

1934717

分类号_____ 密级_____

UDC _____

学 位 论 文

Z 向钢抗层状撕裂性能影响因素的研究

作 者 姓 名 _____ 张 才 毅 _____

指导教师姓名 _____ 刘 振 宇 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2月 _____ 论文答辩日期 _____ 2008年3月1日 _____

学位授予日期 _____ 答辩委员会主席 _____ 赵德文教授 _____

评阅人 _____ 赵德文教授 牛剑平教授 _____

东北大学

2008 年 3月

1174091

A Thesis in Materials Forming Engineering



Research and Development of Factors that Effect the Lamellar Tearing Resistant Property of Z-direction Steel Plate

By Zhang Caiyi

Supervisor: Professor Liu Zhenyu

Northeastern University

March 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，也不包括本人为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：张才毅

日 期：

学位论文版权使用授权书

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。

（如作者和导师不同意网上交流，请在下方签名；否则视为同意。）

学位论文作者签名：张才毅

导师签名：刘振宇

签字日期：

签字日期：

Z 向钢抗层状撕裂性能影响因素的研究

摘要

中厚钢板厚度方向抗层状撕裂性能的提高一直以来是世界各大中厚板制造企业致力解决的问题,同时也是国产中厚板与国外高质量中厚板的主要性能差距所在,这一问题长期以来影响着国产中厚板在大型工程项目中的应用。本论文作为首钢秦皇岛金属材料有限公司中厚板厂的中厚板高端产品的研发项目之一,通过实验室控制轧制、控制冷却和正火热处理实验,研究轧制工艺和正火工艺对海洋平台用Z向钢厚度方向性能的影响;并对实验室轧制钢板的化学成分、轧制工艺参数、性能进行分析,结合现场生产实际,提出了现场工业试轧具有良好Z向抗层状撕裂性能的E36级别海洋平台用钢的生产工艺。此外就首秦现场生产的中厚板拉伸试样断口出现白亮分层的现象进行了研究分析,揭示了由于中厚板内部缺陷的存在进而造成钢板Z向性能低下的原因,并且针对问题寻求解决方案,为后续的工业试验轧制抗层状撕裂的E36级海洋平台用钢提供参考。论文的内容主要包括以下几个方面:

1.通过钢种成分设计,实验室冶炼、实验室控制轧制和钢板的力学性能的检测,优化轧制工艺参数,完成了实验室E36级海洋平台用抗层状撕裂钢的研发,并提出了工业试生产E36级海洋平台用Z向钢的轧制方案。

2.对现场生产的产生拉伸白亮分层断口的钢板进行了显微分析。利用金相显微镜、电子扫描显微镜和电子探针对异常拉伸断口进行详细的观察和分析,发现造成拉伸断口产生白亮分层的主要原因是钢板的严重的中心偏析和硫化物夹杂的存在,进而造成钢板厚度中心位置产生了粗大的珠光体带状组织,更甚产生了特别粗大的贝氏体+马氏体带状组织,并且塑性的硫化锰夹杂呈条状夹生在珠光体带状组织中,使得裂纹在中心区域很容易萌发并扩展,严重影响钢板的力学性能,特别是Z向抗层状撕裂性能。

3.连铸后已经产生中心偏析的钢坯,在轧制后中心偏析会遗留到所轧制的钢板中,作为一种缺陷影响钢板的力学性能。应用菲克扩散定律,对钢板中严重偏析的C、Mn元素进行了扩散计算分析,结果表明当钢坯在连铸后缓冷或高温保温段停留时,碳能在此过程中经均匀化扩散优先达到相对均匀,而置换元素Mn等合金元素的均匀化却很困难。

4.对实验室轧制的E36级海洋平台用钢和首秦现场生产的Q460C钢板进行实验室正火热处理,探讨正火热处理工艺对中厚钢板厚度方向性能的影响。

关键词: Z 向钢 ; Z 向性能 ; 层状撕裂 ; 中心线偏析 ; 裂纹 ; 扩散

Research and Development of Factors that Effect the Lamellar Tearing Resistant Property of Z-direction Steel Plate

Abstract

All famous plate producers around the world make great efforts on improving the Z-direction property of the medium and heavy plate all the time. For a long time, the worse Z-direction property of the domestic plate compared with the overseas one limited its application in the large-scale projects. As the one of projects with researching and developing medium plate that yield a high added value for the material incorporated company of ShouQin, The thesis mainly study the effects which rolling and normalization take to the through-thickness property of Z-direction steel for offshore structure by TMCP and normalizing heat processing in experimental laboratory. At the meantime, this thesis analyse the chemical constitution and parameters of TMCP and mechanical property of steel plates which were rolling in laboratory, associativating the practice of field engineering, and then get the industrial process of rolling E36 steel plates used for offshore structure with good lamellar tearing resistant property. In addition, this thesis study and analyse lamination with high-luminance colour which generated in the fracture face of tensile sample, these tensile sample come from the steel plates that were rolled in medium plate mill in ShouQin material incorporated company, and then disclosure the reason that the Z-direction pejorative properties are due to the existence of inherent vice in medium plate. But also, the programmes of settling corresponding problem are extracted, and supply reference for subsequent rolling E36 steel plate for offshore structure with Lamellar tearing resistant property in ShouQin material limited corporation. The contents of thesis mainly include follow aspect:

1. Research and development of E36 steel plates for offshore structure resistant in lamellar tearing in laboratory were completed through designing of chemical composition, refining, TMCP and detecting of mechanical properties, optimizing rolling parameter. Rolling technology of E36 steel plates for offshore structure which will produced in ShouQin material limited corporation has been defined.

2. Micro-analysis was imposed in the lamination with high-luminance colour which generated in the fracture face of tensile sample of the steel plates produced by ShouQin. Abnormal fracture in tensile sample was studied by optical

metallography(OM) ,scanning electron microscopy(SEM) and electron probe (EPMA). The present of segregation in the center obviously and sulfide inclusion leads to coarse perlite banded structure in the center of the plates, even especially coarse B+M banded structure, and plastical banded MnS inclusion grip in perlite banded structure. It's easy for crack forming and propagation which catastrophic worsening mechanical properties, especially Z-Direction Lamellar tearing resistant property.

3. Segregation in the center of the continuous cast billet, as a remnant, detained in the steel after rolling will impair the mechanical properties. Both element C and Mn which are segregated obviously were computed by the Law of Fick diffuse. It conclude that homogenization of element C is available by preference during cast followed by slow cooling or detaining in the high temperature, which is not easy for substitutional element Mn.

4. In order to discuss the effect of normalization treatment on the proprieties along to the direction of thickness, Both E36 steel plate for offshore structure tested in laboratory and Q460C produced by ShouQin material limited corporation were carried out by normalization treatment.

Key Worlds: Z-direction Steel plate; Z-direction property; Lamellar tearing; Centerline segregation; Crack; Diffuse

目录

摘要.....	I
Abstract	II
第 1 章 绪论.....	- 1 -
1.1 研究背景	- 1 -
1.1.1 国产抗层状撕裂中厚板生产应用现状.....	- 1 -
1.1.2 中厚板(Z 向)抗层状撕裂性能的研究现状.....	- 3 -
1.1.2.1 国内中厚板遇到的 Z 向性能问题	- 3 -
1.1.2.2 世界范围中厚板 Z 向性能研究情况.....	- 4 -
1.2 文献综述.....	- 5 -
1.2.1 控轧控冷技术及其在海洋平台用 Z 向钢中的应用	- 5 -
1.2.1.1 海洋平台用钢的控制轧制与控制冷却.....	- 5 -
1.2.1.2 合金元素在海洋平台用钢中的作用.....	- 8 -
1.2.2 焊接结构中的厚板层状撕裂现象.....	- 10 -
1.2.2.1 焊接结构钢产生层状撕裂的原因分析	- 10 -
1.2.2.2 层状撕裂的形成机理	- 11 -
1.2.2.3 焊接结构板层状撕裂的特征	- 12 -
1.2.3 影响中厚板 Z 向性能的影响因素	- 12 -
1.2.3.1 钢中夹杂物的影响	- 13 -
1.2.3.2 钢中氢的影响	- 15 -
1.2.3.3 偏析的影响	- 16 -
1.2.3.4 带状组织的影响	- 18 -
1.2.3.5 轧钢工艺对中厚板 Z 向性能的影响	- 18 -
1.3 本论文的研究内容和目的.....	- 19 -
第 2 章 具有抗层状撕裂性能的 E36 级海洋平台用钢的实验研究	- 20 -
2.1 引言.....	- 20 -
2.2 轧制实验设备.....	- 20 -
2.2.1 热轧实验规程制定原则.....	- 20 -
2.2.1.1 板坯出炉温度.....	- 20 -
2.2.1.2 再结晶区域轧制终轧温度及累积压下量.....	- 21 -
2.2.1.3 未再结晶区域轧制开轧温度和轧制累积压下率及终轧温度	- 21 -
2.2.1.4 水冷工艺参数的确定.....	- 21 -

2.3 实验室热轧试验.....	- 22 -
2.3.1 第一次实验室轧制.....	- 22 -
2.3.1.1 试验原料、坯料尺寸及其化学成分.....	- 22 -
2.3.1.2 轧制试验方案.....	- 22 -
2.3.2 第二次实验室轧制.....	- 24 -
2.3.2.1 试验原料、坯料尺寸及其化学成分.....	- 24 -
2.3.2.2 试验方案.....	- 24 -
2.4 钢板的力学性能测试和组织观测.....	- 25 -
2.4.1 拉伸实验.....	- 25 -
2.4.2 冲击韧性实验.....	- 26 -
2.4.3 Z 相抗层状撕裂性能检验.....	- 26 -
2.4.4 显微组织观察.....	- 26 -
2.5 实验结果与分析.....	- 26 -
2.5.1 第一次热轧实验结果.....	- 26 -
2.5.1.1 拉伸实验数据.....	- 27 -
2.5.1.2 冲击试验结果.....	- 28 -
2.5.1.3 Z 向拉伸的断面收缩率.....	- 28 -
2.5.1.4 热轧钢板的金相组织观察.....	- 29 -
2.5.2 第一次热轧实验结果分析与讨论.....	- 30 -
2.5.3 第二次热轧实验结果和分析.....	- 35 -
2.5.3.1 拉伸实验结果与分析.....	- 35 -
2.5.3.2 冲击实验结果分析.....	- 37 -
2.5.3.3 Z 向断面收缩率.....	- 38 -
2.6 本章小结.....	- 39 -
第 3 章 钢板拉伸断裂过程中的分层研究.....	- 40 -
3.1 前言.....	- 40 -
3.2 拉伸试样的白亮分层断口显微观察和分析.....	- 40 -
3.2.1 扫描电镜分析.....	- 41 -
3.2.2 金相观察与分析.....	- 42 -
3.2.3 硬度检测.....	- 45 -
3.3 扫描电镜和电子探针的偏析微区化学成分和组织分析.....	- 48 -
3.4 脆性断口及白亮带层状撕裂的成因.....	- 52 -
3.4.1 中心线位置脆性断口成因.....	- 52 -
3.4.2 白亮带分层撕裂的成因.....	- 53 -

3.5 本章小结	- 55 -
第 4 章 中厚板中心偏析和缺陷组织成因以及均匀化探讨	- 56 -
4.1 中心偏析和缺陷组织成因分析	- 56 -
4.1.1 钢板中心偏析成因	- 56 -
4.1.2 宽大珠光体带状组织的形成	- 57 -
4.1.3 带状组织中夹杂物的形成机理	- 60 -
4.1.4 珠光体带状组织中裂纹源的产生	- 60 -
4.1.5 微裂纹对 Z 向性能的影响机理	- 61 -
4.2 钢坯(板)的偏析均匀化	- 63 -
4.2.1 引言	- 63 -
4.2.2 元素的均化扩散理论	- 63 -
4.2.3 钢板(坯)中 C、Mn 偏析元素的均化扩散	- 65 -
4.2.4 均匀化结论	- 71 -
4.2.5 连铸过程中的改进措施	- 72 -
第 5 章 热处理对钢板 Z 向性能的影响	- 74 -
5.1 引言	- 74 -
5.2 正火处理对钢板 Z 向性能的影响	- 74 -
5.2.1 实验材料及实验方案	- 74 -
5.2.1.1 海洋平台用钢 A1 正火处理	- 74 -
5.2.1.2 现场来料 Q460C 正火热处理	- 75 -
5.2.2 实验结果和分析	- 76 -
5.2.2.1 实验室轧制海洋平台用钢的正火分析	- 76 -
5.2.2.2 工业现场生产 Q460C 钢板的正火分析	- 78 -
5.3 本章小结	- 82 -
第 6 章 结论	- 83 -
参考文献	- 84 -
硕士期间完成的论文	- 89 -
致谢	- 90 -

第1章 绪论

1.1 研究背景

20世纪80年代以来,随着改革开放的不断深入,我国的经济建设各方面飞速发展,在石油及海洋工程开发方面,海洋平台、油气运输、海地管道等多方面均取得了巨大的进展。由于海上平台长期在气候和海况恶劣的条件下工作,因此对钢材性能提出了极高的要求,除了强度、塑性、韧性、疲劳性能、断裂韧性、焊接性能以外,对钢板厚度方向(Z)向的性能也提出了很高的要求。这种要求具有抗层状撕裂性能的Z向钢是海上平台关键钢种,日本是从上世纪六十年代中期开始研究,到七十年代初才转入正式生产。国际上对Z向钢除了满足各级船级社相应标准外,许多部门如ISO、BV、DNV、WES、NK、ANS等还制定了抗层状撕裂钢特殊性能标准。这些标准中把S含量与Z向断面收缩率 Ψ_z 作为Z向钢的分级依据,并按照严格的超声波探伤标准对Z向钢板进行检验。我国的Z向钢研究始于上世纪八十年代,一九八三年在上海召开的第一次全国低合金和合金钢科技工作会议上,把“Z向钢的研制和工艺研究”立为“六五”期间低合金和合金钢科技攻关课题。目前我国生产抗层状撕裂钢(简称Z向钢)的主要厂家是舞阳钢铁公司,宝钢、首钢、鞍钢等多家企业也都开始了Z向钢的开发及生产。随着经济建设的发展,工程建设投资的逐年增加,对要求Z向性能的抗层状撕裂钢需求量也在不断增长,抗层状撕裂钢的生产研发和改善中厚钢板的Z向性能的研究也变得日趋紧迫。国产具有高技术含量、高附加值的Z向性能厚板不仅对钢铁企业的发展意义重大,同时对国民经济的发展也将具有深远的意义。

1.1.1 国产抗层状撕裂中厚板生产应用现状

中厚板作为承重结构中应用于海洋采油平台、高层建筑、大型起重设备、桥梁等,其在海洋石油平台、高层建筑中的应用代表了要求Z向性能的中厚板质量水平。

在造船及采油平台用钢板生产领域,舞钢是国内认证钢种最多、认证规格最大、认证级别最高的高强船板和采油平台用钢生产企业。大批量生产API2HGr50及DH36、EH36等平台用钢。舞钢船体用结构钢通过了9家船级社(ABS、BV、CCS、DNV、GL、LR、NK、RINA、KR)认证。认证的牌号有:一般强度钢A、B、D、E及高强度钢A32、D32、E32、A36、D36、E36。2001年,舞钢研制了D40、E40、F36等高强、高韧性钢板,性能指标优良,满足GB712及海上固定平台人级与建造规范的要求。同年9月,舞钢又成功开发出E550、API2YGr60等调质型超高强海洋平台用钢。2002年3月,舞钢柱状层流控制冷却(ACC)系统建成投产后,开发了API2WGr50等热机械控轧钢,性能完全满足API2W的要求。

表 1.1 舞钢产品近年在海洋平台上的应用

Table 1.1 The products of WuYang steel are applicated on offshore structure

供货时间 (年)	应用项目	供货钢号	供货重量 (t)
1998	绥中 SZ36-1	B,D,DH32,DH36,EH36	22000
1998	歧口 QK17-2	B,D,DH32	2000
1999	纲 11-4	AH36,DH36,EH36(Z35)	1500
1999	秦皇岛 QHD32-6	D,E, DH36,EH36(Z35)	3800
2000	文目 13-1/2	AH36, DH36(Z35)	10200
2000-2001	EDC 及赵东项目	AH36,API12HGr50	12000
2001	泰国雪佛龙 M110 近海平台	API12HGr50	4000
2001-2002	东方 1-1	DH36(Z35)	3000
2002	番禺 4-2/5-1 项目	DH36(Z35)	4800

目前产品被广泛应用于渤海油田、胜利油田、南海油田等海洋平台,近几年在海洋平台上的应用见表 1.1。

宝钢生产的厚度方向性能热连轧钢板 Q/BQB350, 在钢板厚度方向性能有良好的抗层状撕裂性能, 可用于海上采油平台及其它要求厚度性能的结构件。厚度 8mm-65mm, 宽度 1500mm-4020mm,长度 3000mm-27000mm。钢板可以热轧、控轧、正火、退火、回火、正火加回火、调质等状态交货。

国内建筑结构用 Z 向厚钢板的主要生产厂家有浦钢、舞钢、武钢、鞍钢及济钢等。国产的高层建筑用厚钢板最常见的钢种为 345GJ、SM490、SS400 等, 但从总体上高层、超高层建筑用厚钢板（厚度大于 40mm）仍以进口为主, 国产厚钢板仅作为补充。

从上一世纪 80 年代中厚板在国内高层建筑中的应用开始, 国内钢厂在厚板性能方面进行了不断的研究, 到目前也取得了很多成果和进步。国内某些钢厂在高层建筑用厚板的生产上液积累了很多的经验, 钢板 Z 向性能不断提高。近几年来, 在北京中关村金融中心、上海文献中心及北京电视台新楼、北京银泰大厦等工程中成功的应用了舞阳钢厂生产的 Q345GJZ 厚板, 说明国产高层建筑用 Z 向厚板的质量有了很大的提升。

国产 Z 向钢在国内一系列的工程中的应用说明了国产的厚板质量有了很大的进步。但近年来, 随着对厚板质量的要求变得日趋严格, 以及对厚板和特厚板的需求量增大, 国产厚板的应用仍然受到很大的限制。厚板的质量仍然存在问题, 主要表现为焊接时容易出现层状撕裂; 化学成分不均, 常有分层、偏析等现象, 致使一些工程因厚板质量不过关, 造成工程质量问题。并且 400MPa 和 500MPa 级 40mm 以上的高层建筑用厚板仍以进口为主, 对 500MPa 级、130mm 特厚板也只能依靠进口。

前不久出台的《国家建筑结构产业“十五”计划和 2015 年发展规划纲要》中将建筑用厚板的国产化以及国产厚板质量的改善列为十五计划中急待解决的问题之一。具有 Z 向性能的厚板的研发和关于改善钢板 Z 向性能的研究仍旧有许多工作要做。

1.1.2 中厚板(Z 向)抗层状撕裂性能的研究现状

厚板 Z 向抗层状撕裂性能不合是当前国内各大中厚板生产企业所面对的共同问题，中厚板厚度方向（Z 向）拉伸试样断面收缩率低、超声波探伤不合以及常规拉伸或冲击试样断口出现分层等现象在各大钢厂时有发生，科研工作者通过研究对这一问题已经有了一定程度的认识，但尚有许多模糊的问题，使得中厚板的 Z 向性能不能得到有效的改善。这一问题影响着国产中厚板在大型工程项目的承重结构中的进一步应用。

世界范围来看，中厚板尤其是厚板的 Z 向性能在 20 世纪 70 年代就已经进入研究领域，在对这一问题的认识上也取得了很大的进展，然而，一方面随着中厚板厚度的增加，各向异性更加明显，新的技术问题不断出现，这些问题需要进一步认识；另一方面，国际上在中厚板生产上占据领先地位的钢铁企业对这一技术都有不同程度的保密限制，其核心技术对国内中厚板企业仍然是个黑箱，因此，需要对这一问题的机理做进一步的探讨。

1.1.2.1 国内中厚板遇到的 Z 向性能问题

国内各大厚板生产企业都遇到了中厚板 Z 向性能问题，首秦中厚板厂在中厚板的生产过程中，钢板有时会出现分层缺陷，表现为拉伸试样断口出现分层现象，正常拉伸试样断口和分层试样断口如图 1.1 所示：

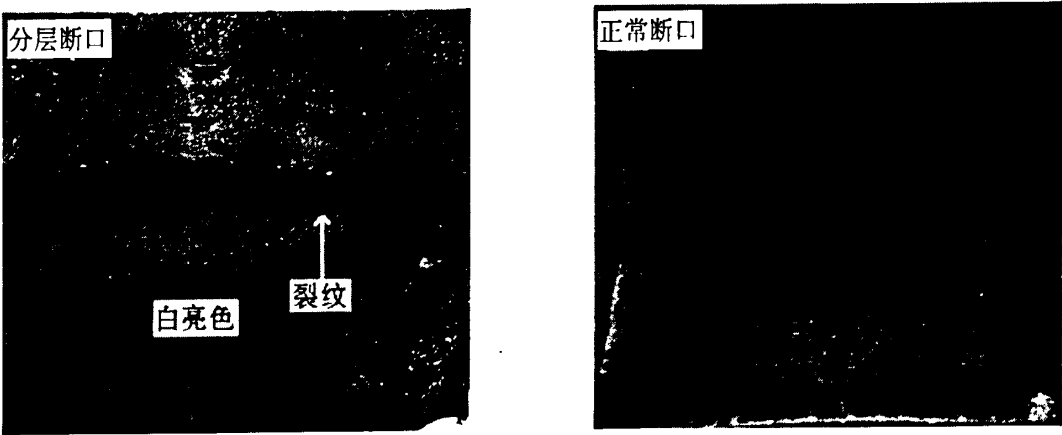


图 1.1 25mm 中厚板的拉伸试样断口

Fig.1.1 The fracture of tensile sample come form 25mm medium

分层现象出现在钢板厚度方向的中心区域，断口上可以看到平行于轧制方向的裂纹，厚度中心区域的断口外观与其他区域又明显的不同，中心区域的断口组织呈现出双层或多层结构。

济南钢铁集团发现某些低合金中厚板（16MnR）拉伸性能不合，试样断口呈凹凸不平的木纹状，颜色暗灰色，无金属光泽^[1]。金相检验发现又引起钢板层状撕裂和降低厚度方向力学性能的带状组织^[2]。在 Q235 热轧钢板生产中发现钢板在拉伸实验中伸长率不合格的现象时有发生^[3]，伸长率不合格的试样断口存在分层现象。

国内某钢厂在生产 16MnR、19Mn6、BHW35、SA516 等高压容器钢板时,对于 32mm、40mm、50mm、60mm 以及 100mm 的中厚板,发现存在数量较多的中厚板超声波探伤不合问题,且钢板厚度超过 100mm 时,探伤的合格率更低^[4]。并发现某些钢种探伤合格钢板 Z 向拉伸性能分别为 $\sigma_b=460\text{N/mm}^2$ 、 $\delta_s=46\%$ 、 $\varphi=62\%$; 探伤不合格的钢板的 Z 向拉伸性能为 $\sigma_b=405\text{N/mm}^2$ 、 $\sigma_s=24\%$ 、 $\varphi=23\%$,两者之间存在较大的差异。

总之,国内诸多中厚板制造企业在中厚板生产过程中都遇到了不同程度的中厚板 Z 向性能不合的问题,长期困扰着企业产品质量的进一步提高。

1.1.2.2 世界范围中厚板 Z 向性能研究情况

20 世纪 70 年代关于中厚板在焊接过程中出现层状撕裂的研究大量的出现于焊接有关的杂志上。在用厚板焊接成工字形柱、梁时,厚板内部出现层状撕裂,如图 1.2 所示^[5]。内部裂纹大体平行于钢板的轧制方向。裂纹多于焊接的热影响区,焊接后凝固收缩造成的拉应力和厚板层状撕裂的外部原因。

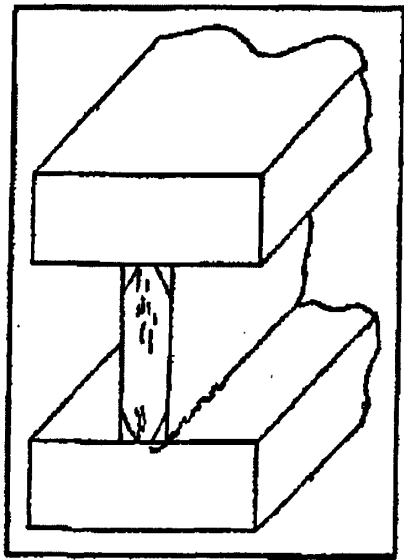


图 1.2 厚板焊接时出现的层状撕裂

Fig.1.2 Lamellar tearing that generated in thick plate when welding

这一时期,对厚板层状撕裂的研究方法主要在焊接过程中的热应力方面。研究了厚板机械性能与焊接中出现的层状撕裂之间的关系,研究了预测厚板层状撕裂可能性的机械性能测试法^{[6][7]}。并提出了提高 Z 向韧性是减小层状撕裂的方法等^{[8][9]}。

同时,随着研究的进行,研究的方向也逐渐转向钢板本身的质量方面,从冶炼工艺^[10]、S 含量^[11]、夹杂物^[12]等方面进行了研究,研究了 S 偏析,沿轧制方向延伸的硫化物夹杂对钢板 Z 向性能的影响,并取得一定的进展。

在 1994 年的加利福尼亚和 1995 年的日本地震后,厚板性能的研究又进入了新的阶段^[13],由厚板焊接而成的巨型柱、梁的抗震性能引起了科研领域的进一步关注,对大型

承重部件中所使用的厚板的 Z 向性能又提出了仅一步的要求。这一时期前后,对厚板 Z 向性能的研究侧重于韧性方面, Z 向的断面收缩率是与抗震性能密切相关的参数,断面收缩率的提高一方面能够减少焊接中层状撕裂的发生率,另一方面能够抵抗更大的变形而不发生断裂^[14]。

日本最近几年在对 TMCP 工艺的研究中,也发现了钢管拉伸试样中出现的纵向中心线裂纹^[15],同时发现超生波探伤合格的钢板中也会出现层状撕裂的问题^[16]。

2002 年世贸中心倒塌后,专门的机构对世贸中心的建筑用钢进行了调查,其中包括焊接柱、梁所采用的厚板的性能^[17]。

综上所述,一方面由于国内的中厚板存在的探伤不合及 Z 向性能不佳的问题影响其进一步应用,因此在提高中厚板探伤合格率和改善 Z 向性能方面需要进一步的研究;另一方面,在世界范围内,某些国外钢铁技术领先企业在中厚板 Z 向性能方面的研究虽然领先于国内企业,但仍没有完全解决 Z 向性能的问题,并且随着使用要求的不断提高,对厚板 Z 向性能的研究仍需要进一步深入。从目前发表的关于结构厚板发生层状撕裂和分层的文章来看,多出现于焊接和检测方面的学术期刊,冶金和轧制、热处理工艺方面的学术期刊对此报道很少。同时,在发现问题和分析原因的基础上,提出的防止焊接结构中钢板发生层状撕裂的措施主要集中在以下两方面:

(1) 厚板材质量的选择。通过冶炼技术减少钢中夹杂物(洁净钢)改善厚钢板的 Z 向性能。目前国际上通行的做法有两种。一是提纯法,即通过降低钢材中硫、磷的含量达到提高 Z 方向性能的目的,目前我国标准采用此法。Z 向性能分为 Z15、Z25、Z35 三个等级,均与含硫量指标有关。另一种做法是通过特殊的冶炼工艺,使硫化物等有害杂质在钢材中的存在形态由片状变为球形,例如钙化处理或加入稀土元素,美国、日本等国家所用的厚钢板多用此种冶炼方法,尽管硫、磷含量高于我国同类钢板的要求,但 Z 向性能并不差。

(2) 从工程结构设计的角度和焊接工艺的角度。在节点设计中采取相应的措施,改变接头形式,以减小约束度和避免出现 Z 向受力条件;选择适当的焊接方法和工艺,以减少焊缝收缩引起的约束应力。

钢铁生产是一个包括冶炼、轧制、热处理工艺等在内的连续的、互动的、相互影响的过程,钢板的 Z 向性能可能受到每一个工艺环节的影响。因此,其中任何的环节都有可能影响钢材最终性能的有效因素。

1.2 文献综述

1.2.1 控轧控冷技术及其在海洋平台用 Z 向钢中的应用

1.2.1.1 海洋平台用钢的控制轧制与控制冷却

控制轧制过程如图 1.3 所示,是在热轧过程中通过对金属加热制度、变形制度和温度制度的合理控制,使热塑性变形与固态相变结合,以获得细小晶粒组织,使钢材具有

优异的综合力学性能和轧制工艺^[18]。

随着人们对控轧控冷机理的认识不断深化和生产实践经验的日益丰富,已经总结出三种类型的控轧方法,如图1.4 所示^[19]。根据热轧过程中奥氏体的再结晶状态不同,相变机制不同,将其划分为三个阶段^[20]: ①奥氏体再结晶型控制轧制——1150℃~950℃区间的轧制; ②奥氏体未再结晶型控制轧制——950℃~Ar₃区间的轧制; ③奥氏体和铁

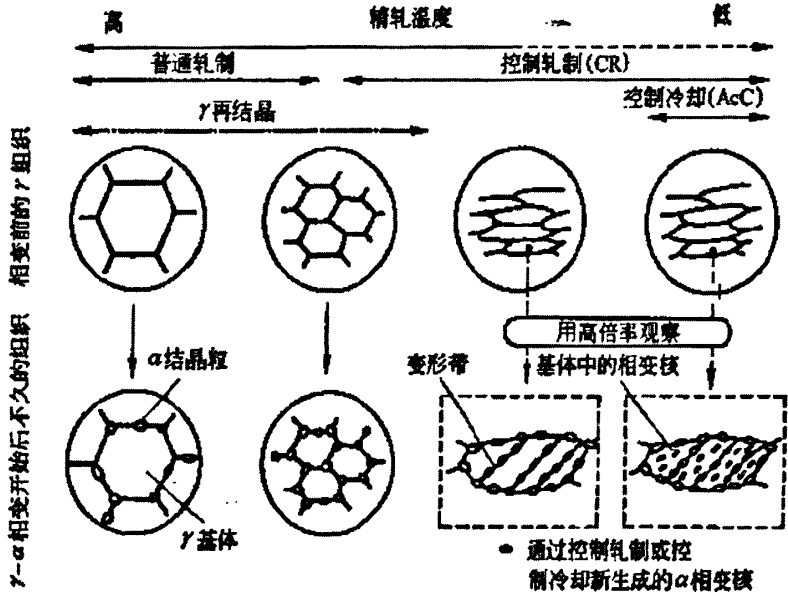


图1.3 控轧控冷过程中的组织变化

Fig.1.3 Microstructure transformation during the TMCP

(轧制温度从左向右降低。上层的组织表示轧制带来的奥氏体组织的变化,

下层表示奥氏体开始相变后不久的组织,特别是下层表示铁素体形核位置)

素体两相区控制轧制——Ar₃~Ar₁ 区间的轧制。也有人将这三种类型的控制轧制称为构成控制轧制的三个阶段: 奥氏体再结晶温度范围轧制为控制轧制第Ⅰ阶段; 奥氏体未再结晶温度范围轧制为控制轧制第Ⅱ阶段; 奥氏体和铁素体(A+F)两相区温度范围轧制为控制轧制的第Ⅲ阶段。在中厚钢板轧制中, 轧件是由高温到低温连续冷却, 一般都采用两阶段控轧(再结晶型、未再结晶型或三阶段控轧(再结晶型, 未再结晶型和奥氏体+铁素体两相区控轧)。从理论和实践已总结出两种典型的控轧方法: 一是完全再结晶区轧制和未再结晶区轧制。第①阶段的变形特点是钢在变形的同时发生动态恢复, 也就是动态回复或动态再结晶。变形后, 在两道次之间则发生静态恢复, 也就是静态回复或静态再结晶, 变形和静态恢复交替进行, 钢温不断降低; 该项轧制要在950℃以上结束。第②阶段为未再结晶区轧制, 其变形特点是钢在奥氏体区的温度下限范围进行轧制。轧后的变形奥氏体不发生再结晶, 奥氏体晶粒压扁和拉长, 变形大时, 晶粒更加细小。第②阶段轧制要在Ar₃ 点以上结束, 在这两个阶段中要有一次中间冷却。二是在奥氏体再结晶区、奥氏体未再结晶区和奥氏体—铁素体两相区轧制, 这就是三阶段轧制方法, 其中奥氏体—铁素体两相区轧制又称为低温区轧制, 在这三个轧制阶段中有两次中间冷却。控

制轧制的主要作用是细化铁素体晶粒，从而达到提高钢材强度、改善韧性的目的。

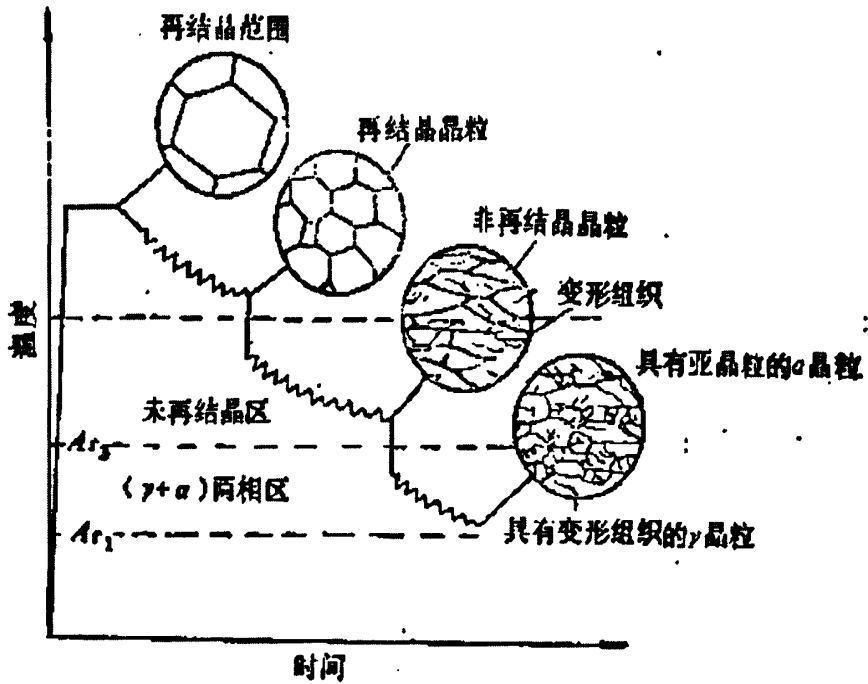


图1.4 控轧控冷工艺示意图

Fig.1.4 Technology of controlled rolling and controlled cooling

快速冷却是控轧后或高温轧制后使钢板在线冷却，可以进一步细化铁素体晶粒，也可以获得铁素体和贝氏体的复相组织，使钢材强度有更大提高，韧性又不降低。对于给定的钢来说，快速冷却使 Ar_3 降低，造成更大的过冷度，从而提高铁素体的形核率，并降低铁素体晶粒的长大速度，因此能够细化铁素体晶粒。这样，用控制轧制的两阶段轧制加上快速冷却来组织生产，把终轧温度提高到 Ar_3 以上，降低轧机负荷，减少轧制道次，从而提高轧机的产量。该方法是中板厂生产品种钢的主要途径之一。其次用控轧控冷的方法组织生产，因快速冷却可使控制轧制钢板得到铁素体+珠光体组织，变为晶粒更细的铁素体+贝氏体的组织。由于显微组织的改善，在不损害钢的低温韧性的条件下，使钢的强度有了更大提高。用快速冷却方法组织钢材生产，可以减少合金成分，降低碳当量，从而使钢材的可焊性得到改善，减少层状撕裂，提高钢材的冲击韧性^{[21][22][23]}。在实际的生产和研究中，人们常常将多种方法共同使用来得到细化晶粒组织的目的。除了控制轧制和快速冷却两种细化铁素体晶粒方法之外，还可以用合金化的方法去细化晶粒。将控轧与控冷、控轧与合金化、控冷与合金化结合起来细化晶粒，也是达到提高钢材强度，改善韧性的目的的方法。

由于钢材生产成本及生产条件等方面的限制，普通碳素钢和微合金钢不可能采用太复杂的生产工艺，而只能在现行的生产工序中适当地控制有关的参量，通过控制形变再结晶行为以及 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变特性来实现。由于在铁素体区和两相区进行轧制，需要轧制能力

很强的设备,这在微合金钢轧制中采用的不多。相对来说,通过奥氏体区形变获得细小的形变组织是普通碳素钢和微合金钢细化晶粒常用的方法。因为奥氏体区是轧制过程中不可避免的一个区域,并且只要合理控制一些轧制参数,即可以得到显著的形变奥氏体晶粒或者细小、等轴的奥氏体晶粒。所以,目前在高强船板的生产中主要采用两阶段控轧,即再结晶区控制轧制加未再结晶区控制轧制。

高强度船板钢的生产就是将控轧、控冷与合金化结合起来细化晶粒,以实现提高钢材强度、改善韧性这一目标的成功应用。国内在高强船板的生产过程中,通过两阶段控轧,各轧钢厂根据各自的设备特点、原料及生产工艺情况,分别采用不同速度的水冷和空冷的方式,以满足成品的实物性能要求。

1.2.1.2 合金元素在海洋平台用钢中的作用

目前生产高强度结构钢板的主要途径之一是在普通C-Mn 钢或C-Mn-Si 钢基础上添加少量合金元素(如铌、钒、钛等)而形成的,通过微合金元素控轧控冷工艺的有机结合,控制微合金元素的析出行为,如控制其沉淀析出量,沉淀析出相的形状、大小及分布,达到最大程度的细化晶粒的目的,从而有效地改善钢材的组织与性能。

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。

高强平台钢中的钛、钒和铌作为钢中的微合金化元素通过其溶质拖曳作用和形成碳化物、氮化合物而显著影响钢的显微组织结构。由于每种元素和每种化合物的溶解度积和物理性能的不同,也就存在着特性的差别,从而造成每种元素具有各自的特点。

(1) 铌(Nb)

Nb控制轧制和控制冷却时,会产生显著的晶粒细化和中等的沉淀强化,它在钢铁中的贡献是相当突出的。Nb元素之所以可以对微合金化钢的强度和韧性有如此重大的影响是通过细晶强化和沉淀强化等强化机制来实现的。表现在以下几个方面^[24~28]:

(a) 增加 γ/α 相变的形核点

在钢中添加微合金化元素Nb,可以在冷却过程中析出的碳氮化物,相当于在相变时增加铁素体的形核点,增加 γ/α 相变的形核点,就可以使相同条件下的晶粒细化。

(b) 阻止晶粒长大:

在微合金化钢中,阻止晶粒长大效果的第二相是稳定性很高的碳化物、氮化物或者碳氮复合化合物。当运动着的晶粒遇到第二相质点时,质点会对晶界施加一个钉扎力,阻止晶粒长大

(c) 含Nb碳氮化物的沉淀强化

含Nb碳氮化物的沉淀作用表现在奥氏体中和铁素体中沉淀两种情况。Nb在奥氏体

中析出时,碳氮化物主要沿着各种晶体缺陷,如晶界、亚晶界、位错线等形核长大。在晶界、亚晶界上析出,本身不能使钢的强韧性能得到改善,但质点容易在这些部位聚集长大,会阻止奥氏体的再结晶。在位错线上析出形核,既可以有效地阻止形变奥氏体晶粒的再结晶,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。微合金元素在铁素体和奥氏体中的析出行为不同。在铁素体中析出分为相间沉淀、纤维状沉淀、均匀沉淀和位错沉淀等几种方式,由于这种高强质点的弥散分布,势必会起到明显的强化作用。

(d) 影响形变再结晶, 细化晶粒

Nb 这种微合金元素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。

(2) 钒 (V)

钒的作用和铌的作用相似。但是钒的溶解温度较低,溶解度很大,阻止再结晶的效果较弱。钒仅在900℃以下对再结晶才有推迟作用,在奥氏体转变以后,钒几乎已完全溶解,所以钒几乎不形成奥氏体中析出物,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,在 γ/a 转变过程中或之后可大量析出产生析出强化。虽然钒化化合物的比效率相对来说较低,但其细小析出物的高体积分量弥补了这一不足,尤其是在较高的碳含量的钢中更是如此。所以,钒会产生中等程度的沉淀强化和比较弱的晶粒细化,而且是于它的重量百分比数成比例的^{[29][30]}。氮加强了钒的作用。为了获得特别大的强化效果,可用钒的沉淀强化和铌的晶粒细化相结合,而且得到了织构较少的产品^{[31][32]}。

(3) 钛 (Ti)

钛也是低合金高强度钢板中常用的微合金元素之一。随钛含量的增加,由于它会发生强烈的沉淀强化,因而会提高热轧产品的强度,但是,钛的晶粒细化却是中等的。因为高强度钛钢的冷成型性能特别好,而且在纵向、横向和厚度方向上的性能均一,所以加入钛是十分有利的。但是和强度等级相同的铌钢相比,钛钢的热轧产品的抗脆性断裂性能较低。

由钛所引起的屈服强度的增加是十分复杂的。钛在加入量大约在0.02%以下时,是不会改变钢的强度的。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,氮化钛的溶解温度很高,在钢坯加热过程中不会溶解。当含量超过0.02%时,多余的钛将会和C 结合形成碳化钛,碳化钛的固溶和重新析出才会参与组织和强度的变化^{[33][34]}。

铌、钒微合金化效果及问题如表1.2^[35]所示。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。在低碳钢中添加0.1%的各种微合金元素,它们对强度的贡献是不一样的,相同铌为118,钒为71.5,铝为40,锰为17.6,而钛为0。实际上在微合金钢中,通常铌的加入量在0.03-0.05%,就可使强度提高15-30%^[36]。正是由于常用的微合金元素存在的特性差别和每种元素所具有的不同特点,复合微合金化通常是最佳的解决办法。

表1.2 Nb、V、Ti 微合金化效果及问题
Table1.2 Effects and problems of Nb、V、Ti microalloying

项目		微合金化元素		
		Nb	V	Ti
强韧化效果	晶粒细化	●●	●	●
	析出强化	●	●●	○
	固氮效果	○	●	●●
	控轧操作性	●●	●●	○
	控冷有效性	●	●●	○
普遍问题	强度难控制	○	●	○
	合金化难度	○	○	●
	浇注困难	○	○	●
	铸坯裂纹	●	○	○
综合性能		●●	●	●

●●——影响显著； ●——有效； ○——不明显

1.2.2 焊接结构中的厚板层状撕裂现象

抗层状撕裂钢又称Z向钢，是除满足一般中厚板所要求的力学性能外，还要求在厚度方向上有良好韧性，防止在焊接结构中出现层状撕裂影响工程质量的一种特殊性能钢种，国际上一般以钢板的Z向拉伸断面收缩率的大小来衡量厚板的Z向性能。层状撕裂是指大型厚板结构件，特别是T型接头，在角焊缝处，由于母材轧制时产生的夹杂、层状偏析、各向异性等缺陷，在热影响区或在远离焊缝的母材中产生与钢板表面成梯形平行的裂纹。由于焊接过程中大型厚壁焊接结构受局部温度场的作用，使钢板沿厚度方向承受较大的拉伸应力。当此应力大于轧制层间的结合力时，便产生层状撕裂，随着板厚的不断增加，金属结构的层状撕裂问题将变得越来越突出。由于层状撕裂在外观上没有任何迹象，而现有的无损检测手段又难以发现，即使能判断结构中有层状撕裂，但也很难修复，造成巨大的经济损失，所以开发抗层状撕裂的钢种具有重大意义。

1.2.2.1 焊接结构钢产生层状撕裂的原因分析

钢板在轧制过程中，随着板厚的增加，厚度方向压缩比相对减小，钢板在三个方向的机械性能是有差别的：沿轧制方向性能最好；垂直于轧制方向的性能稍差；沿厚度方向性能则又次之。用一般质量的钢轧制的钢材，尤其是厚钢板，局部性的分层现象往往难于避免。分层主要来源于钢中的硫、磷偏析和非金属夹杂等缺陷，这些缺陷将影响钢

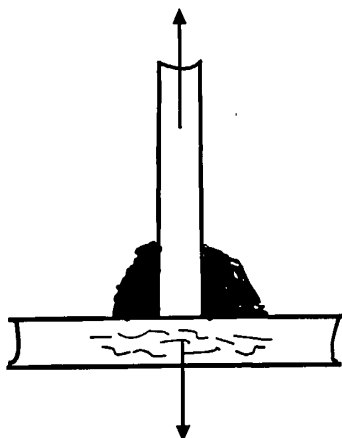


图 1.5 拉应力的存在

Fig.1.5 The existence of tensile stress

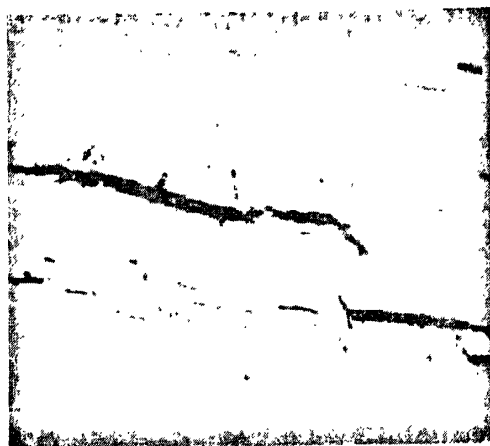


图 1.6 MnS 夹杂物

Fig.1.6 MnS inclusion

的力学性能。

(1) 钢板组织有带状偏析，这就使钢板在轧制方向与厚度方向上的断面收缩率不一样。

(2) 两钢板呈T形焊接，在焊接冷却后，焊缝金属要收缩，产生拉应力，如图1.5所示，这拉应力作用在钢板上，使带状偏析组织处容易产生微裂纹。

(3) 钢中非金属夹杂物是所难免的。在轧制过程中，钢材内的一些非金属夹杂物被轧成平行于轧向的条带状夹杂物，造成钢材力学性能的各向异性，大大削弱了母材z向的塑性变形能力。图1.6所示^[37]，可以看到，条状硫化锰夹杂含量较多。同时，非金属夹杂物在有腐蚀介质的情况下，能起微阴极的作用，与它四周的金属构成腐蚀电池，形成析氢腐蚀，使夹杂物周围金属遭受腐蚀，形成微裂纹，生成的氢分子不断积累而产生很大压力，以致钢材在这些部位产生鼓泡甚至使裂纹发展而导致开裂。

图1.6右上角深灰色长条状即为MnS夹杂。硫化锰与金属交界处已出现黑边，此即为腐蚀产物。继续腐蚀会发展成如右上角的黑色微裂纹，微裂纹随着硫化锰的分布，在钢板厚度方向上也呈现出分层平行分布。在T形焊接拉应力作用下，微裂纹先形成鼓泡，不同高度平行裂纹和鼓泡受到剪切，形成剪切壁，使裂纹首尾相连。最后，若干不同高度裂纹和鼓泡连成一线，形成台阶式层状撕裂。层状撕裂是钢板焊接中的一种缺陷，属冷裂纹范畴。它与钢板的组织偏析、钢中非金属夹杂物和钢板厚度方向上存在拉应力等因素有关，再加上析氢腐蚀，更促使层状撕裂形成。

1.2.2.2 层状撕裂的形成机理

厚板结构焊接时，特别是T型接头和角接接头，在刚性拘束的条件下，焊缝收缩时会在母材厚度方向，产生很大拉伸应力和应变，当应变超过母材金属的塑性变形能力时(沿板厚方向)，夹杂物与金属基体之间或基体的软硬相之间就会发生分离而产生微裂纹，在应力的继续作用下，裂纹尖端沿着夹杂物所在平面进行扩展形成开裂平台，就形成了所谓的“平台”。与此同时，凡平行于轧制方向的夹杂物都可能产生大小不一的平台，随

着裂纹的扩展，平台变长，开裂逐渐加大，使平台两端产生较大的应力集中。在相邻的两个平台之间，由于不在一个平面上而形成了剪应力，造成了剪切断裂，形成垂直于平台(即垂直于轧制方向)所谓的剪切壁，在不同高度上的平台通过垂直的剪切壁连接起来，构成了层状撕裂所特有的阶梯状形态。层状撕裂的形成过程如图1.7所示^[38]。

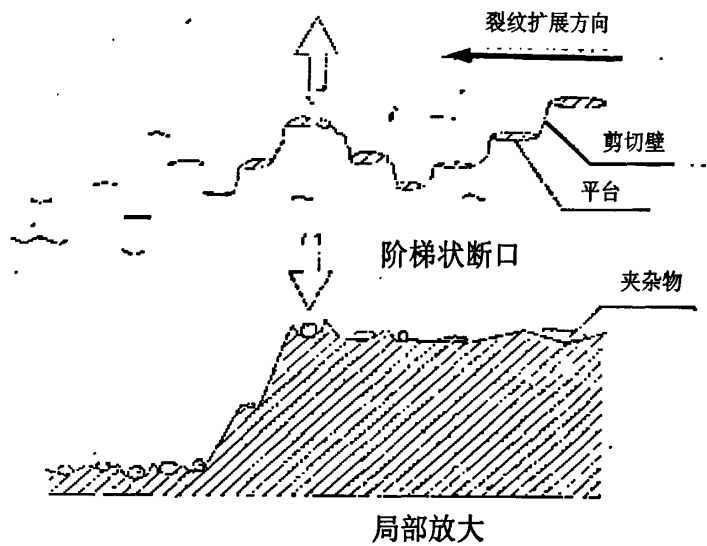


图 1.7 层状裂纹的破裂

Fig.1.7 The break of lamellar crack

1.2.2.3 焊接结构板层状撕裂的特征

焊接层状撕裂区别于其它焊接裂纹的最大特征，就是在外观上呈阶梯状开裂，阶梯状撕裂由平台和剪切壁两部分组成，平台与钢材轧制方向一致，裂纹较宽；相邻平台之间由垂直于轧制方向的剪切壁连接起来，形成台阶，剪切方向的裂纹比较细。此外还有以下几点特征^[39]：

(1)层状撕裂常出现在大厚度轧制钢板中 (板厚一般 $\geq 30\text{mm}$)，而在板厚小于 20mm 时不易出现层状撕裂； 随着板厚的增大，L 向和 Z 向的强度略有下降，但二者基本保持一致；而塑性急剧下降，并出现了明显的各向异性。板厚越大，Z 向的塑性下降就越严重。

(2)层状撕裂常出现在母材或热影响区中，而不出现在焊缝金属中；

(3)就接头形式而言，层状撕裂多出现在 T 型、十字型接头的多层填角焊接接头中，对接接头中很少出现。当填角尺寸板 $\leq 19\text{mm}$ 时也不易出现层状撕裂。

1.2.3 影响中厚板 Z 向性能的影响因素

中厚板轧制过程中,随着厚度方向压缩比的增加,钢板的各向异性程度增加,如图

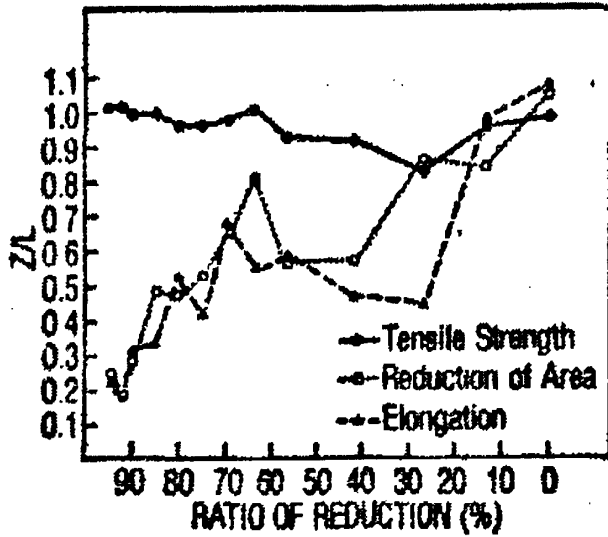


图 1.8 钢板的各向异性

Fig.1.8 The aeolotropism of steel plate

1.8 所示^[40]。

图中的纵坐标 Z/L 表示钢板厚度方向性能与轧制方向性能的比值,横坐标表示钢板轧制过程中厚度方向的压缩比。由图 1.8 可见,随着轧制压缩比的增大,钢板的断面收缩率和伸长率表现出明显的各向异性,当压缩比达到 90% 时,厚度方向的断面收缩率和伸长率只有轧制方向的 25%。但抗拉强度没有明显的各向异性,无论压缩比如何,厚度方向的抗拉强度和轧制方向的拉伸强度基本相当。

根据现有资料,抗层状撕裂厚板 Z 向性能的影响因素主要有以下几个方面:

1.2.3.1 钢中夹杂物的影响

钢中夹杂物的种类很多,根据轧制时的变形程度,分为可变形夹杂物和非变形夹杂物。

(1) 可变形夹杂物

钢中第二相粒子的形状和数量对钢的韧性由强烈的影响^[8],这些粒子位置通常是发生断裂的裂纹源^[41]。钢中的塑性夹杂物在轧制过程中沿轧制方向延伸成片层状,如图 1.9,在单方向轧制条件下,轧制后夹杂物的长宽比可以超过 40:1,通过交叉轧制技术可以将夹杂物的长宽比控制到 1:1 或 2:1,然而这不能避免夹杂物在 Z 方向的平面化。

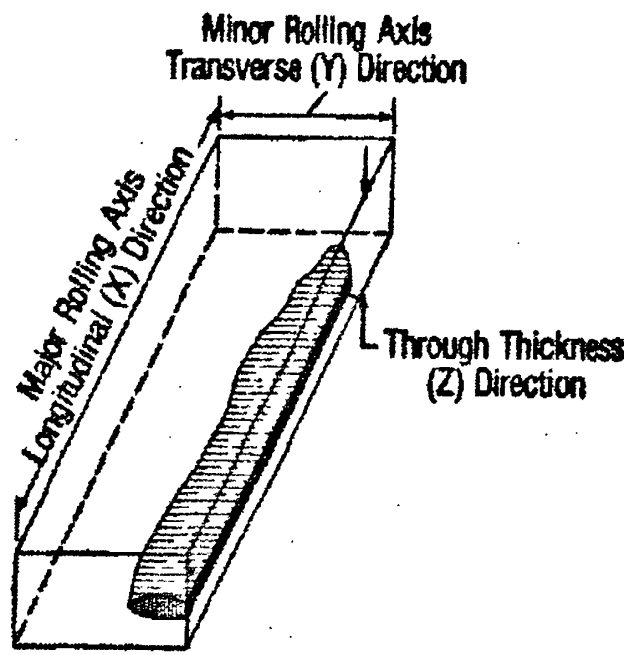


图 1.9 钢板轧制后钢中的塑性夹杂物

Fig.1.9 The plastic inclusion of steel plate that was rolled

夹杂物与钢基体接触的表面是低聚合力的表面，应力趋向于在这一表面形成微裂纹，对钢板来说，夹杂物在 X、Y 方向的投影面积最小，这两个方向的拉应力在夹杂物和钢基体的接触面上产生裂纹的几率小，这样，当在 X、Y 方向进行拉伸或冲击时，夹杂物对这两个方向的冲击韧性、伸长率和断面收缩率的影响不大。但在 Z 方向存在拉应力时，由于夹杂物在这一方向的投影面比 X、Y 方向大出很多，因此夹杂物对 Z 向的冲击功、伸长率、断面收缩率影响最大。

钢中对层状撕裂影响较大的塑性夹杂物主要为硫化物夹杂（主要是 MnS）和硅酸盐夹杂^[5]。这些夹杂物有时在钢中弥漫分布，由于单个的夹杂物较小，并且分布在钢板的厚度不同位置，因此在超声波检测中可能检测不出来。但在 Z 向应力作用下，微小的裂纹会在夹杂物和钢板基体的接触面上产生，并且沿夹杂物的伸展方向扩展，最终这些小裂纹连接起来，并且由可能扩展到钢板的表面，从而造成钢板的撕裂。

国秀元^[42]等人通过对钢板层状撕裂样品的观察，也发现了分层断面由阶梯状断面、裂纹和韧窝组成。并发现分层断面上分布的较小的夹杂物和韧窝中的夹杂物多为氧化物，分层裂纹和裂缝中较大的夹杂物多为 MnS。夹杂物的电子探针分析结果如表 1.3 所示。

表 1.3 钢板分层处夹杂物的成分(Wt, %)

Table 1.3 Component of inclusion which exists in the lamination of steel plate(Wt, %)

分析点	Mn	S	Fe	Mg	Al
1-1	38.201	12.087	20.342	0.002	0.316

2-1	59.708	34.135	2.013	0.004	0.002
2-2	53.397	30.882	7.581	0.035	0.106
2-3	54.497	33.034	3.495	0.007	0.031

李登凯^[4]等人对 Z 向拉伸试样的断口进行分析, 也发现断口中由较多数量沿轧制方向分布的片状夹杂物 (Mn、Fe) S, 断口中细小的块状夹杂物为硅酸盐类型夹杂。

对于这种由塑性夹杂物引起的钢板的层状撕裂, 在冶炼方面由两种途径可以进行预防: 首先是减少夹杂物的数量; 其次是确保夹杂物为小的球形, 防止夹杂物在轧制过程中成为偏平的形状。

炼钢过程中, 减少硫化物和硅酸盐夹杂就是要减少钢中的残余硫的含量, 并且这两种元素要同时减少, 单纯一种元素的减少对于改善钢板的抗层状撕裂性能并不明显。通过对 CVN 的测定, 认为钢的冲击韧性随着硫含量的增加而降低^[43], 因此钢中的硫含量应该控制在 0.005% 以下^[8]。研究表明, 在炼钢过程中加入稀土元素也可以起到球化、减少夹杂物的效果, 对 Z 向性能有益。稀土元素是强脱氧剂, 可以很大程度的降低钢中的溶解氧含量, 另一方面稀土元素也能起到一定的脱硫作用, 最主要的是它能够防止钢中 MnS 的形成, 它使钢中的夹杂物形状为球形, 并且在很大的钢板压缩比条件下仍旧能够保持球形。并且, 稀土元素的加入能够使得钢板在较高的 S 含量条件下 (0.015%) 具有与低硫含量 (0.005%) 钢板相似的冲击功。

(2) 非变形夹杂物

铝酸盐 (CaO·Al₂O₃、MnO·Al₂O₃、) 是浇注时为脱氧和细化晶粒而加的铝的产物, 是一种高温夹杂物。这种夹杂物易聚集成堆, 常与低熔点的硅酸盐夹杂粘在一起。然而大部分 Al₂O₃ 并不形成铝酸盐, 而是作为细化晶粒的非自发晶核。轧钢时铝酸盐夹杂不变形, 因而在钢中形成微小的空隙。空隙大小决定了这些夹杂物发生脱聚的程度。一般来讲, 轧制的温度越低, 铝酸盐形成的空隙越大, 因而脱聚的程度越严重。夹杂物的热胀系数与钢不同, 加热时, 夹杂物和钢一起膨胀。这时脱聚的危险不大。而在冷却时, 由于夹杂物和钢的收缩程度不同, 极易在夹杂物周围脱聚, 以至形成空隙, 这是层状撕裂的发源地。

1.2.3.2 钢中氢的影响

钢中的氢引起的氢致裂纹也是中厚板探伤不合和 Z 向性能欠佳的原因^[44~46]。液态铁中的溶解度比在固态铁中高。铁由液态向固态的相变过程中氢的溶解度急剧下降并且固相中随着温度下降溶解度也下降, 因此溶解在钢中的氢会析出, 在钢板内部, 缺陷位置使容易析出的位置, 这造成在基体缺陷处压力升高, 形成氢致裂纹。

氢的扩散能够在表面发生随后逸出钢液, 液能够在钢板中心方向发生扩散, 如图 1.10^[45]。

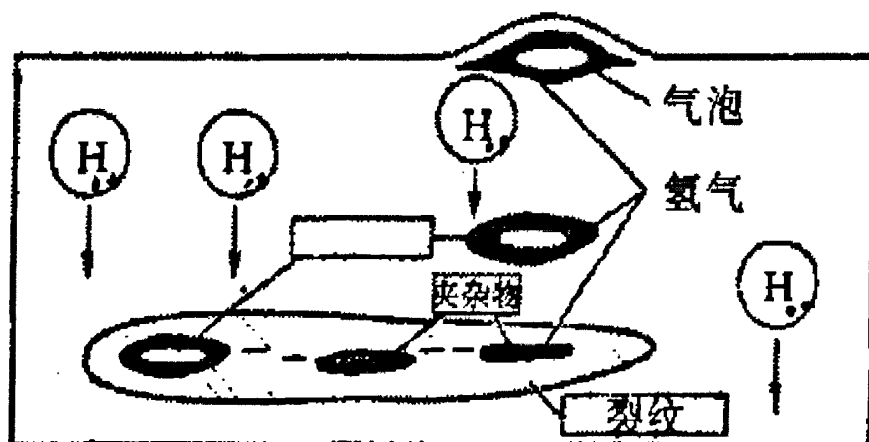


图 1.10 氢在钢板中的扩散

Fig.1.10 Diffusion of hydrogen in steel plate

在氢原子扩散到板坯或钢板中心的过程中，在晶格缺陷和夹杂物界面相互反应并且聚集成氢分子。在某些情况下相成的氢气泡压力能够大于钢的强度使材料断裂。这种氢致裂纹破坏了中厚板的连续性，因此会引起探伤不合。钢中夹杂物沿轧制方向延伸，因此钢板中的氢液沿着夹杂物的分布方向聚集，因此引起中厚板的层状撕裂。在中厚板的焊接过程中，由于焊条的氢含量高，或者焊接保护不良，也会引起焊接过程中产生氢致裂纹^[47~52]。这种裂纹的开裂方式与上述相似，也是沿着夹杂物和钢基体的交界面开裂，形成层状撕裂。氢是促使启裂和诱发的因素。氢对层状撕裂只起诱发作用，远不及钢中夹杂物的类型、分布和形态等的影响。

由于氢有这样的影响，因此在钢的冶炼过程中避免含有水分的原料向钢中带入氢，钢液浇注之前进行真空处理；另一方面在厚板的焊接过程加强保护来防止氢原子进入焊接过程的熔融区。

1.2.3.3 偏析的影响

随着冶金技术的不断进步。钢中的硫含量目前可以控制到很低的水平，优质钢的 S 含量可以控制到 50ppm 以下，从总体上大大的减少了硫化物夹杂的数量，然而，铸坯的中心线偏析使硫化物、氧化物、气体等在铸坯厚度的中心富集，同样损害了厚板的 Z 向性能。

周红波^[53]等人对 25mm 厚钢板撕裂的研究认为：引起层状撕裂的原因除了 Z 向必须形成足以引起撕裂的约束力外，主要与钢板轧制中在板厚方向上形成的非金属夹杂物（主要是硫化物、氧化物和硅酸盐）的构造及铸坯铸造中产生的硫、磷的中心偏析有关。通过对钢板厚度方向的超声波探伤、钢板的化学成分以及 Z 向性能检测发现钢板板材存在着因夹杂物聚集引起的硫、磷元素严重偏析和内部分层现象，在基体上测得的硫含量为 0.009%，但在偏析位置测得的硫含量为 0.022% 和 0.035%。硫在钢板中心位置的富集必定会造成硫化物的富集，硫化物在轧制过程中沿轧制方向延伸，降低了钢板的 Z 向性能，因此造成了层状撕裂。

连铸板坯轧制成中厚板后，中心偏析部位由于 C、Mn 和杂质元素的偏析，局部形成马氏体、贝氏体组织及某些夹杂物^[54]。马氏体和贝氏体硬度较大，且呈现脆性，因此在拉力的作用下断裂时，断口呈现脆性，扫描电子显微镜下的断口形貌如图 1.11 所示^[54]。

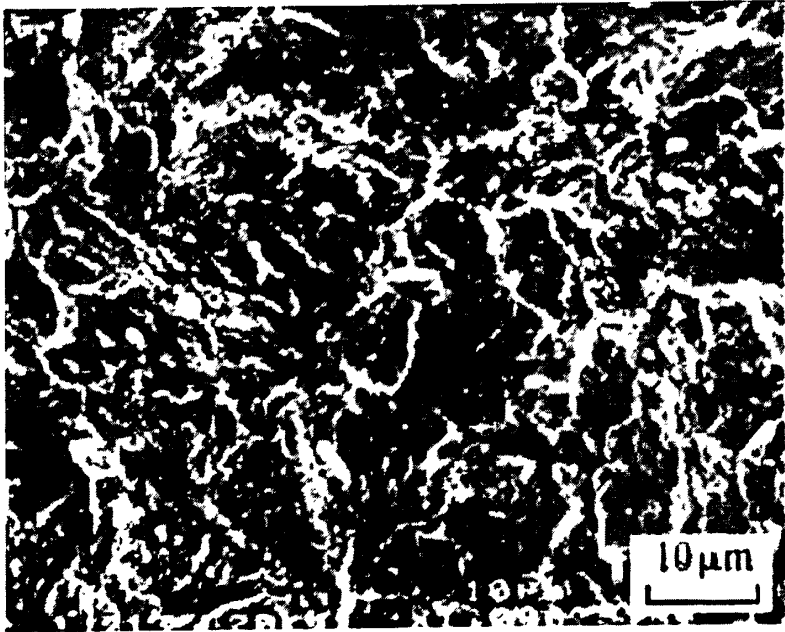


图 1.11 Z 向浮云状断口的电镜照片

Fig.1.11 The stereoscan photograph of fracture in Z-direction

而正常组织断裂条件下用扫描电镜观察到的断口以韧窝状断口为主。

厚板使用过程中，层状撕裂、氢诱发的裂纹发生在中心偏析组织中，这些组织中的

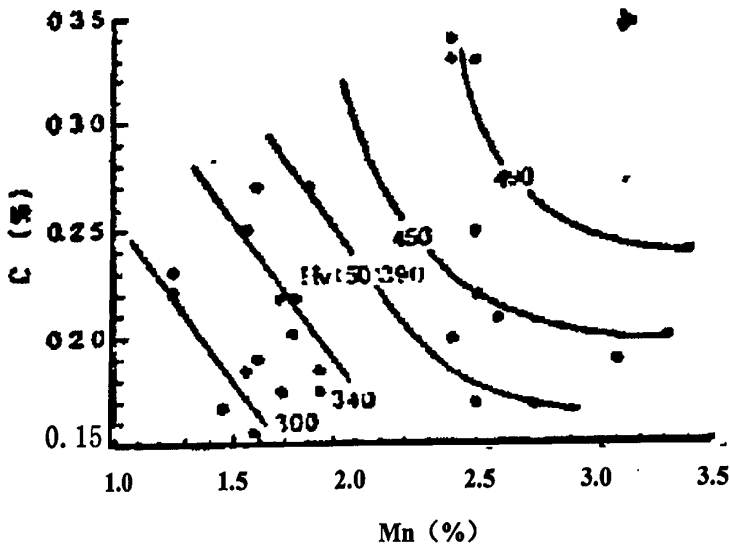


图 1.12 碳锰含量与偏析组织硬度的关系

Fig.1.12 The relationship between C and Mn content and degree of hardness of segregated band

Mn、P 偏析量及硬度影响着氢诱发裂纹的敏感性。层状撕裂发生在与中心偏析对应的贝

氏体组织中,但局限在一定的硬度值以上,部分 P 偏析量达到一定的数值。如图 1.12 和 1.13^[55]。

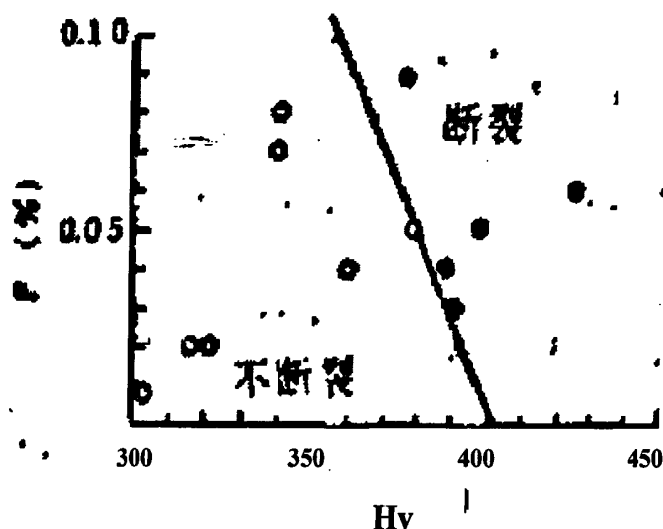


图 1.13 磷偏析和偏析组织的硬度对层状撕裂核心的影响

Fig 1.13 The effect that hardness of P segregated band take to lamellar tearing

另外, Deva^[56~58]等人的研究认为铸坯的中心线偏析会使厚板中心的带状组织严重,引起超声波探伤不合。

1.2.3.4 带状组织的影响

低合金钢板在轧制过程中易出现铁素体-珠光体组织。带状组织的出现使金属材料的机械性能产生方向性^[59]。特别使引起钢板厚度方向力学性能的降低。绝大多数钢板都要求限制带状组织的发展。带状组织影响钢板在拉伸试样中的伸长率,严重的带状组织会引起伸长率不合^[60]、引发裂纹^{[61][62]}等问题。并且伸长率不合的试样断口会出现分层现象。

1.2.3.5 轧钢工艺对中厚板 Z 向性能的影响

轧钢工艺对中厚板 Z 向性能的影响主要表现在两个方面:一是轧钢加热炉的热扩散作用具有减弱或消除铸坯偏析的作用;二是控轧控冷能够有效的减轻或小孩促中厚板的带状组织。

金属学理论认为在较高的温度条件下溶质原子在固态的长程扩散能够减弱宏观偏析的程度。

朱志远^[63]等初的研究认为:提高轧钢加热炉的加热温度和延长铸坯的在炉时间能够很大程度的改善铸坯的中心线偏析。

林大为^[64]等人的研究认为:轧后冷却速度越大, 16MnR 钢板带状程度越轻, 冷却速度提高至一定值, 带状消失, 在试验条件下, 用外推法测得的总压下率微 87.7%、81.5% 和 75.4% 时使带状消失的临界冷却速度分别为 6.8℃/S、3.3℃/S 和 2.8℃/S。

杨作宏^[65]等人的研究认为:控制适当的终轧温度、增加宽展比以及轧后加速冷却、

加速相变过程能够有效的减弱或消除带状组织。

1.3 本论文的研究内容和目的

本文研究内容包括海洋平台用 Z 向钢的实验室研发以及对中厚板拉伸过程中出现的白亮分层进行的研究。由于拉伸白亮分层的出现对钢板厚度方向的性能有显著的影响,所以对关于厚板 Z 向性能的表象—白亮分层断口和深层原因—塑性夹杂和钢板中心偏析作了细致深入的分析;最后对正火热处理对厚板 Z 向性能的影响进行了探讨。

本课题作为东北大学—首钢总公司宽厚板研发平台中的子课题,主要目的是研制工业生产的 E36 级海洋平台用 Z 向钢,本论文作为其中的一部分首先进行了实验室研制海洋平台用 Z 向钢的研究,并且就生产中可能出现的影响钢板 Z 向性能的因素进行了前期探讨,为后续的工业试生产和稳定的大规模生产作准备,在分层断裂机理方面以及对钢板 Z 向性能的影响因素分析方面,是为 Z 向钢的长远研究做一些知识和技术上的储备。

第 2 章 具有抗层状撕裂性能的 E36 级海洋平台用钢的实验研究

2.1 引言

高强度海洋平台用钢EH36要求钢板具有高强度、高韧性、良好的焊接性能，尤其要求要具有很好的厚度方向抗层状撕裂性能。海洋平台用钢作为一种附加值较高的钢材产品，已成为板材生产的主要发展方向之一。随着海洋石油工业发展的需要、高强韧性、使用成本的降低以及能确保满足Z向等工艺要求是海洋结构钢不断发展的动力。

根据相似性原理，结合实验室的热模拟结果，采用不同的轧制制度及冷却制度在实验轧机上进行了轧制实验，分析这些因素对组织和性能的影响，研究不同的TMCP工艺对成品技术指标的影响。从而为现场大生产工艺奠定实验室基础，以及用于现场的生产指导。

2.2 轧制实验设备

本轧制实验采用东北大学轧制技术与连轧自动化国家重点实验室的热轧试验机组，进行轧制实验。轧制设备为 $\phi 450$ 二辊可逆热轧机，在该轧制机组后面配有水幕冷却系统，其冷却能力大小为 $3^{\circ}\text{C}/\text{s}\sim 100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。本实验所采用的轧制机组设备的基本参数如表 2.1所示：

表2.1 轧机的主要参数
Table 2.1 The key parameter of mill

参数项	参数值
轧辊尺寸	$\phi 450\text{mm}\times 450\text{mm}$
最大轧制力	4000KN
轧制速度	0~1.5m/s
最大开口度	170mm
主电机功率	400kw

2.2.1 热轧实验规程制定原则

2.2.1.1 板坯出炉温度

在确保钢中Nb、V、Ti碳氮化合物溶解的前提下，应尽可能采用低的出炉温度,以获得细小的初始奥氏体组织。板坯加热温度过高，碳氮化合物完全固溶后，奥氏体晶粒会

迅速长大,影响控轧效果,对钢的强度和韧性有负面影响,同时延长了控制轧制中间待温冷却时间,降低轧机产量。

2.2.1.2 再结晶区域轧制终轧温度及累积压下量

为保证该阶段轧制后变形奥氏体完全再结晶,再结晶区终轧温度为 1000°C 。该阶段累积压下率一般为总压下量的60%以上,实际生产中相应值(60%~80%),此次粗轧压下小主要因为坯料厚度不足所致;但是,再结晶区轧制压下量为总压下量的50%,单道次压下率在15%~30%范围内时,虽然奥氏体再结晶不能完全,但是仍然可以保证动态和静态再结晶分数足够大,从而起到细化奥氏体晶粒的作用。轧后中间坯厚度为成品厚度的2倍以上,以确保第二阶段轧制时时奥氏体有足够的延伸,发挥控制轧制的强化作用。

2.2.1.3 未再结晶区域轧制开轧温度和轧制累积压下率及终轧温度

奥氏体未再结晶区域轧制开轧温度设为 $930^{\circ}\text{C}\sim 940^{\circ}\text{C}$ 之间,温度增量为 10°C ,从而避开奥氏体部分再结晶区域,防止因出现奥氏体混晶组织对性能造成不利影响。

未再结晶区轧制累积压下量为总变形量的50%以上,不仅使得奥氏体晶粒被压扁、拉长,增加其晶界面积,而且在晶粒内形成了大量的变形带,从而大大增大了铁素体形核的有效面积,即增加了铁素体的形核密度。有利于增加铁素体分数,细化铁素体晶粒。

未再结晶区域轧制后的终轧温度为 $A_{r3}+(15^{\circ}\text{C}\sim 30^{\circ}\text{C})$ 。终轧温度接近于 A_{r3} 可以避免形变奥氏体发生进一步长大,削弱控制轧制的效果,保证了钢板强度。

2.2.1.4 水冷工艺参数的确定

不同阶段的控制轧制均能细化铁素体晶粒,改善钢板的强度和韧性。但变形使得相变温度升高,从而削弱了控制轧制效果。轧后采用加速冷却工艺,能在原有成分基础上进一步提高钢的强度,也能在降低碳当量的情况下保持原有的强度,从而改进钢板的韧性及焊接性能。轧后控制冷却从改变组织方面来说就是要获得尽可能细化的铁素体和微细分散的贝氏体,以提高钢的强度和改善韧性。影响其变化的工艺参数是:开冷温度、冷却速度、终冷温度。

(1) 开冷温度

首先开冷温度与终轧温度接近且高于 A_{r3} ,这样不仅可以防止奥氏体晶粒长大而且有效地抑制先析比较粗大的铁素体的形成,避免强度的降低以及韧性的恶化。

(2) 冷却速度

冷却速度是控轧变形奥氏体中位错密度、奥氏体和铁素体区析出动力学以及奥氏体转变的重要参数,并且最终反映在对最终组织和力学性能的影响上。对抗拉强度和脆性转化温度有明显影响。冷却速度增加抗拉强度提高,当冷却速度大于 $15^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,韧-脆转变温度会明显提高,从而使韧性恶化。

轧后的冷却制度、化学成分和奥氏体状态决定着最终的机械性能—这是通过控制奥氏体转变产物、位错密度、析出特性和组织来实现的。对于组织和性能而言,冷却速度是重要的工艺参数。与空冷相比,较高的冷却速度可以提高铁素体晶粒形核率并且有助

于铁素体的和珠光体的形成。而冷却速度进一步增加会显著增加显微组织中贝氏体的数量—这是通过在珠光体形成之前将未转变的奥氏体温度降低到其Bs以下来实现的；如果贝氏体尺寸小于其恶化韧性的临近尺寸，那么所形成的贝氏体就能够在不降低韧性的情况下使强度提高。

- (3) 终冷温度
- 终冷温度应低于珠光体变终了温度，即要保证组织为完全的铁素体、珠光体组织，又要不能使晶粒长大。

2.3 实验室热轧试验

2.3.1 第一次实验室轧制

2.3.1.1 试验原料、坯料尺寸及其化学成分

实验室轧制实验所用的坯料为本钢150kg真空冶炼炉冶炼。冶炼铸锭经过锻造处理，最终试验坯料尺寸为：135mm (h) ×135mm (w) ×135mm (l)。

考虑到海洋平台用钢的良好的焊接性能要求，坯料的化学成分设计是采用在C-Mn钢基础上进行降碳和Nb、V、Ti微合金化，利用Nb，V、Ti的复合强化的作用，尤其是Nb的细晶强化，V在铁素体中的析出强化的作用，以及TiN在加热中的阻止奥氏体晶粒长大的作用，从而达到高强度高韧性的目的。主要化学成分表2.2所示。其特点为：

- (1) C、Mn、Si元素以固溶强化的作用保证钢的基本强度要求。较低C含量保证钢板具有良好焊接性和低温韧性。
- (2) 通过微Ti处理，利用TiN粒子的高温稳定性避免再加热时奥氏体的晶粒粗化，具有细化起始奥氏体晶粒和改善焊接热影响区冲击韧性的作用。
- (3) Nb在控制轧制时可通过Nb(C、N)的应变诱导析出明显地抑制形变奥氏体的回复与再结晶，以得到细小的相变产物。
- (4) 为保证钢板具有优良的抗层状撕裂性能和冲击韧性，严格控制了S含量和夹杂物含量，这对保证厚钢板的抗层状撕裂能力奠定了基础。

表 2.2 热轧试验用钢的化学成分 (Wt, %)

Table 2.2 Chemical constitution of hot rolled plate for paternity test (Wt, %)

C	Si	Mn	P	S	Als	Nb	Ti	V	Mo
0.07	0.22	1.19	0.013	0.005	0.029	0.024	0.017	0.05	0.01

2.3.1.2 轧制试验方案

根据前期的对海洋平台用钢的用户调研，确定研究开发30mm和40mm两种规格的E36级海洋平台用钢板。为了防止在实验室轧制钢坯的过程中会有一些不确定的人为操作因素影响轧制过程中工艺参数的准确性，每种规格的试轧钢板准备了两块坯料，以相同的压下和温度制度进行实验室模拟现场生产轧制。

考虑以上热轧试验规程的制定原则, 确定具体轧制工艺参数为: 加热炉温度1200℃, 加热到1200℃后保温1小时。再结晶区开轧温度为1050℃~1150℃, 为保证充分再结晶, 粗轧单道次压下控制在20%以上, I 阶段终轧温度控制在>950℃, II 阶段开轧温度控制在930℃~940℃, 终轧温度分别控制在800℃、830℃、850℃, 控制冷却温度控制在700℃, 冷速控制在10℃/s。两种规格钢板的轧制规程具体如表2.3表~表2.5所示:

表 2.3 30mm 钢板压下规程及轧制温度

Table 2.3 The rolling regulations and rolling temperature of 30mm plate

道次	变形 (mm)	压下率(%)	轧制温度, ℃ (工艺 1)	轧制温度, ℃ (工艺 2)
1	135-107	20.7	1056	1060
2	107-85	20.6	1066	1040
中间待温				
3	85-70	17.6	937	930
4	70-57	18.6	960	925
5	57-46	19.3	954	907
6	46-37	19.6	947	880
7	37-30	18.9	853	796

表 2.4 厚度 40mm 压下规程及轧制温度

Table 2.4 The rolling regulations and rolling temperature of 40mm plates

道次	变形 (mm)	压下率(%)	轧制温度, ℃ (工艺 3)	轧制温度, ℃ (工艺 4)
1	135-110	18.5	1150	1150
2	110-88	20.0	1090	1012
中间待温				
3	88-73	17.0	937	937
4	73-60	17.8	934	945
5	60-49	18.3	900	913
6	49-45	8.16	900	890
7	45-40	11.1	850	828

表 2.5 各轧制试验的终冷温度

Table 2.5 Final cooling temperature of the four rolling technology

工艺方案	终轧温度 (℃)	终冷温度 (℃)	冷却速度 (℃/S)
工艺 1	853	746	15
工艺 2	796	空冷	空冷
工艺 3	850	740	10
工艺 4	828	750	6.5

2.3.2第二次实验室轧制

2.3.2.1 试验原料、坯料尺寸及其化学成分

本次轧制实验所用的坯料亦为本钢150kg真空冶炼炉冶炼。冶炼铸锭经锻造处理，考虑到板坯的轧制压缩比，最终确定试验坯料尺寸为：100mm（L）×90mm（W）×160mm（H）。

针对上次轧制钢板的强度不足冲击韧性有余的结果，对化学成分进行了调整；微量增加C含量，但仍然保持低碳（C<0.1%）效果，提Mn增强固溶强化和降低Ar₃ 温度，发挥低温轧制作用。采用b、Ti复合强化，具体成分如表2.6所示。

表 2.6 第二轮热轧试验的化学成分（Wt, %）

Table 2.6 Chemical sonstitution of hot rolled plate for paternity test at second (Wt, %)							
C	Si	Mn	P	S	Als	Nb	Ti
0.09	0.203	1.50	0.0098	0.0031	0.060	0.029	0.014

2.3.2.2 试验方案

依据热轧实验规程的制定原则和第一次轧制工艺和结果的对照，加热炉温度为1200℃，加热到1200℃后保温一小时。再结晶区开轧温度为1050℃~1150℃，为保证充分再结晶，道次压下控制在20%，I 阶段终轧温度控制在>950℃，II 阶段开轧温度控制在900℃以下，终轧温度控制在800℃~830℃，控制冷却温度控制在550℃~700℃，冷速控制在5℃/s。在具体的轧制过程中受人为因素和设备因素影响工艺参数的具体测量值与设定值有偏差，轧制实测值如表所示。轧制压下规程如表2.7和表2.8所示。

表 2.7 轧制压下规程
Table 2.7 The rolling regulations

道次	轧制变形	道次压下率（%）
1	160-128	20
2	128-102 中间待温	20
3	102-87	14.7
4	87-74	14.9
5	74-63	15.5
6	63-53	15
7	53-47	11.8
8	47-43	8.51
9	43-40	6.98

现场轧制实测温度数据如表 2.8 所示。

表 2.8 轧制工艺温度参数

Table 2.8 The rolling temperature

序号	I 阶段开轧 (℃)	II 阶段开轧 温度 (℃)	II 阶段终轧 温度 (℃)	终冷温度 (℃)	冷却速度 (℃/s)
A1	1028	900	830	660	3
A2	1065	900	830	630	6
A3	1044	900	800	620	2

2.4 钢板的力学性能测试和组织观测

2.4.1 拉伸实验

对轧制钢板进行力学性能检测，在钢板上纵向取拉伸试样，取样位置及试样制备严格按照GB/T2975-1998(钢及钢产品力学性能试样取样位置及试样制备)说明进行加工, 试样具体尺寸见表2.9。

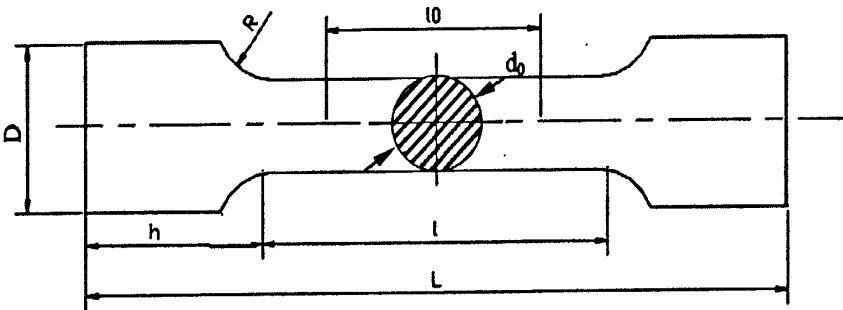


图 2.1 拉伸实验试样标样

Fig.2.1 Tensile test sample

其中：

d_0 —试样直径，mm；

D —夹持部分试样的直径，mm；

l_0 —引伸计两夹持刀口间的基础长度，mm；

l —试样两夹持部分的平行部分长度，mm；

L —试样总长，mm。

表 2.9 拉伸试样尺寸(单位：mm)

Table 2.9 The size of tensile sample (unit: mm)

d_0	D	h	l_0	l	L
6	10	25	30	50	100

本实验是在型号为INSTRON—4206型机械式万能拉伸机上进行的。

2.4.2 冲击韧性实验

本实验主要检测在-40℃条件下的低温冲击韧性。图2.2为冲击试样标准夏比V型缺口试样，其尺寸为10mm×10mm×55mm。具体实验是在型号为JBW—500的屏显式冲击试验机上进行的。实验方法按照国家标准GB/T229-1994（金属夏比缺口冲击试验方法）进行。

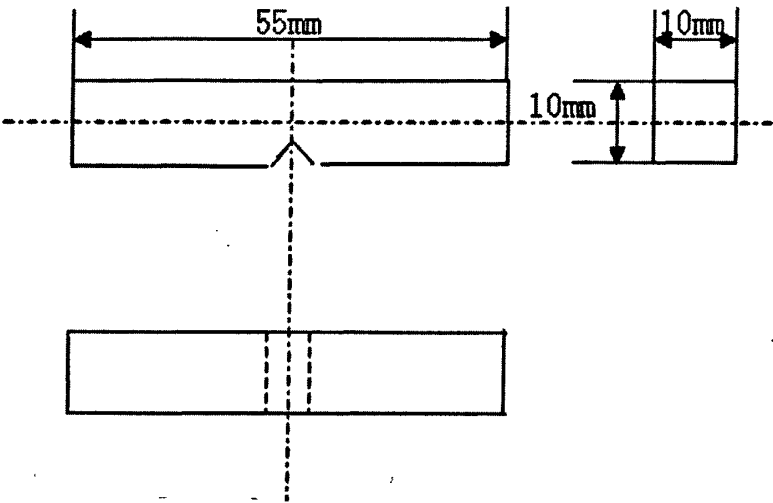


图2.2 夏比V型缺口冲击实验试样标样

Fig.2.2 Charpy V notche impact test sample

2.4.3 Z相抗层状撕裂性能检验

Z向性能检测试样按照国标《厚度方向钢板》GB1591-85取样加工。利用INSTRON42006电子拉伸试验机拉断测量厚度方向拉伸试样的断面收缩率。

2.4.4 显微组织观察

金相试样经研磨、抛光后用4%硝酸酒精溶液腐蚀，在RAL实验室NEOPHOT-21型金相显微镜和FEIQuanta 600扫描电子显微镜上对实验轧制钢板的显微组织进行观察。针对厚板在控轧控冷轧制后厚度方向组织不均匀特征，沿板厚方向分别制取表面、1/4处、中心处金相试样进行比较观察。

2.5 实验结果与分析

2.5.1 第一次热轧实验结果

2.5.1.1 拉伸实验数据

试验钢板的拉伸力学性能如表2.10所示。

表 2.10 拉伸试验数据

Table 2.10 The data of tensile test

编号	厚度规格 (mm)	厚度方向 取样位置	屈服强度 (MPa)	均值 (MPa)	抗拉强度 (MPa)	均值 (MPa)	延伸率 (%)
1#	30	表面	335	337.5	440	441.25	39.78
		T/2	335		440		41.20
		GB	345		445		39.5
		GB	335		440		37.14
2#	30	表面	335	337.5	440	442.5	38.68
		T/2	330		440		36.12
		GB	340		445		39.74
		GB	345		445		41.82
3#	40	表面	360	355	460	453.75	36.28
		T/2	330		440		36.48
		GB	360		455		38.92
		GB	370		460		31.18
4#	40	表面	345	340	450	445	36.8
		T/2	335		440		36.96
		GB	340		445		36.44
		GB	340		445		35.5

注：T:厚度；GB：按照 GB/T2975-1998(钢及钢产品力学性能试样取样位置及试样制备)取样，中心轴距离表面 12.5mm。

由表 2.10 可以看出此次由不同轧制工艺热轧的 1#、2#、3#、4# 钢板的屈服强度和抗拉强度全部不满足 GB712-2000 船体用结构钢国家标准。对于 1#、2#、4# 钢板，屈服强度最小 330MPa，最高 345MPa，完全不能达到国标 36kg 级的屈服要求；抗拉强度最小 440MPa，最大 450MPa，远远达不到 36kg 级 490MPa 的抗拉强度要求。对于 3# 钢板，屈服强度最小值为 330MPa，最大值为 370MPa；抗拉强度最小值为 440MPa，最大值为 460MPa。3# 也是完全不满足 36kg 级钢板的强度要求，但整体钢板的屈服强度和抗拉强度较 1#、2#、4# 钢板的强度情况较好。总体而言，此次试验轧制的钢板在强度性能上只能达到 32kg 级的水平，而且基本没有富余量，所以在下次的实验工艺设计中要注重应用轧制工艺的各项强度手段，提高强度水平。由于厚度效应，此次热轧钢板的厚度中心位置和非中心位置的强度是不同的，中心位置的屈服强度和抗拉强度值都是最小。

虽然此次试轧的钢板强度低，但延伸率却很好，1#、2#、3#、4# 钢板的延伸率都在 30% 以上，远大于标准要求的 21%。

2.5.1.2 冲击试验结果

第一次热轧试验钢板的低温冲击韧性结构如表 2.11 所示：

表 2.11 E 级（-40℃）冲击试验结果

Table 2.11 The data of ballistic at -40℃

编号	冲击功 A_{kv} （横 向，-40℃, J)	均值(J)	冲击功 A_{kv} （纵 向，-40℃, J)	均值(J)
1#-1	22		296	
1#-2	233	168	283	295
1#-3	248		306	
2#-1	268		274	
2#-2	274	264	272	271
2#-3	250		268	
3#-1	245		236	
3#-2	178	222	247	250
3#-3	244		266	
4#-1	192		198	
4#-2	28	155	214	215
4#-3	244		234	

E36 级的海洋平台用钢要求钢板在-40℃的低温下标准试样的横向冲击功 A_{kv} 达到 24J，纵向冲击功 A_{kv} 达到 34J。根据参考标准，夏比（V 型缺口）冲击功，按三个试样的平均值，允许其中一个试样的单个值比规定要求值低，但不得低于规定值的 70%。从表 2.11 可以看出 1#钢板的横向冲击功平均值远大于标准要求的 24J，虽然有一个试样的单个横向冲击功小于 24J，但大于规定值 24J 的 70%，所以完全可以认为 1#满足-40℃的低温冲击韧性要求。细观 2#、3#、4#钢板的冲击功，发现完全达到横向和纵向-40℃低温冲击功要求，且富余量很大，韧性非常好。

2.5.1.3 Z 向拉伸的断面收缩率

试验钢板的厚度方向拉伸试验结果如表 2.12 所示。

表 2.12 不同轧制工艺的 Z 向断面收缩率(Ψ_z , %)

Table 2.12 The contraction of cross sectional area(Ψ_z , %)of variant rolling technology

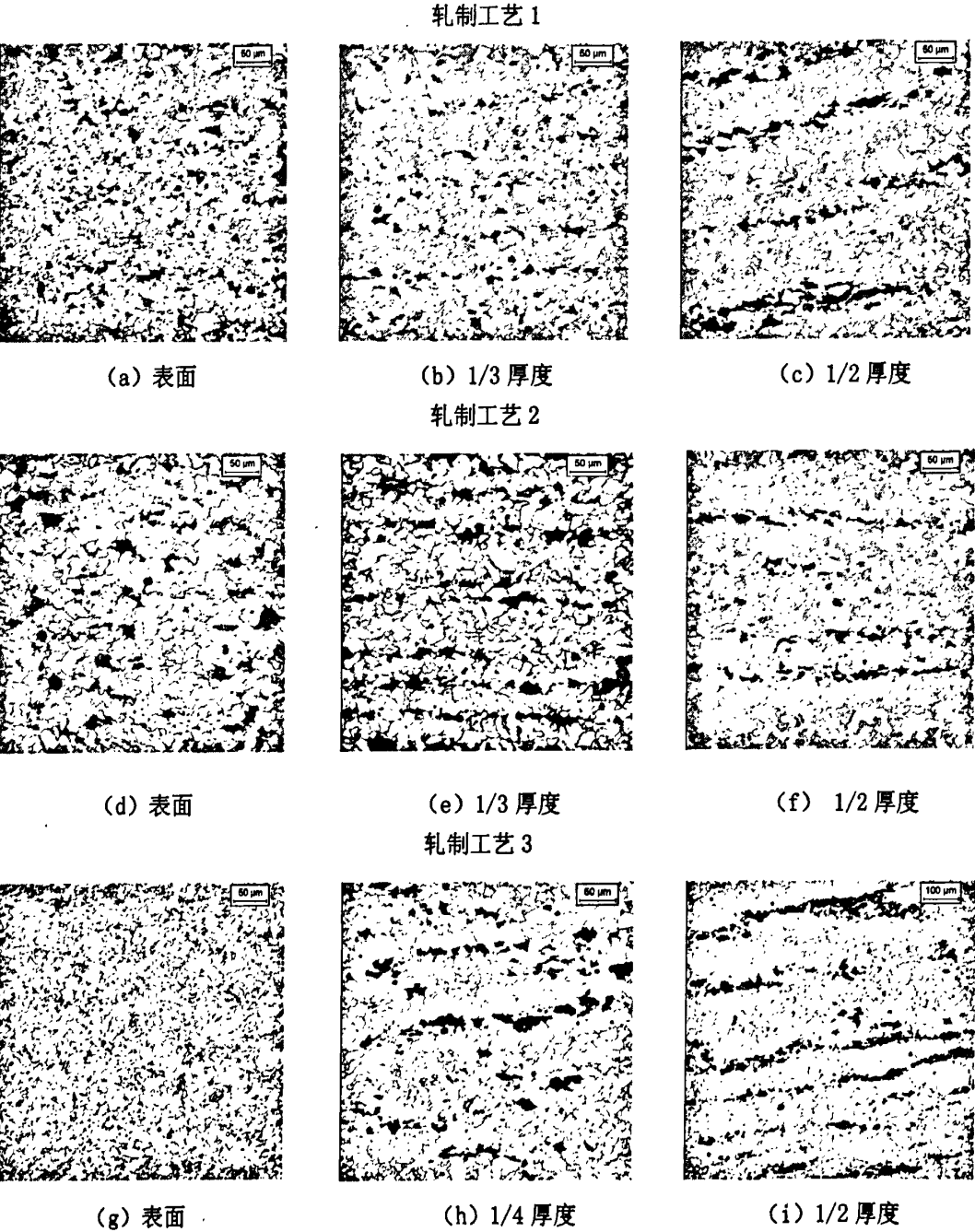
编号	Ψ_{z1}	Ψ_{z2}	Ψ_{z3}
1#	78.5	78.4	79.5
2#	70.1	78.1	76.7
3#	21.1	78.4	76.7
4#	76.2	78.8	77.6

从表中可以看出 1#、2#、4#钢板的 Z 向拉伸断面收缩率全部大于 70%，两倍于厚度方向性能最高级 Z35 的要求，可以认为 Z 向性能非常良好。就 3#钢板而言，三个

试样中有两个试样的断面收缩率在 75% 以上，表现出良好的厚度方向性能，但有一个试样在拉伸过程中出现异常断面，基本是变形、颈缩、延伸的过程刚开始试样就彻底断裂，Z 向性能较差，测其断面收缩率为 21.08%。与其他表现良好的 Z 向试样比较，整体来看，3# 异常断面的出现显然具有偶然性，也反应出轧制坯料内有大的缺陷或粗大的夹杂物存在进而造成异常断裂。

2.5.1.4 热轧钢板的金相组织观察

图 2.3 是此次试验四种不同轧制工艺方案热轧钢板的金相组织观察照片。由表 2.10 可以得知四种工艺下轧制的钢板强度性能基本相差不大，对应从图 2.3 我们可以看出四块钢板的金相组织也基本相似。所有热轧钢板的基体组织均为铁素体—珠光体组织，但



轧制工艺 4

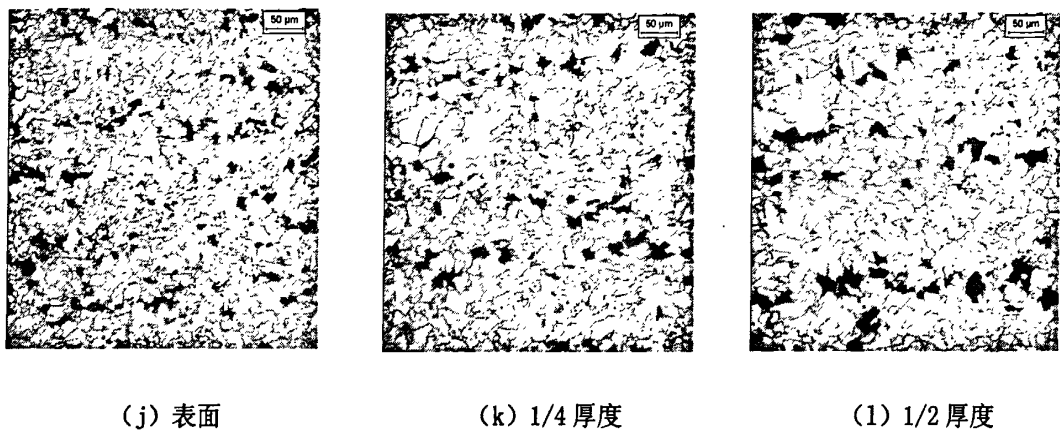


图 2.3 不同轧制工艺热轧钢板的金相组织照片

Fig.2.3 Constitution diagram of steel plate with variant rolling technology

珠光体组织所占比例都很少，这与钢板的化学成分中 C 含量较低有关；而且都在钢板的中心位置有不同程度的珠光体带状组织存在，但在钢板的表面铁素体、珠光体两相组织分布比较均匀，晶粒明显细小。如图 2.3 所示，1# 和 3# 钢板的中心带状组织较为严重，这容易引起钢板组织性能产生各项异性，造成钢板厚向性能和横向性能恶化。

2.5.2 第一次热轧实验结果分析与讨论

由表 2.10 我们可以看出此次试验轧制钢板的强度性能没有达到设计要求，屈服强度和抗拉强度都仅仅达到 32kg 级的强度要求，而且屈服富余量很小，抗拉强度基本没有富余量，距离 36kg 级的强度要求还是很大差距。通过表 29 试验钢板的 E 级（-40℃）冲击试验结果我们可以看出，四种轧制工艺的热轧钢板的低温冲击韧性全部达到 E 级标准，完全满足设计要求。由于我们此次轧制试验采用低 C 路线以便保证海洋平台用钢具有良好的焊接性能和低温韧性，将 C 含量降到 0.07% 的水平，远低于正常铁素体—珠光体钢的 C 含量水平，所以 C 元素对钢板强度的贡献力量得到很大程度的减弱，那么就要由相应其他化学元素的添加或含量提高来弥补这种强度的损失。但是此次试轧钢板的化学成分中能对强度起显著提高作用的固溶强化元素 Mn 含量为 1.19%，偏参考标准下限，设计中有降 C 含量，但没有提 Mn 含量，虽然大幅降低了碳当量有利于焊接性能和低温韧性，但整体上对削弱了 C、Mn 元素的强化作用没有弥补，没有没有充分发挥 Mn 元素的固溶强化效果，故造成屈服强度和抗拉强度较低。

C、Mn 含量较低没有充分发挥元素固溶强化的作用是造成钢板强度不足的原因之一，另一原因是没有充分发挥 Nb、Ti、V 微合金元素控制轧制的效果，细晶强化和析出强化效果不明显。在实验室轧制过程中，由于有操作上的失误和人为因素的过多干预，使得轧制过程中的各项控制参数的精度不能得到很好的保证。终冷温度设定为 700℃，但最后的终冷温度基本是在 750℃左右，误差比较大，且由于水冷设备出现故障，有一块钢板没有按轧制计划的冷却方案进行水冷，只能空冷至室温。终冷温度在 750℃时，

钢板在冷却后还处于两相区，钢板中大部分组织仍然是奥氏体组织和少量的先共析铁素体组织，大部分的相变过程是在随后的空冷条件进行。如此，则轧制过程中水冷的作用基本没有得到体现，控制冷却进而细化晶粒和大量析出 C、N 化合物的强化过程也不显著，故控轧控冷钢板的强度比预期要低很多。而且，从强度上来看，第二块空冷的钢板的屈服强度和抗拉强度与其他三块控制水冷钢板的屈服强度和抗拉强度数值基本一样，没有显现出任何控制冷却的优势，这说明三块水冷的钢板在当终冷温度控制在 750℃ 时基本可以认为避开了控制冷却的作用区域，在终轧后相当于一个空冷的过程。这也是影响试验轧制钢板强度不合的主要原因之一。

所以下一步的工艺改进设计中应当重点强调固溶强化、细晶强化、析出强化作用，在坚持低碳、低碳当量的前提下，适当的提高 Mn 含量到参考标准允许的上限位置。要充分发挥微合金化的两阶段控轧效果和控冷的有效性，则在轧机轧制能力允许的范围内，在粗轧段应进一步加大道次压下量和提高整体段的压下率，也要保证精轧段有足够的累计压下率，同时要进一步降低水冷温度，严格控制冷速。

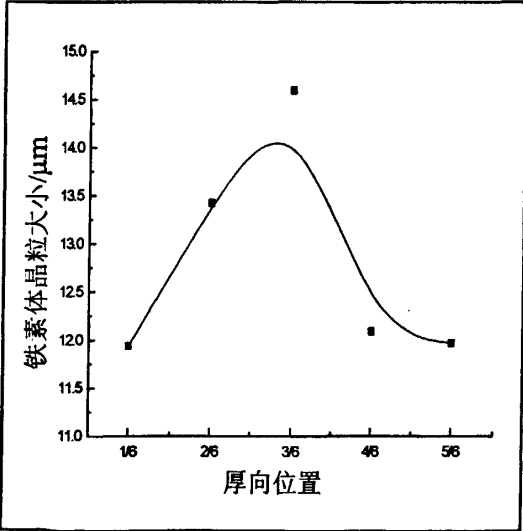
表 2.13 是不同轧制工艺钢板的铁素体晶粒尺寸以及铁素体含量统计，从表中可以看出四种轧制工艺钢板的中心位置晶粒尺寸都比 1/4 处和表面位置的晶粒尺寸粗大，这种厚板中普遍存在的厚度效应现象是与钢板厚向上冷速不同和绝对压下变形程度的不同有关的。在厚板的轧制过程中如果绝对压下量不够大，则变形不易渗透到钢板中心部位，这就使得中心位置的原始奥氏体晶粒在粗轧段发生再结晶的比例下降，在精轧段原始奥氏体晶粒中变形带减少，都不利于铁素体晶粒的细化，使细晶强韧化的效果大打折扣。从图 2.3 (g) 可以看出 3# 钢板的表面组织中含有部分晶粒细小的贝氏体组织，这对钢板表面的强度有显著的影响，如表 2.11 所示，表面和接近表面处的屈服和抗拉都比同样是 40mm 厚的 4# 钢板对应位置要高 10MPa~15MPa，对照工艺发现 3# 的水冷速度为 10℃/s，而 4# 的水冷速度为 6.5℃/s，进而可以判断在 3# 表面水冷时形成了表面急冷层，产生部分的贝氏体组织，使强度有所提高。而从图 2.3 (i) 可以看出 3# 钢板的中心位置和 1/4 位置带状组织严重，珠光体条带粗大。所以中心处的屈服和抗拉强度都是四种工艺中最低值，分别为 330MPa 和 440MPa，而且在 Z 相拉伸中影响厚向性能。显然钢板厚度方向上冷速的不均匀造成钢板性能的差异是非常大的，所以在下次的实际轧制控制中，控制钢板冷却时的冷却均匀性是保证钢板性能稳定的首要任务。

表 2.13 不同轧制工艺钢板的铁素体晶粒尺寸及铁素体含量

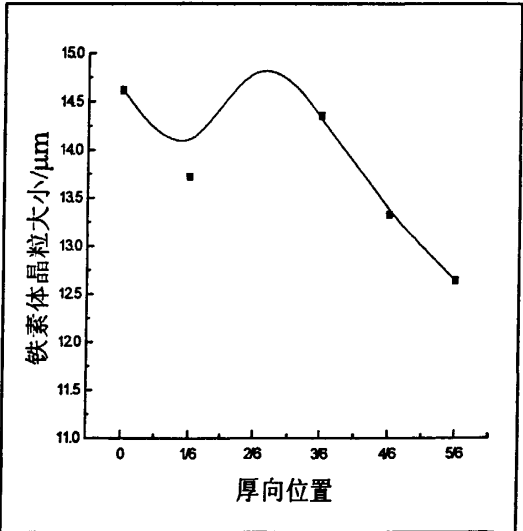
Fig.2.13 Ferrite content and ferrite grain size of steel plate with variant rolling technology

编号	位置	铁素体晶粒尺寸		铁素体含量	
		(μm)	平均 (μm)	(%)	平均 (μm)
1#	1/6	11.94	12.81	93.30	91.08
	2/6	13.43		92.38	
	3/6	15.00		89.63	

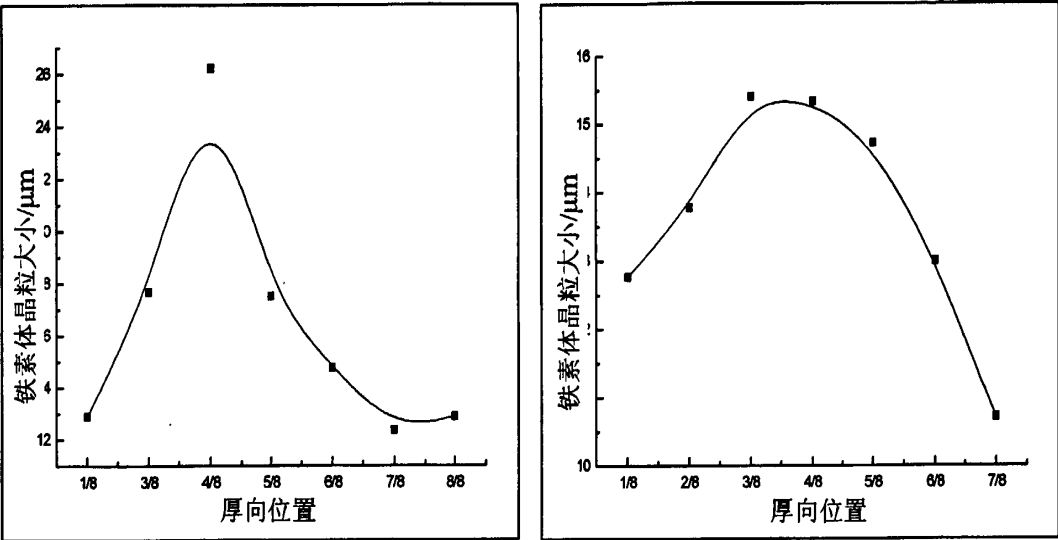
2#	4/6	12.10	13.97	90.28	88.72
	5/6	11.97		89.83	
	表面	14.62		89.37	
	1/6	13.72		88.05	
	2/6	15.17		89.75	
	3/6	14.35		86.10	
	4/6	13.33		89.54	
	5/6	12.64		89.53	
	1/8	12.90		91.50	
	3/8	17.68		89.66	
3#	4/8	26.21	16.33	86.26	89.33
	5/8	17.49		88.84	
	6/8	14.76		89.95	
	7/8	12.36		89.76	
	表面	12.88		89.32	
	1/8	12.77		92.12	
	2/8	13.79		91.62	
	3/8	15.41		90.2	
	4/8	15.34		89.47	
	5/8	14.73		91.24	
4#	6/8	13.00	13.68	89.10	90.38
	7/8	10.72		88.93	



(a) 工艺 1



(b) 工艺 2



(c) 工艺 3 (d) 工艺 4

图 2.4 不同位置的铁素体晶粒大小的比较

Fig.2.4 The comparison of ferrite grain size at different position

1#、2#、3#、4# 钢板沿板厚方向的铁素体晶粒大小以及铁素体含量所占体积的分布趋势如图 2.4 所示。基本趋势都是从中心线位置到边部晶粒尺寸从大到小变化，但 3# 的中心位置晶粒尺寸达到 26.21 μm ，比 1#、2#、4# 中心位置的晶粒尺寸 15.00 μm 、15.17 μm 、15.34 μm 都要大很多。3# 钢板厚向中线处带状组织严重加上晶粒粗大，除了强度降低，对钢板的厚度方向性能也有影响。如表 2.12 所示，3# 钢板出现了 Z 向断面收缩率为 21.08 不合格试样，为了查找原因，本文对不合格试样进行了详细的微观组织分析。

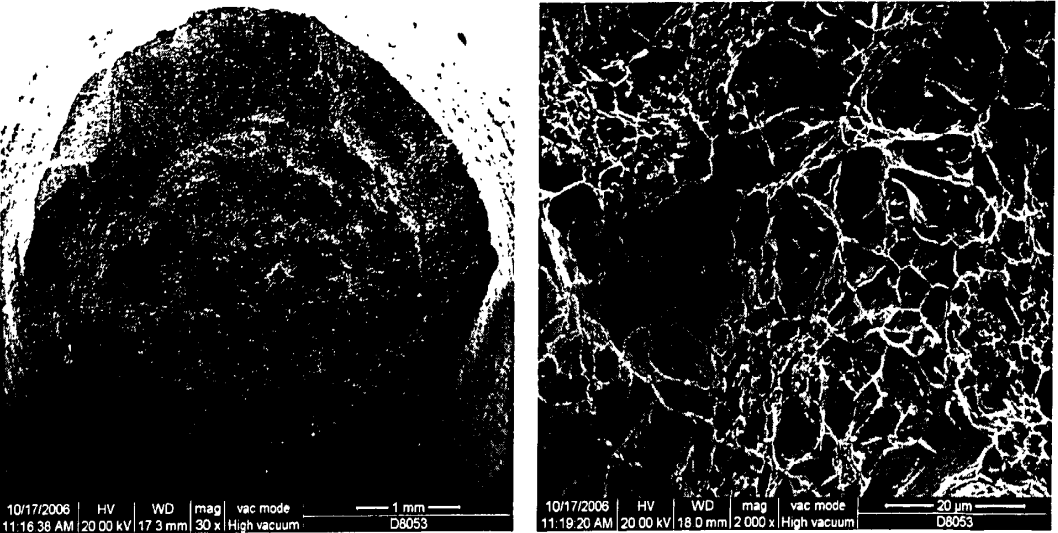


图 2.5 正常 Z 向拉伸试样断口形貌

Fig.2.5 The fractographs of normal tensile sample in Z-direction

本文对正常 Z 向拉伸断口形貌和出现异常 Z 向拉伸断口形貌都进行了扫描电镜分析，断口形貌分别如图 2.5 和图 2.6 所示。

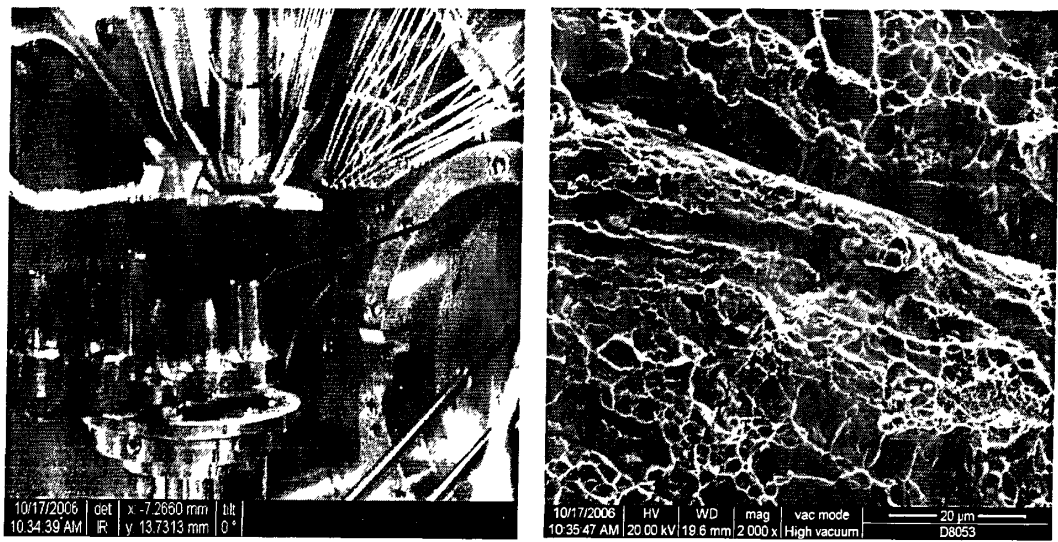


图 2.6 异常 Z 向拉伸试样断口形貌

Fig.2.6 The fractographs of abnormal tensile sample in Z-direction

从图 2.5 的断口形貌可以看出 Z 向性能良好的拉伸试样断口呈现出完全的韧性断裂，宏观上试样在断口处颈缩现象非常明显，微观韧窝分布在整个断面上，大部分韧坑较深且分布比较均匀，一些小区域内韧窝尺寸较小，韧坑较浅，相对而言韧性较差，但这两种类型的韧窝大体分布均匀，所以基本不影响钢板在厚度方向上的良好性能。从图 2.3 可以看出所有钢板都存在一定珠光体带状组织或较大面积的珠光体聚集区，典型如图 2.7。含渗碳体的珠光体作为硬相组织与铁素体软相组织相比韧、塑性较差，在断裂时珠光体组织易产生韧窝尺寸小，韧坑深度浅的韧窝分布，铁素体组织易产生韧窝尺寸大，韧坑较深的韧窝分布。所以对于性能良好的珠光体—铁素体钢，铁素体、珠光体组织分布很均匀，拉伸断口韧窝分布也就比较均匀。如果组织中有大面积的或宽大带状珠光体组织，则韧性表现差的韧窝可能聚集在一块较大的区域，容易恶化钢板整体性能。由图 2.6 可以看出 Z 相性能差的试样在拉伸断裂之前几乎没有发生塑性变形就达到彻底断裂程度，断口也几乎没有颈缩现象出现，断裂表面基本与拉伸试样垂直，表现出彻底的脆性断裂。通过扫描电镜的观察，发现恶化试样 Z 相性能的主要原因是粗大条状夹杂物的存在。如图 2.6 (b) 所示，两条宽约 10 μ m，长接近 100 μ m 的粗大条状塑性夹杂物痕迹贯穿整个金相观察面，在粗大夹杂物痕迹旁边，大小不一的韧窝底部存在大量形状不规则的夹杂颗粒。把试样异常断口磨平，然后抛光、腐蚀后在金相显微镜上观察断口处的金相组织，可以得到如图 2.7 所示结果。从中可以看出珠光体组织在区域内聚集，形成大片的脆性区，而且在珠光体组织区域内分布着大量灰色的塑性夹杂物组织，对应着图 2.6 中大量夹杂物的存在。大片的聚集的珠光体组织属于脆性相，在拉伸断裂时相比均匀分布的铁素体珠光体组织更容易发生脆性断裂，恶化钢板力学性能。最重要

的是大量塑性夹杂物的存在严重恶化了钢板的 Z 相性能,使得钢板在厚向拉伸时基本没有塑性变形就彻底断裂。夹杂物和基体界面的结合力较弱,所以微小的应变就能使夹杂物和基体脱离,在界面上形成空洞。空洞的长大一般发生在主应变的方向。随着变形的进行,空洞长大、汇合,直至深入基体形成裂纹^[66]。大量夹杂物的存在就是潜在的大量的微裂纹存在,在拉伸的过程中随着外力的增大,微裂纹迅速产生和迅速扩展,很快聚集汇合,形成最大的裂纹—断裂。所以,要求试验钢种夹杂物含量少,具有高的纯净度是保证钢板良好性能重要条件。

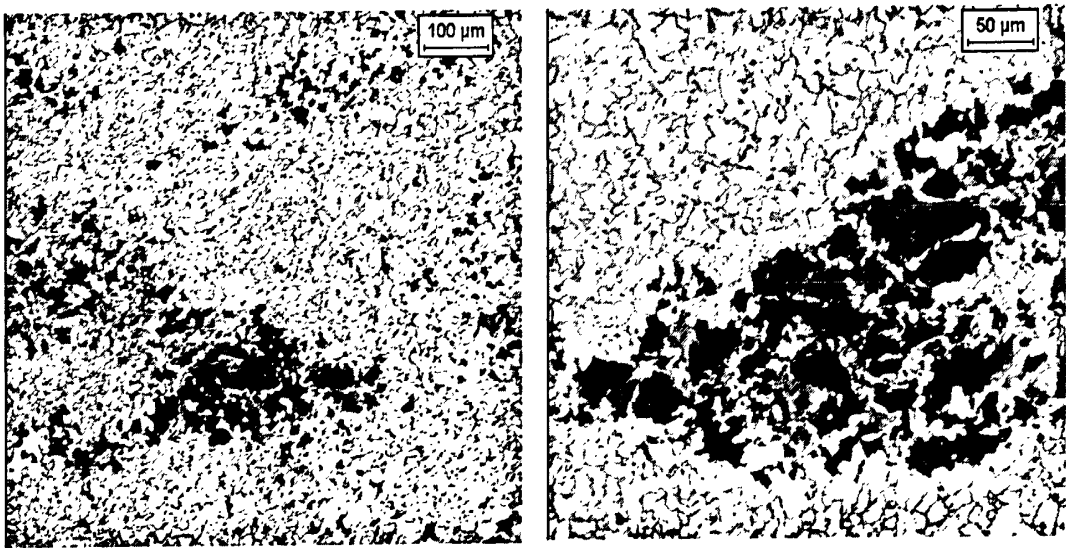


图 2.7 异常 Z 向拉伸断口处金相组织观察

Fig.2.7 Constitution diagram of abnormal tensile sample fracture in Z-direction

2.5.3 第二次热轧实验结果和分析

2.5.3.1 拉伸实验结果与分析

第二次试验轧制钢板的拉伸强度性能如表 2.14 所示。

表 2.14 拉伸试验数据

Table 2.14 The data of tensile test

编号	厚度规格(mm)	位置	屈服强度(MPa)	均值(MPa)	抗拉强度(MPa)	均值(MPa)	延伸率(%)	均值(%)
A1	40	表	425	419	505	500	44.38	38.3
		面	430		500		37.14	
		中	410		500		34.7	
		心	410		495		36.96	
A2	40	表	410	383	505	495	32.32	32.56
		面	385		495		30.42	

A3	40	中	370	420	490	511	34.42	34.50
		心	365		490		33.08	
		表	435		520		33.26	
		面	425		510		35.9	
		中	420		510		33.9	
		心	400		505		34.96	

从表 2.14 可以看出第二次试验轧制的 E36 级海洋平台用钢的强度满足了参考标准的要求，按三种轧制工艺方案生产的钢板屈服强度都达到标准要求且有较大余量，平均分别为 64MPa、28MPa、65MPa。虽然抗拉强度也都达标，但 A1、A2 钢板平均强度刚刚过标准 490MPa，基本没有余量，只有 A3 号钢板抗拉平均强度达到 511MPa，有一定余量，能保证钢板性能的稳定性。从整体来看，与第一次轧制一样，所有钢板的中心位置强度和表面位置的强度有差异，中心位置屈服强度和抗拉强度都较表面部位的屈服和抗拉要低，这是所有厚板轧制过程中普遍存在的问题，与轧制过程中压下制度和钢板厚度方向上冷速的均匀性有关。如图 2.8 所示，为 A1 钢板的厚度方向上不同位置的金相组织照片，从图中可以看处在钢板的表面是一层急冷层，为完全的贝氏体组织缩覆盖，而在钢板 1/8 厚度的地方已经是完全的铁素体+珠光体组织，说明表层的贝氏体组织不超过 5mm 厚，钢板在冷却时厚向冷速很不均匀。A1 的平均冷却速度为 3℃/s，一般按照这个冷却速度是完全不可能形成贝氏体组织的，所以，对于此次实验室试验轧制，平均冷速不能代表钢板在冷却时的真实水冷情况。钢板中心处温度在水冷温度降低的过程中，相比相变前中心温度高，相变后中心温度仍然高，这就为晶粒长大提供了条件，加之钢板中心位置压下变形渗透不足，奥氏体变形带相对少，铁素体形核位置相对少，最终相变组织晶粒较大，进而中心位置的拉伸强度最低，如图 2.8 所示，从图 2.8 中可以看出 A1 钢板的 1/8、1/4、1/2 处的晶粒大小是呈增大趋势，中心位置铁素体-珠光体组织晶粒最大，与拉伸性能中心位置强度最低对应。对照轧制工艺知道 A1、A2 的终轧温度都为 830℃，比 A3 的终轧温度 800℃高 30℃，而他们的压下制度都是一样的，所以终轧温度低的钢板在精轧段能够产生更多的未结晶奥氏体变形带，相变后细晶强化和位错强化的效果大大增强，所以 A3 钢板的抗拉强度要比 A1、A2 的抗拉强度要高，有一定的余量保证，完全满足钢种的强度设计要求。

第二次试验轧制钢板的塑性良好，由表 2.14 可以看 A1、A2、A3 钢板的延伸率分别平均达到 38.3%、32.56%、34.5%，单个试样的延伸率也没有小于 30%的，远大于标准要求的 21%，表现出非常良好的延塑性。

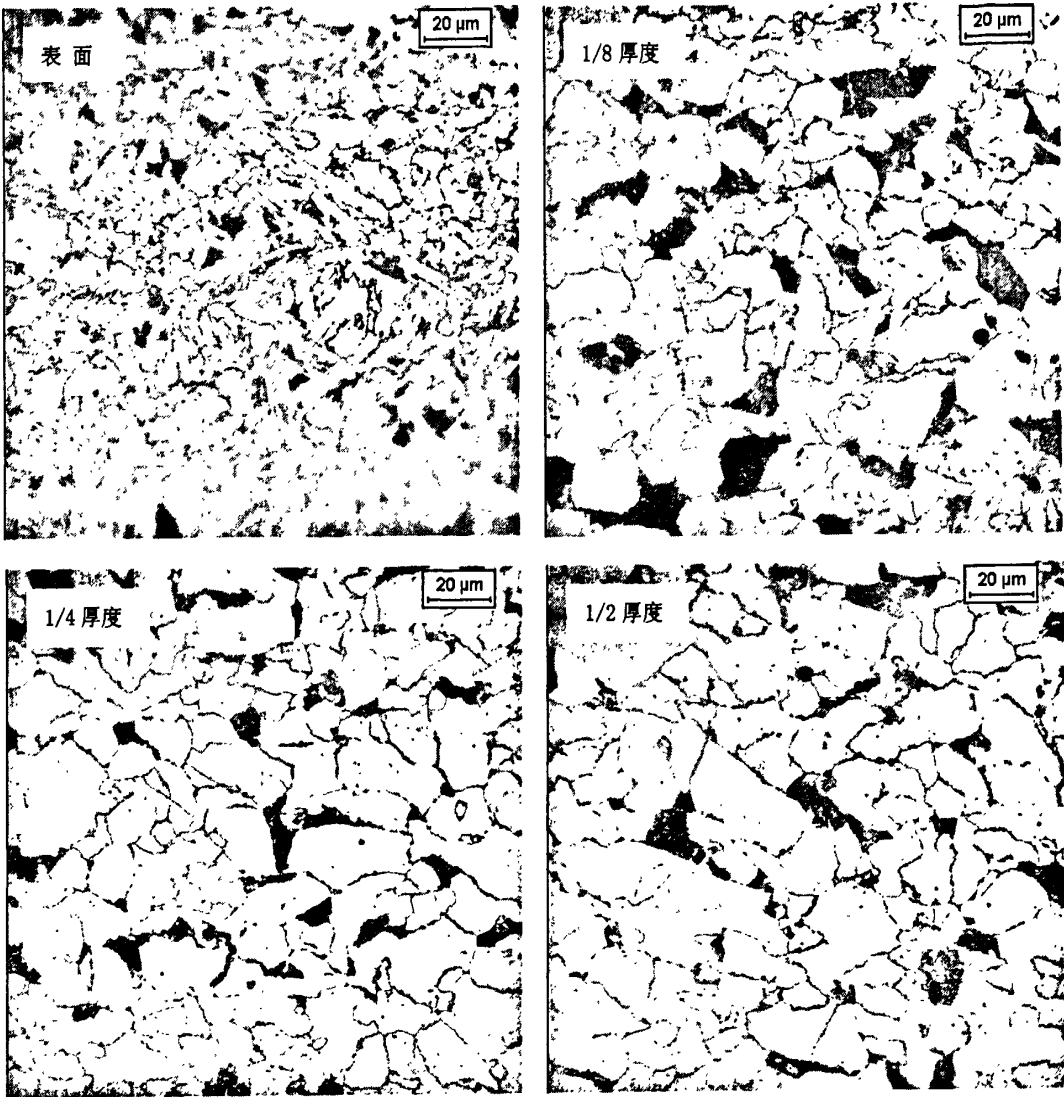


图 2.8 A1 钢板厚度方向不同位置金相观察

Fig.2.8 Constitution diagram of A1 steel plate at different position in Z-direction

2.5.3.2 冲击实验结果分析

第二次试验轧制钢板的 E 级（-40℃）冲击试验结果如表 2.15 所示。

表 2. 15 E 级（-40℃）冲击试验结果

Table 2.15 The data of ballistic at -40℃

编号 (横向)	冲击功 A_{kv} (-40℃, J)	均值(J)	编号 (纵向)	冲击功 A_{kv} (-40℃, J)	均值(J)
A1H-1	182.78	160.30	A1Z-1	305.64	279.68
A1H-2	185.95		A1Z-2	241.38	
A1H-3	112.16		A1Z-3	292.01	

A2H-1	163.79		A2Z-1	240.7	
A2H-2	164.61	163.47	A2Z-2	253.6	254.48
A2H-3	162		A2Z-3	269.14	
A3H-1	179.62		A3Z-1	50.2	
A3H-2	193.46	182.25	A3Z-2	188.55	88.09
A3H-3	173.66		A3Z-3	24.08	

由表 2.15 可以看出此次试验轧制钢板的-40℃低温冲击韧性良好，A1、A2、A3 钢板的横向冲击和纵向冲击的平均值远远大于海洋平台用钢参考标准分别 24J 和 34J 的冲击功要求。A3 钢板的一个纵向试样冲击功值为 24.08J，小于-40℃低温冲击 34J 的要求，但大于规定值 34J 的 70%，而且其余两个试样的冲击功分别为 50.2J 和 188.55J，所以 A3 钢板的 E 级冲击韧性满足性能要求。

2.5.3.3 Z 向断面收缩率

第二次试验轧制海洋平台用钢的 Z 相性能如表 2.16 所示，良好的断面收缩率说明此次试验钢板的厚度方向抗层状撕裂性能优异。

表 2.16 Z 向断面收缩率 (Ψ_z , %)

Table 2.16 The contraction of cross sectional area(Ψ_z , %) of variant rolling technology

钢种	试样编号	Z 向断面收缩率	断面收缩率均值
A1	A1-1	70.2	69.5
	A1-2	66.5	
	A1-3	71.7	
A2	A2-1	61.9	66.0
	A2-2	63.6	
	A2-3	72.5	
A3	A3-1	75.5	72.5
	A3-2	74.8	
	A3-3	67.1	

此次开发 E36 级海洋平台用钢要求钢板厚度方向性能级别为 Z 向性能最高级 Z35，其断面收缩率的平均值和单个值分别应达到 35%和 25%。观察表 2.16，可以知道 A 系列钢板完全满足 Z35 厚度方向性能要求，具有很好的抗层状撕裂性能。A1 钢板的单个试样 Z 向断面收缩率 $\Psi_z\%$ 全部大于 65%，平均值达到 69.5%；A2 钢板的单个试样 Z 向断面收缩率 $\Psi_z\%$ 全部大于 60%，平均值为 66%；A3 钢板的单个试样 Z 向断面收缩率大于 65%，平均值达到 72.5%。图 2.9 所示为具有良好 Z 向断面收缩率的 Z 向拉伸试样断口电子扫描图象，可以明显看出，Z 向拉伸试样的断裂方式为韧性断裂，断口上布满了韧窝，韧窝尺寸和深浅基本一致，个别韧坑较深，而且底部有体积细小的夹杂物颗

粒存在，但试样整体厚向韧性良好，说明夹杂微粒子作为裂纹源开启了试样断裂过程中裂纹的起始，但在后续裂纹的扩展过程中对裂纹的扩展影响很小，根据文献^[67]，当夹杂物粒子尺寸在 2μm 以下时，作为裂纹源生成空洞的可能性大大减小。

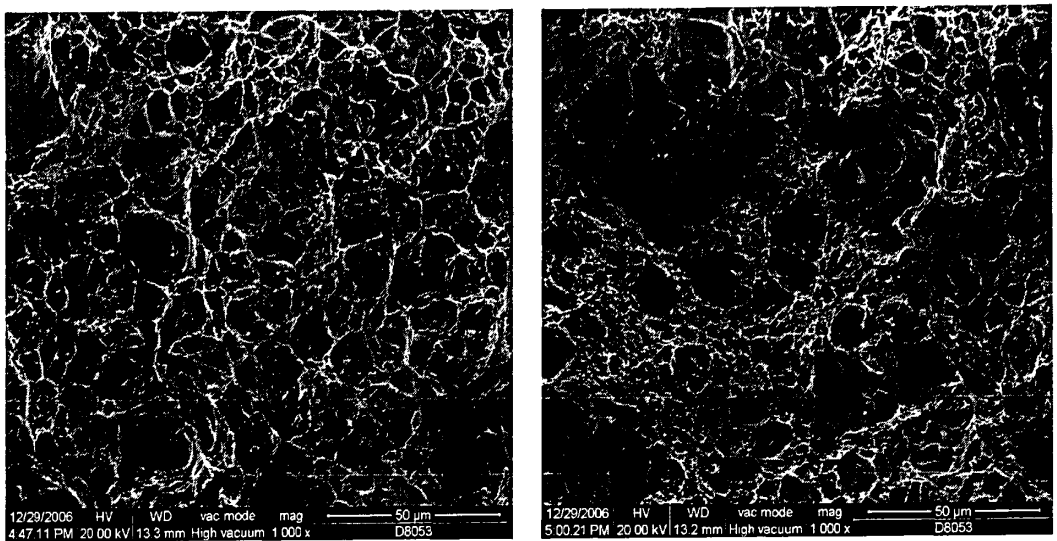


图 2.9 Z 向拉伸试样断口扫描

Fig. 2.9 The stereoscan photograph of tensile sample fracture in Z-direction

2.6 本章小结

通过实验室的两次试验轧制研究，摸索出成功生产 E36 级 Z35 以上 Z 向性能的海洋平台用钢的实验室生产工艺，能为现场工业试验轧制提供基本的工艺参考。考虑到现场的实际生产条件，结合实验室总结的轧制工艺，本文提出以下现场工业轧制 40mm 海洋平台用 Z 向钢的基本工艺：

冶炼化学成分：

表 2.17 试验轧制钢板的化学成分(Wt, %)

Table 2.17 Chemical sonstitution of hot rolled plate for paternity test (Wt, %)

C	Si	Mn	P	S	Als	Nb	Ti
0.09	0.203	1.50	0.0098	0.0031	0.060	0.029	0.014

出炉温度控制在 1200℃，再结晶区开轧温度为 1050℃~1150℃，为保证充分再结晶，道次压下应控制在 20%以上，粗轧段总压下率应大于 50%，I 阶段终轧温度控制在>950℃，II 阶段开轧温度控制在 900℃以下，终轧温度控制在 800℃，控制冷却温度控制在 630℃，冷速控制在 5℃/s。

第3章 钢板拉伸断裂过程中的分层研究

3.1 前言

在首秦中厚板生产现场轧制的高强船板、SA572Gr50 等低合金钢板力学性能良好，达到国家标准要求，但发现在拉伸的断口中心处有平行于轧制表面的白亮带分层存在，与周边断口处的形貌有显著的区别，可以看出明显的各向异性。凡产生拉伸心部白亮带的钢板必然探伤不合，Z 向性能降低。究其原因，初步分析认定在钢板心部产生的白亮带是造成 Z 向性能和超声波探伤不合的主要原因。本章对白亮带层状撕裂产生的原因、断口形貌的差异、以及白亮带分层断口中层状裂纹的成因进行了研究。以下表 3.1 和表 3.2 是出现拉伸断口出现白亮带的典型钢种成分和相应的力学性能。

表 3.1 所研究钢种的化学成分(Wt, %)
Table 3.1 Chemical sonstitution of studied steel plate (Wt, %)

炉号	C	Si	Mn	P	S	Alt	V	Nb	Ti	Ni
07QA03509	0.16	0.36	1.39	0.020	0.004	0.037	0.003	0.025	0.017	0.01
07QC03634	0.16	0.38	1.39	0.014	0.006	0.032	0.002	0.022	0.015	0.01

注：试验钢种的碳当量 Ceq 都为 0.41%。

表 3.2 所研究钢种钢种的力学性能
Table 3.2 Mechanical properties of studied steel plate

炉号	规格(mm)	屈服标准 (MPa)	实测 (MPa)	抗拉标准 (MPa)	实测 (MPa)	延伸率标准 (%)	实测 (%)
07QA03509	25.5	≥345	415	450	550	16	23.5
07QC03634	25.5	≥345	425	450	555	16	22

从表 3.2 可以看出钢板的力学性能非常好，完全满足国家标准的性能要求。

3.2 拉伸试样的白亮分层断口显微观察和分析

对钢板的异常拉伸试样断口的宏观形貌进行观察，发现在断口厚度方向的中心处出现平行于轧制面的裂纹，并且可观察到有与轧制面平行的宽约 2mm 的白亮异常组织存在，白亮分层组织中心处的裂纹贯穿整个试样，将试样分为两层，某些断口中心部位存在多组近乎平行的不连续裂纹；并且这种白亮色的断裂面基本垂直于拉伸方向。正常拉伸断口上既无平行于轧制面的裂纹，也没有齐整的中心区域白亮异常组织，整个断口区域的宏观形貌具有较好的均一性，并且断裂面与拉伸方向呈一定的角度。典型拉伸分

层断口和正常拉伸断口如图 3.1 所示。

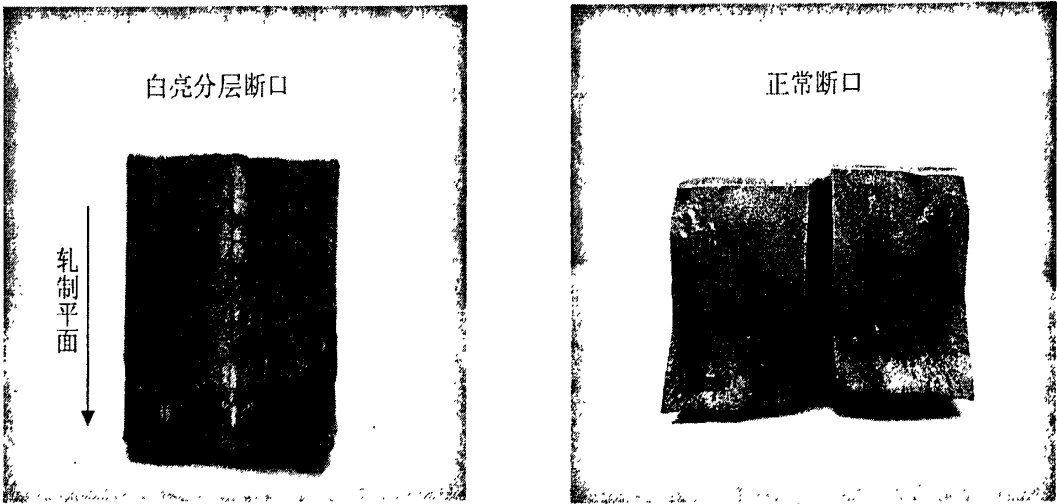


图 3.1 拉伸断口宏观照片
Fig. 3.1 Macro photograph of tensile fracture

3.2.1 扫描电镜分析

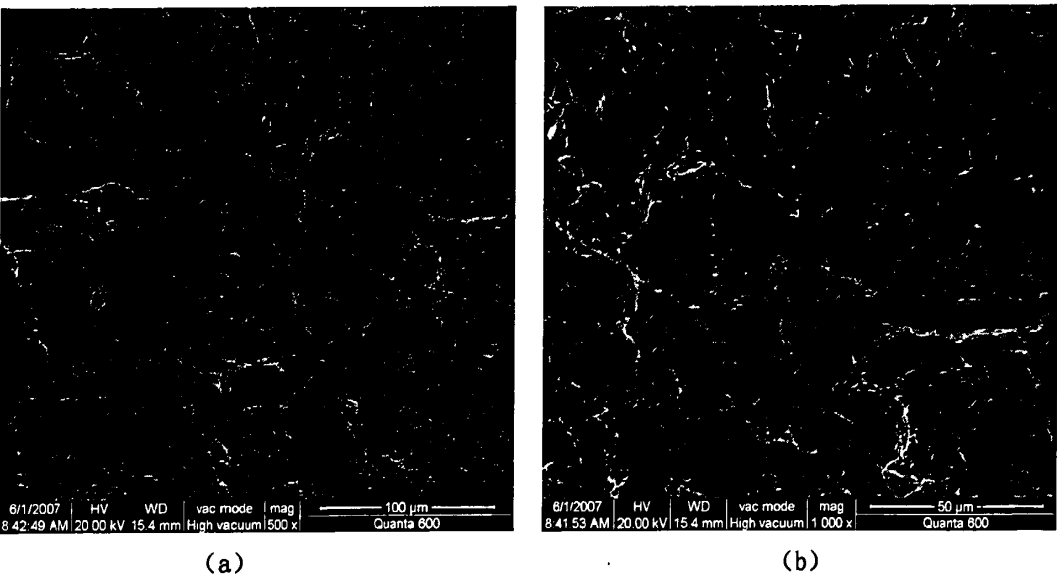


图 3.2 断口中心白亮带扫描

Fig. 3.2 The stereoscan photograph of high-luminance colour band at the center of fracture

选取典型的中心有白亮分层的钢板拉伸试样进行扫描电镜的断口分析。如图 3.2 和图 3.3 所示，试样断口白亮带处的断裂形貌为典型的解理脆性断裂，且在脆性的白亮带区域平行于轧制面的方向分布着大小约 50μm 的微裂纹，这些裂纹平行且不连续的存在；而试样边部的断裂形貌为典型韧性断裂，没有微裂纹。从断口比较可以看出钢板心部白亮带组织属于脆相区，进而造成心部整体的脆性断裂，中心微裂纹在拉伸变形后变得更明显。相比心部，边部韧性断裂保证了钢板边部的较好塑性。

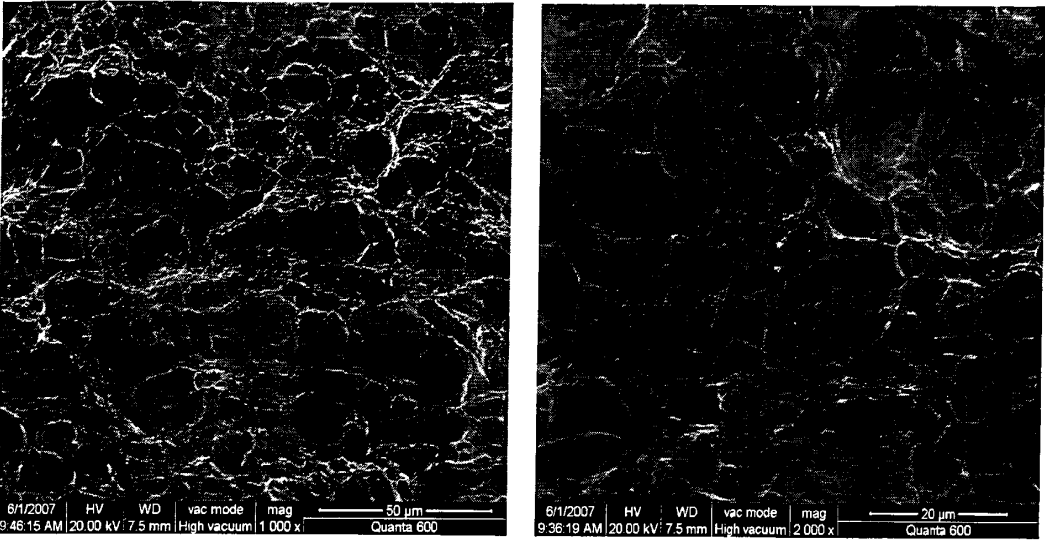


图 3.3 断口边部扫描

Fig. 3.3 The stereoscan photograph of at the brimr of fracture

3.2.2 金相观察与分析

研究发现，对于 40mm 以下厚度的热轧板，出现断口分层现象的试样均存在不同程度的带状组织，严重的断口中心部位甚至出现低温贝氏体和马氏体带状组织；正常拉伸

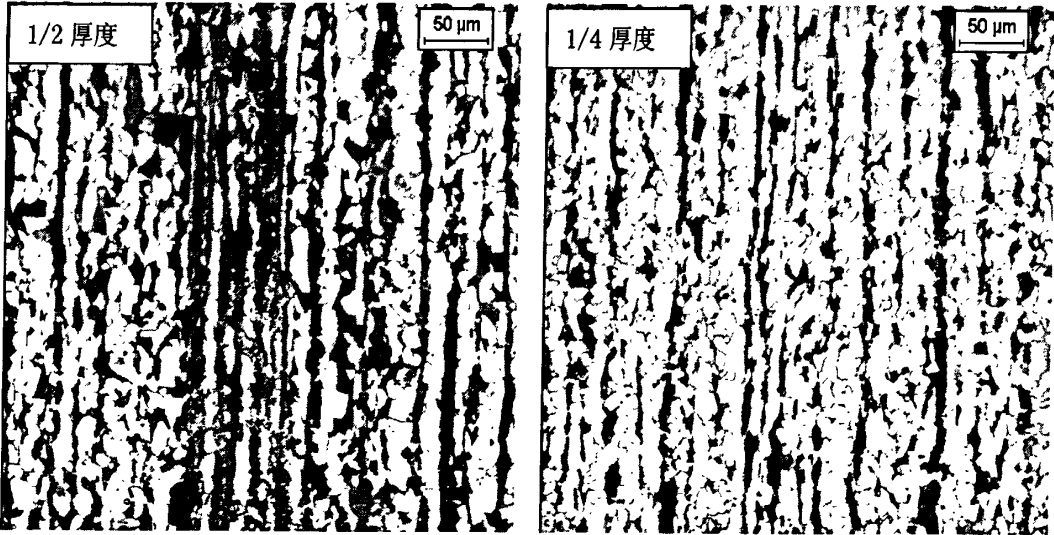


图 3.4 断口分层试样金相组织

Fig. 3.4 The Constitution diagram of tensile sample with lamellar fracture

的试样也多有带状组织的存在，少数试样中未发现带状组织。虽然带状组织的出现具有普遍性，但在钢板厚度的不同位置，对于出现分层现象的试样和正常拉伸试样，珠光体条带的宽度和比例是不同的，部分产生白亮带分层的拉伸试样中沿钢板厚度中心线出现贝氏体—马氏体低温带状组织。

在拉伸试样的尾部未变形区截取金相试样进行金相组织分析。分层断口试样厚度方

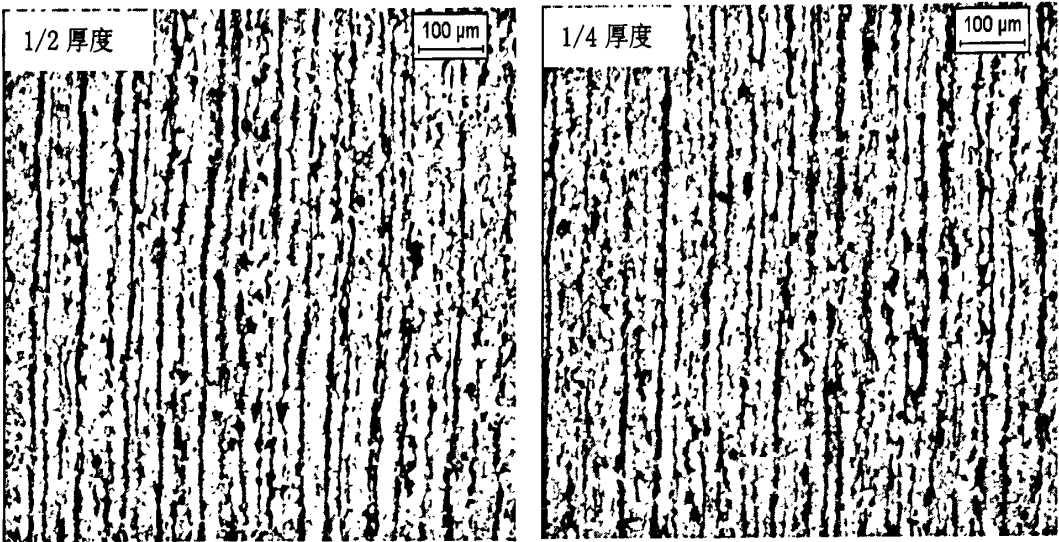


图 3.5 正常拉伸试样金相组织

Fig. 3.5 The Constitution diagram of tensile sample with normal fracture

向中心位置的珠光体条带与其他位置之间有明显的差别，如图 3.4 所示，在钢板厚度的中心，珠光体带的宽度和间距与 1/4 位置有明显的差异，中心区域的珠光体带宽度大，带间距小，珠光体比例高。厚度 1/4 位置的金相组织代表了中心区域以外其他位置金相组织形貌，中心区域以外的其他位置，珠光体条带的位置和间距基本相同。

对于正常拉伸的试样，珠光体条带的宽度和间距在整个厚度方向上较为接近，即使厚度中心区域的珠光体条带比例略高，但差别不大，如图 3.5 所示。在正常拉伸试样中也存在较为严重的带状组织，但当中心区域与其他位置的珠光体条带比例相接近时，试

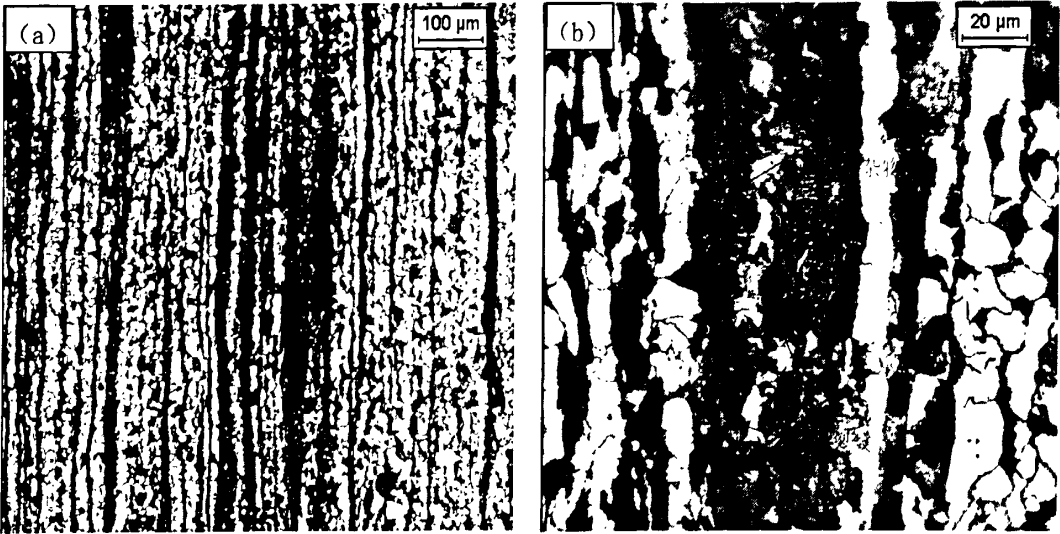


图 3.6 断口中心白亮带金相

Fig. 3.6 The Constitution diagram of high-luminance colour band at the center of fracture

样拉伸断口不出现分层现象。但与上面的非正常拉伸试样金相对比，可以看出，产生白

亮带分层的钢板中不管是中心线处还是中心线以外的位置，珠光体带状组织都较正常拉伸试样钢板对应位置的带状组织严重，珠光体条带的宽度大，间距小，组织比例高。

对中心部位的带状组织放大 500 和 1000 倍观察，从图 3.6(b)可以发现钢板中心处的粗大带状物是由珠光体、铁素体组织和低温转变产物贝氏体（也可能是贝氏体+马氏

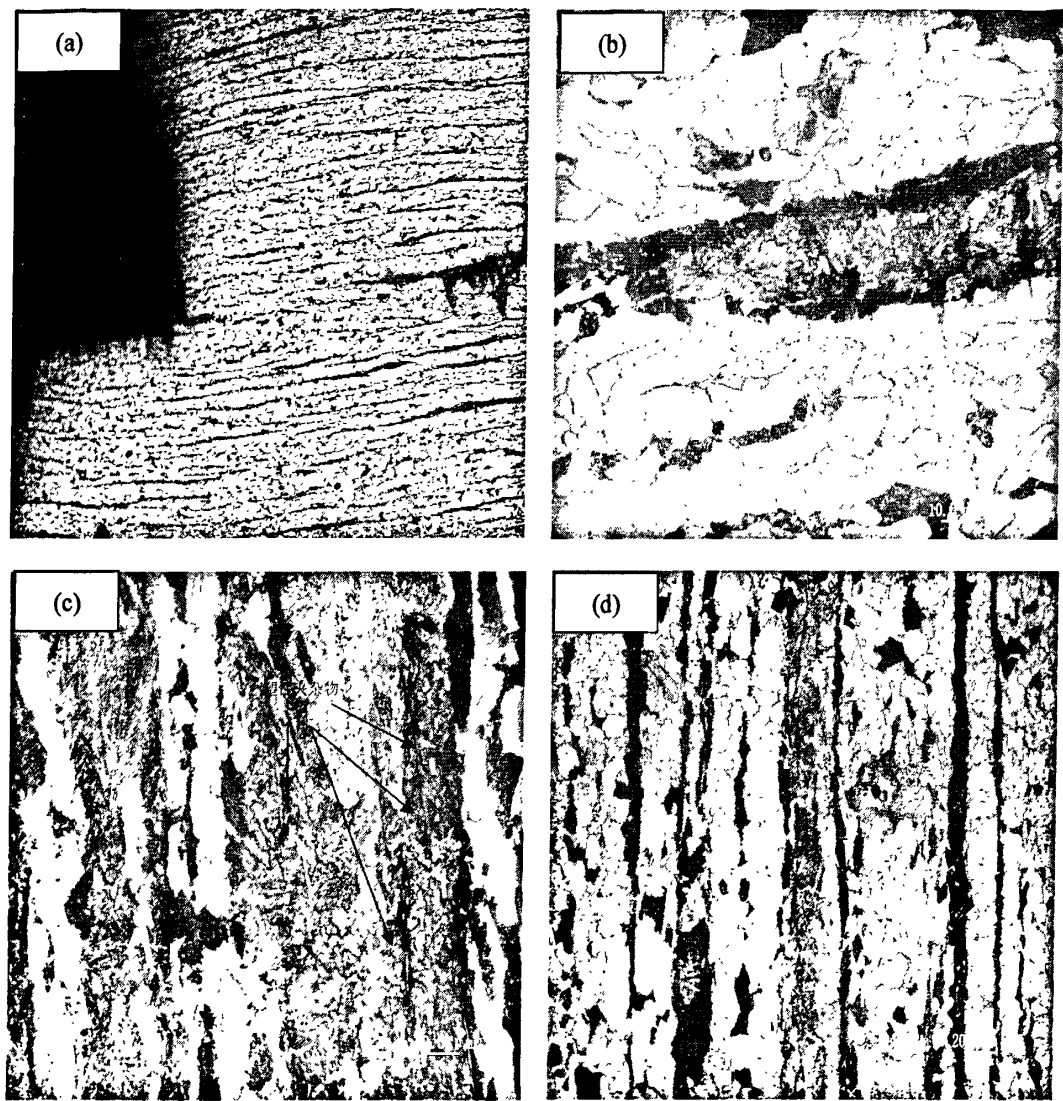


图 3.7 断口白亮带处彩色金相

Fig. 3.7 The color metallograph of high-luminance colour band at the center of fracture

体) 带组成，还有一些被压扁的塑性条状夹杂物和微裂纹，裂纹均在硬相贝氏体带状组织中沿轧制方向扩展扩展。从图 3.6(b)可以看出，贝氏体—马氏体带状组织只出现在钢板最中心的部位，平行于轧制方向，而邻近中心线的部位则是粗大的珠光体带状组织，低温贝氏体—马氏体带状组织基本不会出现在中心线以外的地方。

图 3.7 的彩色金相显示的是拉伸试样的剖面金相照片，(a)图是中心白亮带处剖面金相，可以看出白亮带在整体上是与边部没有可见的界限的，宏观上明显得、齐整的白亮带在微观组织观察上没有明显的特殊之处，只是整体上除了铁素体和珠光体带状组织较

边部更严重外, 贝氏体+马氏体带状组织是心部发生脆性断裂和微裂纹存生的源头。(b)、(c)、(d)图是放大 500 倍和 1000 倍的解理脆断区异常低温带状组织产物, 从中可以看出在 B+M 带状组织中存在很多明显的灰色条状塑性夹杂物, 多夹生延伸于贝氏体+马氏体带状物的微裂纹内。

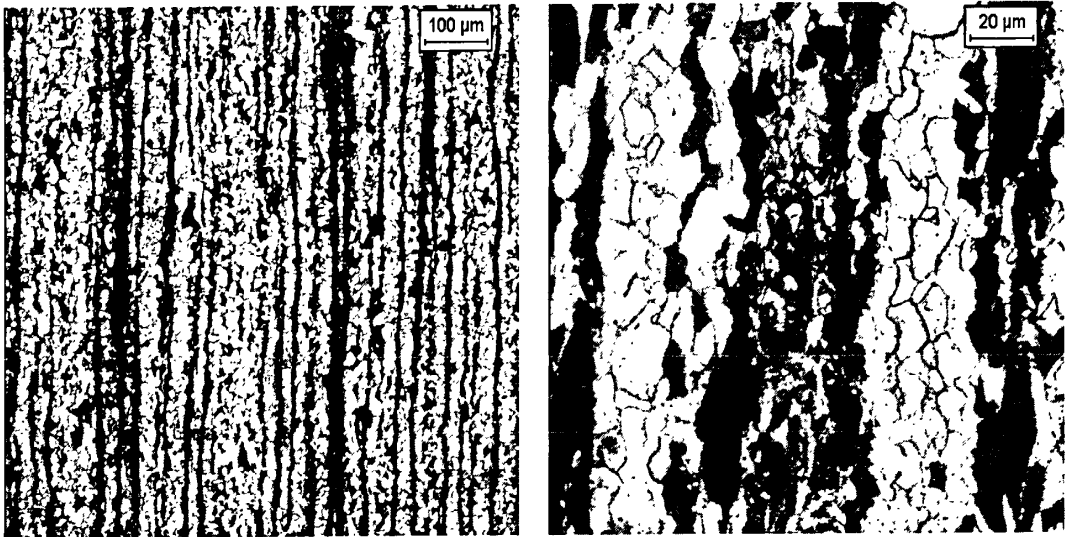


图 3.8 白亮带分层断口处金相观察

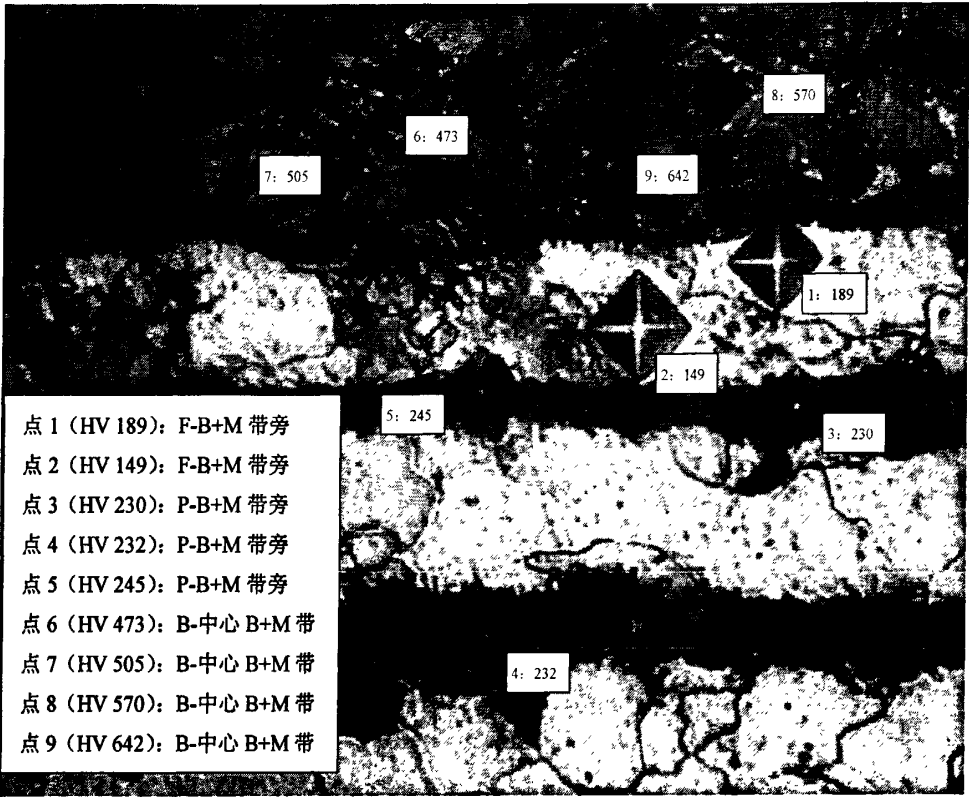
Fig. 3.8 The Constitution diagram of high-luminance colour band at the center of fracture

不是所有的产生拉伸白亮带的钢板中心线处都形成粗大的贝氏体—马氏体带状组织, 如图所示, 图 3.8 就是产生白亮带分层的一块 A36 船板的金相组织, 从中可以看出, 在钢板的中心线位置只有粗大的、密度很高的珠光体带状组织, 而没有如上图所示的中心线低温贝氏体—马氏体带状产物, 但同样产生拉伸试样中心位置白亮带分层现象, 这足以说明钢板拉伸试样产生白亮带与钢板中心部位粗大、密集的珠光体带状硬相组织有关, 至于中心位置的粗大的贝氏体—马氏体条带组织则是硬相珠光体带状组织的极端情况, 在这种情况下钢板拉伸试样更易形成中心位置白亮层状撕裂。

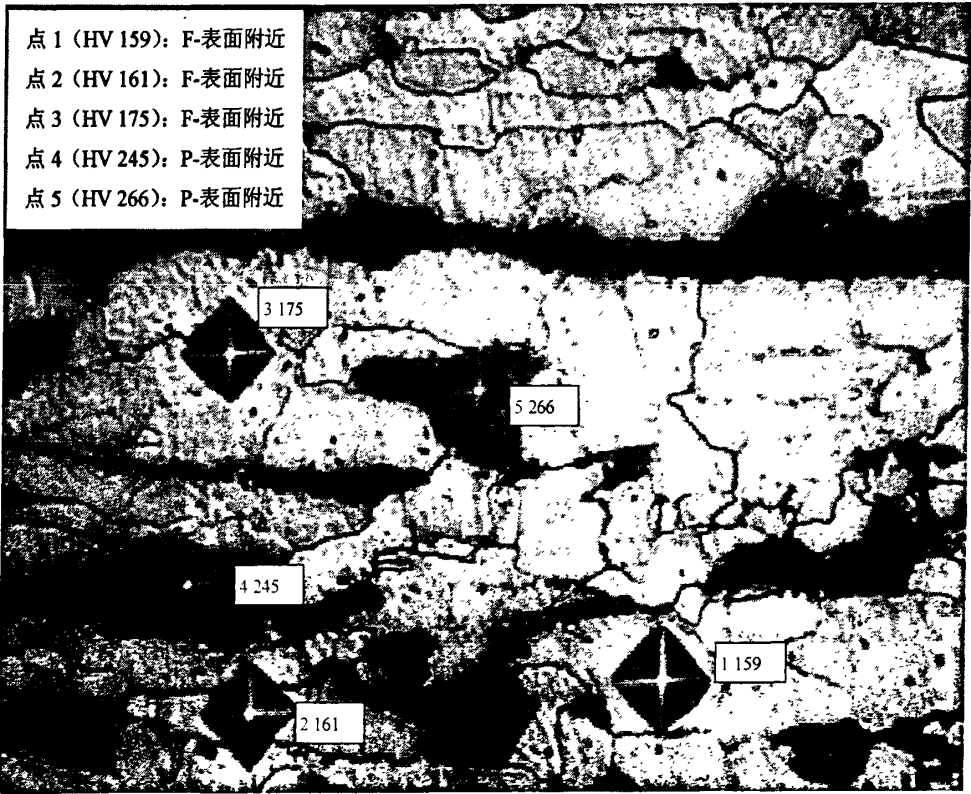
3.2.3 硬度检测

对钢板中心处和边部的各种组织进行了显微硬度检测, 包括心部贝氏体—马氏体偏析带、偏析带旁侧的铁素体组织和珠光体基体组织, 以及钢板厚边部的铁素体组织和珠光体基体组织。

考虑到显微硬度实验的分散性较大, 为了得到有说服力的统计结果, 在试样的不同位置不同组织处进行了多点显微硬度测试, 得到的结果如图 3.9 所示。图 3.12 显示的是偏析带处各种组织的硬度值比较, 可以看出试样中心的 B+M 带中的贝氏体组织(可能夹马氏体)的硬度值比 B+M 带近旁的铁素体、珠光体基体组织的硬度要高很多; B+M 带近旁的铁素体、珠光体基体组织和试样边部的铁素体、珠光体基体组织的硬度值基本一致; 但在中心严重的带状偏析组织中, B+M 带周围的珠光体带组织硬度值比 B+M 带近



(a)



(b)

图 3.9 钢板各种组织的显微硬度

Fig.3.9 The microhardness of different organization of steel plate

旁和边部的珠光体硬度值要高。这与中心 C、Mn 的整体偏析有关，而即使是在中心部位较边部发生了整体偏析，但在中心区域的微观范围内，偏析元素也不是逐渐过渡的，而可能是呈现一定的起伏分布。珠光体带或贝氏体带是 C、Mn 的富集区，则临近区域肯定要有贫集区存在，这些贫乏区就是铁素体带。



图 3.10 夹生微裂纹的贝氏体组织

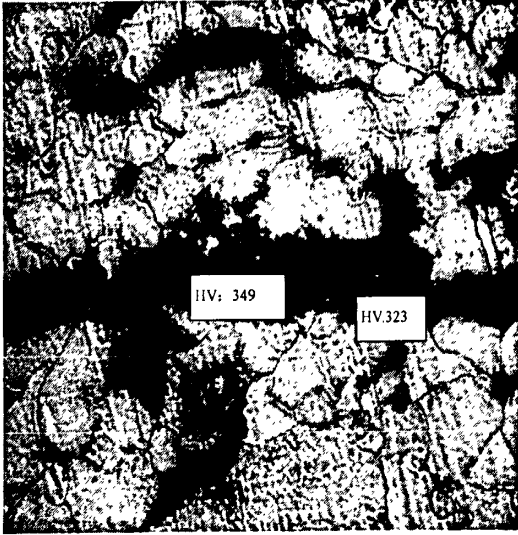


图 3.11 中心偏析带处珠光体组织

Fig.3.10 Bainite with microcrack exist in

Fig.3.11 pearlite in segregated band at center

图 10 是夹生有微裂纹的中心偏析 B+M 带状组织，其显微硬度压痕处达 HV504，可见其组织可能是硬度较高的下贝氏体，从组织的形貌上也基本可以认定此组织为粒状下贝氏体。图 3.11 是钢板的中心偏析的珠光体条带和铁素体条带，基本接近钢板最中心的贝氏体条带。在珠光体条带上选取了两点处打了显微硬度，压痕处显示值分别为 HV349 和 HV323。珠光体能有这样高的硬度，说明珠光体中渗碳体含量高于正常珠光体组织中的渗碳体含量，碳在中心处的偏析是比较严重的。

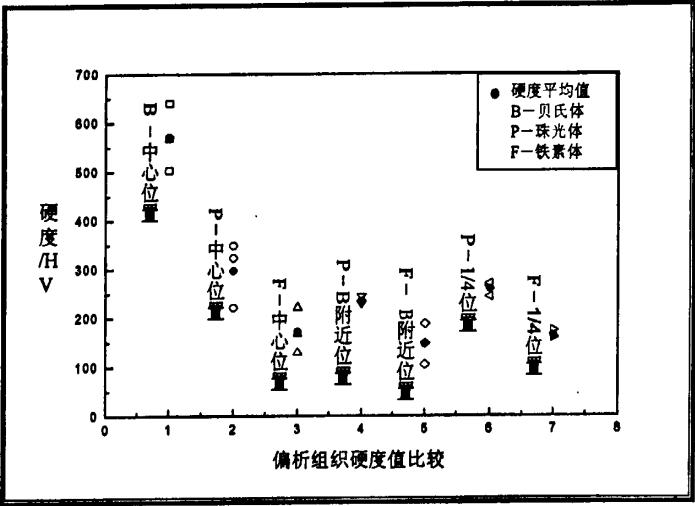


图 3.12 偏析带处组织硬度比较

Fig.3.12 The comparison of different compose in segregated band at center

3.3 扫描电镜和电子探针的偏析微区化学成分和组织分析

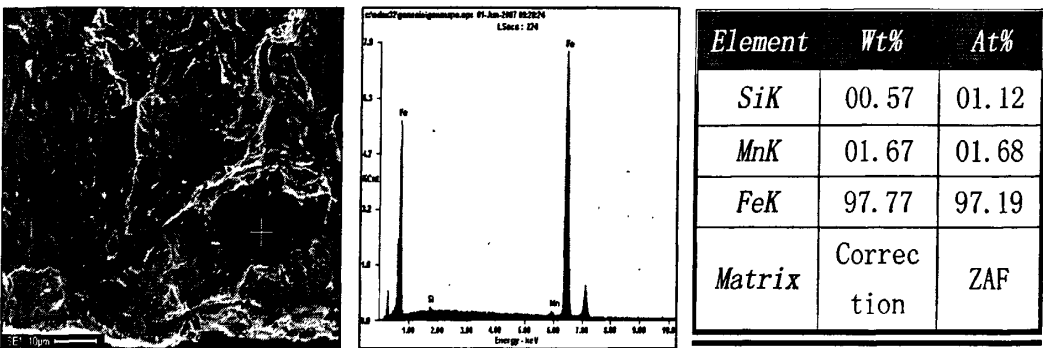


图 3.13 断口中心白亮带能谱分析

Fig.3.13 Energy spectrum analysis of high-luminance colour band at the center of fracture

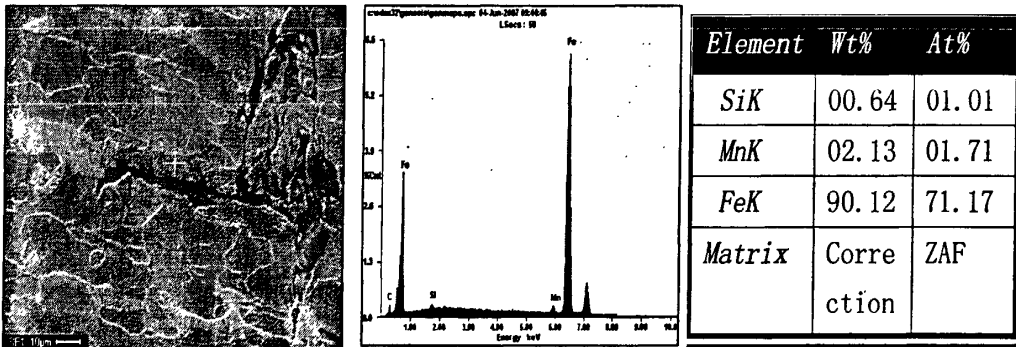


图 3.14 断口附近剖面能谱分析

Fig.3.14 Energy spectrum analysis of planed surface at the adjacent of fracture

为了分析造成试样心部发生解理断裂的原因，对试样断口和断口剖面的抛光样进行了打点能谱扫描，分析结果如图 3.13 和图 3.14 所示。对照钢种的化学成分组成，从图 3.13 可以看出钢板试样的心部基体（此点有可能打在珠光体基体上也有可能打在铁素体基体上）Mn 含量(1.67%)较冶炼 Mn 含量(1.39%)高 0.28%，而且 Si 含量(0.57%)较冶炼 Si 含量(0.36%)高 0.21%。从图 3.14 的断口剖面 SEM 中可以看出接近中心断口附近有被扩大的微裂纹存在，而且微裂纹是在低温产物 B+M 带中扩展，对裂纹旁的贝氏体组织打点能谱分析，发现 Mn 含量达到 2.13%，Si 含量达到 0.64%。对比钢板的冶炼成分，可以断定钢板在厚度方向上 Mn 发生了偏析，而且偏析程度即使都在中心处也不尽相同。Si 在钢板的厚度方向发生了较严重的偏析，这也可能是造成钢板心部形成较多脆性相的主要原因。由图 3.6(a)可以看出钢板的基体带状组织非常严重，这说明 C 含量发生了严重偏析，心部更为严重的带状珠光体中大量的脆性渗碳体也是组织发生准解理脆性断裂的原因。

对照上两图的点能谱分析，我们可以看出它们之间是有区别的，同样是在断口中心的白亮带上打点能谱，为什么 Mn 含量的偏析有 0.46% 的差别？为此我们对试样进行了详细的定性成分偏析分析，主要采用扫描电镜能谱分析仪就拉伸试样中心白亮带区域中

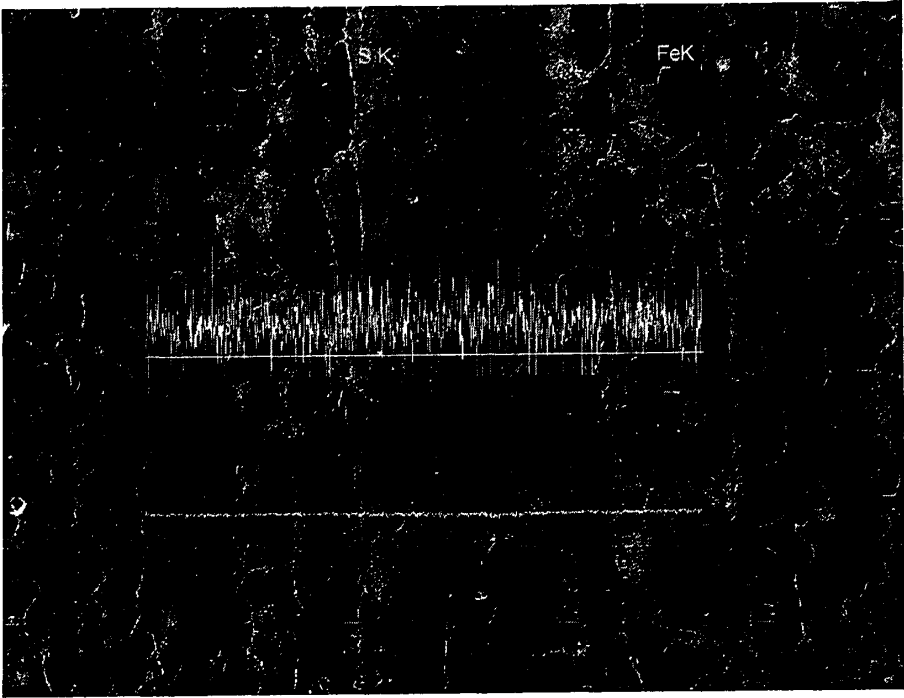


图 3.15 钢板试样心部区域能谱线扫描

Fig.3.15 Energy line scanning of high-luminance colour band at the center of steel plate

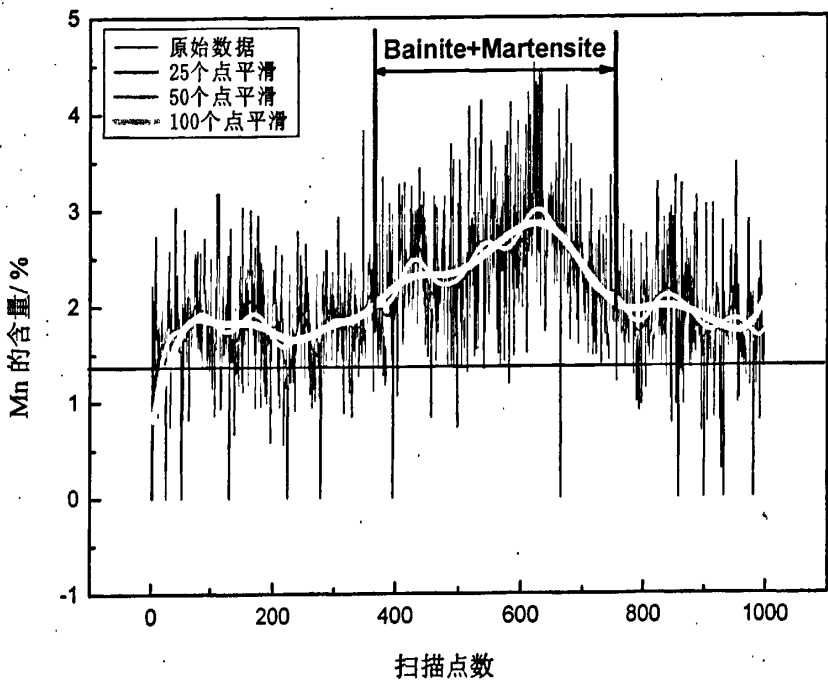


图 3.16 钢板试样心部区域能谱线扫描分析

Fig.3.16 Energy spectrum analysis of high-luminance colour band at the center of steel plate
的贝氏体+马氏体带和贝氏体带旁的铁素体、珠光体基体以及拉伸断口边部的铁素体

珠光体基体组织进行了能谱线扫描。

图3.15和图3.16所示是钢板试样心部区域能谱线扫描，可以看出在钢板中心部位的微观偏析区域内，最中心的贝氏体+马氏体带状组织是Mn和Si元素偏析最严重的地方，以贝氏体带为中心，随着距离贝氏体带越远Mn和Si元素的偏析整体上有减轻的趋势，但偏析程度不是以直线或曲线的形式逐渐减轻，而是以近似正弦曲线的形状变化。Mn和Si元素的含量在离开中心贝氏体偏析带的过程中高低起伏波动；在扫描的这个微区域范围内，这两个元素整体上虽然偏析程度逐渐降低，但在宏观上看此区域正是钢板的正中心，是发生元素偏析最严重的地方，所以扫描的区域内大体上Mn和Si含量是高于钢板的正常组织中的Mn（1.39%）、Si（0.38%）含量的。

经能谱线扫描可以得到在钢板的心部组织中，Mn含量最高处达到4.52%，Mn含量最低的地方达到0.29%，可见钢板内部有正偏析区，也有负偏析区，只是在钢板的中心部位负偏析区较少，如图3.16。钢板中Mn含量以近似正弦曲线的形状变化主要是钢坯在凝固时柱状晶区的枝晶偏析所造成。钢坯中的合金元素正偏析与负偏析的程度随枝晶间距的增大而增加，而在凝固过程中，随着柱状晶区不断向板坯中心推进，枝晶间距不断增大^[68]，这就解释了为什么在钢坯的中心处Mn元素含量偏析程度是最严重的。

为了对钢板中心严重的带状组织的成分偏析有一个更为准确的定性分析，利用

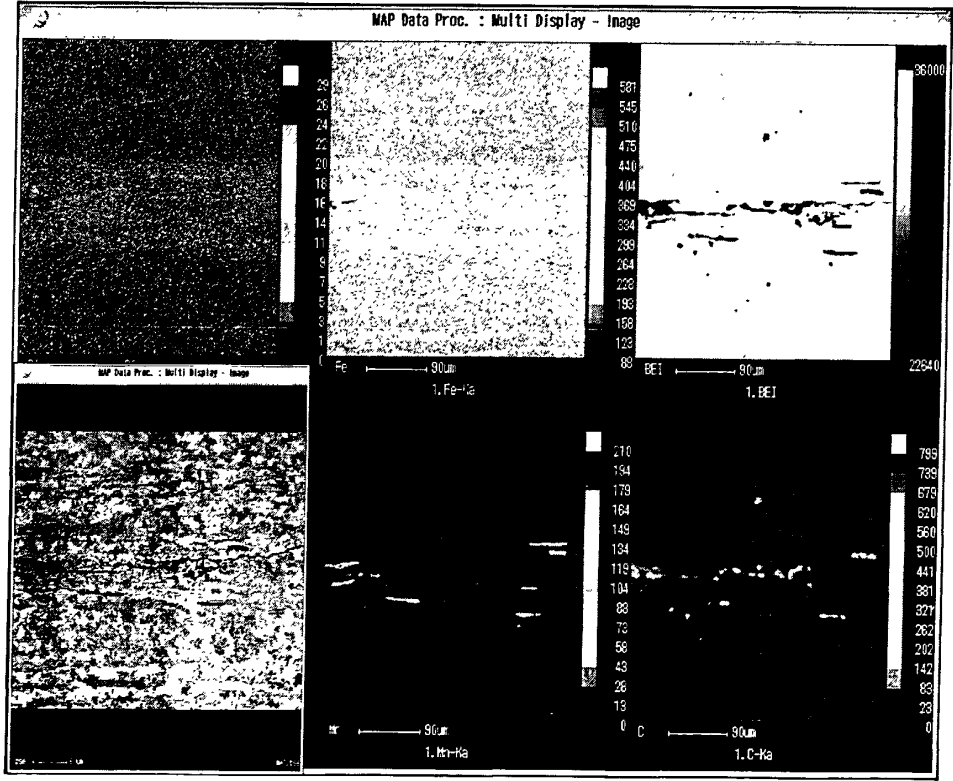


图 3.17 电子探针测定钢板中心白亮带处成分分布

Fig.3.17 The distributing of component in high-luminance colour band at the center of steel plate was detected by EPMA

EPMA-1610型电子探针对钢板试样进行了中心部位厚度方向上的成分分布测定，如图

3.17所示就是在利用电子探针做的钢板中心部位面扫描。

从上图可以看出钢板中心处的B+M带中C、Mn、Si的偏析是最严重的，甚至在B+M带中形成了微区的贫铁区；沿着最宽的中心B+M带以及交替的珠光体带C的浓度比铁素体带状区的浓度要高，这说明钢板的成分偏析是呈正弦起伏分布的，与珠光体带状组织的交替形成对应。从右上角的面扫背散射电子图片可以清楚地看出钢板中心裂纹沿着B+M带扩展，除了微裂纹，也有缩孔存在。对应的在微裂纹和缩孔处钢板的Mn含量和C含量聚集浓度远远超出了正常带状组织中的浓度含量，如此高的Mn、C浓度已不是珠光体或贝氏体、马氏体的正常浓度，极有可能是硫化锰等夹杂存在物，这在金相和扫描照面中已得到体现。对裂纹处的夹杂物进行的扫描电镜打点能谱分析进一步确定了在B+M带中的裂纹中的高Mn含量区就是夹杂物MnS所在地，如图3.18所示。

从上面的分析可以看出，造成钢板试样拉伸中心部产生白亮带的主要原因是化学元素C、Mn、Si的偏析，进而造成钢板的内部产生粗大的带状组织所致。在拉伸断口上和金相试样上都可以看到在有聚集分布的硫化锰夹杂物。对试样中心贝氏体带微裂纹内的条状塑性夹杂物进行了点能谱扫描，结果证实了这些夹杂物是典型的易变形MnS塑性夹杂物，如图3.18所示。

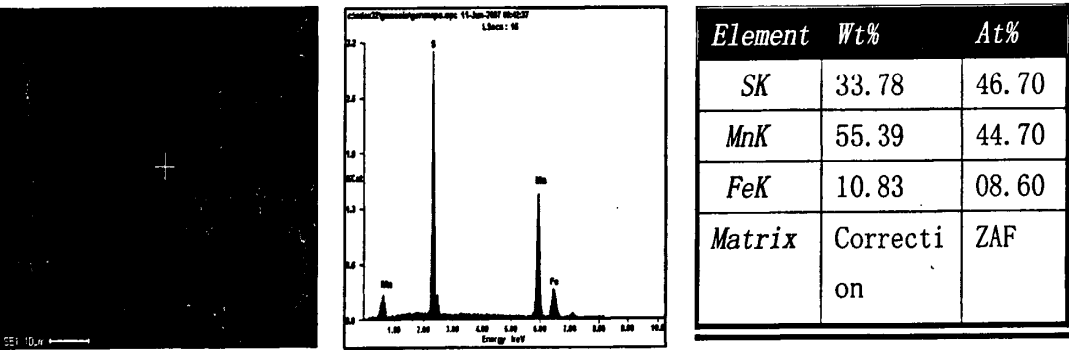


图 3.18 钢板中心微裂纹处 MnS 夹杂的鉴定

Fig.3.18 The identification of MnS inclusion in the center crack of steel plate

硫化锰属于塑性夹杂物，它在轧制的过程中能发生塑性变形在基体中形成沿轧制方向的扁条状分布，会对钢板的Z向和横向性能产生不良的影响。由于夹杂物破坏了基体的连续性，导致夹杂物和基体之间应力传递方式的不同，在外力（轧制力）作用下，夹杂物周围产生应力集中而引起塑性变形，于是夹杂物周围产生大量的位错环。当位错环在外力作用下到达夹杂物和基体的界面时，界面分离形成微孔（裂纹）。由于微孔的形成，使后面的位错环受到的排斥力大大降低。而且，新产生的位错环又源源不断的推向微孔，使微孔侧向作迅速不稳定的扩展何聚合，形成了微裂纹^[69]。另外，Si元素的中心偏析如果偏聚在晶界容易造成晶界脆化。

钢中贝氏体+马氏体带状组织的出现也是由于钢板厚度中心成分存在偏析。板材中心C和Mn含量的升高引起钢板厚度中心区域奥氏体稳定化，使中心材料的CCT曲线整体向右移动^[70]，在形变奥氏体冷却过程中，当冷却到中等温度时奥氏体向铁素体和珠

光体的转变尚未完成,过冷的奥氏体便转变为贝氏体(如果温度更低可能转变为马氏体)。贝氏体组织的硬度明显高于周围基体组织的硬度,如图3.9所示。在变形过程中,塑性差的贝氏体组织将阻碍铁素体区的变形,很容易在带状贝氏体中产生应力集中,使材料脆性增加。钢板在轧后控冷时,板中存在厚度方向上温度差异导致的热应力,如果钢中已存在孔隙、微裂纹等高应力集中的位置,则韧性差的贝氏体在温差热应力的作用下有可能导致已存在地裂纹扩展长大,典型如图3.7(d)。

3.4 脆性断口及白亮带层状撕裂的成因

3.4.1 中心线位置脆性断口成因

断口出现层状撕裂的试样,在厚度中心的带状组织中珠光体(B+M组织)比例明显高于试样的其它位置。与铁素体相比,珠光体强度高、塑性低,铁素体的抗拉强度为25~30MPa,延伸率为30%~50%,而片层状珠光体的抗拉强度为80~85MPa,延伸率为10%~20%^[71]。对于亚共析钢,钢中珠光体比例增大,钢的强度升高,塑性降低,因此钢板试样厚度中心区域的塑性低于其它位置,断裂前的临界变形量小,至于中心位置产生贝氏体-马氏体带状组织的钢板,在C、Mn、Si、P、S中心偏析严重的情况下更是恶化钢板中心位置塑性。如图3.6(a)、(b)所示,试样中心区域一方面珠光体比例高,另一方面珠光体带较宽,因此塑性变形困难。这样,在试样拉伸过程中,试样中心区域的变形首先达到临界变形量,在试样厚度中心首先开裂。如图3.19所示,在试样厚度的中心区域,裂纹在多个位置萌生,并且扩展方向垂直于拉伸方向。在试样的中心位置,由于周围没有自由表面,塑性形变非常困难,所以裂纹一旦出现,在其扩展过程中不出现或者只出现很小的塑性形变,裂纹的扩展方向垂直于拉力方向,直至扩展到塑性较好的组织中,由于出现塑性形变而改变扩展方向,最终达到试样的表面,试样拉断。在这一过程中,由于试样中心区域裂纹的扩展无塑性形变,因此断口呈现脆性,断口形貌为解理断口。同时在裂纹到达塑性较好的组织之前,裂纹在脆性组织中沿垂直于拉力的方向扩展,因此断口上观察到的脆性断裂区域为垂直于拉伸方向的平面。由于试样中心区域在较小的形变条件下产生了裂纹,如图3.19所示,裂纹均出现于试样厚度的中心区域,裂纹的出现破坏了材料完整性,改变了试样局部的应力状态,裂纹尖端出现应力集中,使材料的变形集中在局部。因此,裂纹由试样的中心区域沿最大切应力的方向向试样表面扩展,裂纹的扩展方向通常与力轴成45°角,如图3.19所示,试样中心区域以外的断裂面与试样厚度中心线的夹角在45°左右,裂纹沿这一平面扩展并最终到达试样的表面,使试样断裂。在这种通过裂纹扩展使材料断裂的断裂方式下,断裂前材料的总变形量小,往往导致拉伸试样延伸率出现不合。

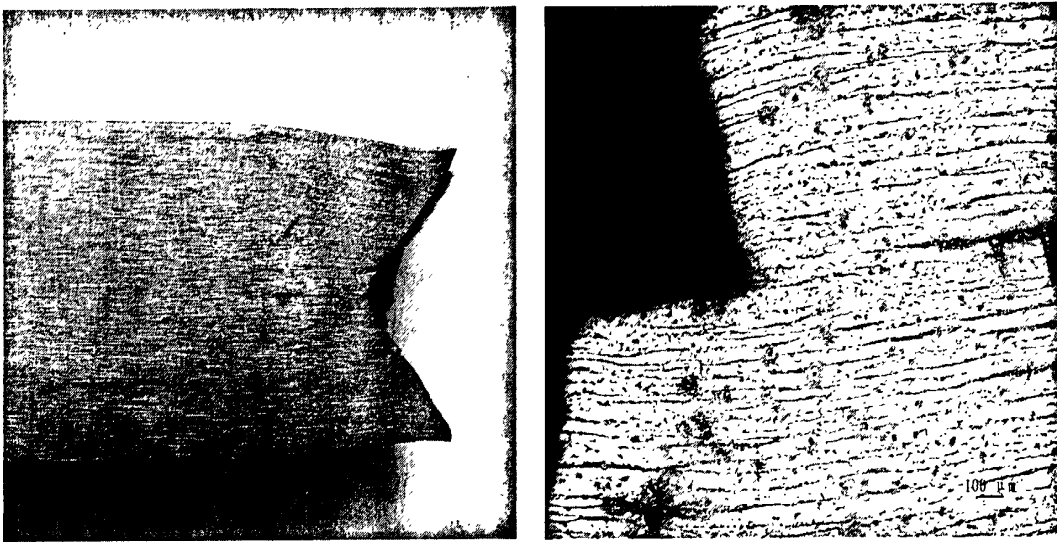


图 3.19 白亮带分层拉伸试样中的裂纹

Fig.3.19 The crack of tensile sample with high-luminance colour lamellar

3.4.2 白亮带分层撕裂的成因

分析拉伸试样上厚度方向平面上的二维受力状况，如图3.20所示^[72]。x方向为钢板轧制时的主轧制方向，即钢板长度方向，在拉伸实验中为施加拉力的方向，z方向为钢板的厚度方向，x-z平面为垂直于轧制面且平行于轧制方向的平面。当在拉伸试样上施加x方向的拉力时，在x-z平面上的小微元 $dx dz$ 受到x、z方向的正应力 σ_x 、 σ_z 作用。

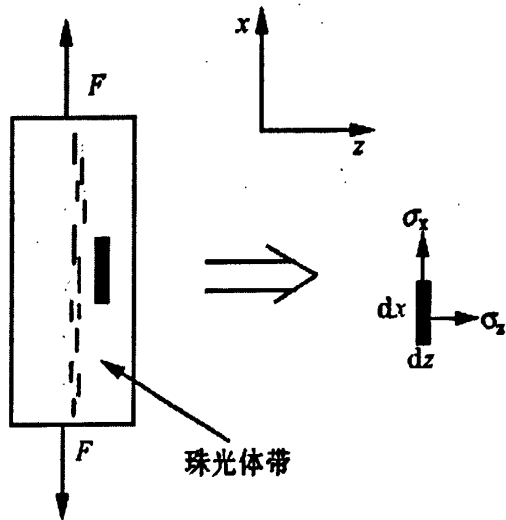


图 3.20 二维平面上的受力

Fig.3.20 The stress on the two-dimension flat face

对于厚度中心珠光体比例高的试样，在厚度的中心区域分布着较多数量的具有较大宽度并在拉伸方向上连续的珠光体带，如图3.6(a)。与铁素体相比,珠光体的塑性低，强度高，在加载外力时铁素体内的等效应力和正应力均低于珠光体，并且在铁素体和珠光

体的界面以及珠光体内易出现较大的塑性应变和正应力集中,这使得裂纹在此萌生并沿着铁素体-珠光体界面或者在珠光体内扩展。在珠光体内,根据拉伸轴与珠光体片层的取向不同,裂纹的萌生位置和扩展方向不同,并且不同的片层取向会改变裂纹的扩展方向。当微裂纹萌生之后,在正应力 σ_x 作用下,裂纹沿z向扩展,而较宽的珠光体带更利于裂纹在z方向的扩展;在正应力 σ_z 作用下,裂纹沿x方向扩展,而珠光体带在拉伸方向的连续利于裂纹在x方向的扩展,所以较宽的并且长度方向上连续的珠光体带利于裂纹的扩展。有资料统计认为^[72],当珠光体带的宽度超过25 μm 时,珠光体带上易出现裂纹,并且随着宽度的增加,裂纹的出现几率增大。珠光体中出现的裂纹如图3.12所示,沿珠光体带宽度方向扩展的裂纹通常出现于珠光体带较宽的位置,裂纹的扩展垂直于拉伸方向,如图3.12(b)所示。当裂纹在珠光体带的宽度方向和长轴方向同时扩展时便会形成台阶,如图3.19(b)所示,如果试样在这一位置断开,考虑到珠光体带的三维结构,在断口上形成平行与轧制面的台阶。如果裂纹沿珠光体带长轴延伸到断口表面,如图3.21(a)所示,那么在断口上表现为裂纹,如图3.1(a)、(b)所示。

对于钢板厚度中心位置产生贝氏体+马氏体组织的钢板,情况更是类似。钢板在拉伸试验过程中,沿拉伸方向要发生塑性变形。由于钢板心部的带状贝氏体+马氏体组织合周围的铁素体组织的抗塑性变形的能力差异较大,塑性差的贝氏体组织将阻碍铁素体区的变形,很容易在带状贝氏体组织中和软硬相的交界处产生应力集中。而带状贝氏体内部和周围沿轧制方向分布的未轧合的疏松孔洞以及由于硫化物夹杂引起的微裂纹会产生缺口效应。随着应力的增加,新的微裂纹不断增加,且裂纹逐渐扩大、聚合。所以,拉伸试样在塑性变形过程中,发生了裂纹合孔洞的扩大、联合,最终形成宏观裂缝。由于钢板厚度中心处的带状贝氏体塑性变形较小,而他们两侧的铁素体塑性变形较大,因而形成了断口处观察到的开裂状态,即在带状贝氏体处形成沿轧向的沟槽。带状贝氏体

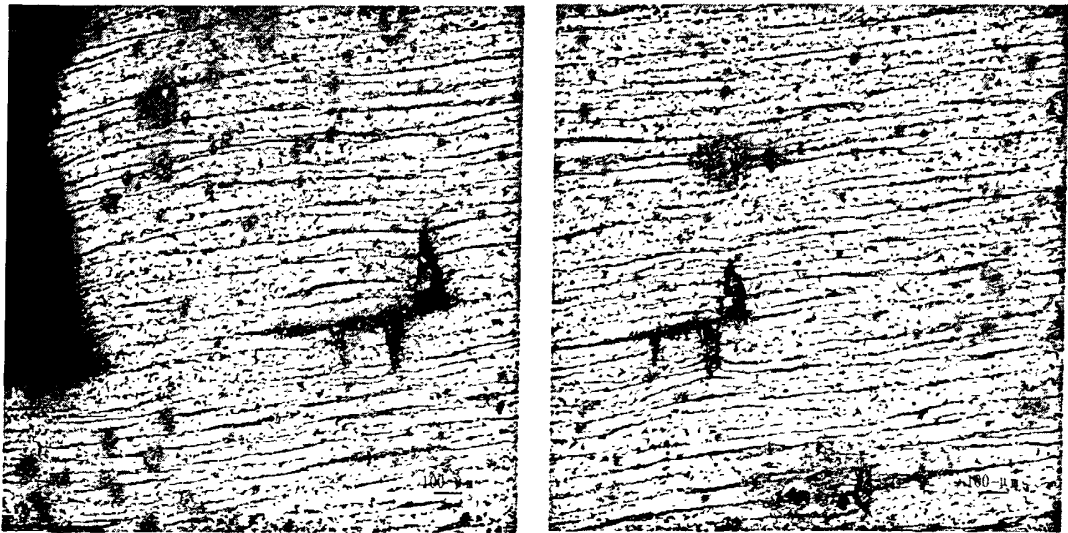


图 3.21 珠光体带中的裂纹

Fig.3.21 The crack in pearlite band

中以及附近的裂缝和孔洞在断裂时已经扩大、联合,所形成的宏观裂缝就会在断口上的

沟槽内出现,从而形成宏观可见的断口开裂分层现象。

通过上一小节详细的对钢板中心化学成分的分析表明,钢板厚度中心珠光体比例高是由于连铸板坯的中心线偏析造成的,这种中心线偏析通常会引起铸坯中心位置碳、锰、硫等易偏析元素的富集,热轧之后形成严重的带状组织,碳含量的增高造成了珠光体比例的提高,锰的富集加重了中心区域锰含量分布的不均匀性。研究表明,钢板中的带状组织是由钢板轧制后的锰偏析带引起的,在中心偏析区域,由于存在碳的富集,因此富锰带的宽度和间距决定了最终形成的珠光体带的宽度和带间距。所以减小铸坯的中心线偏析以及使铸坯中心锰的分布均匀化,是减少中厚板中心区域珠光体比例和减小珠光体带宽度的有效措施。

3.5 本章小结

如上分析可知,钢板中心出现拉伸白亮带主要原因是钢板中心存在缺陷,加之组织不均匀,进而在拉伸时形成了中心的准解理脆性断裂区,宏观上就是所谓的拉伸白亮带。钢板出现中心缺陷合组织不均的主要原因是:

(1) 钢板的中心成分偏析造成钢板厚度中心出现了粗大的珠光体带状组织,更甚出现了贝氏体-马氏体带状组织,其硬度和变形时体积变化不同于周围的组织,是白亮分层断口形貌呈现脆性的主要原因。

(2) 当珠光体带的宽度较大时,例如超过 $25\mu\text{m}$ 时,试样在拉伸过程中在珠光体带中易出现裂纹并导致断口出现层状撕裂。

(3) 除了钢板中心位置粗大的珠光体带状组织,中心处条带状硫化锰塑性夹杂物的聚集也时裂纹产生和扩展的主要原因。

第 4 章 中厚板中心偏析和缺陷组织成因以及均匀化探讨

通过上面的分析，我们可以得知中心线偏析、宽大的珠光体（贝氏体—马氏体）带状组织、塑性夹杂物是造成钢板中心微裂纹的产生和拉伸试样产生中心白亮带分层断口的原因，他们都是形成异常断口的基础条件，下面就对各个因素的成因进行讨论。

4.1 中心偏析和缺陷组织成因分析

4.1.1 钢板中心偏析成因

钢板的中心线偏析来自连铸板坯的中心线偏析，不适当的连铸工艺或不适当的辊缝控制会引起连铸板坯的中心线偏析，引起 C、S、Mn 等元素的富集。分析铸坯厚度方向不同位置的 C、S 含量可得到 C、S 元素含量在连铸板坯厚度方向的分布情况，如图 4.1^[72]所示。

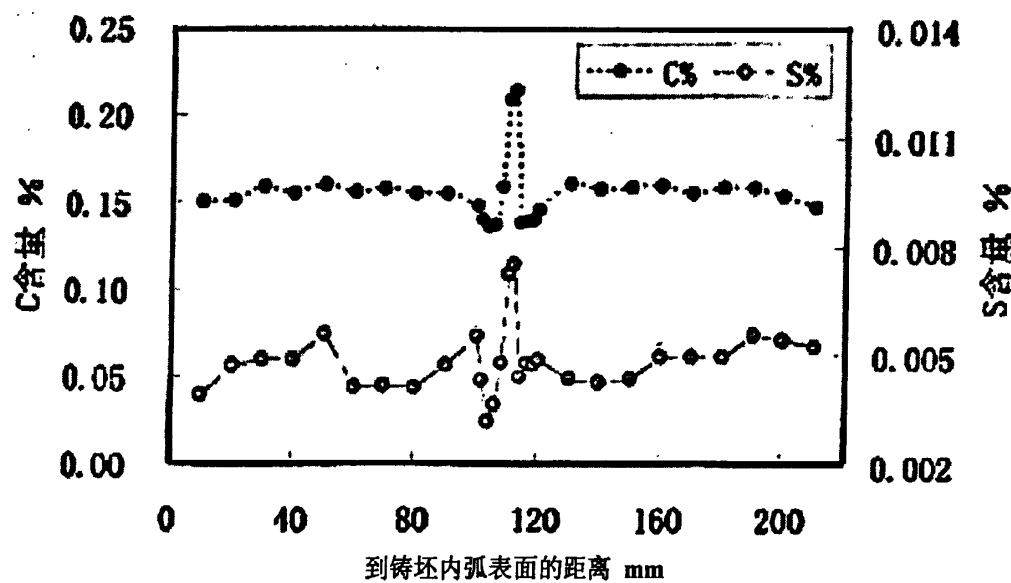


图 4.1 连铸板坯厚度方向的 C、S 元素含量分布

Fig.4.1 The distribution of C and S at the thick-direction of casting blank

由图 4.1，连铸板坯厚度方向的正中心存在 C、S 元素的富集，由于钢中元素的偏析形成机理相同，因此钢中的易偏析元素均在铸坯的中心位置产生富集，因而 Mn、P 等元素在铸坯的中心也存在富集。

钢板中 C、元素的分布状况与此类似：对存在中心线偏析的钢板进行沿厚度方向的

C、S 含量分析，可以得到 C、S 元素沿钢板厚度方向的分布状况，如图 4.2 所示^[72]。

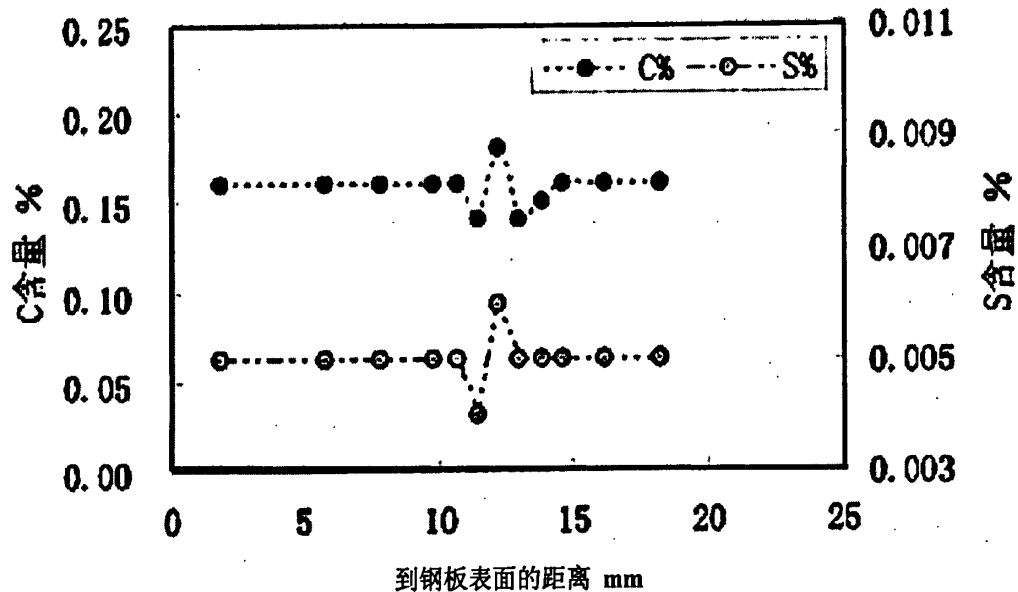


图 4.2 热轧钢板厚度方向 C、S 元素的含量分布

Fig.4.2 The distribution of C and S at the thick-direction of rolled steel plate

由图 4.2，在钢板厚度中心同样存在 C、S 元素的富集，钢板中 C、S 元素的分布状况与图 4.1 所示的 C、S 的分布状况相似，说明铸坯的中心线偏析被保留到热轧钢板中，从而形成钢板的中心线偏析。同样，铸坯中 Mn 的中心线偏析也被保留到了钢板中，形成钢板中心 Mn 的富集，如图 4.3 所示^[43]。

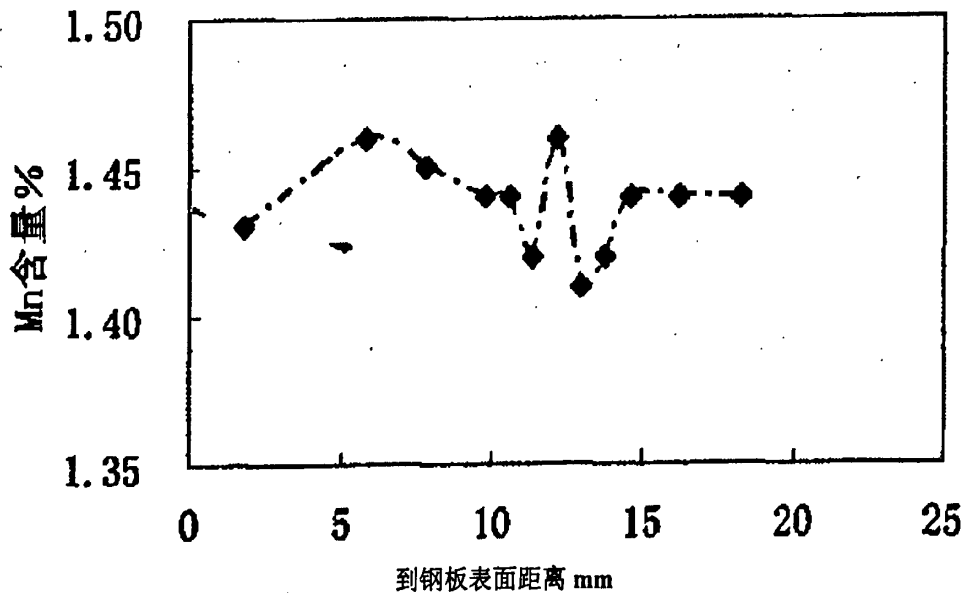


图 4.3 热轧钢板厚度方向 Mn 元素含量分布

Fig.4.3 The distribution of Mn at the thick-direction of rolled steel plate

4.1.2 宽大珠光体带状组织的形成

热轧中厚板存在明显的带状组织，且存在中心偏析线的钢板厚度中心珠光体带状组织更发达，珠光体带常具有较大的宽度。用电子探针分析中心偏析微区的 C、Mn 分布

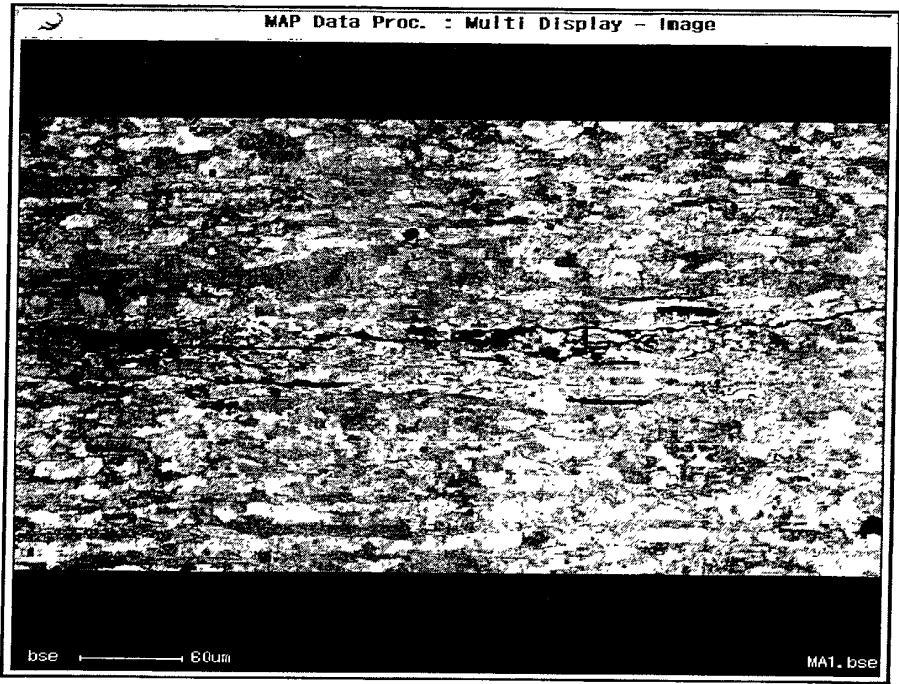


图 4.4 钢板中心偏析区背散射电子象

Fig.4.4 The backscattered electron image at center segregated spot of steel plate

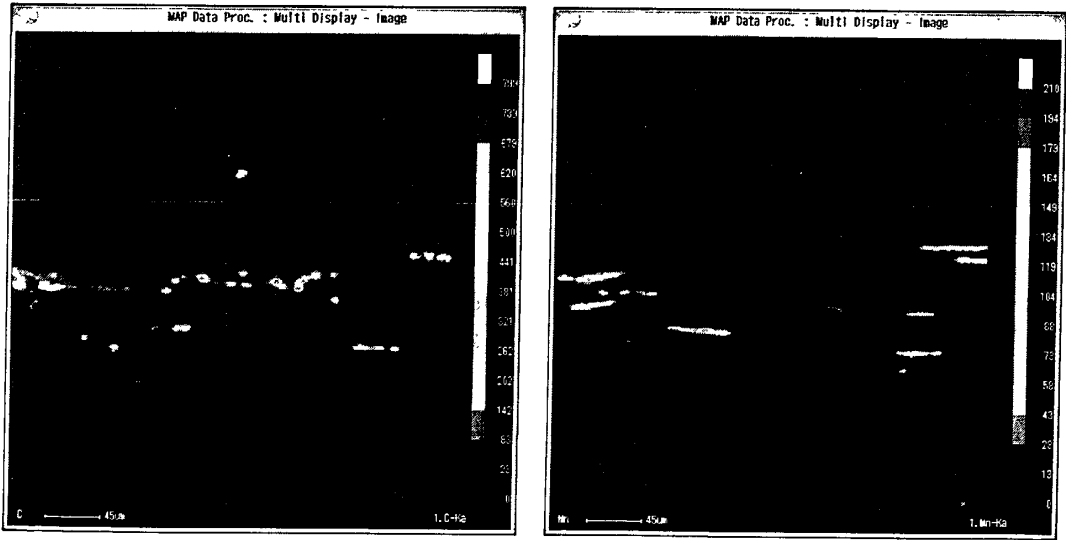


图 4.5 钢板中心偏析区电子探针扫描

Fig.4.5 The electron probe microanalysis at center segregated spot of steel plate

情况，发现珠光体（B+M）带和铁素体带在两种元素的相对含量上有较大差别。电子探针化学成分面扫描如图 4.4 所示。

图 4.4 是所扫描区域的背散射电子象，在背散射电子象中，珠光体带和铁素体带的区分不如金相照片中明显。具体的化学元素分布的区别如图 4.5 所示。图 4.5（a）是 C

含量在中心区域的分布情况,可以看出 C 含量在整个区域随着珠光体带状组织的条带分布基本也是呈条带状分布,在珠光体(中心 B+M)条带中 C 富集,在铁素体带中 C 贫化;同样,在珠光体和铁素体带状中 Mn 含量交替富集和贫化, Mn 元素的分布也是在中心粗大的珠光体(B+M)带中含量最高。图中颜色相对很亮的微区是夹杂和微裂纹等缺陷存在的地方,图 4.5(a)中碳的高度聚集处是缩孔和微裂纹所在地,而图 4.5(b)中 Mn 的高度聚集处是硫化锰条带夹杂物存在的地方。分析表明珠光体为 C、Mn 元素富集的位置,铁素体为 C、Mn 元素贫瘠的位置。研究表明热轧中厚板中带状组织的形成与铸坯的树枝晶(枝晶)偏析密切相关。连铸板坯在凝固过程中形成树枝晶,树枝晶的枝干位置 C、S、Mn 等偏析元素含量较低,而树枝晶的晶间位置这些易偏析元素存在富集。当热轧钢板时,富 Mn 的树枝晶沿轧制方向被轧成带状,轧后的钢板在冷至相变温度时,先析出铁素体,铁素体只能溶解微量(0.0057%~0.0218%)的 C,这造成先析出铁素体区域向两侧排 C,使大部分 C 扩散到富 Mn 的区域,即使在轧前将板坯加热到较高温度,间隙原子 C 扩散系数较大,短时间内可能达到一定局部均匀,但置换原子 Mn 却因扩散系数小,很难达到均匀,这样,树枝状偏析就被保留下来。Mn、C 元素的不均匀分布导致了带状组织的产生。

当热轧钢板时,富 Mn 的树枝晶沿轧制方向被轧成带状,在钢板中相成 Mn 元素的带状分布,造成钢板中出现平行与轧制方向的富 Mn 带和贫 Mn 带。Mn 的含量对奥氏体相铁素体的转变温度(Ar_3)有显著影响,如公式 4.1 所示^[73]:

$$Ar_3 = 910 - 310 \times [C] - 80 \times [Mn] + 0.35 \times (t - 8) \quad (4.1)$$

t: 钢板厚度, mm。

这造成富 Mn 带和贫 Mn 带 Ar_3 的差别,因此在冷却过程中贫 Mn 带首先发生铁素体转变,且使得过饱和析出的碳原子逐步向富 Mn 带方向扩散。假如在富 Mn 带温度到达 Ar_3 以前,扩散的碳原子就到达了富 Mn 带的位置,就会进一步抑制富 Mn 带的铁素体转变,而使之最后发生珠光体转变,这样在贫 Mn 带首先形成了铁素体带,最后在富 Mn 带形成珠光体带。

因此,枝晶偏析是钢钢板中带状组织形成的基础条件。铸造凝固过程中枝晶偏析不可避免,但通常不引起钢板宽度较大的珠光体带的出现,如 25mm 以上宽度的珠光体带。这种宽珠光体带通常形成于钢板的中心偏析线中,这一位置对应铸坯的中心偏析线。

铸坯在最后的凝固过程中,由于宏观偏析的出现,使得铸坯中心宏观区域内液相中 C、Mn 等易偏析元素富集,这样在这些钢液的最终凝固阶段,在微观区域内,枝晶偏析作用会使得偏析元素在这种液体中进一步富集,使得铸坯中心区域树枝晶晶间的 C、Mn 含量常高于铸坯中的其他位置。这样铸坯的宏观偏析(中心线偏析)导致了铸坯中心区域树枝晶晶间的 C、Mn、S 等偏析元素含量易出现更高的峰值。这使得最终在钢板中心区域形成的富 Mn 带之间有较大的含量差别。

这种差异造成了珠光体带宽度上的差异。如图 3.16 和图 4.5 中 Mn 元素的相对量分

布所示,图 3.16 中 Mn 相对含量最高峰所对应的图 3.15 中的组织是中心处宽度达 50 μm 的宽大带状组织。图 4.5 中 Mn 含量显示浓度最为密集的地方所对应的是图 4.4 中中心线处粗大的带状组织(贝氏体+马氏体带),距离中心处较远处密度较低的区域是宽度较窄的珠光体带状组织。C 含量的相对分布密度液显示了相同的规律,即带状组织中 Mn、C 含量高,带状组织的宽度大,Mn、C 含量低,带状组织的宽度小。由此,铸坯的中心线偏析引起的 Mn 元素在铸坯厚度中心微观区域的高度富集导致了钢板中心珠光体带(含量更高易形成 B+M 带)的形成,使某些带状宽度超过了 25 μm 。

4.1.3 带状组织中夹杂物的形成机理

上节的分析表明珠光体带与铸坯中枝晶偏析的晶间相对应,3.15 和图 3.16 以及图 4.5 和图 4.5 的分析结果显示宽度较大的珠光体带与 Mn、C 元素的高度富集区域相对应,因此珠光体宽度越大表明铸坯中 Mn、C 元素的富集越严重,由于 C、Mn、S 等易偏析元素的偏析机理相同,因此铸坯枝晶偏析严重位置在 Mn 元素高度富集的同时液高度富集了 S 元素,如图所示,非常明显。钢液中的 Mn、S 之间存在如公式所示的反应:



$$[\text{Mn}] \cdot [\text{S}] = 1/K^\theta \quad (4.3)$$

其中:

K^θ : 反应平衡常数

$[\text{Mn}]$ 、 $[\text{S}]$: 钢液中 Mn、S 元素含量

给定温度下, Mn、S 元素的富集区域最易析出 MnS,析出的 MnS 与钢中的 FeS 形成复合化合物,最终形成铸坯组织中树枝晶间的 (Mn、Fe) S 类型夹杂物。铸坯经过轧制,树枝晶晶间形成了钢板中的带状组织,因此 (Mn、Fe) S 类型夹杂物轧制变形厚成为珠光体 (B+M) 带状组织中的塑性夹杂物。由于铸坯枝晶偏析越严重, Mn、S 元素的富集程度越高, Mn 含量最高最终导致钢板中珠光体带的宽大, Mn、S 元素的富集由利于 (Mn、Fe) S 类型夹杂物的生成,因此在宽度较大的带状组织中 (Mn、Fe) S 类型夹杂物的数量也多。

与 (Mn、Fe) S 类型夹杂物的形成机理相同,对于含有 Nb、V、Ti 等微合金的微合金钢,在铸坯凝固过程中,树枝晶的晶间形成 Nb、V、Ti 和 C、N 等元素的富集,最终形成 (Nb、V、Ti) (C、N) 类型夹杂物。最终经过轧制,这类夹杂物保留到了珠光体带状或中心贝氏体+马氏体带状组织中。

4.1.4 珠光体带状组织中裂纹源的产生

对珠光体组织中微观裂纹的观察研究能够发现某些裂纹穿越 (Mn、Fe) S 类型夹杂物与钢基体的界面，不与裂纹共存的 (Mn、Fe) S 类型夹杂物也是也是钢中微裂纹形成的潜在裂纹源，夹杂物和钢基体界面商的裂纹源如图 4.6 所示。

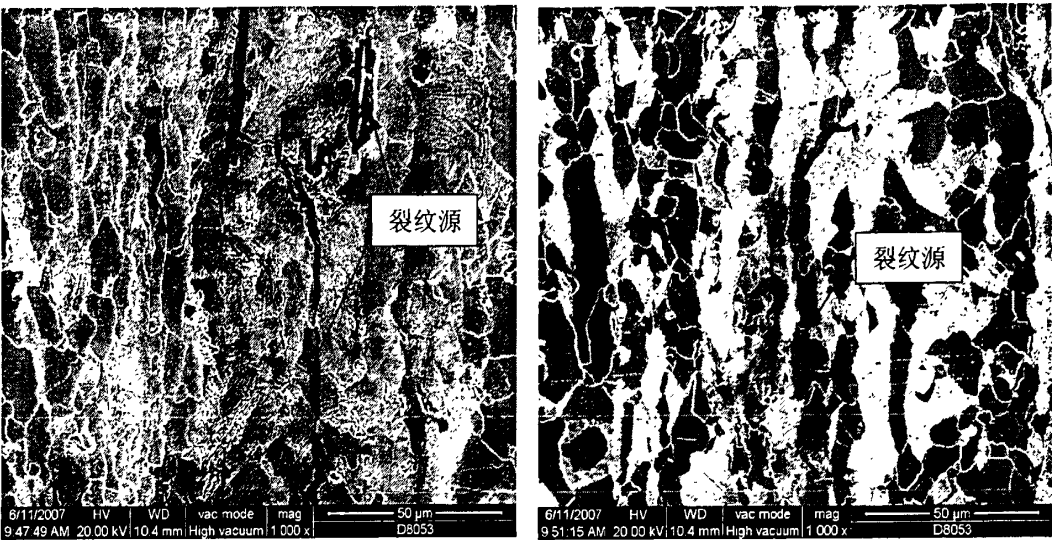


图 4.6 钢板内部的裂纹源及裂纹的扩展

Fig.4.6 The crack source and expansion of cracks in the inner of steel plate

裂纹源出现于夹杂物与钢基体的界面上，这首先是由于夹杂物与钢基体的界面为低聚合力界面，夹杂物于钢基体的界面结合能低，在张应力的作用下容易萌生裂纹，其次，在钢板冷却过程中 (Mn、Fe) S 类型塑性夹杂物的收缩量高于钢基体，其收缩过程中能够产生占其体积 1.1% 的空隙^[74]，再者塑性夹杂物的尖端在应力作用下易产生应力集中引起开裂。这些因素使得夹杂物与钢基体的界面成为珠光体中微裂纹产生的主要裂纹源。

4.1.5 微裂纹对 Z 向性能的影响机理

出现白亮带分层的钢板 Z 向性能全部严重不合，断面收缩率小于 10%，而白亮带分层主要与粗大的带状组织和中心微裂纹有关，而造成探伤不合的主要原因是钢板中的微裂纹，可以认为钢板中的微裂纹导致了钢板 Z 向拉伸试样出现脆性断裂的主要原因，严重影响了钢板 Z 向延塑性能。

裂纹在脆性材料中的扩展是表面能增加、弹性能降低的过程，当裂纹变宽引起的弹性能减少大于增加裂纹长度所需要的表面能，就出现裂纹的失稳扩展，裂纹自动扩展引起材料的断裂，这种扩展所需要的条件符合 Griffith 表达式^[72]：

$$\sigma_c = \sqrt{2E\gamma/\pi C}$$

(4.4)

其中：

σ_c ：垂直于裂纹的外加平均应力临界值

γ : 材料比表面能

C : 裂纹半长度

E : 材料弹性模量

当外加应力 $\sigma > \sigma_c$ 时, 裂纹出现失稳扩展, 引起材料脆性破坏。对金属材料, 由于裂纹扩展引起了塑性变形, 因此 Orowan 对上述 Griffith 理论进行修正, 得到公式:

$$\sigma_c = \sqrt{2E(\gamma + \gamma_p)/\pi C} \approx \sqrt{2E\gamma_p/\pi} \cdot (1/\sqrt{C}) \quad (4.8)$$

其中 γ_p 为裂纹扩展单位表面积多需的塑性变形能, 对与中等强度钢, γ_p 比 γ 大 4-6 个数量级, 因此公式中忽略了 γ 的影响。

γ_p 跟材料的强度有关, 材料强度越高 γ_p 值越小。钢板中的珠光体组织与铁素体组织相比具有更高的强度, 数据表明铁素体的抗拉强度为 25-30MPa, 而片层状珠光体的抗拉强度为 80-85MPa, 因此, 对于同样大小的裂纹, 裂纹在珠光体中扩展所需的 σ_c 值要小于在铁素体中扩展所需要的数值, 因此裂纹易于在珠光体中出现失稳扩展。对于由中心偏析的钢板, 钢板中心区域珠光体比例高, 这为裂纹的扩展成造了条件。

$\sqrt{2E\gamma_p/\pi}$ 由材料本身的性质决定, 对于确定的材料, 比如对于珠光体而言, $\sqrt{2E\gamma_p/\pi}$ 为恒定值。那么 σ_c 的大小与 $1/\sqrt{C}$ 成正比, 即裂纹长度越大, σ_c 越小。

本文研究的钢板中存在微裂纹, 微裂纹的长度从几十微米到几百微米不等, 当由于裂纹存在而使得钢板得 σ_c 低于钢板得屈服强度时, 则在钢板 Z 向拉伸试样得加载过程中, 试样的应力首先超过 σ_c 而引起裂纹的失稳扩展, 造成试样在未发生变形的条件下出现脆性断裂, 使试样的断面收缩率小于 10%。在裂纹存在的条件下, 钢板的 σ_c 略高于钢板的屈服强度, Z 向拉伸试样在加载过程中首先发生屈服, 之后加工硬化过程使得材料得应力上升从而达到 σ_c 引起脆性断裂, 这种情况下材料断裂之前由一定程度得变形, 但断口仍未脆性断口, 试样得断面收缩率仍旧处于较低得水平。这两种方式得断裂都使裂纹得扩展引起得, 因此 Z 向拉伸试样断口表面上得某些区域就是钢板中裂纹得裂界面, 由于裂纹使在终轧之后萌发于夹杂物和钢基体的界面上, 因此在 Z 向拉伸试样断口表面能够发现数量较多的如图所示的夹杂物。

只有当钢板中的微裂纹长度足够小, 使得 σ_c 值高于钢板的抗拉强度时, 材料的拉伸

过程中不出现裂纹的失稳扩展,不引起材料的脆性断裂。因此,对于某些超声波探伤合格的钢板,虽然塑性夹杂物于钢板基体之间存在显微空隙,但因为长度很小,不足以使得 σ_c 降低到材料的屈服强度以下,所以不引起Z向拉伸试样的脆性断裂。

4.2 钢坯(板)的偏析均匀化

4.2.1 引言

从图 3.16 可以看出在钢板的厚度方向上存在合金元素浓度的不均匀分布,这些成分的不均匀分布最终影响到钢板的组织性能,恶化钢板的各项性能。严重的成分偏析发生在热轧后的钢板中,这说明钢坯内也必然有严重的化学成分偏析存在,在热轧后遗传到成品板中。据有关文献资料^[75],可以知道在连铸时钢坯发生非平衡结晶,出现了不同程度的枝晶(晶内)偏析,造成合金元素分布不均;产生晶内偏析的合金其组元沿一定方向(厚度方向)的浓度分布可近似用一正弦波表示。我们对钢板做能谱线扫描得出的Mn元素的沿板厚度方向的近似正弦波动偏析也证实了这一点。

钢坯中存在严重的成分偏析,在轧制过程中这些成分不均匀会继续存在且带到成品钢板中。钢板中合金元素高浓度聚集的地方形成珠光体带状组织,更甚生成中心异常产物-贝氏体+马氏体带。所以,为确保钢板的最终的性能,应防止和消除这种钢坯成分上的不均匀。

4.2.2 元素的均化扩散理论

如果钢坯在连铸时成分的中心偏析没有得到很好的控制,在连铸坯连铸出来后已经产生了严重的中心成分分布不均,则我们能做的就是钢坯的后续加热或堆冷过程中尽量使偏析的元素得到均化扩散,减轻钢坯的成分偏析程度。要使钢板中的偏聚的元素均匀化,就要使合金中的偏析溶质原子(Mn)通过扩散从浓度高的地方迁移到浓度低的地方。在这个过程中,Mn元素在各处的浓度梯度不仅随距离变化,而且还随时间发生变化,属于非稳态扩散。菲克第二定律就是适用于分析浓度分布随扩散距离及时间而变的非稳态扩散问题:

$$\frac{\partial C}{\partial T} = D \frac{\partial^2 C}{\partial X^2} \quad (4.6)$$

式中D为扩散系数, $D = D_0 \exp(-Q/RT)$

其中, D_0 称为扩散常数(m^2/s); Q 为每摩尔原子的扩散激活能($J \cdot mol^{-1}$); R 是摩尔气体常数, $R = 8.314 J \cdot mol^{-1} \cdot K^{-1}$; T 为华氏摄氏温度(K)。扩散系数D是描述扩散速度的重要物理量,它相当于合金元素浓度为1时的扩散流量。

它表示在扩散过程中，扩散物质浓度随时间的变化率，与沿扩散方向上物质浓度梯度随扩散距离的变化率成正比。

对于不能从根本上消除连铸坯成分严重偏析的连铸坯来说，采用在一定温度下对钢坯或钢坯轧后的成品钢板保温一段时间使它们的元素偏析均匀化以消除偏析或许是最简单有效的解决方法。

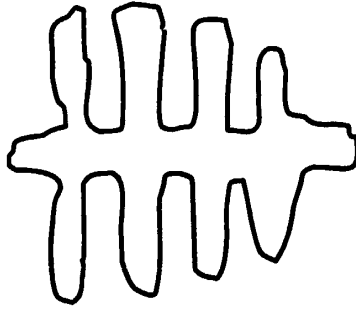


图 4.7 铸坯中的枝晶偏析

Fig.4.7 The dendritic segregation of casting blank

图 4.7 为一树枝状晶体示意图，在沿一横截二次晶轴的 AB 直线上，溶质原子的浓

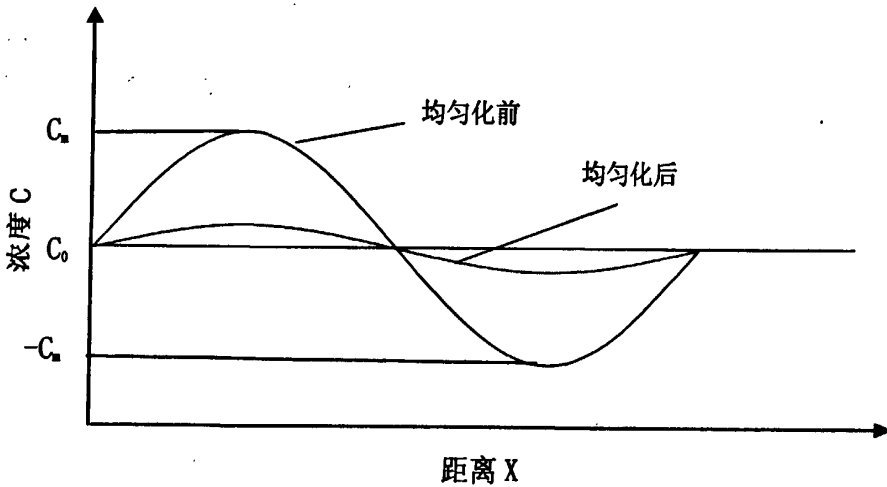


图 4.8 溶质原子在枝晶二次轴之间的浓度分布

Fig.4.8 The contribution range of solute atoms at interdendritic

度一般呈正弦波形状形变化，因此，溶质原子沿距离 X 方向的分布，采用正弦曲线方程表示：

$$C_x = C_0 + A_0 \sin(\pi x / \lambda) \quad (4.7)$$

式中， A_0 表示钢板合金中原始成分偏析的振幅，它代表溶质原子浓度最高值 C_m 与平均值 C_0 之差，即 $A_0 = C_m - C_0$ ； λ 为溶质原子浓度的最高点与最低点之间的距离，即枝晶间距（或偏析波波长）的一半。在均匀化时，由于溶质原子从高浓度区域流向低浓

度区域,因而正弦波的振幅会逐渐减少,但波长 λ 不变,这样就可以得到两个边界条件:

$$C(x=0,t)=C_0 \quad (4.8)$$

$$dC/dx(x=\lambda/2,t)=0 \quad (4.9)$$

式(3)说明在在 $x=0$ 位置时,浓度为 C_0 。式(4.9)说明 $x=\lambda/2$ 时,正处于正弦波的峰值,所以 $dC/dx=0$ 。利用(4.7)式作为初始条件,式(4.8)、(4.9)作为边界条件就可以求出菲克第二定律得解为:

$$C(x,t)=C_0+A_0\sin(\pi x/\lambda)\exp(-\pi^2 Dt/\lambda^2) \quad (4.10)$$

$$C(x,t)-C_0=A_0\sin(\pi x/\lambda)\exp(-\pi^2 Dt/\lambda^2) \quad (4.11)$$

此时只考虑枝晶偏析正弦曲线峰值的衰减过程(即对应于 $x=\lambda/2$ 的值),此

$\sin(\pi x/\lambda)=1$, 因而

$$C(x,t)-C_0=A_0\exp(-\pi^2 Dt/\lambda^2) \quad (4.12)$$

因为 $A_0=C_m-C_0$, 所以

$$(C(x,t)-C_0)/(C_m-C_0)=\exp(-\pi^2 Dt/\lambda^2) \quad (4.13)$$

若设定钢板经均匀化后,成份偏析的振幅要求降低到原来偏析振幅的1/10,此时

$(C(x,t)-C_0)/(C_m-C_0)=1/10$, 则

$$\exp(-\pi^2 Dt/\lambda^2)=1/10,$$

$$\exp(\pi^2 Dt/\lambda^2)=10 \quad (4.14)$$

取式(4.14)的自然对数,有 $\pi^2 Dt/\lambda^2=2.3025$,可以算出要使枝晶成分偏析的振幅降低到1/10所需的均匀化时间 t 为:

$$t=0.2335\lambda^2/D \quad (4.15)$$

上式表明钢坯偏析元素均匀化扩散所需时间与枝晶间距(带状组织宽度)的平方成正比,与扩散系数 D 成反比。

4.2.3 钢板(坯)中C、Mn偏析元素的均化扩散

对于此次出现中心白亮带致使探伤不合格的钢板，对照成分的正弦曲线分布，就钢板中心的组织偏析带的宽度进行了测量统计，以枝晶成分偏析正弦分布的波峰和波谷对应显微金相上的铁珠光体带和铁素体带状组织。最终得到的与带状组织对应的平均元素分布正弦波波长约 40μm，则返回到铸坯上这些元素的分布正弦波波长约 400μm，半波长 200μm。查阅相关资料^[76]，得到 Mn 元素在铸坯处于奥氏体状态下的扩散常数 $D_0=5.7\times10^{-5}m/s$ ，扩散激活能 $Q=277\times10^3J\cdot mol$ ；Mn 元素在钢板处于铁素体状态下的扩散常数 $D_0=3.5\times10^{-5}m/s$ ，扩散激活能 $Q=219.45\times10^3J\cdot mol$ ，代入公式 $\lambda = D_0 \exp(-Q/RT)$ ，求得不同温度下奥氏体钢中 Mn 元素的扩散系数和铁素体钢中 Mn 元素的扩散系数。若要求成份偏析的振幅经均化后降低到原来偏析振幅的1/10,则利用式(4.15)计算,可以得出不同温度 and 不同组织状态下达到要求所需的扩散时间,具体如下列表 4.1 所示。

表 4.1 奥氏体钢坯中 Mn 元素的均化扩散

Table 4.1 The homogenization of Mn exist in austenite phase of steel plate throughing diffusion

温度（℃）	扩散系数 $D(m^2/s)$	钢坯偏析半波长 $\lambda(m)$	均化时间 $T(h)$
1100	1.6×10^{-15}	2×10^{-4}	1591.7
1150	3.8×10^{-15}	2×10^{-4}	678.2
1200	8.4×10^{-15}	2×10^{-4}	306.2
1250	1.7×10^{-14}	2×10^{-4}	145.7
1300	3.5×10^{-14}	2×10^{-4}	72.7
1350	$6. \times 10^{-14}$	2×10^{-4}	37.8

表 4.2 钢坯堆放状态下规定时间内 Mn 元素均化扩散后偏析程度（λ = 200μm）

Table 4.2 The segregation degree of Mn after billet steels are stacked and homogenized in specific time (λ = 200μm)

温度（℃）	扩散系数 $D(m^2/s)$	设定均化时间 $T(s)$	均化后偏析程度(%)
400	3.1×10^{-22}	4.32×10^5	100
450	4.8×10^{-21}	4.32×10^5	99.99
500	5.0×10^{-20}	4.32×10^5	99.99
550	4.0×10^{-19}	4.32×10^5	99.99
600	2.5×10^{-18}	4.32×10^5	99.97
650	1.3×10^{-17}	4.32×10^5	99.86
700	5.7×10^{-17}	4.32×10^5	99.39
800	7.1×10^{-16}	4.32×10^5	92.64

表 4.3 10 倍压缩比轧制后钢板处于奥氏体状态下 Mn 元素的均化扩散

Table 4.3 The homogenization throughing diffusion of Mn exist in austenite phase of steel plates which are rolled on ten times compression ration

温度 (℃)	扩散系数 D (m ² /s)	钢板偏析半波长 λ (m)	均化时间 T (h)
1100	1.6×10^{-15}	2×10^{-5}	15.9
1150	3.8×10^{-15}	2×10^{-5}	6.8
1200	8.4×10^{-15}	2×10^{-5}	3.1
1250	1.7×10^{-14}	2×10^{-5}	1.5
1300	3.5×10^{-14}	2×10^{-5}	0.7
1350	6.8×10^{-14}	2×10^{-5}	0.4

从以上表 4.1 可以看出一旦铸坯在连铸的过程中产生了严重的中心成份偏析，要通过在高温阶段保温使得偏析元素扩散从而减轻偏析程度到原来的 1/10 是很困难的，需要的时间超出铸坯在该温度下实际所能承受的时间。表 4.2 说明了铸坯在连铸后的堆垛

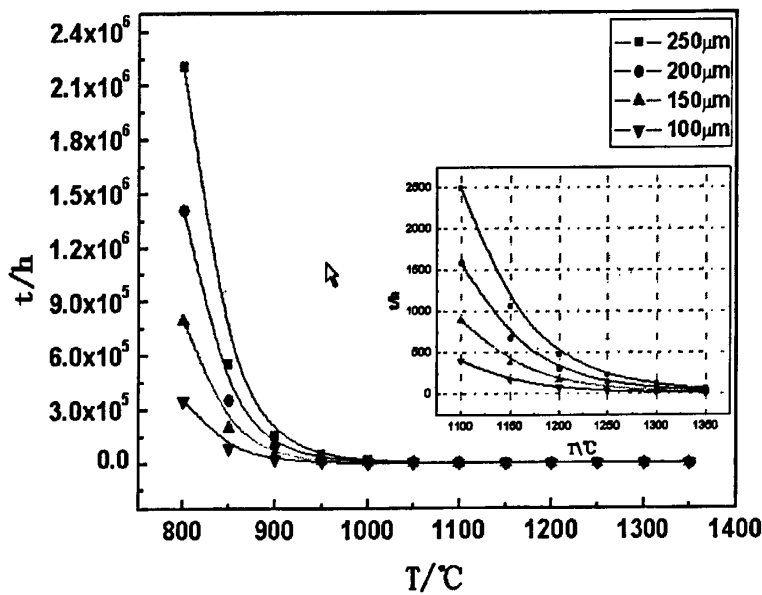


图 4.9 偏析波长与温度和均化时间的关系

Fig.4.9 The relation among wavelength of segregation and temperature and the time used homogenize过程中偏析元素的扩散情况，由于温度较低，扩散效果不是很明显。表 4.3 说明了在铸坯在经过 10 倍的压缩比轧制后原钢板中偏析波波长缩小了 10 倍，那么在同样的温度下，钢板的偏析程度减轻到原来的 1/10 所需要保温的时间变为原来的 1/100。如果把压缩比提高一倍，则轧制后原钢坯中偏析波波长缩小到 10μm，此时要使钢板的偏析程度在同样温度保温后达到相同的效果，保温时间缩减到 46min。这说明如果增大钢坯的压缩比 X 倍，能使得轧制后钢板的偏析正弦波波长缩小 X² 倍，使得消除偏析所需要的时间缩短了 X² 倍。

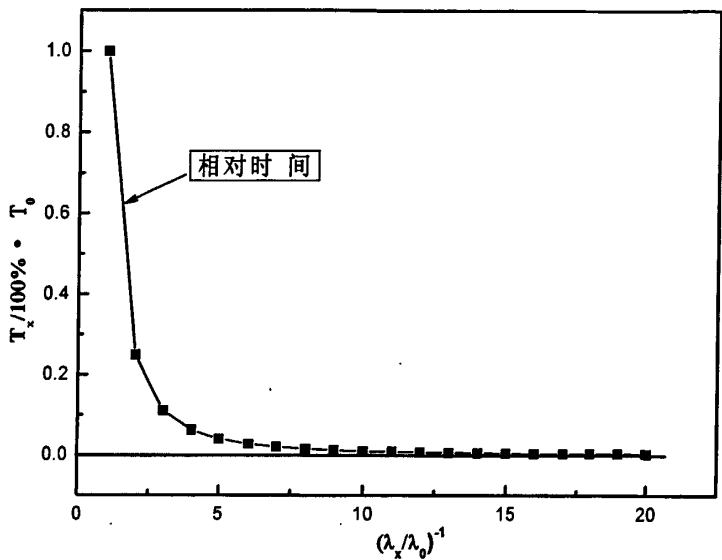


图 4.10 偏析波长与均化时间的关系

Fig.4.10 The relation between wavelength of segregation and time used homogenize

如图 4.9 所示是钢坯中偏析分布波长的变化与在不同温度下扩散到相同程度所需时间的比较。图 4.10 是钢坯中不同波长程度的元素偏析在同样的温度下扩散均化到原来偏析的 1/10 所需要的相对时间比较曲线。图中参考对照偏析波半波长 $\lambda_0(\text{m})=0.00025\text{m}$ ，参考对照均化时间是 478.5h。

表 4.4 钢坯奥氏体状态下规定时间内 Mn 均化扩散后偏析程度 ($\lambda = 200 \mu \text{m}$)

Table4.4 The segregation degree of Mn after billet steels are homogenized at austenite phase in specific time ($\lambda = 200\mu\text{m}$)

温度 (℃)	扩散系数 $D(\text{m}^2/\text{s})$	设定均化时间 T(s)	均化后偏析程度(%)
1100	1.6×10^{-15}	2400	99.90
1150	3.8×10^{-15}	2400	99.77
1200	8.4×10^{-15}	2400	99.50
1250	1.7×10^{-14}	2400	98.95
1300	3.5×10^{-14}	2400	97.90
1350	6.8×10^{-14}	2400	96.02

连铸坯轧制前在加热炉的保温段时间一般在 40min (2400S) 左右，根据这个时间计算，我们可以得出钢坯在这个保温段能使得铸坯的元素偏析程度消除多少呢?结果如上表所示，可以看出钢坯的偏析程度减少不多，效果不明显，但如果是在 10 倍压缩比轧制后把钢板放在同样的条件下，钢板的偏析程度能降到原来的 60%。这就说明在连铸时严格控制钢坯的柱状晶枝晶间距，缩小偏析波长对钢坯的保温扩散均化时间的缩短有显著的影响。

表 4.5 10 倍压缩比轧制后钢板处于铁素体状态下 Mn 元素的均化扩散

Table4.5 The homogenization throughing diffusion of Mn exist in pearlite phase of steel plates which are rolled on ten times compression ration

温度 (℃)	扩散系数 $D(m^2/s)$	钢板偏析半波长 $\lambda(m)$	均化时间 T(h)
400	3.1×10^{-22}	2×10^{-5}	81530285.8
450	4.8×10^{-21}	2×10^{-5}	5405089.3
500	5.0×10^{-20}	2×10^{-5}	509034.0
550	4.0×10^{-19}	2×10^{-5}	63879.8
600	2.5×10^{-18}	2×10^{-5}	10167.9
650	1.3×10^{-17}	2×10^{-5}	1975.0
700	5.7×10^{-17}	2×10^{-5}	453.9
400	3.1×10^{-22}	5×10^{-6}	5095642.8
450	4.8×10^{-21}	5×10^{-6}	337818.0
500	5.0×10^{-20}	5×10^{-6}	31814.6
550	4.0×10^{-19}	5×10^{-6}	3992.4
600	2.5×10^{-18}	5×10^{-6}	635.4
650	1.3×10^{-17}	5×10^{-6}	123.4
700	5.7×10^{-17}	5×10^{-6}	28.3

表 4.6 钢板铁素体状态下规定时间内 Mn 均化扩散后偏析程度 ($\lambda = 20 \mu m$)

Table4.6 The segregation degree of Mn after steel plates are homogenized at pearlite phase in specific time ($\lambda = 20 \mu m$)

温度 (℃)	扩散系数 $D(m^2/s)$	设定均化时间 T(s)	均化后偏析程度(%)
400	3.1×10^{-22}	259200	99.99
450	4.8×10^{-21}	259200	99.99
500	5.0×10^{-20}	259200	99.96
550	4.0×10^{-19}	259200	99.74
600	2.5×10^{-18}	259200	98.38
650	1.3×10^{-17}	259200	91.94
700	5.7×10^{-17}	259200	69.41

以上表 4.5 和表 4.6 表示的是轧后钢板在堆垛冷却过程中 Mn 偏析元素的扩散消除情况。表 4.5 指的是使钢板在各个温度下偏析程度减小到原来的 1/10 所需要的时间；表 4.6 指的是当钢板的偏析波半波长是 20 μm 时在不同温度下规定时间内偏析元素扩散到原来偏析程度的百分数。如果是增大压缩比或细化晶粒组织，使得显微偏析波长减小到 5 μm ，那么同样的条件下均化后偏析程度在 600℃ 可达到 80%。所以在轧制过程中，增大压缩比，使各种带状组织或枝晶组织得到充分的细化，对于钢板的偏析均化效果很有效。

以上表 4.1 至表 4.6 所表示的是钢坯（板）中合金元素 Mn 的偏析在不同状态下的均化扩散情况，由于 Mn 元素是置换固溶元素，所以经计算可知 Mn 元素的扩散系数较间隙固溶的碳元素的扩散系数在同样的温度下小 5 个数量级。那么在相同均化条件下碳元素的中心偏析能均化到什么样的程度呢？4.7 和表 4.8 所示就是钢中较容易扩散的碳元素在奥氏体状态和在铁素体状态下保温或堆垛缓冷以均化偏析碳元素的情况。

表 4.7 钢坯再加热后保温（奥氏体状态下）均化碳偏析

Table 4.7 The segregation of C was homogenized thoughing heating and insulating billet steel at austenite phase

温度 (℃)	扩散系数 $D(m^2/s)$	偏析波半 波长 $L(m)$	均化到原来偏 析度 1/10 所需 时间 $T(h)$	设定均化时间 T (s)	设定时间均化后偏析程 度 (%)
800	3.0×10^{-12}	2×10^{-4}	0.854	2400	16.60
850	6.1×10^{-12}	2×10^{-4}	0.424	2400	02.69
900	1.1×10^{-11}	2×10^{-4}	0.224	2400	0.10
950	2.0×10^{-11}	2×10^{-4}	0.124	2400	4.4×10^{-4}
1000	3.5×10^{-11}	2×10^{-4}	0.072	2400	6.4×10^{-8}
1050	5.8×10^{-11}	2×10^{-4}	0.043	2400	7.0×10^{-14}
1100	9.3×10^{-11}	2×10^{-4}	0.027	2400	8.0×10^{-23}
1150	1.4×10^{-11}	2×10^{-4}	0.017	2400	8.3×10^{-36}
1200	2.1×10^{-11}	2×10^{-4}	0.012	2400	3.8×10^{-54}
1250	3.1×10^{-10}	2×10^{-4}	0.008	2400	2.1×10^{-79}
1300	4.4×10^{-10}	2×10^{-4}	0.005	2400	2.1×10^{-113}

表 4.8 钢坯堆冷（铁素体状态下）均化碳偏析

Table 4.8 The segregation of C was homogenized thoughing cooling in pile billet steel at pearlite phase

温度 (℃)	扩散系数 $D(m^2/s)$	偏析波半 波长 $L(m)$	均化到原来偏 析度 1/10 所需 时间 $T(h)$	设定均化时间 T (s)	设定时间均化后偏析程 度 (%)
400	5.9×10^{-13}	2×10^{-4}	4.325	4320	0.16
450	1.6×10^{-12}	2×10^{-4}	1.530	4320	1.4×10^{-6}
500	4.1×10^{-12}	2×10^{-4}	0.619	4320	4.3×10^{-18}
550	9.2×10^{-12}	2×10^{-4}	0.279	4320	1.4×10^{-41}
600	1.8×10^{-11}	2×10^{-4}	0.138	4320	2.5×10^{-85}
650	3.5×10^{-11}	2×10^{-4}	0.073	4320	7.2×10^{-161}
700	6.1×10^{-11}	2×10^{-4}	0.042	4320	2.2×10^{-283}

从表 4.7 和表 4.8 与合金元素 Mn 的均化扩散情况比较我们可以看出不管是在连铸后的堆垛冷却过程中的均化扩散还是在再加热时的保温均化扩散，钢板的中心碳元素偏

析情况都能得到相当大的改善。表 4.7 中在对钢坯加热到 1200℃ 并保温 40min 时钢坯内的碳偏析能够基本消除,而在 1200℃ 时要使钢坯内的碳偏析峰值扩散均化到原来的 1/10 所需的时间仅仅是 45s。表 4.8 中当钢坯在连铸后堆垛冷却时即使钢坯的温度假定一直保持在 400℃ 不变,在 12 个小时后,钢坯内的碳偏析峰值降低到原来的 0.16%,几乎可以认为碳偏析得到消除。

4.2.4 均匀化结论

就此次因严重的钢坯中心成分偏析造成组织不均进而探伤不合格的钢板,如果能使得轧后钢板中的成分得到均匀化处理,则钢板的各项性能会有所改善。但是,通过我们上面的分析和计算可以知道,在现有的连铸水平下要想通过在铸坯高温奥氏体状态下短时间内消除已严重存在的钢坯中心合金成分偏析是比较困难的,当然能够减少偏析程度,效果较微,但如果增加加热温度和延长保温时间的话,效果还时比较明显的。在钢坯出连铸机后堆垛冷却的过程中合金元素的扩散均化效果也不是很理想。在轧后的铁素体状态下通过堆冷保温缓慢冷却也能够减少钢板的中心合金元素偏析,均化固溶的偏析元素,改善性能;但由于温度较低,合金偏析元素扩散缓慢,而且偏析波波长较大,所以基本在均化成分上效果不大。这时轧后堆垛缓冷主要是降低钢板轧后的冷却速度,尤其对于有严重中心 C、Mn 偏析的钢板,能有效抑制中心低温组织贝氏体或马氏体组织的生成。

尽管在高温保温段或堆垛冷却时钢坯内的合金元素的扩散效果不大,但对于间隙固溶的碳原子来说用保温或缓冷的手段来消除它的中心偏析还时比较有效的。我们此次计算所用的钢坯内偏析波平均波长是 40 μm ,枝晶间距很小,在微区的枝晶范围内碳元素的扩散均化是很容易的,但宏观上要使钢坯的中心部位和边部的碳正负偏析达到均化的效果是比较困难的,这意味着碳元素要长程扩散迁移,这需要在高温下较长的时间内才能实现,所以一般钢坯经高温段或缓冷后碳元素得到的均化都是在枝晶范围内的微区相对均匀。在钢坯的凝固过程中碳和其他元素一起发生了偏析富集在枝晶间,但是,当钢坯在连铸后缓冷或高温保温段停留时,碳能优先达到相对均匀,而置换元素 Mn 等合金元素的均匀化却很困难,这是枝晶偏析能够在碳已相对均化的情况下仍稳定存在的原因。溶于奥氏体的夹杂元素和合金元素影响奥氏体的 A_3 温度,有些元素硅、磷等能使 A_3 升高,而另外一些元素如 Mn 等能使 A_3 温度降低。奥氏体在高温时碳浓度已相对均匀,但夹杂元素和合金元素尚未均匀。由于夹杂元素和合金元素对 A_3 发生影响,结果原枝干处和枝晶间处各自的 A_3 温度出现了差异。于是,当热变形钢从奥氏体相区冷却时,铁素体将在 A_3 温度较高的局部区域优先产生,对于本次出现严重中心合金元素 Mn 枝晶偏析的钢板,由于 Mn 富集 Mn 的枝间部分与枝干部分相比 A_3 较低,所以铁素体优先在枝晶的枝干处产生。铁素体含很少的碳,随着温度的降低和铁素体的长大,碳不断向 A_3 温度较低的区域扩散富集,直到温度降低到 A_1 时,保留到最后的奥氏体转变程珠

光体，这样就形成了先共析铁素体和珠光体交替相间的显微带状组织。由此可以看出虽然高温段保温或连铸后堆垛缓冷随对合金元素和夹杂元素的均化效果不大，但相对均化了偏析严重的碳也就是减轻了带状组织的形成，能够改善钢板的各项性能。因为碳偏析在形成严重的带状组织的中的作用与合金元素 Mn 的作用是相同的，他们都降低铁素体开始转变温度 A_3 。

综上所述，我们知道当连铸坯中已产生了严重的成分偏析时，要想在再后续的加热和缓冷以及轧制过程中消除是很困难的，即使采用相应措施也是不能达到预期效果，尤其对于合金元素的中心偏析更是如此。所以，防止钢板中心元素偏析的最根本的办法就是在连铸过程中就消除或减轻连铸钢坯的中心成分偏析。

4.2.5 连铸过程中的改进措施

在连铸坯浇注的过程中控制元素的成分偏析主要是凝固结构的控制（减少柱状晶，防止枝晶偏析），细化铸态组织，使晶粒或枝晶网的尺寸尽可能的小，减小枝晶偏析波长 $2\lambda(m)$ 。主要考虑以下几个方面：

（1）降低浇注温度，减少过热度

柱状晶与等轴晶区的相对大小主要决定于浇注温度，最有效扩大等轴晶区的办法是接近于液相线温度浇注。浇注温度高，有利于柱状晶的生长，柱状晶区就宽。低的过热度增加提供了大量的等轴晶核，能较早的阻止柱状晶的生长导致宽的等轴晶区。过热度增加，柱状晶宽度增加，可能形成凝固桥，轴向偏析加重。首秦现场的连铸过程中浇注过热度一般较高，随机抽取的四炉 D36 船板的连铸参数基本如表 4.9 所示：

表 4.9 钢坯连铸基本参数

Table 4.9 The basic parameter of conticaster			
平均拉速(m/min)	中包平均温度(℃)	液相线温度(℃)	过热度(℃)
0.83	1541	1512	28
0.83	1539	1514	24
0.80	1537	1514	22
0.80	1541	1513	27

从上表可以看出铸坯浇注时平均的过热度达到 25.67°C ，这样的过热度很容易在钢坯内产生发达柱状晶，扩大柱状晶区，缩小了等轴晶区，形成中心元素枝晶偏析。有文献指出当过热度在 $15^{\circ}\text{C}\sim 20^{\circ}\text{C}$ 范围内波动时，等轴晶核增加，能生成款的等轴晶区，显著减轻钢坯的中心偏析。

（2）适当降低二冷水量

二冷水量大，铸坯表面温度低，断面上温度梯度大，有利于柱状晶的生长，柱状晶区就宽。降低二冷水量可使柱状晶区宽度减少，等轴晶区宽度增大。

（3）降低拉速

拉速增加，钢水在结晶器内停留时间减少，会导致转移钢水过热所需时间增加，推迟了中心等轴晶的生长，增加了柱状晶和轴向偏析。同时拉速增加，液相穴深度增加，更易形成凝固桥和形成中心缩孔。拉速与铸坯的断面面积有关，铸坯断面越大，连铸拉速越小，一般对于 220mm 厚的铸坯，拉速一般保持在 0.80m/min 左右，小于 0.80m/min 更有利于消除浇注过程中产生的偏析和缺陷。对于 250mm 厚的铸坯，拉速一般保持在 0.7m/min 对形成高质量的钢坯最为有利。从上表可以看出 250mm 厚的铸坯拉速平均达到了 0.82m/min，虽然产量提高了不少，但对于钢坯质量的保证却很不利。

(4) 降低氧含量

从现场了解到首秦现阶段的船板铸坯的连铸过程中全氧含量在较好的情况下达到 20ppm~40ppm，如果是控制不好的情况下全氧含量有 70 ppm~100ppm，氧含量的控制很不稳定，而且好的情况下[O]含量也是较高的，钢水纯净度不好，容易在铸坯内部生成氧化物夹杂，破坏组织的完整性，恶化板坯的性能。

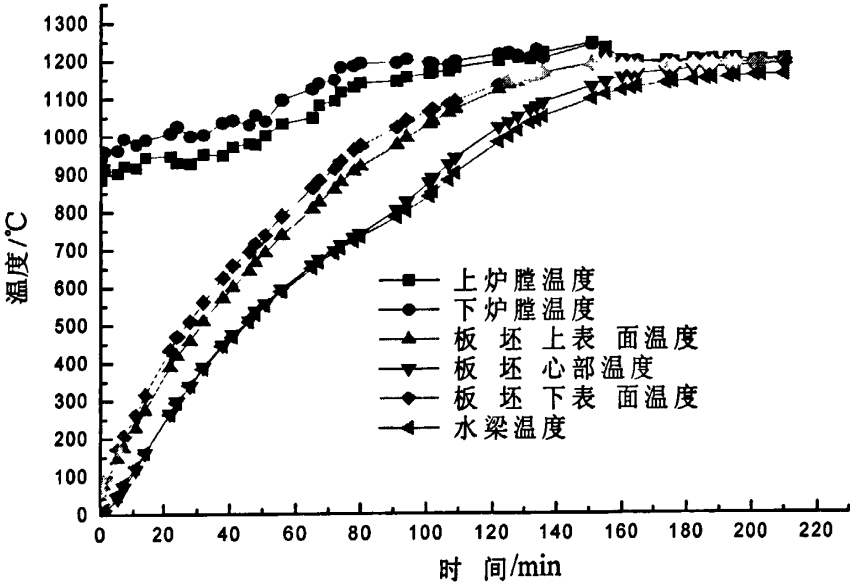


图 4.12 加热炉各位置温度与时间的关系

Fig.4.12 The relation between temperature and time at different position of heating-furnace

图 4.12 是使此次钢板拉伸出现白亮带的一块铸坯的加热数据图，此铸坯的厚度是 220mm。按照一毫米厚度加热需要时间一分钟的经验方法，使铸坯热透所需的时间应该在 220min 左右。从图 4.12 看加热时间接近 220min，可是没有均热时间段，元素的中心偏析得不到扩散减轻，而且即使是钢坯的中心温度的最高值也不到 1200℃，这样很不利于改善铸坯的中心元素偏析情况。

第5章 热处理对钢板Z向性能的影响

5.1 引言

钢材的化学成份、组织结构、工艺过程及材料的性能这四项是相互依存、相互制约的。化学成份的变化将通过改变钢中组织结构(晶粒大小、分布及原子排列方式等)改变材料的性能,因此,化学成份是一切材料性能好坏的基础,组织结构是材料性能的实质,材料的性能只是成份、组织结构的具体体现,工艺过程的变化就是通过改变材料的组织结构来达到改变性能的目的。正火和调质处理均是通过不同的加热方式,不同的保温时间和不同的冷却速度达到改变材料组织结构的目的,最终得到理想的综合性能。本文考虑到Z向抗层状撕裂用钢的交货状态可以是正火态,高级别(E40)的厚板可以经调质处理交货,作为对改进Z向抗层状撕裂性能工艺的探索,本文研究了正火热处理对钢板的厚度方向抗层状撕裂性能的影响。

5.2 正火处理对钢板Z向性能的影响

将钢加热到临界点以上某一温度(一般为 $A_{c3}+30^{\circ}\text{C}\sim 50^{\circ}\text{C}$),保温一段时间,然后在空气中冷却的热处理工艺,称为正火(也叫常化或正常化)。正火的目的是使上一道工序中产生的非正常组织(如铁素体晶粒粗大、魏氏组织、带状组织和非铁素体+珠光体等产物等亚共析钢组织缺陷),通过结晶转变为正常组织(对低碳钢为细小等轴铁素体+均匀分布的块状珠光体组织),以改善其力学性能和工艺性能。

5.2.1 实验材料及实验方案

5.2.1.1 海洋平台用钢A1正火处理

在两次的实验室热轧试验中,钢板都有不同程度的带状组织,对钢种Z向性能有极大的不利影响。为了消除带状组织和细化晶粒,提高钢材的各项力学性能,尤其是钢板的Z向性能,对第二次试轧的A1钢板进行了正火热处理,以期改善厚度断面收缩率。具体工艺如下图5.1。

考虑到钢中含有Nb、Ti合金元素,一般加热温度为 $A_{c3}+100^{\circ}\text{C}\sim 150^{\circ}\text{C}$,则加热温度设定为 870°C 、 900°C 、 930°C ,以便研究正火的温度变化对钢板的Z向性能的具体影响。加热保温时间是以 $1.5^{\circ}\text{C}/\text{mm}$ 的加热速度来计算,以试样热透为原则,正火试样为加工Z向拉伸试样的长方体锯料,厚度为20mm。实验采用箱式电热炉,试样在电炉温度达到设定值(870°C 、 900°C 、 930°C)后放入,待炉温稳定后开始计时,保温30min,然后空冷。之后加工成Z向拉伸试样进行Z向断面收缩率的检测。

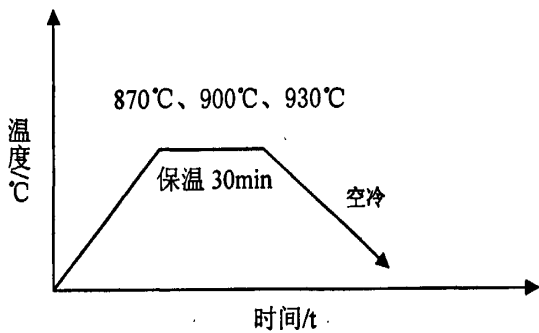


图 5.1 海洋平台用钢 A1 正火工艺图

Fig.5.1 Theprocess drawing of normalization for A1 steel plate used for offshore structure

5.2.1.2 现场来料 Q460C 正火热处理

某中厚板现场生产的 40mmQ460C 钢板一般力学性能都达到要求，但附加检测 Z 向性能严重不合，Q460C 钢板虽然不要求厚度方向抗层状撕裂性能，但当 S 含量较低时，厚度方向的性能也不能太差。E36 海洋平台用钢的现场试验轧制还没有进行，考虑到未来现场生产的 E36 级海洋平台用钢也可能存在现场生产钢板 Z 向性能严重不合的问题，我们决定应用该厂生产的 40mmQ460C 钢板代替 E36 作为先期探讨对象来研究现场轧制钢板 Z 向不合的原因和进行正火热处理改进 Z 向性能的实验。具体实验工艺方案如下：

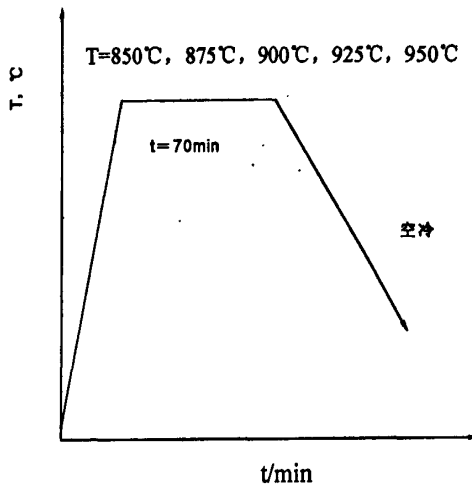


图 5.2 现场生产 Q460C 正火热处理工艺

Fig.5.2 Theprocess drawing of normalization for Q460C steel plate produced in industry

试验用钢的化学成分、轧制工艺参数和力学性能具体如下：

表 5.1 化学成分 (Wt, %)

Table 5.1 The Chemical sonstitution(Wt, %)

C	Si	Mn	S	Nb	V
0.15	0.35	1.4	0.005	0.03	0.05

坯料厚度：250mm；成品厚度：40mm；压缩比：6.25
加热温度：1200~1250℃；在炉时间：3.5~4.5h；
一阶段终轧温度：>=980℃；
待温厚度/成品厚度：102/40=2.5；
终轧温度：860~810℃；终冷温度：630~690℃；返红温度：670~750℃；冷速：
4~8℃/s。

表 5.2 初始力学性能指标
Table 5.2 The original mechanical property

屈服强度 (MPa)	抗拉强度 (MPa)	延伸率 (%)	A _{kv-40} 1 (J)	A _{kv-40℃2} (J)	A _{kv-40} 3 (J)	Ψ _{Z1} (%)	Ψ _{Z2} (%)	Ψ _{Z3} (%)
480	620	18	110	96	80	17	20	21

对实验钢种进行了 850℃、875℃、900℃、925℃、950℃五个温度的正火实验，主要研究正火温度的变化对钢板 Z 向拉伸断面收缩率的影响。正火在 RAL 实验室箱式电热炉进行，待炉温稳定保温 70min 后出炉空冷，之后进行试样加工进行冲击、拉伸、Z 向性能检测。

5.2.2 实验结果和分析

5.2.2.1 实验室轧制海洋平台用钢的正火分析

正火处理前热轧钢板的 Z 向性能和正火处理后钢板的 Z 向性能如表 5.2 和表 5.3 所示。

表 5.3 热轧钢板的 Z 向性能
Table 5.3 The Z-direction properties of hot-rolled plates

编号	热轧状态	断面收缩率 (%)	平均值 (%)
1#-1	TMCP	67.3	63.75
1#-2		61.2	
1#-3		69.2	
1#-4		57.3	

表 5.4 正火后热轧钢板的 Z 向性能
Table 5.4 The Z-direction properties of hot-rolled plates after normalization

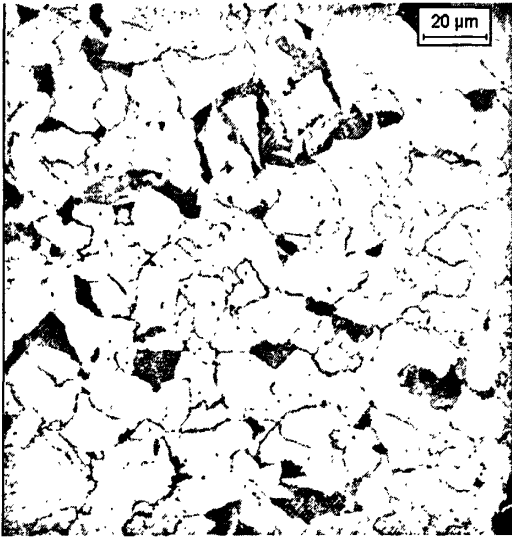
编号	热处理状态	热处理后断面收缩率 (%)	平均值 (%)
1#- Z1	930℃正火	77.50	73.07
1#- Z2	930℃正火	68.60	
1#- Z3	900℃正火	79.24	78.47
1#- Z4	900℃正火	77.29	
1#- Z5	870℃正火	80.54	77.44

1#- Z6

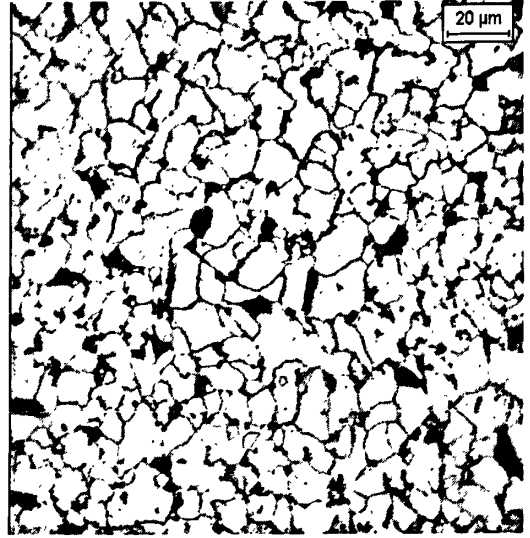
870℃ 正火

74.35

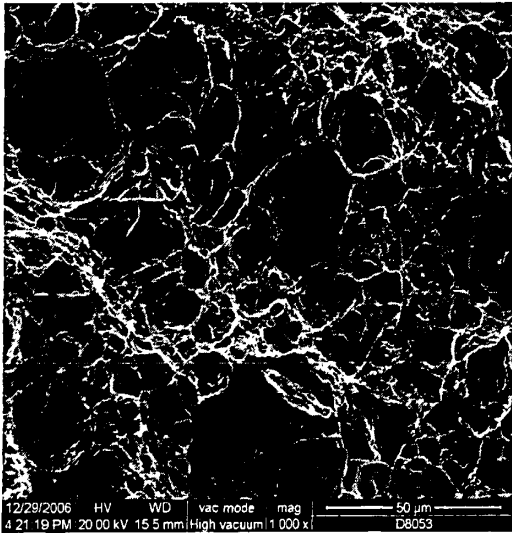
对热轧钢板和正火热处理钢板的金相组织和 Z 向拉伸断口形貌进行观察，结果如图 5.3 所示。



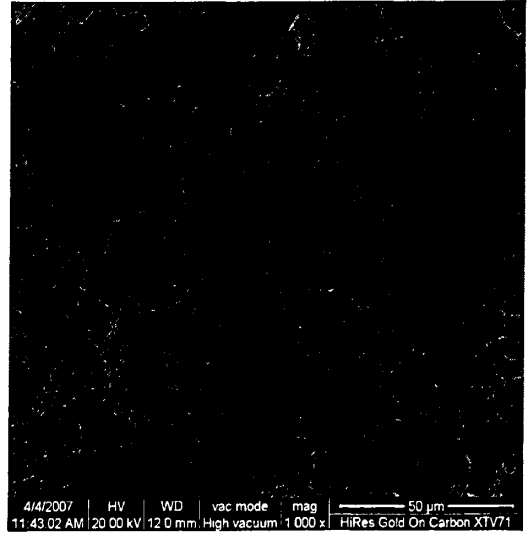
(a) 1#-热轧



(b) 1#-900℃正火



(c) 1#-热轧



(d) 1#-900℃正火

图 5.3 正火热处理后试样金相和断口扫描照片

Fig.5.3 The metallograph and stereoscan photograph of tensile sample fracture after normalization

由表 5.1 和表 5.2 可以看出，相比热轧后钢板的 Z 向性能，正火处理后钢板的 Z 向性能得到大副的提高，热轧后厚度方向性能良好的 1#钢的平均断面收缩率由原来的 63.75%上升到 76.33%，提高了 19.83%。从 1#-热轧金相图 5.3 (a) 可以看出热轧后钢板的组织为铁素体+少量呈带状分布的珠光体组织，晶粒较为粗大。相比之下，1#-900℃正火试样的金相组织图 5.3 (b)，热处理后带状组织得到消除，组织比较均匀，晶粒明显细化。细化晶粒后的钢板能有效的增强钢板的强度和韧性，抑制微裂纹的扩展，提高

钢板基体的抗层状撕裂能力，从热轧和热处理后试样的断口扫面分析可以印证。如图 5.3 所示，热轧后断口上存在着较大的韧坑和小的韧窝相间分布，大的韧坑深度浅，而且有解理断裂的痕迹，说明钢板中裂纹源的发生地和扩展区域的脆相区域普遍存在，钢板的组织不均匀，存在一定成分偏析。正火处理后，试样的断口上韧窝较深且均匀分析，大小基本一致，呈现出良好的韧性断裂形貌。

从图 5.3 可以看出正火温度的变化对钢板的 Z 向性能的影响。930℃正火时温度较高，晶粒容易长大，使性能得到削弱；而 870℃正火时温度又较低，致使 C、P 等元素的正火阶段扩散不充分，进而抑制了正火消除带状组织和偏析的作用。所以既能使组织均匀细化，又能促进偏析元素迁移扩散的合适正火温度是保证正火工艺发挥效用的重要条件，A1 号海洋平台用钢在 900℃正火时发挥了正火的最大效用，对于钢板 Z 性能的改善最为明显。

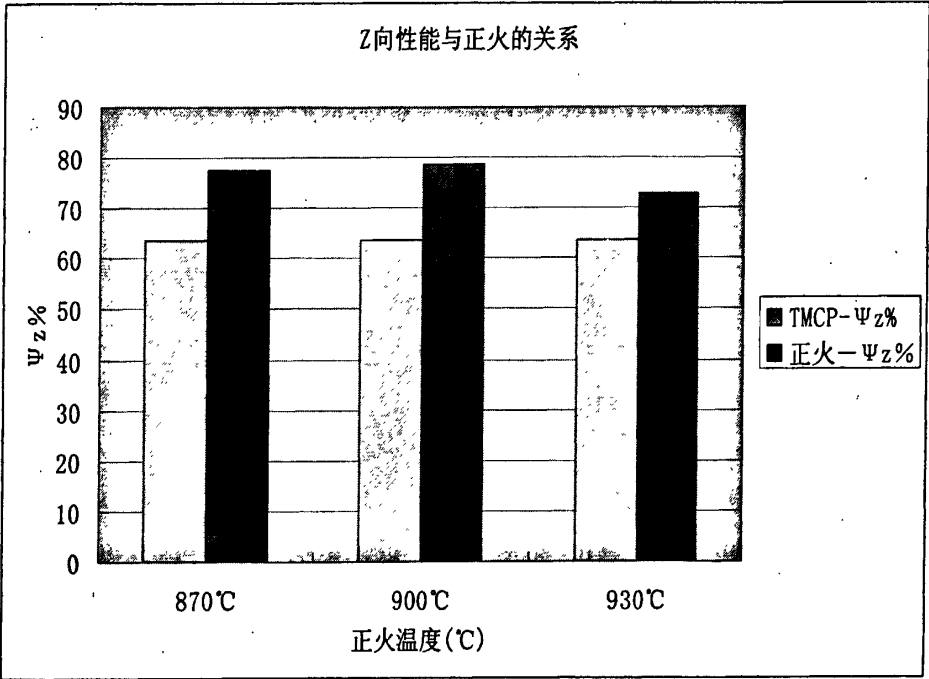


图 5.4 Z 向性能与正火温度关系示意图

Fig.5.4 The relation between Z-direction property and normalization temprature

5.2.2.2 工业现场生产 Q460C 钢板的正火分析

正火处理前后钢板的强度、延伸率和断面收缩率如表所示：

表 5.5 正火前后力学性能检测结果比较

Fig.5.5 The mechanical properties comparison between fore and after normlization

工艺方案	屈服强度(MPa)	抗拉强度(MPa)	延伸率(%)	断面收缩率(Ψz%)
Q460C-TMCP	480	620	18.0	19.4
850℃N	377	535	29.6	42.2
875℃N	393	530	34.8	37.6
900℃N	389	525	31.2	37.1

925℃N	385	535	31.9	41.6
950℃N	379	515	31.8	14.4

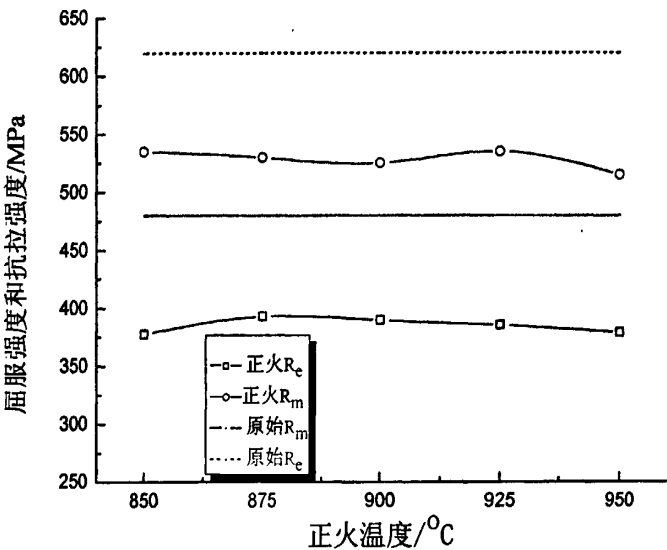


图 5.5 强度与正火温度的关系曲线

Fig.5.5 The relation between strength and normalized temperature

从图 5.5 可以看出，试样经过正火处理后，屈服强度降低 90MPa~100MPa，抗拉强度降低 85MPa~105MPa，延伸提高 11%~16%，屈强比由 0.77 降低到 0.71~0.74；850℃~925℃正火后，抗拉强度在 525MPa~535MPa 范围内，当温度提高到 950℃时，抗拉强度降低到 515MPa；从力学性能的角度看 875℃正火，得到的力学性能比较理想。

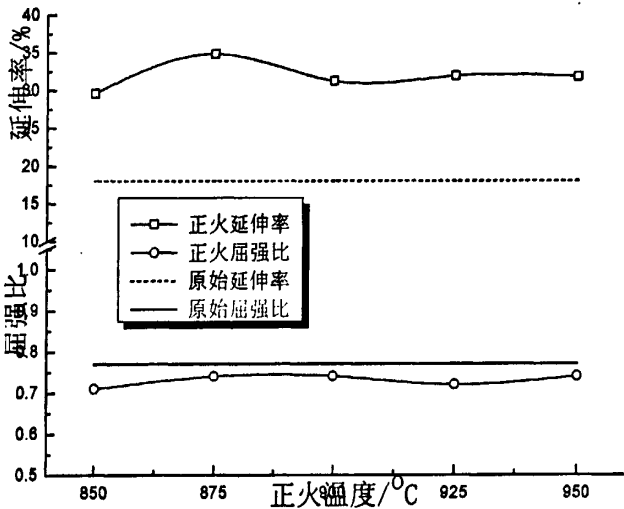


图 5.6 屈强比和延伸率与正火温度的关系曲线

Fig.5.6 The relation among yield ration,elongation percentage and normalizaed temperature

如图 5.6 所示，经过正火处理后，钢板的屈强比均在 0.75 以下，延伸率在 30%左右，

相比正火之前 0.77 的屈强比和 18% 的延伸率，钢板的完全满足性能要求。

表 5.6 正火前后钢板的冲击韧性比较

Fig.5.6 The dynamic ductility comparison between fore and after normlization

工艺	$A_{kv(0^{\circ}C)}1(J)$	$A_{kv(0^{\circ}C)}2(J)$	$A_{kv(0^{\circ}C)}3(J)$	Aver. $A_{kv(0^{\circ}C)}(J)$	Min. $A_{kv(0^{\circ}C)}(J)$
Q460C-TMCP	110	96	80	95.3	80.0
850℃N	58.5	102.5	92.5	84.5	58.5
875℃N	167.9	173.2	164.2	168.4	164.2
900℃N	182.3	158.9	135.3	158.8	135.3
925℃N	147.5	146.1	139.7	144.4	139.7
950℃N	170.6	180.2	174.7	175.2	170.6

工艺	$A_{kv(-20^{\circ}C)}1(J)$	$A_{kv(-20^{\circ}C)}2(J)$	$A_{kv(-20^{\circ}C)}3(J)$	Aver. $A_{kv(-20^{\circ}C)}(J)$	Min. $A_{kv(-20^{\circ}C)}(J)$
850℃N	129.3	112.3	79	106.9	79.0
875℃N	131.4	148.4	169.1	149.6	131.4
900℃N	115.3	123.7	131.9	123.6	115.3
925℃N	112.5	129.1	121.8	121.1	112.5
950℃N	105.3	128.6	134.9	122.9	105.3

工艺	$A_{kv(-40^{\circ}C)}1(J)$	$A_{kv(-40^{\circ}C)}2(J)$	$A_{kv(-40^{\circ}C)}3(J)$	Aver. $A_{kv(-40^{\circ}C)}(J)$	Min. $A_{kv(-40^{\circ}C)}(J)$
850℃N	42.9	80.9	173.8	99.2	42.9
875℃N	134.9	121.8	98.7	118.5	98.7
900℃N	90.4	96	67.1	84.5	67.1
925℃N	47.1	87.7	52.6	62.5	47.1
950℃N	36	36	84.3	52.1	36.0

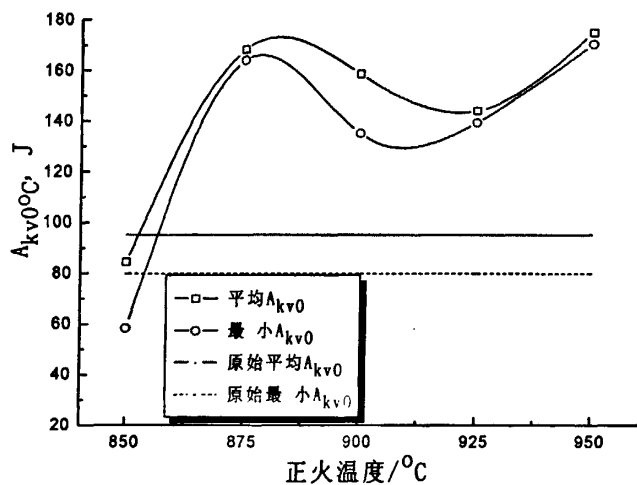


图 5.7 冲击韧性与正火温度的关系曲线

Fig.5.7 The relation between dynamic ductility and normalizaed temperature

正火温度为 875℃~950℃时，0℃单值最小冲击功都在 120J 以上，完全满足 C 级要求；正火温度为 850℃，0℃平均冲击功为 80J，单值最小冲击功为 59J，虽然能满足

标准要求, 但是相对于初始值是有所下降的。

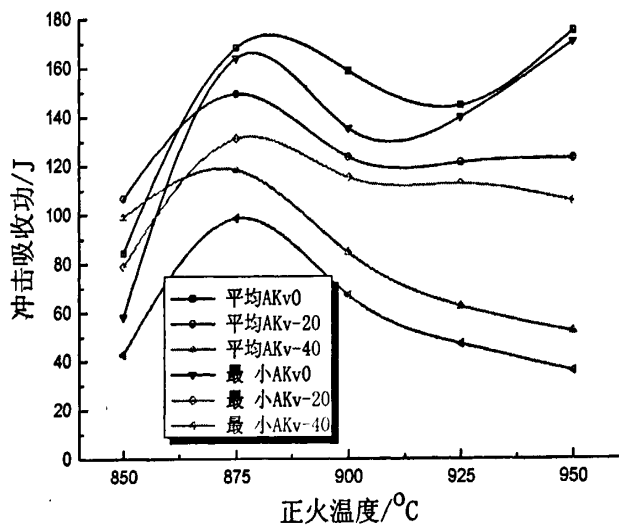


图 5.8 不同温度的冲击韧性与正火温度的关系曲线

Fig.5.8 The relation between dynamic ductilities different temperature and normalizaed temperature

从图 5.8 可以看出, 经过正火处理后, 试样在 0℃、-20℃、-40℃冲击均能满足标准要求, 正火有利于提高钢板的冲击韧性; 比较适宜的正火温度是 875℃~925℃。

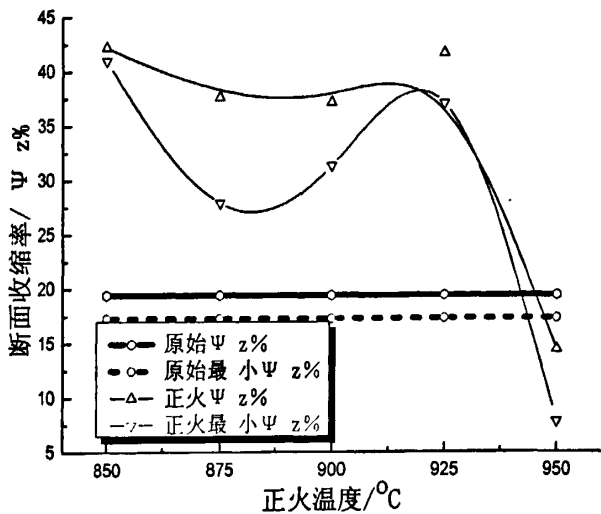


图 5.9 Z 向拉伸试样断面收缩率与正火温度的关系曲线

Fig.5.9 The relation between contraction of cross sectional of Z-direction tensile sample and normalizaed temperature

由图 5.9 可以看出, 经过正火处理后, 正火温度在为 850℃~925℃时, 钢板的 Z 向性能比室温的性能均得到了不同程度的提高, 原来仅仅具有 Z15 性能要求的钢板, 在 850℃~925℃时, Z 向性能均达到了 Z35 的要求; 需要注意的是正火温度为 950℃时, Z 向性能得到了恶化, 探讨其原因, 认为是 950℃正火时温度高, 晶粒过大, 增强了钢板的各项异性, 使厚度方向性能得到削弱。

通过上面的试验结果可以看出,正火热处理对厚板的力学性能有显著的作用。钢板的厚度方向性能、低温冲击韧性在正火后得到很大的提升,而屈服强度和抗拉强度值有所降低,降低到 Q420C 级别。综合以上结果,认为在保温时间不变的情况下,875℃正火热处理是化学成分为 0.15C-1.4Mn-0.35Si-0.03Nb-0.08V-0.005S, 40mm 厚 Q460C 钢板的最佳正火温度。

5.3 本章小结

通过对实验室开发的 E36 级海洋平台用 Z 向钢和工业现场生产的 Q460C 厚板进行正火热处理探讨,可以得出以下的两点结论,供后续的开发研究作参考:

(1) 正火热处理对厚板的 Z 向性能有显著的影响,钢板经温度正火处理后 Z 向性能都有很大的提升,但正火温度过高容易使得晶粒粗大,恶化性能。此外,钢板的韧性也能得到改善,但强度有所降低,对要求综合性能良好的钢板,正火处理是各项力学性能均良好的保证。

(2) 化学成分为 0.15C-1.4Mn-0.35Si-0.03Nb-0.08V 的 40mm 厚 Q460C 钢板的最佳正火热处理温度为 875℃。

第 6 章 结论

本文通过对具有 Z 向抗层状撕裂的 E36 级海洋平台用钢的实验室研发以及后续的提高厚向性能的热处理实验,结合现场的实际生产条件,提出了现场工业轧制 40mm 海洋平台用 Z 向钢的基本工艺和改善 Z 向性能的热处理工艺;通过对影响现场生产厚板厚度方向性能的内部缺陷的研究,以及分析生产流程中显著影响中厚板 Z 向性能的工艺因素,并找出了提高连铸坯质量和改善中厚板 Z 向性能的途径。得出具体结论罗列如下:

1. 用低碳(0.09C)路线和 TMCP 工艺研制的海洋平台用 Z 向钢完全满足性能要求,并提出了工业试生产工艺方案。

现场工业轧制 40mm 海洋平台用 Z 向钢的基本工艺:

表 6.1 试验轧制钢板的化学成分 (Wt, %)

Table 6.1 Chemical sonstitution of hot rolled plate for paternity test (Wt, %)

C	Si	Mn	P	S	Als	Nb	Ti
0.09	0.203	1.50	0.0098	0.0031	0.060	0.029	0.014

加热温度: 1200℃; I 阶段开轧温度: 1050℃~1150℃; II 阶段开轧温度: ≤900℃; 终轧温度: 800℃; 终冷温度: 630℃; 冷速: 5℃/s。

粗轧道次压下率>20%, 粗轧段总压下率>50%。

2. C、Mn 的中心成分偏析,中心粗大的 P 带状组织或 B-M 带状组织以及硫化锰夹杂,使得裂纹更易在中心脆性区产生和扩展,是拉伸白亮分层断口的主要原因。

3. 当钢坯在连铸后缓冷或高温段保温时,碳经均匀化扩散优先达到相对均匀, Mn 等合金元素的均匀化却很困难。

4. 正火处理后 Z 向钢断面收缩率有很大的提升,韧性得到很好改善,对要求综合性能良好的钢板,正火处理是钢板力学性能均衡的保证。

5. 化学成分为 0.15C-1.4Mn-0.35Si-0.03Nb-0.08V 的 40mm 厚 Q460C 钢板的最佳正火热处理温度为 875℃。

参考文献

1. 张爱民, 陈晔, 马学刚. 低合金中厚板拉伸性能不合格的断口分析[J], 物理测试, 2003, 1: 38~40.
2. 张爱民, 陈晔, 苗钊. 16MnR 容器钢板带状组织的研究[J], 山东冶金, 2002, 24 (6): 38~59.
3. 张维, 陈晔. Q235 热轧钢板伸长率不合格试样的金相分析[J], 钢铁, 2004, 39 (4): 57~59.
4. 李登凯, 王新, 刘莫昌等. 热轧厚钢板探伤缺陷原因分析[J], 宽厚板, 1995, 1 (2): 9~16.
5. Holby E, Smith J F. Lamellar Tearing—the Problem Nobody Seems to Want to talk About[J], Welding Journal, 1980, (2): 37~44.
6. Dickinson D W, Ferguson D L, Ries G D. Prediction of Lamellar Tearing Susceptibility by Mechanical Testing[J], Welding Research Supplement, 1980, (11): 343s~348s.
7. Yamato K, Inoue T. Application of Lamellar Tear Resisting Steels to Offshore Structures[J], Nippon Steel Technical Report, Overseas, 1979(9): 16~26.
8. Wilson W G. Minimizing Lamellar Tearing by Improving Z-Direction Ductility[J], Welding Journal, 1974(11): 691~695.
9. Steidl G. Damage from Lamellar Tearing in a Press Component[J], Schweissen und Schneiden, 1985, 37(5): E79~E80.
10. Ikeda K, Kurogi Y, Ohno Y etc. Steel Plates Used for Offshore Structures in the North sea[J], Nippon Steel Technical Report, 1984, (24): 25~33.
11. Kobayashi K, Narumoto A, Funakoshi T etc. Propagation under Through-Thickness Stresses of Fatigue Cracks in Structural Steels with Varying Sulphur Content[J], Welding in the World, 1977, 15(9/10): 222~236.
12. Matsubara H, Iwasaki N, Taheshige K etc. Lamellar-Tear Resisting Steel for Marine Structure[J], Nippon Kokan Technical Report, 1979, (80): 11~21.
13. Lindley C. Contributions on the Lamellar Tearing and Fracture Resistance of Heavy Sections for use in Seismic Loading Condition[J], Progress in Structural Engineering and Materials, 2002, 4(1): 105~116.
14. Kim C M, Han J K, Chang R W. Weldability of 50kg/mm²exp2 Grade TMCP Steel for Building Structural Use[J], TIST Journal of R&D, 1993, 7(4): 660~667.
15. Salama, Mamdouh M. Through-Thickness Properties of TMCP Steel[J], Journal of Offshore Mechanics and Arctic Engineering, 2004, 126(4): 346~349.

16. Inoue T. Lamellar Tearing Journal of the Japan[J], Welding Society, 2004, 73(2): 35~40.
17. John fisher, Nestor Iwankiw. Structural Steel Connections[A], World Trade Center Building Performance Study APPENDIX B: Structural Steel and Steel Connections(Federal Emergency Management Agency).
18. 小指军夫著. 控制轧制控制冷却[M], 北京: 冶金工业出版社, 2002, 6~20.
19. 王占学. 控制轧制与控制冷却[M], 北京: 冶金工业出版社, 1988.
20. 孙建林等. 800MP级低合金中厚板的工艺及力学性能分析[A], 新一代钢铁材料研讨会[C], 2001, 345~348.
21. 曲锦波等. 热变形和加速冷却对低碳微合金钢组织的影响[J], 钢铁研究学报, 2001, 13(5): 43~47.
22. 唐获等. 控轧控冷对DH36 钢组织的影响及工艺参数优化[J], 轧钢, 2000, 17(4): 7~11.
23. 王笑波等. 中厚板轧后控制冷却技术的发展及现状[J], 轧钢, 2000, 17(3): 44~46.
24. 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.
25. 刘晰棕. 含Ti、Nb钢板的控制轧制[J]. 辽宁冶金, 1995, 4: 33~35.
26. Radko Kaspar, Josef Siegfried Distl, Klaus-Joachim. Changes in Austenite Grain Structure of Microalloyed Plate Steels due to Multiple Hot Deformation[J], Steel research, 1998, 57(6): 271~448.
27. S. F. MEDINA, J.E.MANCILLA. Influence of Alloying Element in Solution on Static Recrystallization Kinetics of Hot Deforming Steels[J], ISIJ international, 1996, 36(8): 1063~1069.
28. H. L. ANDRADE, M.G.AKBEN, J.J.JONAS. Effect of molybdenum, Niobium, and Vanadium on Static Recovery and Recrystallization and on Solution Strengthening in Microalloyed Steels[J], Metallurgical Transactions A, 14A: 1983~1967.
29. Roberts W, Sandberg A. The Composition of V(C,N) as Precipitated in HSLA Steels Microalloyed with Vanadium [A], Internal Report IM-1489, Swedish Institute for Metals Research, Oct. 1980.
30. Rune Lagneborg, Tadeusz Siwecki, et al. The Role of Vanadium in Microalloyed Steel[J], Scandinavian Journal of Metallurgy, 1999, 28: 186~241.
31. Roberts W, Sandberg A, Siwecki T. Precipitation of V(C,N) in HSLA Steels Microalloyed with V[A], Proc. Conf. Vanadium Steels, Krakow, Oct. 1980, D1~D12.
32. Zajac S, et al. Strengthening Mechanisms in Vanadium Microalloyed Steels Intended for Long Products[J], ISIJ Int., 1998, 38: 1130~1139.
33. 雍岐龙等. 钛在钢中的物理冶金学基础数据[J], 云南工业大学学报, 1999, 15 (2): 7~10.

34. S. F. MEDINA. Influence of Ti and N contents on Austenite Grain Control and Precipitate Size in Structural Steels[J], ISIJ, 1999, 9: 24.
35. 马云亭, 叶建军. Nb在低碳高强度船体结构钢EH36中的应用[J], 宽厚板, 2002, 8: 18~23.
36. HSCG-MMI, NSAF-CTTIC. Status of Nb-Bearing Steel Product and Strategic Aim of Nb-Bearing Steel Development in China[J], 1997, 19~20.
37. 高志一, 孟沪龙. 钢板的层状撕裂研究分析[J], 机械科学与技术, 1995, 2: 27~29.
38. 李森. 浅谈厚板焊接中的层状撕裂问题[J], 港口机械, 1994.
39. 韩鑫根. 大厚度钢材焊接层状撕裂的防止[J], 中国修船, 1996, 1: 8~10.
40. Nakao N, Ohssuzu H. Properties of Steel in Thickness Direction[J], Nippon Kokan Technical Report -Oversea, 1972, (12): 63~71.
41. Sun Jun, Boyd J D. Through-Thickness Cleavage Fracture Stress of a Ti-V-N Plate Steel[J], Journal of Materials Engineering and Performance, 2001, 10(3): 337~343.
42. 国秀元, 马兴云, 杨宪礼等. 不同脱氧工艺对钢板分层的影响[J], 炼钢, 2001, 17(6): 43~46.
43. Tsunekage N, Tsubakino H. Effects of Sulfur Content and sulfide-forming Elements Addition on Impact properties of Ferrite-pearlitic Microalloyed Steels[J], ISIJ International, 2001, 41(5): 498~505.
44. 赵红康, 王怀宇. 厚板生产中对氢含量的控制[J], 宽厚板, 2002, 8(3): 33~36.
45. 周远华, 冉广秀. 低合金钢中厚板探伤缺陷的原因分析与探讨[J], 重型机械科技, 2003, (2): 40~44.
46. 朱立民. 钢中氢对中厚板板材探伤合格率的影响[J], 钢铁研究, 1999, 2: 19~21.
47. Hasebe Shigeo, Bessyo Kiyoshi, Asai Yasuhiro. Factors for Lamellar Tearing of Steel plate[J], Sumitomo Search, 1975, (13): 19~27.
48. Kanazawa Shojo, Yamato Kazunari, Takeshi Yasuhira etc.. On the Assessment of the Lamellar Tearing Susceptibility of Steel Plate[J], Transactions of the Japan Welding Society, 1974, 5(1): 90~102.
49. Farrar J C M. Effect of Hydrogen on the Formation of Lamellar Tearing[J], Welding Research International, 1997, 7(2): 120~143.
50. Yajiang Li, Xiaoqin Shen, Tao Feng etc.. Effect of diffusion hydrogen distribution in the fusion zone on welding crack for HQ130 high strength steel[J], International Journal for the Joining of Materials, 2004, 16(1): 21~27.
51. Flecher L, Yurioka N. A holistic model of hydrogen cracking in pipeline girth welding[J], Welding Research Abroad, 2001, 47(1): 29~36.
52. Adamiec piotr, Dziubinski Jerzy. Hydrogen cracks in welded steel pipe-Part2: Influence of hydrogen and tensile stresses on the mechanical characteristics[J], Schweissen and

- Schneider/Welding and cutting, 2002, 54(5): 266~270.
- 53.周红波, 赵诊云, 许巨川. 25mm厚钢板产生层状撕裂的原因和防治[J], 建筑技术开发, 2003, 30 (2) : 61~63.
- 54.何宇明, 朱斌, 宋晓菊等. 中厚板超声波探伤不合格成因调查及对策分析[J], 钢铁, 2004, 39 (5) : 20~23.
- 55.王慧珍译. 中心偏析对厚板层状撕裂的影响[J], 宽厚板, 1996, 2 (4) : 46.
- 56.Deva A, Mohaptra S K, Datta R. Production of Thick Plate on the Hot Strip Mill at the Rourkela Steel Plant(RSP) [J], Ironmaking and Steelmaking, 2004, 31(4): 304~311.
- 57.Byoungchul Hwang, Han Sang Lee, Yang Gon Kim etc.. Analysis and Prevention of Side Cracking Phenomenon Occurring during Hot Rolling of Thick Low-Carbon Steel Plates[J], Materials Science & Engineering A, 2005, 402: 177~187.
- 58.Stauffer A C, Koss D A, Mckirgan J B. Microstructural Banding and Failure of a Stainless Steel[J], Metallurgical and Materials Transactions A, 2004, 35A(4):1317~1324.
- 59.孔繁革, 王欣, 崔丽等. 锅炉用20G钢管带状组织对横向性能的影响[J], 锅炉制造, 2000, (2) : 53~58.
- 60.张维, 陈晔. Q235热轧钢板伸长率不合格试样的金相分析[J], 钢铁, 2004, 39 (4) : 57~59.
- 61.Narasaiah N, Ray K. K. Small Crack formation in low carbon steel with banded ferrite-pearlite structure[J],Materials Science & Engineering A, 2005, 392(1-2): 269~277.
- 62.Sunghak lee, Byoungchui Hwang, Han Sang Lee etc.. Analysis and prevention of side cracking phenomenon occurring during hot rolling of thick low-carbon steel plates[J], Materials Science & Engineering, 2005, 402(1-2): 177~187.
- 63.朱志远, 宁林新, 王国连. 板坯氢含量控制何中心碳偏析改善研究[J], 钢铁, 2006, 41 (10) : 32~35.
- 64.林大为, 沈黎晨, 戴一一等. 消除16Mn钢板带状组织的临界冷却速度的测定与计算[J], 钢铁, 2002, 35 (7) : 40~43.
- 65.杨作宏, 付剑梅. 减轻16MnR专用板的带状组织[J], 宽厚板, 2001, 7 (2) : 24~25.
66. 赵坚, 赵琳. 优质钢缺陷[M], 北京: 冶金工业出版社, 1991.
67. 宋维锡. 金属学[M], 北京: 冶金工业出版社, 1987.
- 68.赵美, 王洪新, 刘兴江, 常国威. 柱状晶间距的变化对铸坯溶质分布的影响[J], 2004, 24 (6) : 56~58.
- 69.韩炯, 高亮. 高强船板拉伸试验断口分层的原因分析[J], 宽厚板, 2006, 12 (1) : 30~32.
- 70.廖键成.金属学[M], 北京: 冶金工业出版社, 1994.
- 71.刘增沛. 热处理工艺学[M], 北京: 科学普及出版社, 1984: 33.
- 72.孙齐松. 影响中厚板Z向延塑性能的主要因素[D], 北京科技大学, 2007.

73. Majka T F, Matlock D K, Krauss G. Development of Microstructural Banding in Low-Alloy Steel with Simulated Mn Segregation[J], Metallurgical and Materials Transactions A, 2000, 33A(6): 1627~1637.
74. 李洪生, 高辉. 钢中硫化锰的形态及对钢性能的影响[J], 一重技术, 2004, 102 (4) : 26~28.
75. 刘国勋. 金属学原理[M], 北京: 冶金工业出版社, 1980.
76. 崔忠圻. 金属学与热处理[M], 北京: 机械工业出版社, 2003.

硕士期间完成的论文

作者在攻读硕士学位期间发表的文章:

1. 张才毅, 狄国标, 唐帅, 刘振宇. 影响 Z 钢性能的工艺因素研究[A], 2007 年第八届东北三省塑性成形新技术学术会议[C], 沈阳, 2007, 180~184.

致谢

本论文是在导师刘振宇教授亲切关怀和悉心指导下完成的。导师科学严谨的治学态度，学术上渊博系统的理论知识，工作中勤奋忘我的作风，科研工作中高度的责任感，都使我受益匪浅。在两年多的学习期间，导师对我的严格要求和悉心培养，生活上无微不至的关怀和谆谆教诲，在此向尊敬的导师致以最深深的谢意！感谢导师在治学和为人方面所给予的教诲！

特别感谢东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室狄国标博士、唐帅博士两年来的关心和鼓励，在生活各方面和科研实验工作中，所给予的无私的支持指导和帮助，让我深切感受到课题组的温暖，在此致以最诚挚的感谢！

感谢重点实验室崔光洙老师、王佳夫老师、田浩师傅、张进师傅和周维忠师傅在实验过程中所给予作者的大力帮助。感谢办公室张颖、杨子琴、沈馨、李昭等老师给予的支持和帮助！

感谢硕士生孙庆强同学、李鑫垒同学在实验过程中给予了大力帮助！

感谢首钢技术研究院麻庆生教授和姜卫华工程师在首秦现场无私的指导和帮助！

感谢实验室博士研究生王根矾、杜海军、方轶旒、肖保亮、谢胜涛和硕士生崔荣新、刘刚、李军凯等在实验过程中和论文的写作过程中给与的很多关怀和帮助，感谢实验室的每一位成员，和睦、融洽的相处不仅增进了彼此的友谊更为彼此提供了一个良好的学习环境。