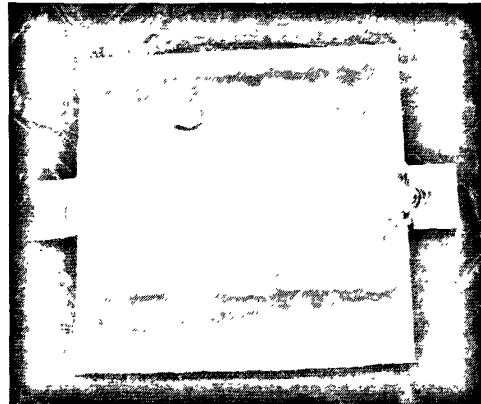
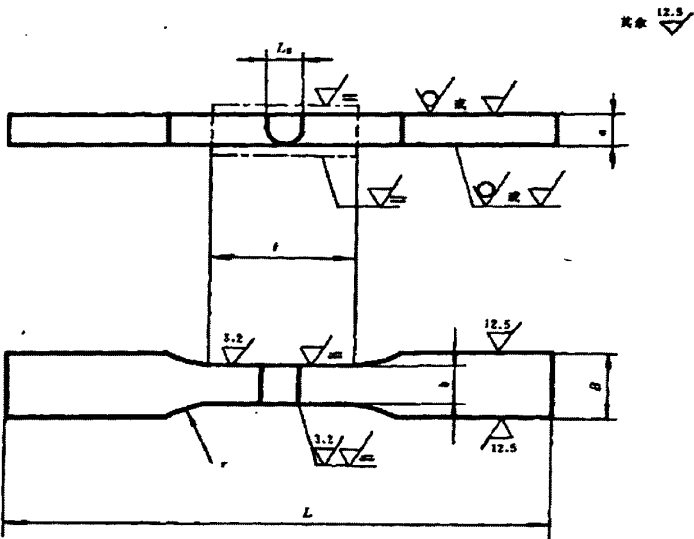


图 3.5 渗透法检测
Fig.3.5 Osmosis method testing

3.2.2.2 开发钢的焊后拉伸性能

(1) 实验方法及设备

按照 GB2651《焊接接头拉伸试验方法》，加工成全厚度带肩板状试样，数量 2 个，编号为 3Q、3S，如图 3.6。在 WAW-1000 微机控制电液伺服万能试验机上进行拉伸试验，拉伸速度为 5mm/min。



图中 $L=250$, $l=100$, $B=37$, $b=25$, $r=25$

图 3.6 焊接试板全厚度带肩板状拉伸试样,(mm)
Fig.3.6 The total tickness tension samples of metaling plates

(2) 拉伸试验结果如表 3.6

表 3.6 焊接试板拉伸性能
Table 3.6 Tension properties of welding plates

试样编号	R_{el}/MPa	R_m/MPa	$A_{50}/\%$	断裂位置
3Q	542	620	25	母材
3S	548	618	24	母材
母材 3Y	558	630	29	塑断

(3) 分析与讨论

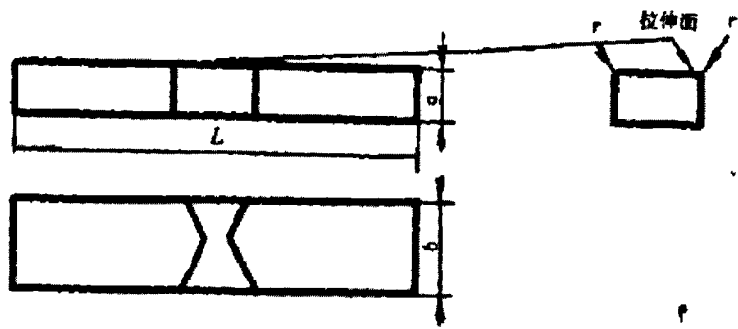
从表 3.6 的数据来看，焊接试板的拉伸性能与母材基本相同，延伸率有所降低，试样的断裂位置均为母材。可见，试验钢板经 66KJ/cm 的焊接线能量输入后，其抗拉强度与屈服强度基本不变，这是由于经过焊接以后，焊缝金属的强度与硬度均高于母材的结果。

3.2.2.3 开发钢的焊后弯曲性能

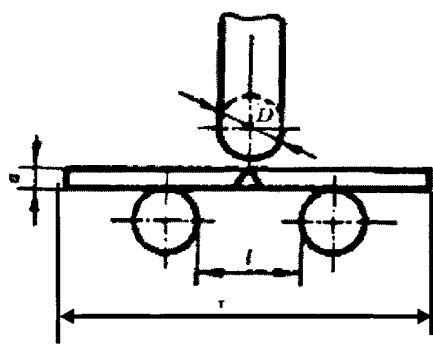
(1) 实验方法及设备

弯曲试样按照 GB2653 《焊接接头弯曲及压扁试验方法》和国际标准 GB/T19869-2005, 《钢、镍及镍合金的焊接工艺评定试验》的要求，采用 4 个侧弯试样，焊缝的正、背表面均用机械加工方法去除余高，使之与母材原始表面齐平。在 WAW-1000 微机控制电液伺服万能试验机上进行弯曲试验。根据 JB4744-2000 《钢制压力容器产品

焊接试板的力学性能检验》的要求，采用弯心直径 $D=4a$ ，将焊缝中心对准弯心中心，弯心位移速度为 3mm/min。弯曲角 180°。侧弯试样尺寸如图 3.7，弯曲装置如图 3.8。



$L=250, a=12, b=21$
图 3.7 弯曲试样, (mm)
Fig.3.7 Bending specimen



图中 $D=48, l=75, a=12, L=250$
图 3.8 弯曲装置示意图(mm)
Fig3.8 Schematic diagram of bending equipment

(2) 弯曲试样结果

标准要求弯曲 180°后，试样表面裂纹不大于 3mm 即为合格。实物弯曲后如图 3.9 所示，四个弯曲试样表面均无裂纹缺陷，判定为合格。



图 3.9 试样弯曲结果
Fig.3.9 Bending results of testing specimen

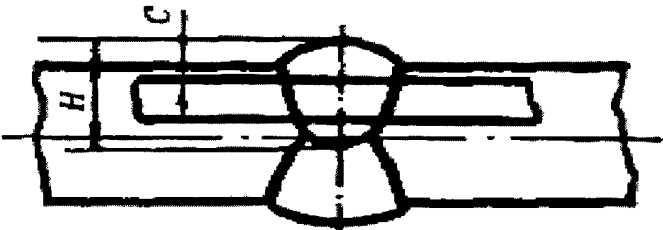
(3) 分析与讨论

焊接试板经 4 个侧弯试样弯曲后，结果表面均无缺陷，说明 21mm 厚度的开发钢，经过此种焊接工艺施焊后，具有良好的弯曲性能。

3.2.2.4 开发钢的焊后冲击韧性

(1) 实验方法及设备

按照 GB2650 《焊接接头冲击试验方法》标准要求进行冲击试验，对焊接试板取冲击试样，开 V 型缺口，试样缺口轴线应垂直焊缝表面。试样尺寸为 10×10×55mm。根据 GB2649 《焊接接头机械性能试验取样方法》，与 JB4744-2000 《钢制压力容器产品焊接试板的力学性能检验》要求，冲击试样样坯应在焊缝后焊的一侧截取，且取样位置在钢板表层 2mm 以下，如图 3.10。试样应取两组，一组为焊缝金属，如图 3.11(a)；一组为热影响区，如图 3.11(b)。冲击试验在实验室落锤式冲击试验机上进行。



H 为焊缝厚度 C=2mm

图 3.10 冲击试样样坯取样位置
Fig.3.10 Position of taking impact specimen

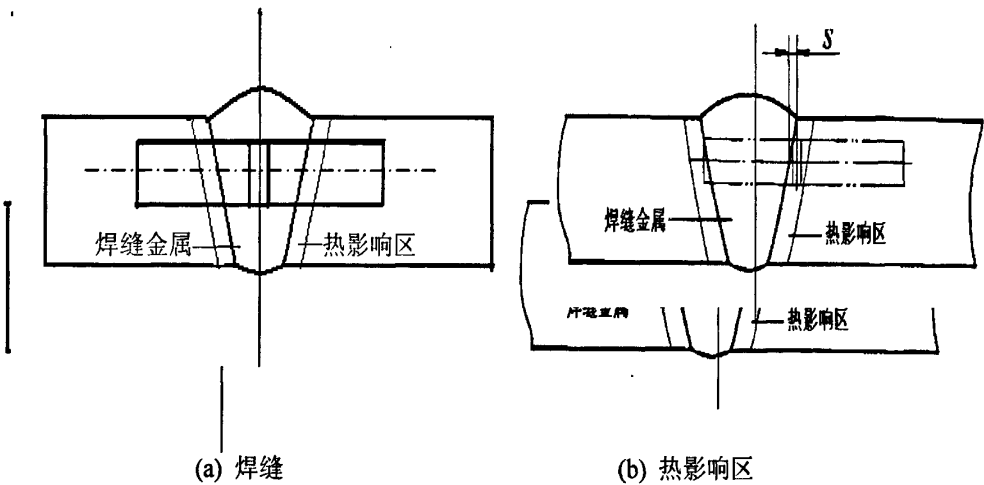


图 3.11 冲击试样的 V 型缺口开口位置，S>0
Fig.3.11 Position of V-notch for impact test

(2) 冲击试验结果

冲击试验结果如表 3.7，断口扫描形貌如图 3.12

表 3.7 冲击试验结果
Table 3.7 Results of impact test

试验温度℃	焊缝				热影响区			
	单值		平均		单值		平均	
-20	183	276	259	239	89	69	109	89

(3) 分析与讨论

在所选用的焊接材料及焊接工艺条件下，试验钢的冲击功均高于标准要求，且有较大富裕量。表 3.7 中还显示出焊缝的冲击功平均值高于热影响区。图 3.12 的断口形貌显示，热影响区的微观断口呈等轴韧窝，尺寸较小；焊缝断口的韧窝比热影响区的韧窝深，并且韧窝被拉长呈抛物线形，尺寸也较大。这也是焊缝冲击功值较高的原因^[44]。二者的宏观断口均有剪切唇和纤维状特征，故可断定两种断口均为延性断裂。

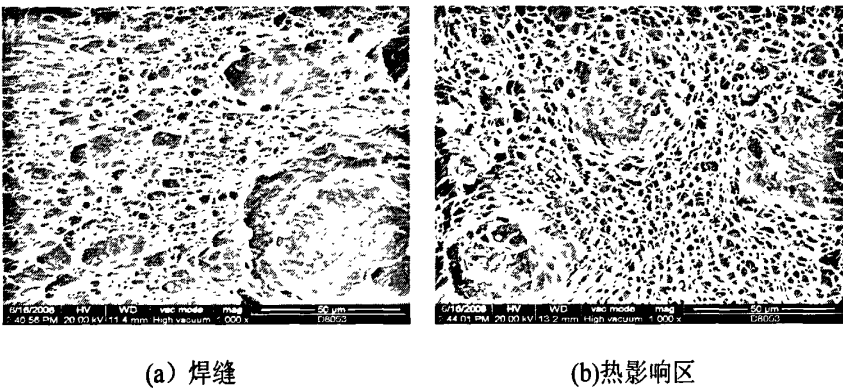


图 3.12 -20℃冲击断口扫描形貌
Fig.3.12 Fractograph of impact fractures at -20℃

3.2.2.5 开发钢的焊后金相组织

(1) 焊缝宏观照片如图 3.13(a)，显示焊缝的正面和背面很好的熔合，焊缝余高约 1~2mm，焊缝成形良好。焊缝的柱状晶、熔合线和热影响区清晰可见。金相显微组织如图 3.13(b)、(c)。

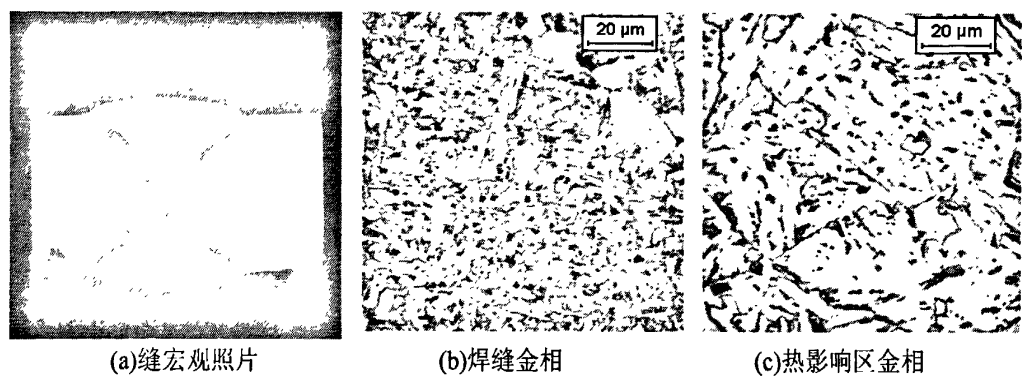


图 3.13 焊缝宏观照片和微观金相组织

Fig.3.13 Macrophotograph and microstructures of weld joint

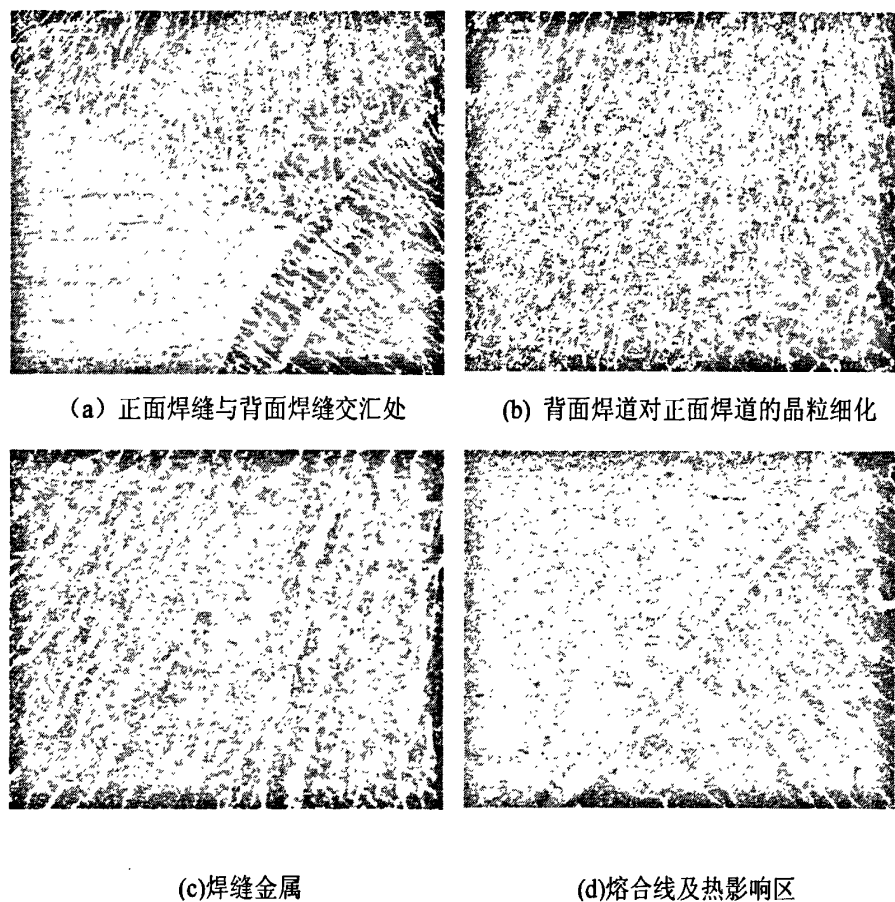


图 3.14 焊缝显微组织 50×

Fig.3.14 Microstructures of weld joint (50×)

(2) 分析与讨论

图 3.14 为放大 50 倍的微观组织照片，显示了焊缝及热影响区部位的形貌。图(a)清晰可见正面焊缝与背面焊缝的相交，很好的证明了焊接试板两面焊缝的熔合，焊缝金属与母材金属各自分成明显的两个区域。并且由于后焊焊缝对先焊焊缝的再次热作用，在

交汇处出现了一条细等轴晶粒带，相当于后焊焊缝对先焊焊缝进行了一次正火^[45]，如图(b)所示。由此可以断定：金相照片下方的焊道为后焊焊缝。图(c)为焊缝金属的柱状晶组织，是由网状先共析铁素体包围者的细小晶内针状铁素体(IAF)组成，放大 500 倍后的形貌如图 3.13(b)所示，先共析铁素体是焊缝金属发生固态相变时首先在奥氏体晶界析出的组织。针状铁素体是一种热力学非平衡组织，它的生成是通过形核和生长反应，在奥氏体内部进行的。针状铁素体实质上是晶内形核的贝氏体，两者的区别仅在于贝氏体形核于奥氏体晶界部位，针状铁素体形核于奥氏体晶粒内部的非金属夹杂物处。焊缝中的针状铁素体对焊缝有强化和韧化作用，焊缝强韧性随针状铁素体含量的增加而增加^[46]。

焊缝金属化学成分对针状铁素体的形成具有重要的影响。焊接试板的母材和焊材中均含有适量的 Ti，在焊缝中可形成大量弥散分布的细小 TiN 或 Ti_2O_3 质点，它们可作为焊缝凝固时针状铁素体的非均质形核核心，从而细化洁净钢焊缝凝固组织。Ti 还具有脱氧作用，保证 B 不被氧化和氮化。而 B 能降低奥氏体至铁素体相的转变温度，促使晶粒内针状铁素体的形成。焊缝中含有较高的 Mn 时，焊缝针状铁素体的转变起始温度低，转变温度范围大，最终可提高焊缝中针状铁素体体积比，提高强韧性。研究还发现^[47]，当焊缝金属中形成针状铁素体时，焊接接头抗解理断裂的能力增强，尤其是抗应力腐蚀和抗氢脆的能力明显提高。且 IAF 的含量越高，上述性能就越好。

图 3.14(d)和图 3.13(c)是放大 50 倍和 500 倍后的热影响区微观组织。原奥氏体晶界明显，晶粒粗大，平均尺寸约为 $45\mu m$ 。组织除贝氏体铁素体外，开始出现部分先共析针状铁素体，并且沿着奥氏体晶界和铁素体界面出现一些团块状的灰黑色伪珠光体。这种针状铁素体是过冷奥氏体在 $650\sim 500\text{ }^{\circ}\text{C}$ ，于奥氏体晶内夹杂物上形核并长大，具有大角度晶界，具有高密度位错，所以具有较高的强度和良好的低温冲击韧性^[48, 49]。但是，由图 3.13(c)可见，针状铁素体的析出非常少，组织主要是由粗大贝氏体组成，平均晶粒尺寸约是母材组织中贝氏体的 4 倍，所以，热影响区的低温冲击功较低。

关于针状铁素体的形核机理主要学说有以下 3 种：

(1) 形核夹杂物与基体和针状铁素体之间具有良好的共格关系，从而降低界面能，使针状铁素体很容易从析出相上形核^[50]。

(2) 在高应变区的夹杂物上形核^[51, 52]。贫 Mn 区或 P 和贫 B 区、夹杂物与基体之间热膨胀系数不同，造成高应变区，应变能提供形核能。

(3) 夹杂物提供的高能惰性表面，针状铁素体在夹杂物表面上形核，从而降低形核的势垒^[52]。

这三种学说的共同点都是认为针状铁素体的形成与夹杂物有关。日本学者将钢中有

害夹杂物变性为有益的细小、弥散分布的孕育剂，从而改变夹杂物对钢材性能的影响，提高钢材强度和韧性，这种方法称为氧化物冶金，这引起了相当多的研究。虽然关于针状铁素体的形核机理论说较多，但一致公认的是，无论是钢板，还是焊缝金属中，针状铁素体是以晶内夹杂物为形核核心形成的。针状铁素体很少直接从夹杂物形核，析出相首先从夹杂物上析出，然后针状铁素体从析出相形核。TiN、BN 和 MnS 从 Ti_2O_3 或 TiO 上析出，然后整个析出相作为铁素体的形核核心^[54]。

由表 2.1 试验钢的化学成分可知：试验钢中虽然含有 Mn、Mo、Nb、V、Ti 等合金元素，应该生成针状铁素体，但是在试验中却极少发现。说明微合金化的效果不明显。有研究指出^[55]：如果 Ti、N 原子以 1:1 比例形成 TiN 粒子，则 Ti 与 N 的质量比应为 3.42:1。但在多元素微合金化时并不遵循这个比例。

当钢中同时含有 Ti、Nb 时，Ti、Nb 均可以与 N 结合形成 TiN、NbN，这两种化合物都为面心立方点阵，点阵常数十分接近，它们之间可以无限互溶。所以在 Ti、Nb 同时存在的情况下，形成的第二相为 Ti 和 Nb 的复合氮化物。由于部分 N 原子与 Nb 结合，理想的 Ti/N 应小于 3.42。有研究指出^[56]：在 Ti-Nb 微合金钢中，理想的 Ti/N 接近 2.73。

当钢中 Ti、Nb、V 同时存在时，它们均能与钢中的 C、N 等元素分别形成碳氮化合物 TiN、TiC、NbN、NbC、VN、VC 等，这几种化合物均为面心立方点阵，且点阵常数相近(分别为 0.4240、0.4329、0.4390、0.4470、0.4092、0.4190 nm)，它们之间可相互固溶，形成由二元化合物粒子组成的正规溶液，即复杂的碳氮混合物。在同样的加热温度下，这些二元粒子的固溶度积按照下列顺序依次减小：VC、VN、NbC、NbN、TiC、TiN，也就是说，在同样的加热条件下，VC、VN、NbC、NbN、TiC、TiN 的溶解程度依次减小。因此，在焊接热循环过程中，复杂粒子中的稳定性较差的二元粒子 VC、VN、NbC、NbN 将优先溶解，而 TiN 最不易溶解，粒子的成分会随着粒子的溶解而不断发生变化，粒子中的含 Ti 量将不断增大，而 Nb、V 量将不断减小。由于 TiC 的稳定性比 TiN 差，复杂粒子的成分以 TiN 为主，针状铁素体就是以此为核心而形核的^[57]。

由此可见：焊缝和热影响区中含有难溶的第二相粒子（如 TiN、TiC、 Ti_2O_3 、NbN 等）时，能够大幅度提高焊缝和热影响区的强度和韧性，使钢板适合大线能量焊接要求。

目前，为了满足大线能量焊接的需求，采用 TiN 来形成稳定的第二相应用较普遍^[58]，可以满足 100KJ/cm 的热输入。但日本的 JFE 和新日铁公司现在采用纳米级的含有 Ca、Mg 化合物的质点作为第二相粒子，形成熔点更高的超细氧化物、硫化物及其复合物，并使其均匀弥散分布，使焊接线能量达到 600~1000KJ/cm。这应该值得我们努力研究。

3.2.3 小结

(1) 首秦公司的 21mm 试验钢钢板经 $920^{\circ}\text{C}\times 30\text{min}$ 水淬, $650^{\circ}\text{C}\times 60\text{min}$ 回火, 其力学性能符合 GB19189-2003 的要求。钢板的淬火组织为马氏体和少量贝氏体; 回火组织为回火索氏体。

(2) 按照本文选定的焊接材料和焊接工艺进行的焊接性试验, 焊接试板的无损检测和力学性能检测均符合标准要求。21mm 钢板的焊接线能量达到 66 KJ/cm 时, 性能合格, 已经初步具有大线能量焊接性能。

(3) 在此次试验钢的试制条件下, 21mm 钢板经焊接后, 焊缝组织主要为大量细小针状铁素体及部分网状先共析铁素体, 低温冲击功较高; 热影响区组织主要为贝氏体, 且晶粒较粗大, 低温冲击功较焊缝低。

(4) 若要达到压力容器标准化技术委员会关于线能量达到 100 KJ/cm 的要求, 还需要进一步进行相关的试验研究工作。

3.3 焊接热模拟试验

焊接热模拟技术从 40 年代开始, 在美国、前苏联及日本等国家兴起。近年来各国对该项技术及其装置的研究都非常重视, 并取得了很大的进展。我国从 60 年代开始研究焊接热模拟技术, 近年来相继推出各种类型的焊接热模拟试验机, 利用这项技术为我国的国民经济发展做出了贡献。

由于焊接热影响区的组织及性能对焊接接头的质量有很大的影响, 因此深入研究热影响区中的各区段组织性能是非常必要的。然而热影响区中的各区段非常狭窄, 很难单独取出进行相应的试验研究。采用热模拟技术, 就可以在一定尺寸的试件上, 模拟焊接热循环及焊接应力应变对焊接热影响区中某个区段的影响, 从而研究该区段的组织及性能的变化规律。

利用该项技术可以研究金属的下列焊接性能: ^[59]

(1) 研究焊接热影响区不同区段的组织及力学性能, 对了解过热区的组织及性能非常重要。

(2) 研究焊接热影响区的粗晶脆化, 从而得到粗晶区的冲击韧度。也可制成 COD 试样, 进行断裂韧度试验。可研究粗晶区组织、性能与焊接工艺参数之间的关系, 为获得优质的接头提供最佳工艺参数。

(3) 研究焊接热影响区的热应变脆化。将试件加热到通常产生热应变脆化的温度, 再施加一定的塑性应变值(如 $1\%\sim 5\%$)。试件冷却后, 制成冲击试样或 COD 试样进行试

验。采用这种方法可以研究金属材料焊接的热应变脆化倾向。

(4) 研究冷裂纹、热裂纹、再热裂纹及层状撕裂的形成条件及产生机理。从而研究该材质在模拟焊接的情况下产生焊接裂纹的倾向,这对深入研究裂纹的产生机理及防止措施有重要的实际意义。

例如:为了模拟焊接冷裂纹的淬硬组织、氢的聚集、拘束应力等三个因素,利用焊接热模拟试验机对试样进行按照给定程序的加热及加载,冷却充氢,并控制其应变和应力,即可研究冷却速度、吸氢时间、应力值、延迟时间等因素对裂纹产生的影响,从而可以获得临界冷却速度、临界氢含量、临界拘束应力等指标。进而可以深入研究冷裂纹的敏感性,提出最佳焊接工艺参数等。

(5) 绘制焊接连续冷却转变图(SHCCT 图)

利用焊接热模拟技术,对金属材料测定并绘制 SHCCT 图,对于制定合理的焊接工艺方案、判断工艺参数的可行性,以及获得优质的焊接接头具有重要的应用价值。

对于试验钢,根据压力容器标准化委员会对石油储罐用钢板的认证要求,在模拟现场施工条件的大线能量焊接的同时,还必须对钢板进行焊接热模拟试验。因为现场实际焊接后,对焊接试板需要做力学性能检验,其中最重要的一项是测定焊接热影响区的低温冲击性能。由于焊接热影响区的范围较窄,呈弧形,开 V 型缺口时很难避免贯穿熔合线或母材,测得的冲击功就不能真实的反应热影响区性能,尤其是 CGHAZ 的性能。在大线能量焊接的条件下,CGHAZ 对焊接质量有重大影响。为了真实评价焊接热影响区的性能,必须做焊接热模拟试验,准确地将 V 型缺口开在热影响区上,这样才能真实地测定出焊接热影响区的冲击韧性,并对其结果进行分析和评价。

3.3.1 实验方案

试验材料选用首秦公司的试验钢 SG610D,厚度为 40mm 和 21mm 两种规格,采用前述的调质工艺,在箱式电阻炉进行淬火回火。调质后的力学性能:40mm 钢板如表 2.9 编号 12;21mm 钢板如表 3.1。采用几何尺寸为 11mm×11mm×55mm 的试样,在 MMS-300 热模拟试验机上进行焊接热循环模拟试验。所取试样位于钢板厚度 1/4 处,试样的轴线方向垂直于钢板的轧制方向。模拟试验的有关参数设定为:加热速度 180℃/s,峰值温度为 1300℃,停留 1s,线能量 Q 分别为 40、60、80、100、120KJ/cm,每组线能量做 5 个试样,其中 3 个做冲击试样,2 个加工成拉伸试样。传热模型为 Rykalin-2D 二维模型(以 Q 求 $t_{8/5}$ 模型)。冷却终止温度设定为 300℃(约 M_s 点),或运行时间达到 1000s 停止试验,二者满足其一试验均会停止运行。

将模拟后的试样加工成标准夏比(V 型)试样(10×10×55mm),试样缺口位于模拟 HAZ 的中心部位(热电偶焊点处)。按 GBT229-1994《金属夏比缺口冲击试验方法》进行-20℃冲击试验。GB19189-2003《压力容器用调质高强度钢板》中要求-20℃时, Akv≥47J。并对断面进行微观组织分析。

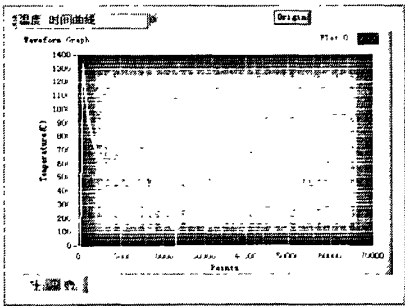
将热模拟后的试样按照 GB/T228-2002《金属材料 室温拉伸试验方法》加工成圆形截面比例试样 R7(Φ5mm), 在 WDD 电子万能试验机上测定强度。

3.3.2 试验结果

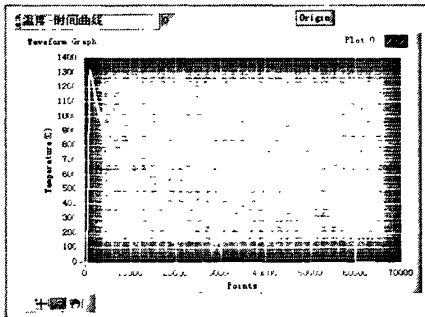
3.2.2.1 热模拟得到的温度-时间曲线

- (1) 不同线能量的热模拟曲线如图 3.15 中的(a)、(b)、(c)、(d)、(e)。
- (2) 分析

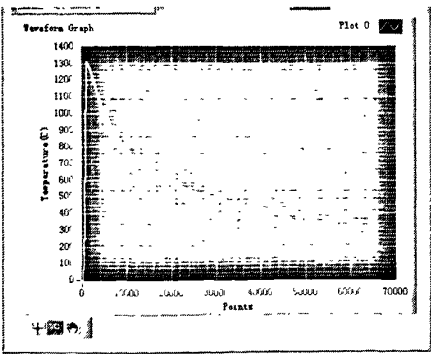
由图 3.15 的温度—时间曲线可以看出,实际得到的曲线与设定的参数基本吻合,焊接热循环的效果准确。随着线能量的增加,试样从峰值温度 1300℃冷却到 800℃的时间变长, $t_{8/5}$ 也随着增加。线能量为 120KJ/cm 时,没有达到设定的冷却终了温度,(试验温度实际降低到 467℃)就已经停止运行。



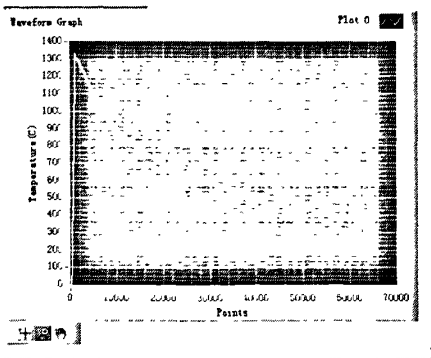
(a) 线能量为 40KJ/cm



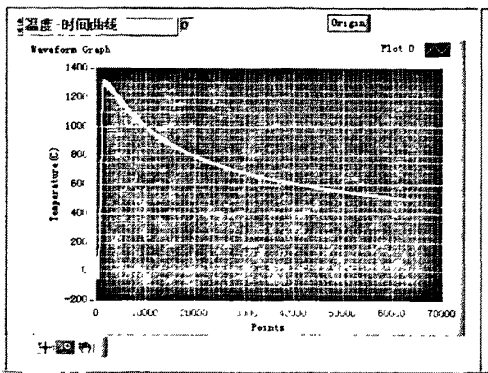
(b) 线能量为 60KJ/cm



(c) 线能量为 80KJ/cm



(d) 线能量为 100KJ/cm



(e) 线能量为 120KJ/cm

图 3.15 焊接热模拟的温度—时间曲线
Fig.3.15 The temperature-time curve of welding thermal simulation

3.2.2.2 焊接热模拟试验结果

- (1) 40mm 钢板热模拟结果
- (a) 热模拟后的冲击结果如表 3.8

表 3.8 热模拟后的冲击性能
Table 3.8 Impact values of samples after thermal simulation

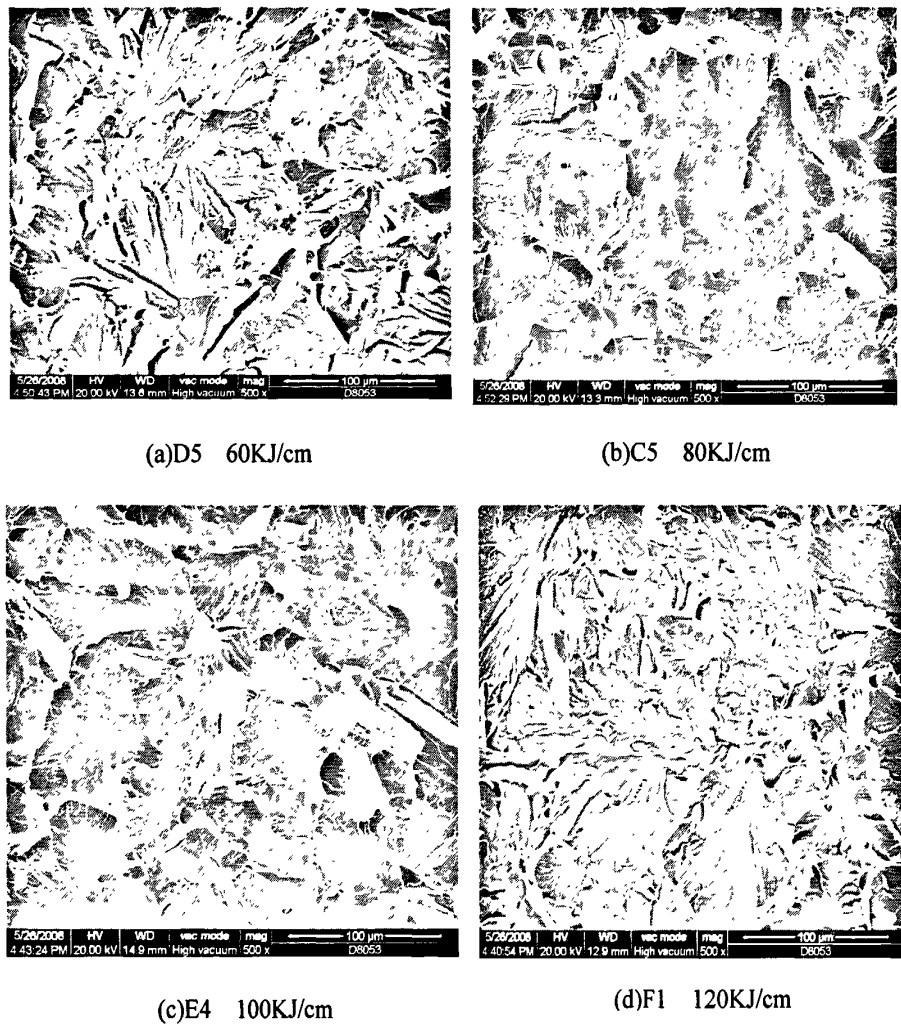
线能量(KJ/cm)	输出值 t _{8/5} (s)	试样编号	Ak _V -20℃(J)	平均值(J)
40	47.3	3B1, 3B3, 3B4	27, 31, 33	30
60	106.5	3D1, 3D3, 3D5	21, 22, 28	24
80	189.3	3C1, 3C3, 3C5	13, 20, 21	18
100	295.8	3E1, 3E3, 3E4	29, 6, 10	15
120	426.0	3F1, 3F2, 3F4	6, 8, 17	10

- (b) 试验钢 40mm 钢板热模拟后的拉伸结果如表 3.9。

表 3.9 热模拟后的拉伸性能
Table 3.9 Tension properties of samples after thermal simulation

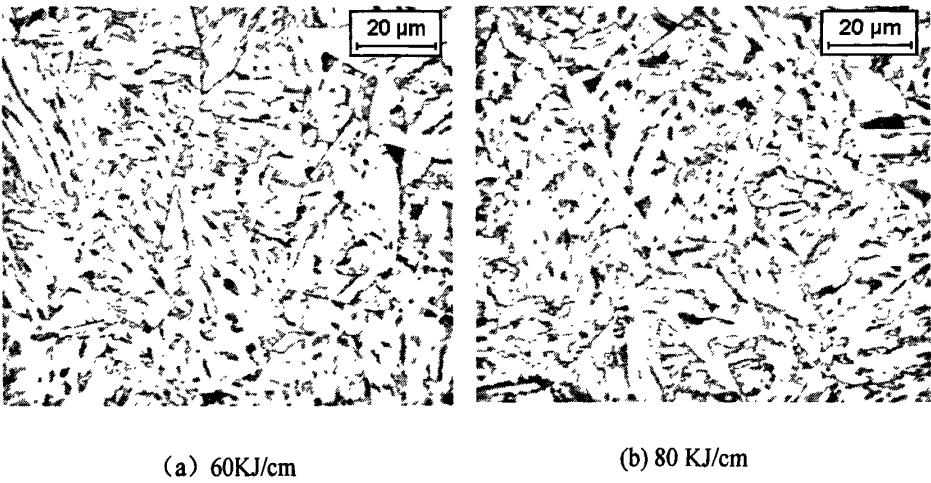
试样编号	线能量(KJ/cm)	输出的 t _{8/5} (s)	R _m (MPa)	A ₅₀ (%)
3B5	40	47.3	626	25
3D4	60	106.5	608	22
3C4	80	189.3	606	20
3E2	100	295.8	592	19
3F3	120	426.0	591	19

(c) 热模拟后的试样冲击断口形貌如图 3.16



3.16 冲击断口扫描形貌
Fig.3.16 Fractograph of samples after thermal simulation

(d) 热模拟后的光学金相组织如图 3.17



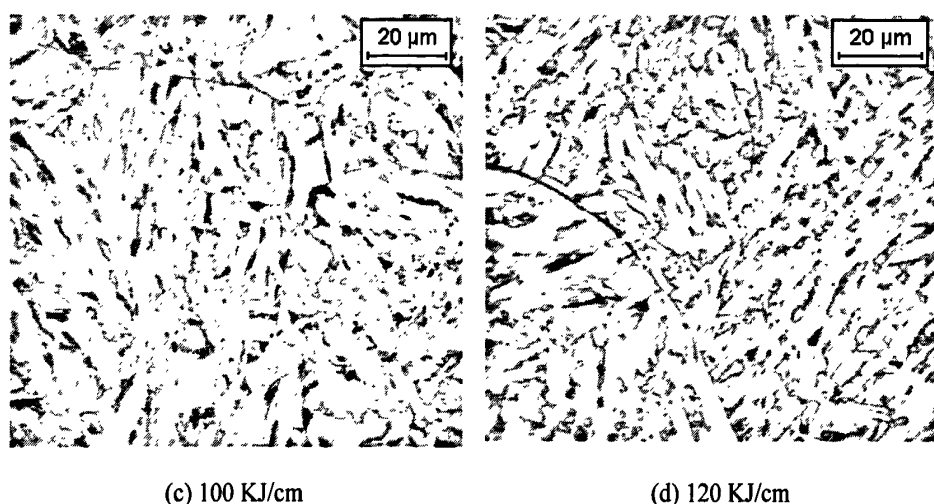


图 3.17 热模拟 CGHAZ 显微组织
Fig.3.17 Microstructures of samples in CGHAZ after thermal simulation

(e) 分析

由表 3.8 可知：经焊接热模拟后，随着线能量的增大，试样的冲击功呈下降趋势，而且均比标准要求的值小。这是由于在模拟热输入过程中，模拟的 CGHAZ 晶粒长大严重，造成韧性较差的结果^[60]，如图 3.17(d)中平均晶粒尺寸为 100 μm 。图 3.17 的光学金相组织也证明了这一点，随着线能量的增加，原奥氏体晶粒和贝氏体铁素体晶粒均逐渐增大，碳化物也增加聚集。在图(c)中还发现了贯穿整个奥氏体晶粒的魏氏体铁素体板条，极大地影响了 CGHAZ 的韧性。在图 3.17(a)、(b)、(c)、(d)中均未发现有利于韧性的针状铁素体，说明试验钢中的 Ti、Nb 等微合金化元素对针状铁素体的形成没有明显效果。对冲击韧性的主要影响仍然是晶粒尺寸的大小。

在冷却过程中，随着线能量的增加，从峰值温度冷却到 800 $^{\circ}\text{C}$ 的时间变长（如图 3.15 所示），奥氏体有充分时间长大。所以，线能量越大，晶粒越粗大。由于模拟的 CGHAZ 区域比实际焊接的 CGHAZ 区域宽，约 8~10mm，V 型缺口完全开在 CGHAZ 区域，而实际焊接试板的粗晶热影响区呈较窄的弧形（如图 3.13a），V 型缺口的开口位置，很难避免通过焊缝金属或细晶区、混合区，甚至母材。所以模拟的热影响区会真实地反应 CGHAZ 的韧性，故冲击功会比实际施焊的试板低。图 3.16 的冲击断口扫描也证明了这一点。在相对应的四种焊接线能量的情况下，图 3.16 中的(a)、(b)、(c)、(d)的断口均出现准解理河流花样，并伴有明显的撕裂棱，宏观断口形貌比较平整，断口呈结晶状，小刻面亮但不发光，证明断裂完全为准解理断裂，是一种脆性穿晶断口^[61]。

由表 3.9 可：热模拟后的抗拉强度、延伸率均随线能量的增大而降低。线能量为 60KJ/cm 和 80KJ/cm 时分别为 608 MPa 和 606 MPa，只是接近标准要求的 610MPa 强度。

而模拟线能量达到 100KJ/cm 后，强度就下降较多。可见，40mm 钢板的大线能量焊接性能较差。

(2) 21mm 钢板热模拟结果

(a) 热模拟后的冲击结果如表 3.10

表 3.10 热模拟后的冲击功
Table 3.10 Impact values after thermal simulation

线能量(KJ/cm)	输出的 t _{8/5} (s)	试样编号	Ak _v -20℃ (J)	平均(J)
40	47.3	RA2, RA3, RA4	43, 66, 35	48
60	106.5	RA5, RA7, RA8	45, 129, 91	88
80	189.3	RF0, RF1, RF2	35, 42, 90	56
100	295.8	R1, R2, SQ4	17, 17, 52	29
120	426.0	R7, R0, RA0	18, 18, 14	16

由表 3.10 可知：随着线能量的增加，热模拟后的冲击功呈现先增大后减小的趋势。线能量为 80KJ/cm 时，冲击功仍大于标准要求。并且，在线能量为 60 KJ/cm 时达到最大值。这与金相组织中的针状铁素体含量有关。有研究发现^[62]，在一定的热循环范围内，热输入能够满足针状铁素体的形成条件，即满足能量起伏及动力学条件，并逐步有利于它的形成。CGHAZ 中的针状铁素体组织，能够显著提高综合力学性能。当输入线能量进一步提高时，一方面，铁素体进一步长大；另一方面，溶质原子通过长程扩散形成珠光体，使 CGHAZ 中针状铁素体数量下降。针状铁素体组织只是影响 CGHAZ 力学性能因素之一，其它因素如奥氏体晶粒大小、铁素体晶粒大小、珠光体、马氏体—奥氏体形态及分布等均是影响 CGHAZ 力学性能的因素。随着输入线能量的增加，热循环过程中奥氏体晶粒会逐渐长大，相应地，铁素体板条也会变宽、变长，有的魏氏体铁素体板条甚至会贯穿整个奥氏体晶粒，或者有沿铁素体板条形成的珠光体及 M-A 相等，这些组织都会使模拟 CGHAZ 综合力学性能降低。

(b) 热模拟后的拉伸结果如表 3.11

表 3.11 热模拟后的拉伸性能

Table 3.11 Tension properties of samples after thermal simulation

试样编号	线能量(KJ/cm)	输出的 t _{8/5} (s)	R _m (Mpa)	A ₅₀ %
3RA1	40	47.3	644	24
3RA6	60	106.5	634	22
3RF3	80	189.3	612	20
3R5	100	295.8	617	20
3RF5	120	426.0	609	19

表 3.11 中的抗拉强度的最小值是 609MPa，此时的模拟线能量为 120KJ/cm。接近标准要求的 610 MPa 水平。线能量小于 120 KJ/cm 时，强度均大于标准要求。而表中的延伸率均随着线能量的增大而减少，但最小值仍然大于标准要求的 17%水平。从这方面看，试验钢具有较好的大线能量焊接性能。

(c) 热模拟后的光学金相组织如图 3.18

图 3.18 中显示了不同线能量热模拟后的微观组织。对照表 3.10 的各试样的冲击功可知，线能量由 40kJ / cm 增加到 60kJ / cm 时，冲击功由 RA3 的 66J 增加到 RA7 的 129J，再增大线能量时，冲击功反而下降。在 RA7 的金相组织中，可以发现少量的针状铁素体，比 RA3 中的针状铁素体多，因而冲击功有所提高。线能量大于 60kJ / cm 后的金相组织中，晶粒尺寸明显渐大，冲击功逐渐降低。所有经热模拟后的组织晶粒尺寸均比母材大。这与上述的分析是一致的。

(d) 热模拟后冲击断口扫描如图 3.19:

图 3.19 中的(a)、(b)和(c)的冲击功分别为 66J、129J 和 90J，均大于标准要求，相对应的断口处的撕裂棱均有少量微孔聚合的韧窝带，相比较而言，尤以(b)中的韧窝数量居多，而(a)中的韧窝数量最少，这也是与其冲击功值的大小相符合的。(d)和(e)中未发现韧窝带，二者相比较，发现(e)中的准解理撕裂棱较浅，说明在断裂过程中的塑性变形比(d)小，因而冲击功值也较小。(f)为未经热模拟的冲击断口形貌，可见纤维状断口上的韧窝被拉长呈抛物线形，尺寸较大，宏观断口有剪切唇特征，是为延性断裂，冲击功值远高于热模拟试样。

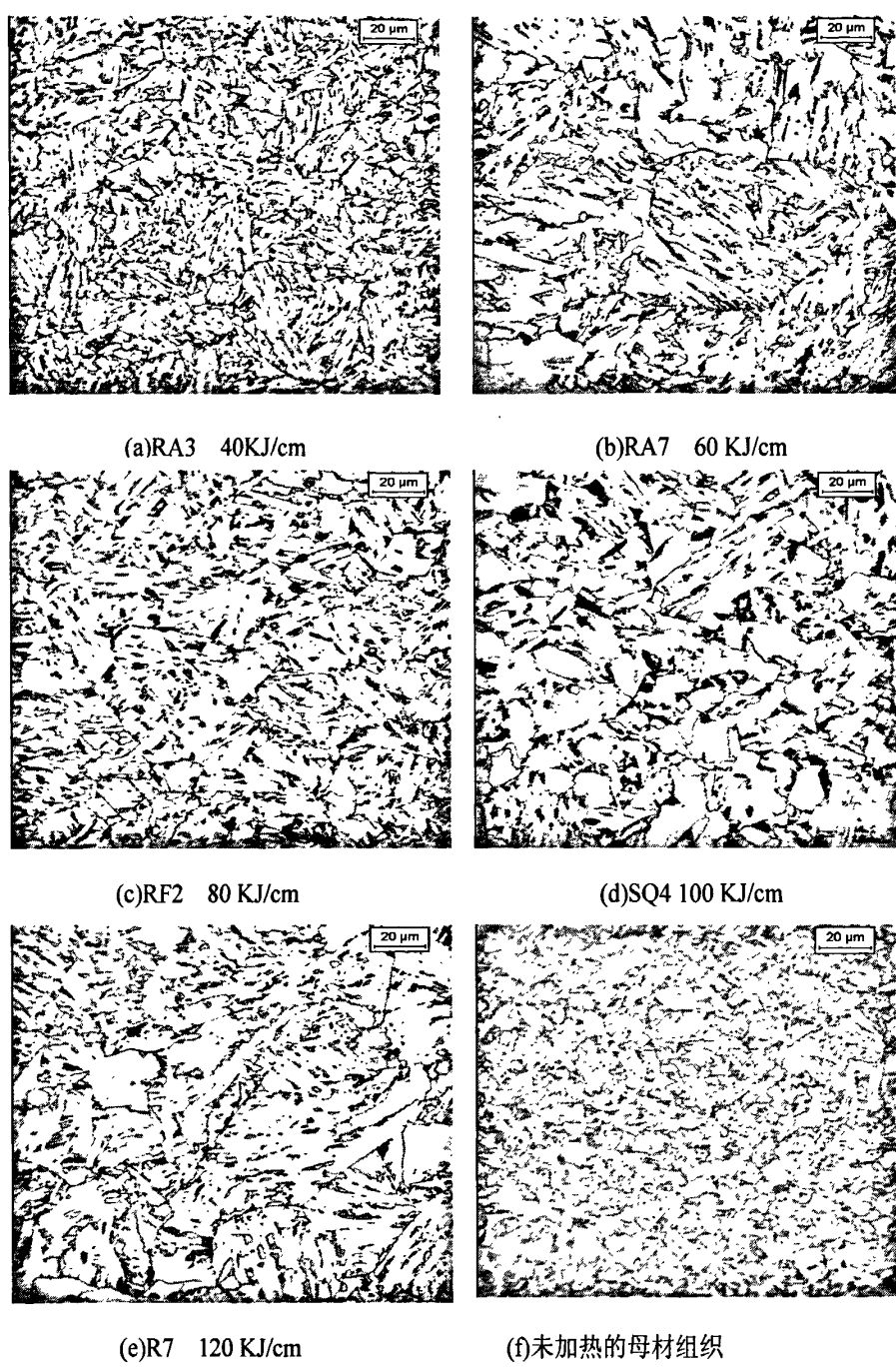


图 3.18 21mm 钢板热模拟后的光学金相组织
Fig.3.18 Microstructures of the 21mm thickness plate after thermal simulation

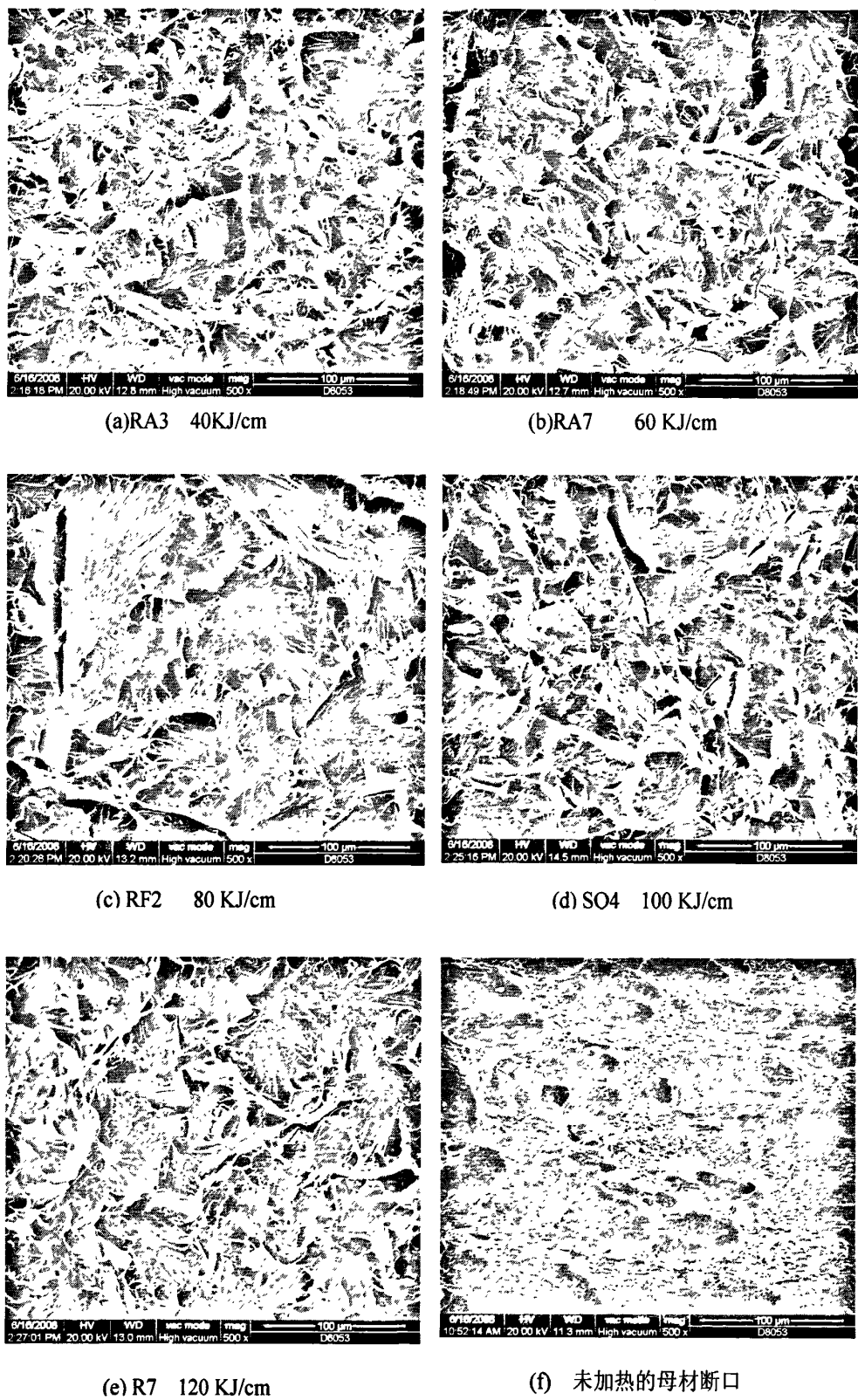


图 3.19 热模拟后冲击断口形貌
Fig.3.19 Fractograph of samples after thermal simulation

3.3.3 小结

(1) 在热模拟条件下, 焊接线能量相同时, 40mm 钢板经焊接热模拟后的冲击功均小于 21mm 钢板。

(2) 热模拟结果表明: 40mm 钢板不具有大线能量焊接性能, 21mm 钢板在模拟线能量为 80 KJ/cm 时, 仍有较好的冲击性能。

3.4 焊接裂纹敏感性试验

斜 Y 形坡口焊接裂纹试验是一种在焊接生产中广为应用的冷裂纹试验方法。此法主要评定碳钢和低合金钢焊接热影响区对冷裂纹的敏感性^[63]。冷裂纹是焊后冷却至较低温度下产生的。对于低合金钢大约在钢的马氏体转变温度 M_s 附近。它是由于拘束应力、淬硬组织和扩散氢的共同作用下产生的。

冷裂纹主要发生在低合金钢、中合金钢、中碳和高碳钢的热影响区, 个别情况下, 如焊接超高强度钢或某些钛合金时, 冷裂纹也出现在焊缝上。

冷裂纹的种类主要有如下三种^[64]:

1. 延迟裂纹: 延迟裂纹的危害性最大, 最具有普遍性。

主要特点是: 不在焊后立即出现, 具有延迟现象。钢的淬硬倾向, 焊接接头的应力状态和熔敷金属中扩散氢含量, 是高强钢焊接时产生冷裂纹的三大主要因素。这三个因素在一定条件下是互相联系和相互促进的。

(1) 钢材的淬硬倾向

主要决定于化学成分、板厚、焊接工艺和冷却条件等。钢淬硬后开裂主要有以下的两个方面原因。

(a) 形成脆硬的马氏体组织

马氏体的脆硬是因碳饱和固溶在 $\alpha\text{-Fe}$ 中, 使晶格发生较大的畸变而难以滑移, 这样断裂时将消耗很少能量。因此, 当钢中有马氏体存在时利于裂纹的形成和扩展。

(b) 淬硬会形成更多的晶格缺陷

碳在 $\alpha\text{-Fe}$ 中过饱和固溶, 导致严重的晶格畸变, 形成大量的晶格缺陷, 主要是空位和位错。在不平衡条件下, 位错和空位发生移动和聚集, 在达到一定浓度后便形成裂纹源。

(2) 扩散氢的作用

大量的研究证明, 氢的聚集开始于焊后约 60 秒 (室温下板厚 20mm), 约冷至 100~150℃, 在焊后 1~2 小时达到最大值 (在有缺口效应的部位), 然后逐渐耗散。氢聚

集的程度随钢种的化学成分不同而不同。高强钢焊后冷却至 100℃ 附近时, 扩散氢在某些部位(应力应变最大区域) 发生聚集而起到起裂作用, 因此, 把 100℃ 时的残余扩散氢 HR100 称为有效氢含量。对于一般低合金钢, 焊后延迟裂纹的出现往往在热影响区, 这与焊缝及热影响区组织变化和氢的扩散过程有关。

由于一般低合金钢焊缝金属的含碳量低于热影响区, 在冷却时会在较高的温度就发生相变, 即由奥氏体分解为铁素体、珠光体、贝氏体以及低碳马氏体等。在分解同时, 原先溶解在焊缝的很多氢会极力进行扩散和逸出, 原子氢将会从焊缝向热影响区扩散。当焊缝由奥氏体转变为铁素体、珠光体等组织时, 氢的溶解度会突然下降, 而氢在铁素体、珠光体中的扩散速度很快, 因此氢会被很快地赶到未转变的奥氏体组织中去扩散(热影响区), 而在热影响区(奥氏体中) 扩散速度慢, 不能很快地把氢扩散到距熔合线较远的母材中去, 因此在熔合线附近形成了富氢地带。当滞后相变的热影响区由奥氏体向马氏体转变时(因焊缝相变超前于热影响区相变), 氢便以过饱和状态残留在马氏体中, 促使这个地区进一步脆化。如果这个部位有缺口效应(应力集中、应变集中), 并且氢的浓度足够高时, 就可能产生根部裂纹或焊趾裂纹。若氢的浓度更高, 可使马氏体更加脆化, 也可能产生焊道下裂纹^[65]。当焊接某些超高强度钢时, 会由于焊缝成分复杂, 导致焊接热影响区相变先于焊缝, 这样, 氢会相反地从热影响区向焊缝扩散, 那么延迟裂纹就可能在焊缝上产生。

(3) 焊接接头的应力状态

在焊接时, 主要存在以下几种应力

(a) 不均匀加热及冷却过程中所产生的热应力;

(b) 金属相变时产生的组织应力

相变产生体积膨胀, 会减轻残余拉伸应力, 有利于降低冷裂倾向。

(c) 结构自身拘束条件所造成的应力

拘束应力的大小决定于受拘束的程度, 用拘束度 R 来表示。 R 的定义: 单位长度焊缝, 在根部间隙产生单位长度的弹性位移所需要的力。

$$\text{平板对接时: } R = \frac{E \cdot \delta}{L} \quad (3.1)$$

式中: E —金属的弹性模量

L —拘束距离

δ —板厚

由上式知: 改变拘束距离 L 和板厚 δ 可以调节拘束度 R 的大小。当 R 值达到一定

值时就产生裂纹，这时的 R 值称为临界拘束度 Rcr。

2. 淬硬脆化裂纹

主要特点：焊后立即开裂，不受扩散氢的影响，只在拘束应力的作用下产生。

产生原因：由于冷却时马氏体相变而产生的脆性造成的。主要取决于钢的淬硬性和拘束条件。一般采用较高的预热温度和使用高韧性的焊条基本上可以防止这种裂纹。

3. 低塑性脆化裂纹

由于某些塑性较低材料，焊后冷至低温时，由于收缩力引起的应变超过了材料本身所具有的塑性储备或材质变脆而产生的裂纹，成为低塑性脆化裂纹。

为了评定碳钢和低合金高强度钢焊接热影响区对冷裂纹的敏感性，国际上通常使用斜 Y 型坡口焊接裂纹试验。该试验根据试件上检测出的裂纹率，评价焊件材料的冷裂纹倾向，并作为实际焊接过程中确定预热温度的依据。影响焊接冷裂纹的因素除了钢种的淬硬倾向、接头扩散氢含量及分布、接头所承受的拘束应力状态这三个主要因素以外，焊接过程的不均匀加热及冷却所产生的热应力，也会直接影响着接头的残余应力状态。把这些因素综合起来，便可以准确评价冷裂纹的形成倾向高低。

对于同一钢种使用相同的焊接规范和焊接材料，影响冷裂纹的主要因素则是接头的应力状态，而焊件的厚度和预热温度则决定了接头的应力状态。因此，采用斜 Y 形坡口焊接裂纹试验方法来对钢板的冷裂纹进行评价。

3.4.1 实验方案

(1) 实验材料

按照 GB4675《焊接性试验 斜 Y 型坡口焊接裂纹试验方法》进行试验。采用首秦公司的试验钢板，厚度 21mm，试板长度方向为轧制方向，在焊接性试验用的调质态钢板取样，采用锦州锦泰金属工业有限公司生产的超低氢钠型焊条 J607RH。熔敷金属化学成分如表 3.12，熔敷金属力学性能保证值如表 3.13。

表 3.12 熔敷金属化学成分 (mass%)
Table 3.12 Chemical constituents of deposited metal (mass %)

C	Si	Mn	S	P	Mo	Ni
0.065	0.20	1.35	0.009	0.012	0.29	1.09

表 3.13 熔敷金属力学性能
Table 3.13 Mechanical properties of deposited metal

R _{el} (MPa)	R _m (MPa)	A ₅₀ (%)	Akv -40 ℃(J)
≥490	≥590	≥17	≥47

采用数字直流电焊机施焊，焊接试板及坡口加工采用机械方法，具体尺寸及坡口形式如图 3.20。

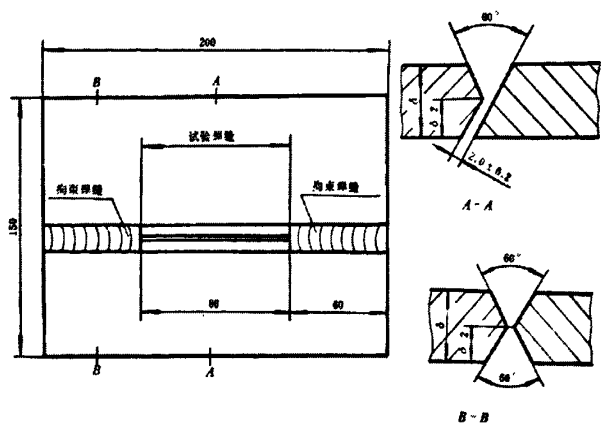


图 3.20 试板尺寸及坡口形式
Fig.3.20 The dimension and groove form of the tested plate

(2) 试验方法

先焊两端各 60mm 范围内的拘束焊缝，焊前加塞片以保证试验焊缝的间隙，焊后拆除。拘束焊缝焊接时要注意防止角变形和未焊透，先焊背面第一层焊缝，然后焊正面第一层焊缝，再焊背面第二层焊缝，如此交替焊接，直至焊满。试验焊缝采用手弧焊，单焊道，焊前注意充分去处飞溅、水、油、锈。注意焊接时引弧、熄弧方式，并应离开拘束焊缝 2~3mm，如图 3.21。试验焊缝在焊前需预热，焊后消氢处理。焊后静置 48h 后，采用渗透方法检测表面裂纹。然后沿垂直焊缝方向取五个横截面，研磨腐蚀后，用放大 25 倍的显微镜检查断面裂纹。再将试件着色后，用电液伺服万能试验机拉断，检测根部裂纹。焊接工艺如表 3.14。

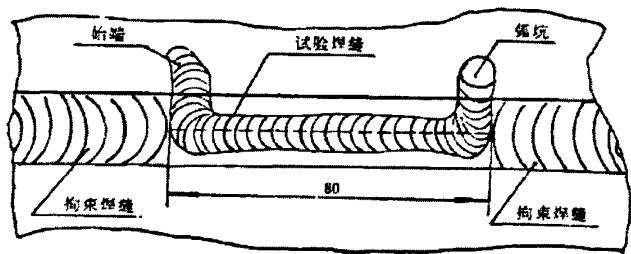


图3.21 试验焊缝的焊接位置
Fig.3.22 The welding place of testing joint

表3.14 焊接工艺指导书
Table 3.14 Welding technology guide book

母材牌号	试板尺寸(mm)	数量(块)	预热温度(℃)	环境温度(℃)
SG610D	200×75×21	2	120±10	26
焊条牌号	焊条直径(mm)	烘干温度(℃)	烘干时间 (h)	保温温度 (℃)
J607RH	Φ4.0	400	1	150
电源极性	焊接电流 (A)	焊接电压 (V)	焊接速度 (mm / min)	消氢处理温度×时 间 (℃×h)
直流反接	170±10	24±2	150±10	250×1

(3) 裂纹的计算方法

裂纹的长度和高度按照图 3.22 所示进行检测，裂纹长度为曲线形状按直线长度检测，裂纹重叠时不必分别计算。

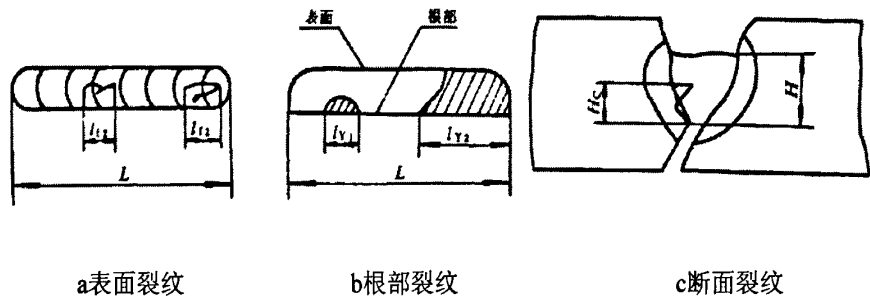


图3.22 试样裂纹长度的计算方法
Fig.3.24 The method of caculating crack length

(a)表面裂纹率的计算公式:

$$C_f = \frac{\sum l_f}{L} \times 100\%$$

C_f ——表面裂纹率，%；
 $\sum l_f$ ——表面裂纹长度之和，mm；
 L ——试验焊缝长度，mm。

(3.2)

(b)根部裂纹率的计算公式:

$$C_r = \frac{\sum l_r}{L} \times 100\%$$

式中 C_r —根部裂纹率（%）
 $\sum l_r$ 根部裂纹长度之和（mm）

(3.3)

(c)断面裂纹率的计算公式:

$$C_s = \frac{\sum H_s}{\sum H} \quad (3.4)$$

式中 C_s —断面裂纹率 (%)
 $\sum H_s$ —5 个断面上裂纹深度之和;
 $\sum H$ —5 个断面焊缝最小厚度之和。(mm)。

3.4.2 试验结果

(1) 试验结果

图 3.23 为 1、2、3 号焊接试板的宏观照片 (已经用渗透方法检验表面裂纹)。

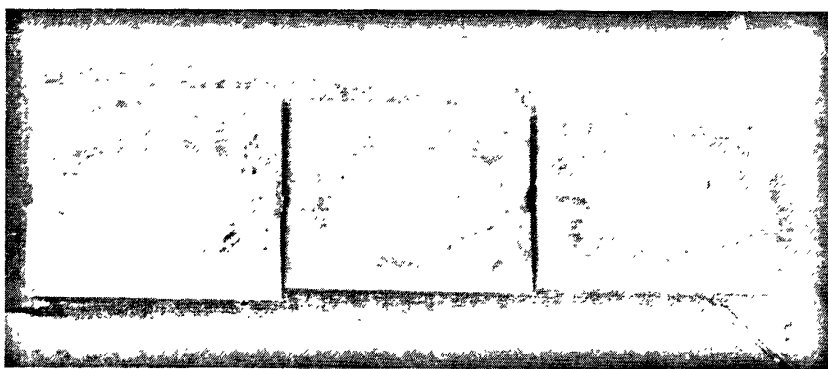


图3.25 1、2、3号焊接试板的宏观照片
 Fig3.25 The macrophotograph of 1、2、3test welding plates

表面裂纹采用渗透方法检测, 结果无裂纹。截取的断面经研磨后, 用 5%硝酸酒精溶液腐蚀, 用放大 25 倍的显微镜检测, 结果无裂纹。最后将截取的试样在 WAW-1000 微机控制电液伺服万能试验机上拉断, 检测根部裂纹, 结果未发现裂纹。

(2) 分析

由于在此次焊接裂纹敏感性试验中, 对焊接试板采取了焊前预热措施如表 3.14, 使钢板的淬硬倾向减小; 焊后的消氢处理, 使焊缝中的扩散氢能够充分溢出, 降低了氢致裂纹敏感性。同时, 由于焊后的缓冷, 也减缓了马氏体转变, 使残余扩散氢对马氏体的不利影响降低。焊后的缓冷还降低了焊接残余应力。所以, 在本试验中未发现裂纹。

3.4.3 小结

在焊前预热 $120 \pm 10^\circ\text{C}$, 焊后进行 $250^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ 消氢处理条件下, 试验钢产生焊接冷裂纹的可能性较小。

3.5 本章小结

(1) 21mm 开发钢的轧态钢板, 经 $920^{\circ}\text{C}\times 30\text{min}$ 水淬, $650^{\circ}\text{C}\times 60\text{min}$ 回火, 力学性能符合石油储罐用钢的标准。

(2) 此状态的 21mm 调质钢板, 经线能量为 $66\text{KJ}/\text{cm}$ 的焊接性试验, 其各项性能均达到国标要求。

(3) 此状态的 21mm 调质钢板, 经焊接热模拟后, 其性能基本符合大线能量焊接要求。模拟线能量可达 $80\text{KJ}/\text{cm}$ 。

(4) 此状态的 21mm 调质钢板, 进行斜 Y 型坡口焊接裂纹试验, 结果表明: 以本文所采用的方法, 开发钢的冷裂纹倾向很小。

(5) 40mm 开发钢经 $930^{\circ}\text{C}\times 30\text{min}$ 水淬, $660^{\circ}\text{C}\times 60\text{min}$ 回火, 虽然力学性能符合石油储罐用钢的标准, 但经焊接热模拟后, 其性能不符合大线能量焊接要求。

第四章 试验钢与同类钢板的焊接性能对比

4.1 前言

为了对开发钢的性能有一个总体评价，尤其是大线能量焊接的性能，本文对上海某大型石油储罐基地所使用的两种石油储罐钢板进行了焊接试验，一种是日本 JFE 生产的石油储罐钢板 SPV490Q(编号为 2)；另一种是上海宝钢生产的石油储罐钢板 08MnNiVR（编号为 1），用与开发钢相同的焊接方法与焊接工艺进行焊接试验，以对比分析开发钢的焊接性能（开发钢编号为 3）。从而在开发钢的化学成分、冶炼工艺、轧制工艺、热处理工艺等方面进行优化调整，为再次进行工业试制提供依据，使开发钢的性能尽快符合容标委的认证标准。

4.2 日本 JFE 生产的原油储罐钢板 SPV490Q 的性能

4.2.1 化学成分

SPV490Q 的化学成分如表 4.1。

表 4.1 SPV490Q 的化学成分(mass%)
Table 4.1 Chemical constituents of SPV490Q (mass%)

C	Si	Mn	P	S	V	Cu	Nb	Ni	Cr	Mo	Pcm	Ceq
0.08	0.21	1.34	0.012	0.002	0.04	0.02	0.03	0.01	0.01	0.09	0.16	0.34

$Pcm=C+Si/30+(Mn+Cu+Cr)/20+Ni/60+Mo/15+V/10+5B\ (\%)$

$Ceq=C+Mn/6+Si/24+Ni/40+Cr/5+Mo/4+V/14\ (\%)$

4.2.2 力学性能

按照 GB19189-2003《压力容器用调质高强度钢板》的要求进行力学性能检验，结果如表 4.2。

表 4.2 SPV490Q 的力学性能检验结果
Table 4.2 Mechanical properties of SPV490Q

板厚,mm	R _{el} ,MPa	R _m ,MPa	A ₅₀ ,%	屈强比	冷弯	Akv	-20℃,J	平均,J
33	560	649	29	0.86	合格	326	314 321	320

4.2.3 焊接试验及结果

4.2.3.1 焊接性试验

SPV490Q 的焊接性试验方法与开发钢的试验方法完全相同，输入线能量 66KJ/cm。按照 GB/T19869-2005《钢、镍及镍合金的焊接工艺评定试验》的要求，对焊接完毕的试板进行无损检验和破坏性试验。超声波检测合格。渗透检测结果为合格，如图 4.1；力学性能结果如表 4.3、表 4.4、图 4.2。

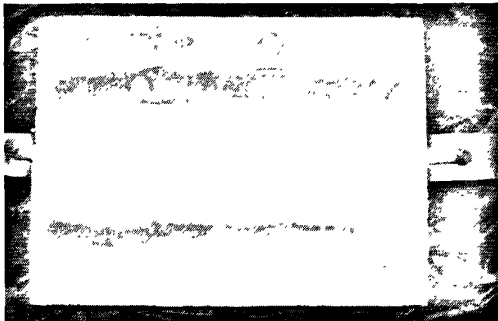


图 4.1 渗透检测后的 2 号焊接试板
Fig.4.1 The 2nd tested plate after osmosis checking

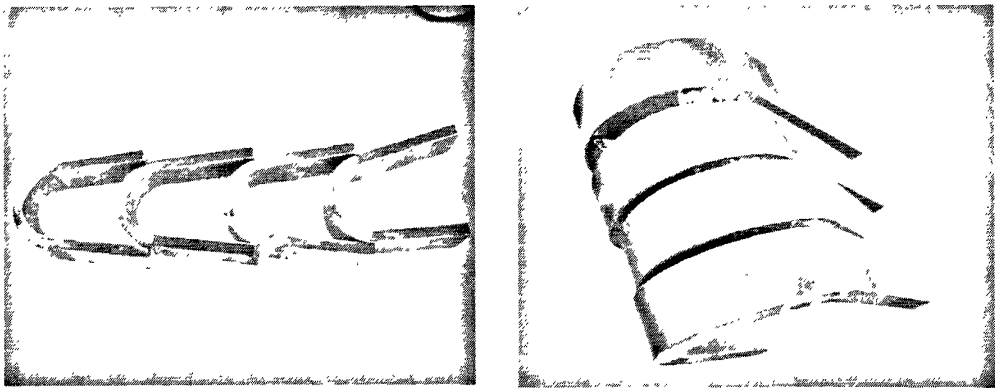


图 4.2 2 号焊接试板的弯曲结果
Fig.4.2 Bending results of the 2nd tested plate

表 4.3 2 号焊接试板的拉伸性能
Table 4.3 Tension properties of the 2nd tested plate

试样编号	R_{el}, MPa	R_m, MPa	$A_{50}, \%$	断裂位置
2Q	554	645	25	母材
2S	551	640	24	母材

表 4.4 2 号焊接试板的冲击功
Table 4.4 Impact values of the 2nd tested plate

试验温度,℃	焊缝				热影响区			
	单值,J		平均,J		单值,J		平均,J	
-20	109	119	93	107	179	231	217	209

4.2.3.2 焊接热模拟试验

采用与试验钢相同的方法及参数进行焊接热模拟试验，结果如表 4.5、表 4.6.

表 4.5 2 号试板热模拟后的冲击功
Table 4.5 Impact values of the 2nd tested plate after thermal simulation

线能量,KJ/cm	输出的 t _{8/5} ,s	试样编号	Ak _v -20℃ ,J	平均值,J
40	47.3	2B4, 2A1, 2X3	170, 175, 90	145
60	106.5	2C2, 2A2, 2X6	273, 127, 70	156
80	189.3	2X8, 2D4, 2Y1	242, 52, 128	123
100	295.8	2E1, 2E2, 2X2	122, 54, 86	87
120	426.0	2F1, 2Y7, 2Y6	27, 42, 41	37

表 4.6 2 号试板热模拟后的拉伸性能
Table 4.6 Tension properties of the 2nd tested plate after thermal simulation

线能量,KJ/cm	输出的 t _{8/5} ,s	试样编号	R _m ,MPa
40	47.3	2B1	655
60	106.5	2C3	629
80	189.3	2D3	626
100	295.8	2A4	614
120	426.0	2F5	607

4.2.3.3 焊接裂纹敏感性试验

采用斜 Y 形坡口焊接裂纹试验，与试验钢 3 号试板相同的方法与参数，试验结果如表 4.7.

表 4.7 2 号试板的焊接裂纹检验结果
Table 4.7 Welding Crack test results of the 2nd plate

表面裂纹率, %	断面裂纹率, %	根部裂纹率, %
0	0	0

小结：SPV490Q 的各项试验结果均符合标准要求。

4.3 上海宝钢生产的原油储罐钢板 08MnNiVR 的性能

4.3.1 化学成分

08MnNiVR 化学成分如表 4.8。

表 4.8 08MnNiVR 化学成分(mass%)
Table 4.8 Chemical constituents of 08MnNiVR (mass %)

C	Si	Mn	P	S	V	Cu
0.09	0.19	1.45	0.0083	0.0010	0.042	0.01
Nb	Ni	Cr	Mo	Ti	B	TAI
0.014	0.22	0.030	0.09	0.01	0.0002	0.031

$$P_{cm}=C+Si/30+(Mn+Cu+Cr)/20+Ni/60+Mo/15+V/10+5B=0.18\%$$
$$C_{eq}=C+Mn/6+Si/24+Ni/40+Cr/5+Mo/4+V/14=0.37\%$$

4.3.2 力学性能

力学性能如表 4.9

表 4.9 08MnNiVR 钢板拉伸性能
Table 4.9 Tension properties of 08MnNiVR

板厚,mm	R _{el} ,MPa	R _m ,MPa	A ₅₀ ,%	屈强比	冷弯	Ak _v -20℃J			平均,J
33	562	642	21	0.87	合格	251	295	316	288

4.3.3 焊接试验及结果

4.3.3.1 焊接性试验

08MnNiVR 的焊接性试验与开发钢的试验方法完全相同，输入线能量 66KJ/cm。按照 GB/T19869-2005《钢、镍及镍合金的焊接工艺评定试验》的要求，对焊接完毕的试板进行无损检验和破坏性试验。超声波检测合格。渗透检测结果为合格，如图 4.3；力学性能结果如表 4.10、表 4.11、图 4.4。



图 4.3 渗透检测后的 1 号焊接试板
Fig.4.3 The 1st test plate after osmosis testing

表 4.10 1 号焊接试板的拉伸性能
Table4.10 Tension properties of the 1st test plate

试样编号	R_{el}, MPa	R_m, MPa	$A_{50}, \%$	断裂位置
1Q	538	620	25	母材
1S	536	615	24	母材

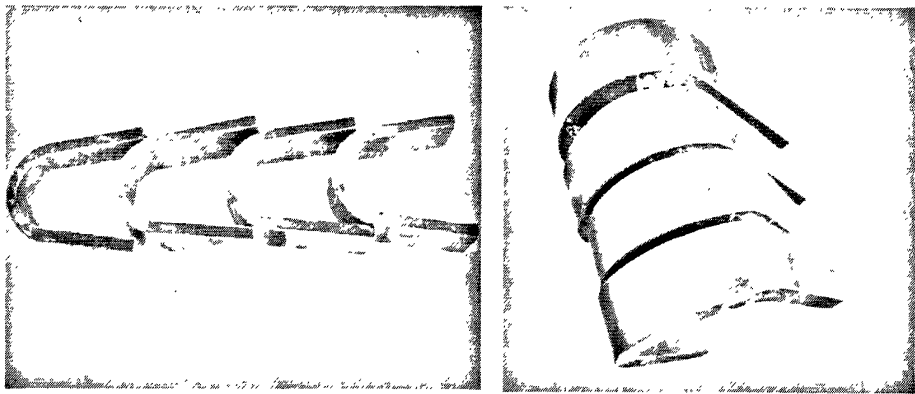


图 4.4 1 号焊接试板的弯曲结果
Fig.4.4 Bending results of the 1st test plate

表 4.11 1 号焊接试板的冲击功
Table 4.11 Impact values of the 1st test plate

试验温度, $^{\circ}\text{C}$	焊缝				热影响区			
	单值,J		平均,J		单值,J		平均,J	
-20	91	111	113	105	119	175	103	129

4.3.3.2 焊接热模拟试验

采用与试验钢相同的方法及参数进行焊接热模拟试验，结果如表 4.12、表 4.13。

表 4.12 1 号试板热模拟后的冲击功
Table4.12 Impact values of the 1st test plate after thermal simulation

线能量,KJ/cm	输出的 t _{8/5} , s	试样编号	Ak _v -20℃ , J	平均值, J
40	47.3	1B2, 1A1, 1X3	64, 158, 85	102
60	106.5	1C1, 1C3, 1X8	196, 130, 42	122
80	189.3	1D1, 1D3, 1Y2	126, 54, 68	82
100	295.8	1E1, 1Y5, 1Y7	24, 87, 126	79
120	426.0	1F3, 1Z2, 1Z5	42, 27, 48	39

表 4.13 1 号试板热模拟后的拉伸性能
Table4.13 Tension properties of the 1st test plate after thermal simulation

线能量,KJ/cm	输出的 t _{8/5} , s	试样编号	R _m ,MPa
40	47.3	1B3	643
60	106.5	1A2	633
80	189.3	1D4	616
100	295.8	1F2	596
120	426.0	1E2	611

4.3.3.3 焊接裂纹敏感性试验

采用斜 Y 形坡口焊接裂纹试验，与试验钢 3 号试板相同的方法与参数，试验结果如表 4.14。

表 4.14 1 号试板的焊接裂纹检验结果
Table4.14 Welding Crack test results of the 1st plate

表面裂纹率%	断面裂纹率%	根部裂纹率%
0	0	0

小结：08MnNiVR 的各项试验结果均高于标准要求。

4.4 三种钢板的对比分析

(1) 三种钢板的焊接试板如图 4.5

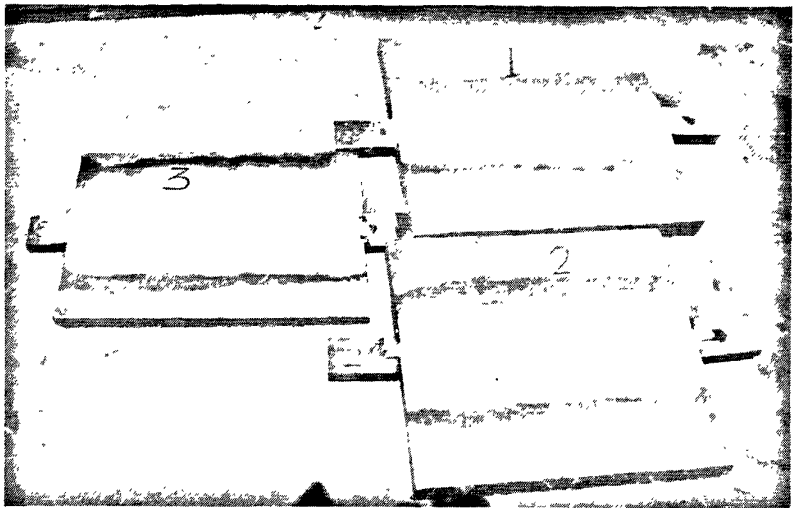
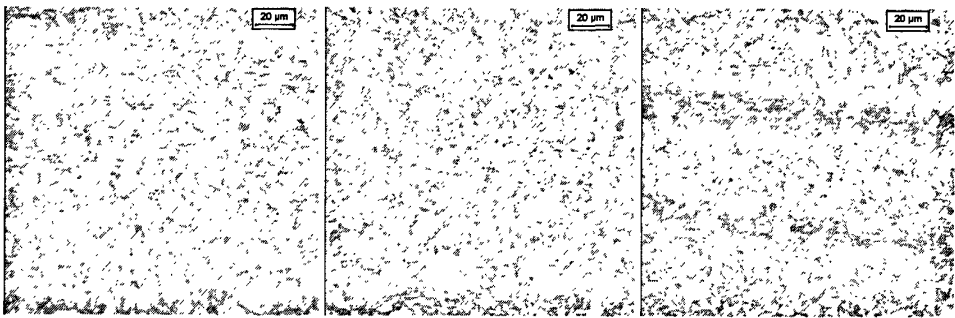


图 4.5 三种钢板的焊接试板
Fig1.5.Three different welding plates

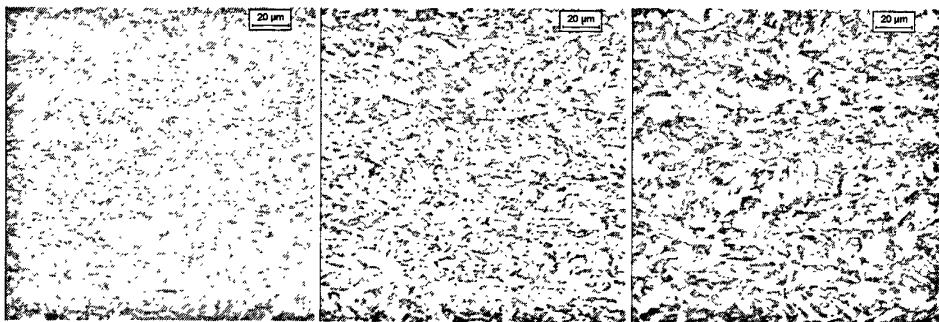
(2) 三种钢板调质态的金相组织对比分析

三种钢板调质态的金相组织如图 4.6。



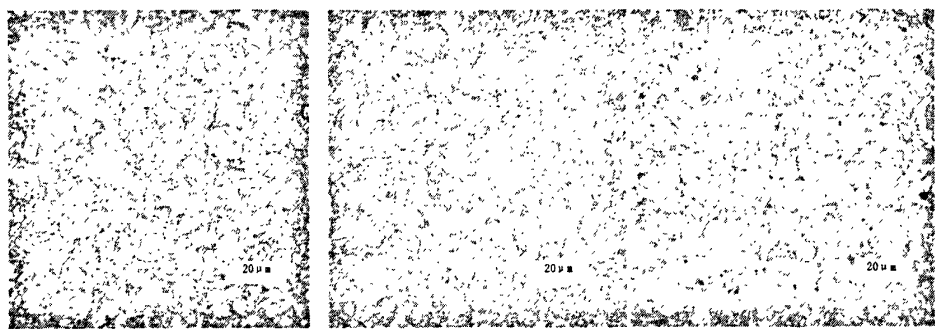
a 边部组织 b 1/4 处组织 c 心部组织

(a) 1 号钢板金相 (宝钢 08MnNiVR)



a 边部组织 b 1/4 处组织 c 心部组织

(b) 2 号钢板金相 (日本 SPV490Q)



a 边部组织 b 1/4 处组织 c 心部组织

(c) 3 号钢板的金相 (首秦 SG610D)

图 4.6 三种钢板的金相组织

Fig4.6 Microstructures of three different plates

由图 4.6(a)、(b)、(c)对比分析可知：

边部组织中，2 号钢板的平均晶粒尺寸比 1 号钢板和 3 号钢板小，而且贝氏体多为粒状或棒状，看不到淬火痕迹。1 号、3 号钢板的贝氏体多为板条状，有的贯穿整个奥氏体晶粒，并能明显看出原奥氏体边界，晶粒较粗大。三种钢板平均晶粒尺寸由大到小排序为：1 号、3 号、2 号；且析出的碳化物数量以 2 号钢板为最多，1 号钢板次之，3 号钢板最少。

钢板厚度 1/4 处的组织中，平均晶粒尺寸差别不大。组织中已经出现针状铁素体，尤以 2 号钢板居多，1 号钢板次之，3 号钢板最少，析出的碳化物也呈这种趋势。由此可以证明：在钢中添加的微合金化元素，在 2 号钢板中的效果最明显，形成的针状铁素体最多，因而 2 号钢板的综合性能最好。在大线能量焊接后，2 号钢板的焊接热影响区因碳化物的析出而能够形成较多的针状铁素体，有利于 CGHAZ 韧性的提高。

心部组织中，1 号钢板可见到明显的中心偏析带，2 号钢板则较轻；二者晶粒尺寸差别不大，碳化物的析出也以 2 号钢板为好。3 号钢板的析出物相对 1、2 号钢板也较少。

由此可以看出：因微观组织决定其性能，所以 2 号钢板的组织具有良好的大线能量焊接性能，1 号钢板与之相差不大，而 3 号钢板则差距较大。

(3) 三种钢板在实际热输入为 66KJ/cm 的焊接性试验时的性能对比分析

前文的数据表明：三种钢板在焊接以后，其拉伸和冷弯性能均合格，与其母材性能相比较还是比较合理的。但冲击性能却不同。表 4.11、表 4.4、表 3.13 分别对应了 1、2、3 号钢板实际焊接后的冲击性能。在线能量为 66KJ/cm 的热输入情况下，三种钢板的焊缝及热影响区的冲击功值有明显不同。如表 4.15。

表 4.15 三种钢板焊后冲击功的平均值
Table4.15 The average Akv of three different plates after welding

钢板编号	焊缝 Akv-20℃ ,J	热影响区 Akv-20℃ ,J
1 号	105	129
2 号	107	209
3 号	239	89

由表 4.15 可以看出：1 号钢板和 2 号钢板的热影响区冲击功均大于焊缝冲击功，而 3 号钢板则与之相反。由此可知：试验钢板的组织在焊接热循环的影响下，热影响区的性能下降较多。由前述机理可知，在焊接热循环中，热影响区的性能主要受母材组织的制约。由于大线能量焊接热过程的特殊性，热影响区的母材组织发生了很大变化。如果母材组织较差，就会造成热影响区性能的大幅度下降，甚至不合格。可见，开发钢在热输入为 66KJ/cm 的情况下，焊缝和热影响区的冲击功虽然合格，但由于热影响区的韧性下降幅度较大，若施加容标委规定的线能量为 100KJ/cm 时，热影响区的冲击性能就有可能不合乎要求。此推断有待进一步试验加以证明。

(4) 三种钢板模拟线能量为 100KJ/cm 后的金相组织对比分析。金相组织如图 4.7 所示。

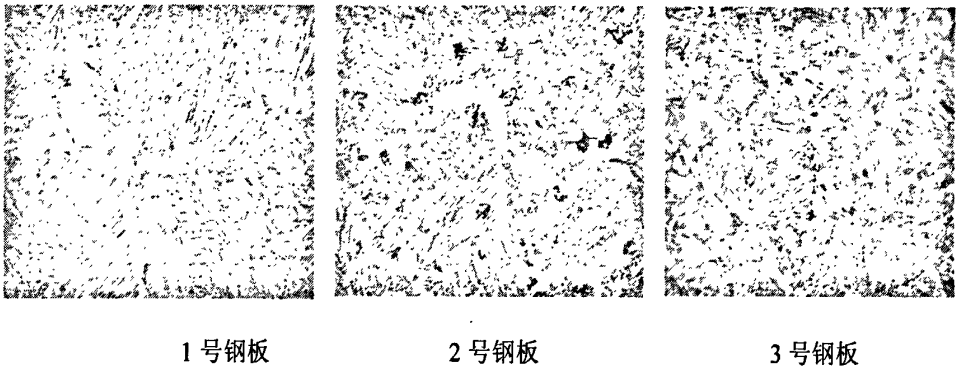


图 4.7 三种钢板模拟线能量为 100KJ/cm 后的金相组织 200×

Fig.4.7 Microsturtures of three different plates on the heat input of 100KJ/cm

由图 4.7 可知：在模拟相同的线能量为 100KJ/cm 时，三种钢板的金相组织也是不同的。1 号钢板与 3 号钢板能够明显看出原奥氏体晶粒的大小，但 1 号钢板的奥氏体晶粒内的贝氏体非常细小均匀，晶界有先共析铁素体，晶内有少量以析出物为核的针状铁素体；3 号钢板的奥氏体晶界更为明显，且先共析铁素体较少，晶内的贝氏体较粗大，晶内的析出物周围也未能形成典型的针状铁素体。2 号钢板则看不到明显的奥氏体晶界，晶内贝氏体形态与 1 号钢板相似，晶内析出物尺寸较大，呈棒状或球状，形成的针状铁

素体较多。故 2 号钢板的大线能量焊接性能较高。从模拟结果看：3 号钢板的冲击功较低，而 1、2 号钢板的冲击功较高。这与其微观组织是相对应的。

(5) 三种钢板的焊接裂纹敏感性对比分析

由前文的试验结果可知：在所采用的预热和缓冷措施下，检验后均未发现裂纹，说明三种钢板产生焊接冷裂纹的可能性均较小。

4.5 本章小结

综合以上分析可知：开发钢只是具有初步适合大线能量焊接的性能，与国内外同种钢板相比较还有较大差距。尤其是热影响区韧性下降较大。其原因是由于添加的 Mo、Ni、Nb、Ti、V 等微合金化元素，没有达到预期目的。

建议：

(1) 各微合金元素的比例应有所调整。

(a) 此次试验钢的含 C 量为 0.08% 左右，鉴于国内外其他生产石油储罐钢板厂家的成功经验，可将 C 提高至 0.10% 左右。（新日铁的含碳量为 0.12% 左右；武钢为 0.10~0.11%；宝钢为 0.09~0.10%。）

(b) 试验钢的含 Mo 量为 0.21%，Mo 虽然能增加厚规格钢板的淬透性，减少厚度方向上的性能差异，但是 Mo 含量较高时，大线能量焊接后的低温冲击韧性下降较大。可以将 Mo 含量降低至 0.09~0.10%。

(c) 试验钢的含 Ti 量为 0.014~0.015%，不能再增加，可适当减少至 0.010% 左右。

(d) 试验钢中没有加 Cr，在降 Mo 的同时，可考虑适当加 0.02% 左右的 Cr。

(e) 试验钢中没有加 Cu，而日本和宝钢均加入了 Cu，考虑到 Cu 的耐腐蚀性和具有一定的细化晶粒作用，建议可适当加入 0.01~0.02% 的 Cu。

(2) 严格控制冶炼工艺

由于微合金化钢中的主要元素 Ti 和 Nb 是在冶炼过程中形成的碳化物、氮化物、氧化物或复合物，其大小、形态、尺寸和分布均受冶炼工艺的影响，而这些夹杂物在后续的轧制和热处理工序中，受工艺的影响较小，基本决定了最终产品的大线能量焊接性能。故应在冶炼工艺上进行优化调整，恰当的控制钢液中 N 和 O 的含量及其与 Ti、Nb 的相互反应过程，使这类夹杂物能够发挥其有利的影响因素。同时，采用适当工艺，保持钢液的洁净化。

(3) 适当调整轧制工艺

由于首秦公司 4300mm 轧机的控制系统为外商提供的，轧机的调整有一定的局限

性。可以在控制系统允许的范围内,尽量采用低温高压下进行轧制。在粗轧和精轧阶段均可使用。在保证待温厚度的基础上,增加粗轧阶段的高温再结晶区低温侧轧制的单道次压下率,能够将连铸坯内的疏松、气孔和微观裂纹等缺陷得到有效愈合、使铸坯中心偏析组织充分破碎并借助反复的再结晶过程 and 高温区的扩散机制,减轻或避免中心偏析组织被保留到最终的成品钢材中。在保证终轧温度的基础上,在精轧温度区间的较低温度采用高压下,有利于未再结晶奥氏体的应变累积、有利于铁素体的形核并促进铁素体相变过程,达到了细化铁素体晶粒的目的。本次试制过程的压下规程有不合适之处,如表 2.4。在 21mm 钢板压下规程中,第 6、7、8 道次为延伸轧制,其中 7、8 道次的压下率为 12.19% 和 10.86%,可适当调整为 $\geq 20\%$,保证再结晶过程的充分进行,获得均匀而细小的奥氏体再结晶组织,同时,也能够减少带状组织。待温后的轧制压下率最好控制在 15%~20% 之间,可以实现未再结晶区的大压下,产生更多的形变带,进一步细化铁素体晶粒,考虑到板形可将末前道次减小到 10% 左右。应根据轧机能力进行调整,可适当减少轧制道次,以合理分配压下量。40mm 钢板的压下规程也需要按此原则进行调整,延伸轧制的压下率较小,待温后的道次压下率也应适当提高,尤其是第 12、13 道次的压下率为 3.80%、3.05%,不利于晶粒的细化,需合理分配此道次的压下量。与此同时也要考虑到冷却因素的影响。

(4) 优化热处理工艺

此次试验钢的工业淬火温度为 930℃,对于较厚规格的钢板比较合理,但对于 21mm 钢板则有些偏高。为了适合大线能量焊接的要求,21mm 钢板应尽量减少马氏体的产生,应以贝氏体为主要组织。因此,再次试制时可适当将淬火温度减低 10~20℃,以利于钢板大线能量焊接性能的提高。

厚规格钢板不宜选用较高的回火温度。10 万 m³ 和 15 万 m³ 储油罐的底圈壁板,一般采用 32mm 和 40mm 厚度的钢板。由于底圈壁板需要开孔,焊接以后需要进行焊后消应力热处理。现在,国内国外的实践证明:焊后消应力处理的温度选用 580℃ 左右最为合适。而 32mm 或 40mm 的回火温度对消应力处理有重要影响。日本规定:大型石油储罐需要开孔进行消应力处理的钢板,其回火温度应比消应力热处理温度高 30℃。国内的石油储罐施工单位对此也有共识。因此,这两种规格的钢板回火温度应控制在 610~620℃ 之间。这就需要以此回火温度为出发点,对这两种规格钢板进行淬火工艺的调整,以使调质后的钢板既符合大线能量焊接的要求,同时又符合回火消应力热处理的要求。施工实践证明:32mm 钢板调质后的抗拉强度为 650Mpa 最为合适。因此,还要做进一步的试验和深入的研究分析。

第五章 结论

对开发钢的生产工艺及使用性能进行了系统的研究分析。采用小炉系列温度热处理方法,得到了合适的热处理工艺参数;采用热模拟方法、大线能量焊接方法及焊接裂纹敏感性试验方法,对开发钢的力学性能、大线能量焊接性能进行了细致研究。同时对已经应用于大型石油储罐建造的日本和宝钢产钢板,进行系列的对比研究分析,得出了以下主要结论:

(1) 开发钢的轧态组织为铁素体和珠光体,经调质后,组织为回火索氏体。

(2) 开发钢 40mm 钢板在 $930^{\circ}\text{C}\times 30\text{min}$ 淬火后,回火处理应选择的工艺参数为: $660^{\circ}\text{C}\times 60\text{min}$; 21mm 钢板经 $930^{\circ}\text{C}\times 20\text{min}$ 淬火后,回火处理应选择的工艺参数为: $640^{\circ}\text{C}\times 40\text{min}$ 。

(3) 开发钢 21mm 钢板经 $920^{\circ}\text{C}\times 30\text{min}$ 水淬, $650^{\circ}\text{C}\times 60\text{min}$ 回火后,力学性能符合标准要求;经线能量为 66KJ/cm 的热输入,焊接试板的各项性能均符合标准要求,初步符合大线能量焊接用钢的要求。

(4) 开发钢焊接热影响区的 -20°C 冲击功低于焊缝的冲击功,与日本和宝钢的结果相反。说明开发钢的微合金化效果不明显,大线能量焊接性能与这两个钢种有一定差距,需对试制方案进行调整、改进。

(5) 经焊接热模拟后,开发钢的调质态 40mm 钢板,其性能不合乎标准要求,不具有大线能量焊接性能。21mm 钢板的模拟焊接线能量可达到 80KJ/cm ,但低温韧性低于日本和宝钢的钢板。

(6) 斜 Y 型坡口焊接裂纹敏感性试验表明,开发钢的 21mm 钢板在预热 $120\pm 10^{\circ}\text{C}$,焊后消氢处理 $250^{\circ}\text{C}\times 1\text{h}$ 的条件下,不会产生焊接冷裂纹,与日本、宝钢的钢板具有相同的抗冷裂性能。

参考文献

1. 章小浒, 王正东, 涂善东. 原油储罐用钢的开发与应用最新进展[J], 压力容器, 2006, 23(3): 38-42
2. 贺秀丽等. 大型石油储罐用钢板的特征及开发现状[J], 山东冶金, 2006, 28(3)
3. 章小浒, 李晓燕. 大焊接线能量储罐用钢的开发与应用[J], 压力容器, 2003, (1): 16-19
4. 许祖泽. 芬兰高强度结构钢的开发和应用[N], 世界金属导报, 1997-5-19
5. 陈晓, 王青等. 石油储备库建设技术研讨会论文集[C], 北京: 2004, 167-182
6. 陈学东, 袁榕等. 高强钢在石化企业压力容器和管道中的科学应用[J], 压力容器, 1998, (6): 12-20
7. 季伟明. 高效焊接技术在 10 万 m³ 油罐施工中的综合应用[J], 石油工程建设, 2000, (6): 16-19
8. 金遲正午, 中島明, 金谷研等. 铁と钢[M], 1975
9. 富田等. 大线能量焊接用钢板[J], 神户制钢技报, 1979, 29(4): 4-8
10. 郝祥远等. 大型原油储罐钢材国产化的探讨与分析[J], 石油化工建设, 2007, 29(5): 23-24
11. 贺贵仁, 向东. 大型油罐国产化高强度钢板、焊材的技术探讨与应用[J], 石油化工建设, 2006, 28(5): 30-50
12. 董汉雄, 黄静等. 大型原油储罐用 WH610D2 钢板的性能[J], 轧钢, 2005 年 8 月: 59-61
13. 李云飞等. 探讨国产 12MnNiVR 钢板代替进口 SPV490Q 钢板的可行性[J], 石油化工建设, 28(4): 23-24
14. 汪辉, 王洪刚等. 储罐用 07MnNiVR 钢焊接接头力学性能试验, 石油化工设备, 36(1): 8-12
15. 张汉谦, 江来珠. 大型原油储罐用 B610E_08MnNiVR_高强度调质钢板研制[J], 宝钢技术, 2006(4): 20-22
16. 王颖, 唐兴华. 油罐大型化及选材问题[J], 油气田地面工程, 27(3): 11-13
17. 张汉谦. 大型储罐用高强度钢板的开发和应用进展[J], 能源工程焊接国际论坛, IFWT2005
18. 罗中和. 推动大型石油储罐用高强度钢板研发[N], 大型石油储罐配套焊材开发项

目启动, 中国冶金报—用户服务导刊, 2004-9-25

19. 陈晓. 低焊接裂纹敏感性 WDL 系列钢的力学性能及组织结构[J], 钢铁, 1996, (12): 39-44
20. 唐文军, 江来珠. Nb 对压力容器用高强度钢 B610E 组织和性能的影响[J], 压力容器, 23(1): 10-15
21. 刘振宇, 王昭东, 王国栋, 张强. 加速冷却对热轧 C-Mn 钢力学性能的影响[J], 钢铁, 1996, 31(5): 35-39
22. 陈红桔, 刘清友, 韩力, 张永富. 控轧控冷工艺对铌钛微合金钢组织和性能的影响[J], 钢铁研究学报, 1999, 11(3): 38-43
23. 上田修三著, 荆洪阳译. 钢结构的焊接: 低合金钢的性能及冶金学[M], 北京: 冶金工业出版社, 2004, 33-38
24. 章小浒等. 十万立方米原油储罐用钢板的国产化研究[J], 石油化工设备技术, 2001, 22(5): 32-35
25. 李曼云, 孙本荣. 钢的控制轧制和控制冷却技术手册[M], 北京: 冶金工业出版社, 1998, 65-77
26. 小指军夫著, 李伏桃, 陈焜译. 控制轧制控制冷却[M], 北京: 冶金工业出版社, 2002, 6-20
27. 张红梅, 刘相华, 王国栋等. 采用低温急冷高压下细化铁素体组织[J], 东北大学学报, 2001, 22(4): 431
28. 陶常印. 控制轧制和控制冷却工艺的研究[J], 鞍钢技术, 1997, (9): 17-20
29. 田村今男等著, 王国栋, 刘振宇, 熊尚武译. 高强度低合金钢的控制轧制与控制冷却[M], 北京: 冶金工业出版社, 1992, 1-12, 263-274
30. 冯光宏等. 加速冷却对低碳锰铌钛钢力学性能的影响[J], 钢铁, 2000, 35(3): 22-25
31. 李雪彤, 王有铭等. 590MPa 高强度厚钢板的调质工艺参数研究[J], 钢铁, 1999, (1): 31-34
32. 何长红, 肖红军, 杨柏. 非调质低焊接裂纹敏感性钢(WDB620)的焊接[J], 钢铁, 2003(2): 51-54
33. 胡方. 原油储罐用 SPV490Q 在线回火热处理工艺制造技术的探讨[J], 化工设备与管道, 2005(1): 40-42
34. 崔忠祈. 金属学与热处理[M], 北京: 机械工业出版社, 2000, 235-240
35. 肖辉波, 魏家斌. 15*104 原油储罐用 39mm 厚度 SPV490Q 钢板的气电立焊[J], 化

工建设工程, 26(4): 28-31

36. 郭桐等.改善. 大线能量焊接韧性的冶炼技术研究[J], 宽厚板, 2007, 13(2)
37. 児岛明彦等. 应用微小粒子开发焊接热影响区高韧性技术 HTUFF[J],新日铁技报, 2004, (380): 2-5
38. Takamura J, Mizoguchi S. Proc 6th. Int. Iron and Steel Cong Vol.1, ISIJ, Tokyo,1990, 591
39. 郑庆, 朱立新. 氧化物冶金技术的理论和工艺[J], 世界钢铁, 2005, (2)
40. Matsumura Y, Yada H. Evolution of Ultrafine-grainer Ferrite in Hot Successive Deformation[J], Transactions ISIJ, 1987,27(6):492-498
41. 陈红桔, 刘清友, 韩力, 张永富. 控轧控冷工艺对铌钛微合金钢组织和性能的影响[J], 钢铁研究学报, 1999, 11(3): 38-43
42. 方鸿生, 白秉哲, 郑秀华等. 粒状贝氏体和粒状组织的形态与相变[J], 金属学报, 1986, 22(4): 283-288
43. 康永林, 陈庆军, 王克鲁等. 700Mpa 级低碳贝氏体钢的热处理工艺研究[J], 材料热处理学报, 2005, (3): 96-99
44. 陈晓, 卜勇. 大线能量低焊接裂纹敏感性钢的焊接(一) —热影响区强韧性机理研究[J], 压力容器, 19(7): 29-34
45. 张贵锋, 苗慧霞等. 焊后多次正火对超细晶粒钢热影响区组织与硬度的影响[J], 西安交通大学学报, 42(1): 65-69
46. 黄治军. 低合金高强钢焊缝强韧性研究[J], 电焊机, 2004, (34): 9
47. 韩顺昌. 材料开发与应用[J], 1995, 10(5): 5
48. Yukihiro Horii Masakuni Wakabayashi, Nippon Steel Technical Re2 port, 1988 ,37(3):1
49. 王核源, 张舒庆. 机械[J], 2002, 29(1): 64
50. Gregg J M and Bhadeshia HKDH. Acta Metall. Mater, 1994, 42, 3321
51. Kohichi Yamamoto, Toshiei Hasegawa, et al. ISIJ International 1996, 36(1): 80
52. 余圣甫, 石仲, 李志远, 王杰. 应用科学学报, 2000, 18(3): 192
53. Tae-Kyu LEE, Kim HJ, Kang B Y, et al. ISIJ International, 2000, 40.(12):1260
54. 刁天辉, 陈晓, 袁泽洗等. 大线能量焊接用钢热影响区组织和性能的研究进展[J], 特殊钢, 2003, (5): 1-5
55. 钱百年等. C、Al、Ti 对钢焊接热影响区韧性影响[J], 材料研究学报, 1995, 9(2)1
56. 郝森, 付魁军. Nb、Ti 微合金钢大线能量焊接粗晶区组织和韧性的研究[J], 鞍钢

技术, 2005, (5): 15-18

57. 陈俊华, 元效刚等. Ti、V、Nb 微合金钢中的第二相粒子及其对焊接热影响区奥氏体晶粒长大的影响[J], 热加工工艺, 2004, (6): 13-15

58. 陈茂爱等. Ti_V_Nb 微合金钢第二相粒子在焊接热循环过程中的变化规律[J], 金属学报, 40(2): 148-154

59. 赵敏等. 焊接热模拟技术及其应用[J], Welding Technology No4Aug, 1999: 41-42

60. 尹桂全, 张纯明. 微 Ti 钢焊后冷却过程中的第二相粒子[J], 钢铁, 34(7): 53-56

61. 崔约贤, 王长利. 金属断口分析[M], 哈尔滨, 哈尔滨工业大学出版社, 1998, 52-73

62. 陈颜堂等. 大线能量焊接用钢模拟热影响区的组织与性能[J], 金属热处理, 2005, 30(9): 19-22

63. 汪辉等. 12MnNiVR 钢板焊接裂纹敏感性的试验研究[J], 压力容器, 20(6): 19-23

64. 张文钺. 焊接冶金学(基本原理) [M], 北京: 机械工业出版社, 1995, 17, 87, 237-264

65. 周振丰. 焊接冶金学(金属焊接性) [M], 北京: 机械工业出版社, 1996, 7-9

致谢

本文是在导师朱伏先教授、高彩茹副教授的悉心指导下完成的。我特别向我的两位恩师表达我由衷的谢意。在攻读硕士学位期间，两位导师在学习、工作、生活的各个方面都给予了我无微不至的帮助。导师们渊博的知识，敏锐的学术洞察力，严谨、孜孜不倦的工作作风，高尚的人品和精神，无时无刻不让我感动，令我折服。能够得到两位导师的真传实教是我一生的荣幸。我收获的不仅仅是学问和知识，更有一笔宝贵的精神财富，我要向用心血培养我的恩师们表达我最衷心地感谢。

衷心地感谢东北大学一首钢秦皇岛金属材料有限公司 4300mm 宽厚板研发平台给予我的支持，使本论文得以顺利完成。

衷心地感谢博士生肖桂枝、陈炳张、杨洪波、郑东升及硕士生王豹、董立国在我做试验期间的热情帮助。同时感谢实验室的工程技术人员崔光洙、张进、马月、周维忠、岳发、王佳夫和薛文颖在我进行实验时的热情相助。

感谢我的大学同学中国石化第十建设公司的高云强和合肥通用机械研究院的章小浒部长给予我的帮助。在此表示由衷地感谢。

还有许多帮助过我的老师和同学，请原谅我不能一一列出，在此一并表示感谢。

深深地感谢我的爱人牛亚茹在此期间给予我的理解和支持。是她给了我战胜困难的勇气和决心。谨以此篇献给她及我的父母、我的儿子张颢严。

最后，向读研期间所有关心和帮助过我的老师、同学致以真诚的谢意！

