

1934213

分类号 _____ 密级 _____
UDC _____

学 位 论 文

X80 管线钢宽厚板控轧控冷工艺研究

作者姓名 崔荣新

指导教师姓名 杜林秀 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

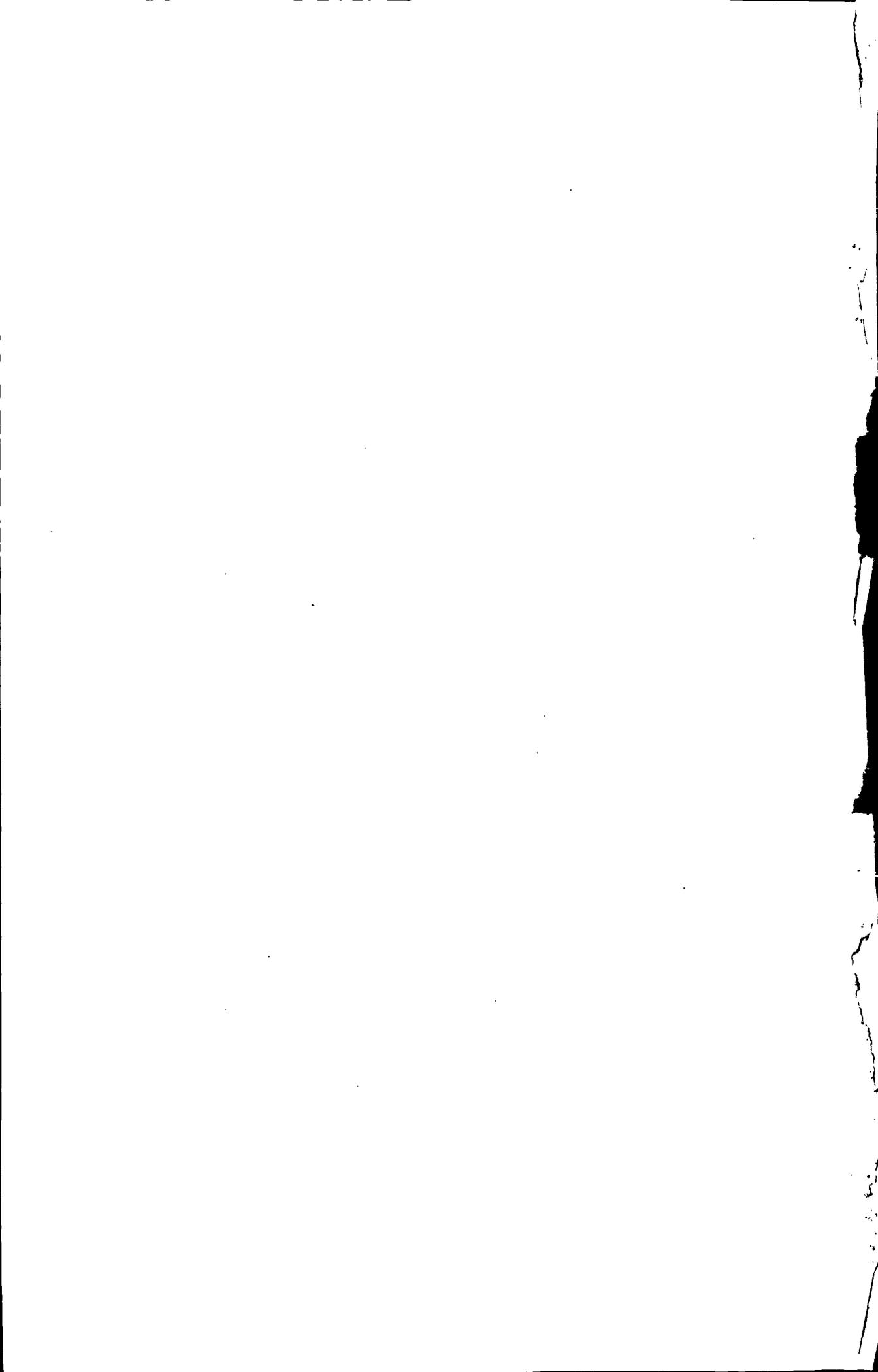
论文提交时间 2008年2月 论文答辩时间 2008年3月

学位授予日期 _____ 答辩委员会主席 刘振宇

评阅人 许云波 张海渠

东 北 大 学

2008年2月





Y1844206

A Thesis in Materials Forming Engineering

**Study On Thermo-mechanical
Control Process of X80 Wide and Heavy
Pipeline Plate**

By CUI Rongxin

Supervisor: Professor DU Linxiu

Northeastern University

Feb. 2008



1



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：崔荣新

日期：2008.3.1

学位论文授权使用授权书

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

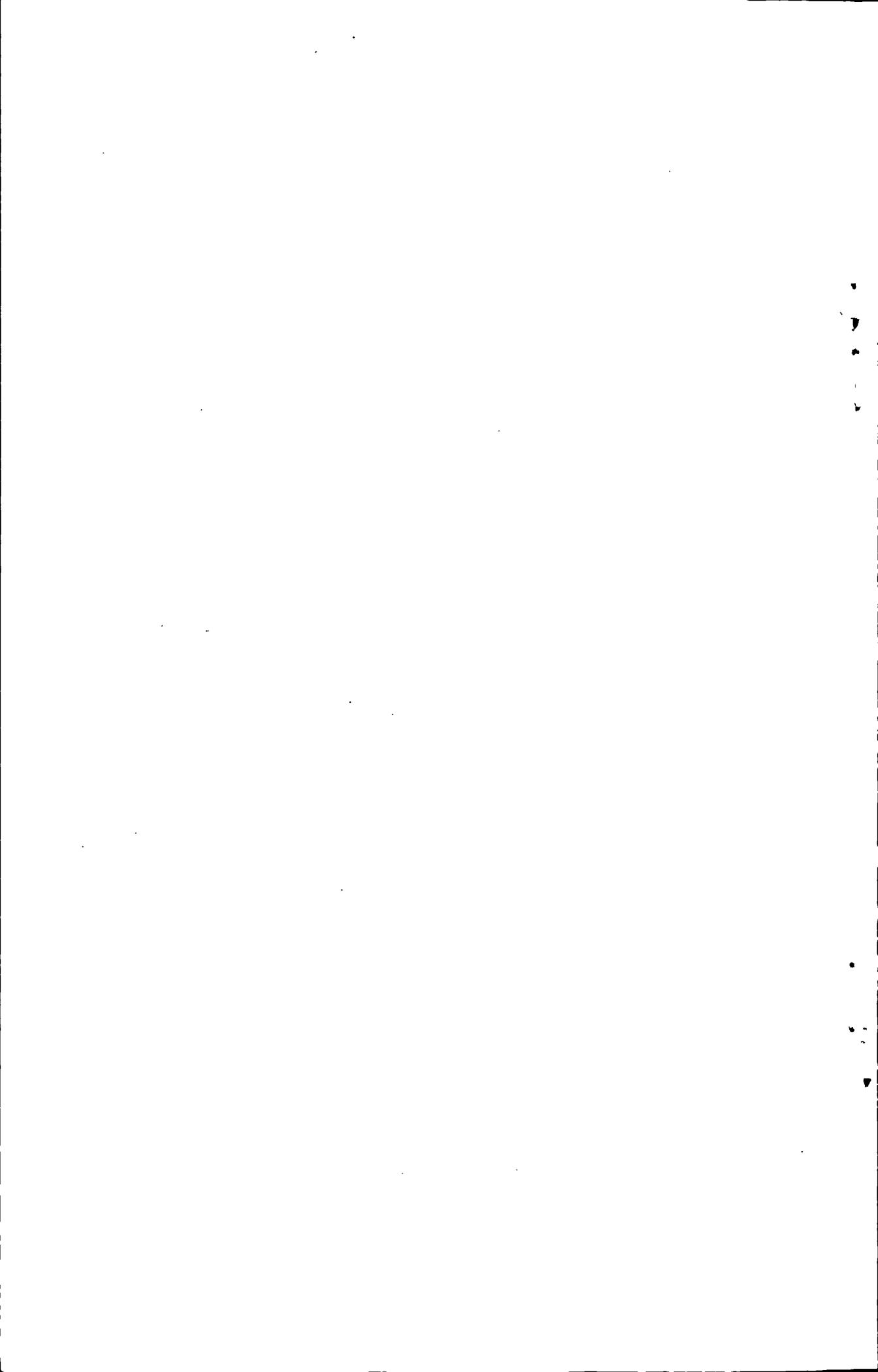
(如作者和导师同意网上交流，请在下方签名；否则视为不同意。)

学位论文作者签名：崔荣新

导师签名：杜林秀

签字日期：2008.3.1

签字日期：2008.3.1



X80 管线钢宽厚板控轧控冷工艺研究

摘要

本文以东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室承担的“首钢宽厚板品种开发项目”为背景，通过实验室热模拟实验、热轧实验及现场工业试轧，研究了 X80 管线钢的高温热变形行为及控轧控冷工艺参数对组织及性能的影响，论文主要内容包括：

1. 利用 Gleeble2000 热模拟机，进行了单道次压缩实验，得到了实验钢的真应力-应变曲线，研究了管线钢的高温热变形行为，计算了动态再结晶过程的激活能、Z 参数，建立了实验钢的变形抗力模型。
2. 通过实验室热轧实验，研究了三种不同化学成分的实验钢在不同 TMCP 工艺条件下的组织与性能，发现主要成分为 0.045%C, 1.778%Mn, 0.042%Nb, 0.046%V, 0.02%Ti, 0.29%Mo 的实验钢在再轧温度 854℃、终轧温度 802℃、终冷温度 550℃、冷却速率 15.6℃/s 时可获得 $R_{40.5}=605\text{MPa}$ 、 $R_m=755\text{MPa}$ 、 $A_{50\text{mm}}\%=46$ 的良好力学性能，以及 -20℃ 平均夏比冲击功 287J，剪切面积 97% 的良好冲击韧性。
3. 通过轧制过程的离线模拟及在线水冷单体试验，校核了首秦 4300mm 宽厚板轧机的轧制能力及 ACC 冷却系统的水冷能力。结果表明，其轧制能力及水冷强度满足 X80 管线钢工艺要求。
4. 通过一轮的现场工业试轧，摸索了 X80 管线钢的工艺参数与性能的关系。结果表明，随着终冷温度的升高，组织中针状铁素体的含量减少，多边形铁素体含量增多。由于本次试验终冷温度控制较高，导致针状铁素体较少，钢板的强度偏低，而且其落锤结果 (DWTT) 不理想。

关键词：X80 管线钢； 控轧控冷； 组织性能； 针状铁素体； 落锤撕裂试验

•
•
•
•

•
•
•

Study On Thermo-mechanical Control Process of X80 Wide and Heavy Pipeline Plate

Abstract

The thesis is combined with the project of The steel grade development of Shougang Group by the State Key Laboratory of Rolling Technology and Automation of Northeastern University. Hot simulation experiments, hot rolling experiments in laboratory and industrial experiments had been carried out; the high temperature deformation behavior and effect of thermo-mechanical control process on microstructure and mechanical properties of X80 pipeline steel were investigated. Main studies are rendered as follows:

1. The single pass thermo-simulation compression experiment was carried out using Gleeble2000 hot simulation machine. The true stress-strain curves were obtained. The high temperature deformation behavior was researched and the activation energy of dynamic recrystallization and parameter Z were counted out. Besides, the model of deformation resistance of tested steels had been established.
2. Through hot rolling test in lab, the microstructures and mechanical properties of three tested steels with different chemical component were studied in different TMCP conditions. The results showed: tested steel with 0.045%C, 1.778%Mn, 0.042%Nb, 0.046%V, 0.02%Ti in rerolling temperature 854 °C, finishing temperature 802 °C, cooling temperature 550 °C and cooling rate 15.6 °C/s can achieve good mechanical properties with $R_{0.5}=605\text{MPa}$, $R_m=755\text{MPa}$, $A_{50\text{mm}}\%=46$ and charp ballistic work 287J, section of shear 97%.
3. Through off-line simulation on the rolling and on-line accelerated cooling experiments, the rolling and cooling capability of Shouqin 4300mm production line were checked. The results showed that the rolling and cooling capability could satisfy the demand of process of X80 pipeline steel.
4. Through one industrial experiment, the relations between process parameter and mechanical properties were surveyed. The results showed that the content of acicular ferrite was decreasing and the content of polygonal ferrite was increasing with the lowering of finishing cooling temperature. Due to the high finishing

cooling temperature in the experiment, the content of acicular ferrite was lower. Therefore, the strength of tested steels were lower and the results of drop weight tear test were not satisfied the demand.

Key words: X80 pipeline steel; TMCP; microstructures and mechanical properties; acicular ferrite; DWTT

目 录

| | |
|--------------------------------|-----|
| 独创性声明 | I |
| 摘 要 | II |
| Abstract..... | III |
| 目 录 | i |
| 第 1 章 绪论 | 1 |
| 1.1 选题背景 | 1 |
| 1.2 管线钢的研究与应用概况 | 2 |
| 1.2.1 国外管线钢的开发与使用概况 | 2 |
| 1.2.2 国内 X80 管线钢的研究与应用概况 | 4 |
| 1.2.3 管线钢的控制轧制与控制冷却 | 5 |
| 1.3 高钢级管线钢的性能要求 | 7 |
| 1.3.1 强度 | 7 |
| 1.3.2 韧性 | 9 |
| 1.3.3 成型性 | 9 |
| 1.3.4 耐腐蚀性 | 9 |
| 1.4 管线钢的组织 | 10 |
| 1.4.1 管线钢的组织分类 | 10 |
| 1.4.2 管线钢中的岛状组织 | 13 |
| 1.5 本文的目的和研究内容 | 14 |
| 第 2 章 高温热变形行为研究 | 15 |
| 2.1 前言 | 15 |
| 2.2 实验方案 | 15 |
| 2.2.1 实验材料 | 15 |
| 2.2.2 实验工艺 | 15 |
| 2.3 实验结果及分析 | 16 |
| 2.3.1 应力-应变曲线 | 16 |
| 2.3.2 变形激活能的计算 | 18 |
| 2.3.4 变形参数与 Z 参数的关系 | 20 |

| | |
|---------------------------|----|
| 2.3.5 变形抗力模型的建立 | 22 |
| 2.4 本章小结 | 25 |
| 第3章 实验室热轧实验 | 27 |
| 3.1 实验方法 | 27 |
| 3.1.1 实验材料与设备 | 27 |
| 3.1.2 实验方案 | 28 |
| 3.2 实验结果 | 28 |
| 3.2.1 工艺参数与性能 | 28 |
| 3.2.2 显微组织分析 | 30 |
| 3.3 讨论 | 37 |
| 3.4 本章小结 | 37 |
| 第4章 工业试验 | 39 |
| 4.1 引言 | 39 |
| 4.2 试验方案 | 39 |
| 4.2.1 试验材料及设备 | 39 |
| 4.2.2 离线模拟轧制及水冷单体试验 | 40 |
| 4.2.3 现场试轧方案 | 41 |
| 4.3 试验结果及分析 | 41 |
| 4.3.1 离线模拟轧制结果 | 41 |
| 4.3.2 水冷单体试验结果 | 44 |
| 4.3.3 X80 轧制试验结果及分析 | 46 |
| 4.4 本章小结 | 59 |
| 第5章 结论 | 60 |
| 参考文献 | 62 |
| 致 谢 | 65 |

第1章 绪论

1.1 选题背景

随着油气输送管线的迅猛发展，输送压力不断提高，新建天然气管道的设计工作压力都在 10MPa 以上。输送压力的提高要求增加钢管壁厚，壁厚增加势必带来钢管重量的增加。在此情况下，只有提高管线钢强度，才能减小钢管壁厚，节约钢材，降低成本。为了保证管道的结构稳定性、安全性和经济性，在管线建设中采用高钢级的管线钢进行油气的输送。高钢级管线的使用可以很大程度上降低生产和建设成本。管线建设采用不同钢级钢管的成本变化率，如图 1.1 所示^[1]。

在20世纪70年代，管线钢生产的热轧加正火工艺被控制轧制技术所取代，利用Nb和V的微合金化技术可生产出X70管线钢。这种控制轧制技术在80年代进一步演化为控制轧制加轧后加速冷却技术，利用这种技术可以生产比X70级更高钢级的X80管线钢。到了20世纪末、21世纪初，利用控制轧制和改进后的加速冷却技术并添加Mo、Cu和Ni，可使钢板的强度级别提高到X80、X100甚至X120^[2]。

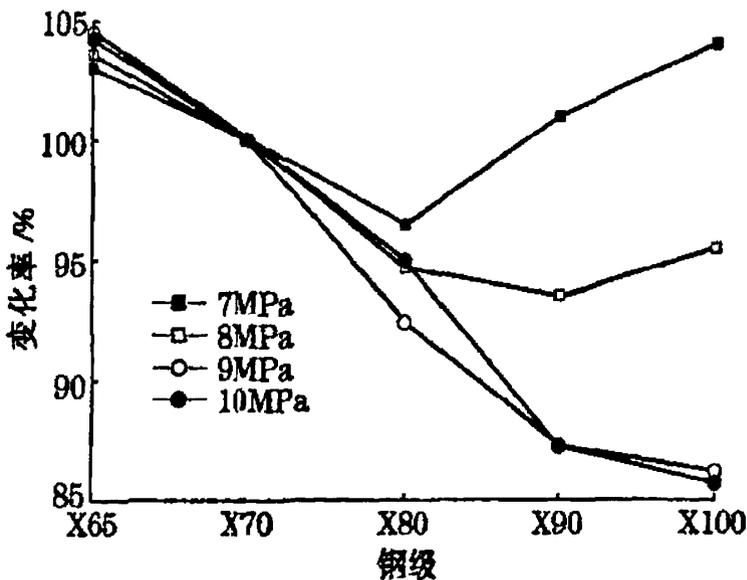


图 1.1 管线建设采用不同钢级钢管的成本变化率

Fig.1.1 The change rate of cost accepted with different steel grade in pipeline construction

在我国，随着西气东输等一批高压输气管道工程的实施，输气管线的建设对

高强度管线钢的需求日益迫切。西气东输和陕京二线等工程是高强度管线钢在我国大规模应用的重要实例, 这些工程的建设带动了国内高强度管线钢的研制与开发进入一个崭新的阶段, 加快了 X80 管线钢的开发与应用步伐, 部分钢厂逐步开始开发高强度的管线用钢^[3]。

高级别管线钢的生产是钢铁企业综合实力的标志和体现, X80 管线钢管在国际上的研究和应用已有 20 多年的历史, 关于其组织、机械性能和抗腐蚀性、焊接性等的相关研究已有报道^[4]。但由于其对强韧性和焊接性等综合性能的特殊要求, 使用仍受到了限制, 至今在国际上已建成的 X80 输气管线只有数百公里长。而对 X80 钢强韧化机理的深入研究仍是人们关注的课题。研究 X80 钢通过添加适量而经济的合金元素、配合优化的控轧控冷工艺^[5], 以获得最佳的综合性能, 一直是钢铁工作者致力的课题, 其研制成功将推动 X80 钢的规模化生产和在管线工程上的大批量使用; 同时也填补国内空白, 缩短与国际同行业的差距, 提高国内高级别管线钢在国际市场的地位和竞争力。

本文结合“首钢宽厚板品种开发项目”, 拟通过实验室热模拟实验、热轧实验及现场工业试轧, 对 X80 高温热变形行为、控轧控冷工艺、组织构成及性能进行研究。

1.2 管线钢的研究与应用概况

1.2.1 国外管线钢的开发与使用概况

自从二战期间美国建立了世界上第一条具有现代规模的长距离石油输送管线以来, 随着输送压力、输送介质以及自然环境的不断变化, 管线钢的要求及钢级在不断地提高^[6](见图 1.2)。1967 年国际上第一条高压、高钢级(X65)跨国天然气管线(伊朗到阿塞拜疆)建成; 20 世纪 70 年代初期, 北美开始将 X70 级管线钢用于天然气管线; 1985 年, 德国铺设了第一条 3.2km 长的 X80 试验段; 2002 年 9 月, Transcanada 公司成功地将 NKK 提供的 14.3mm 厚的 X100 钢管用于 WESTPATH 项目 Saratoga 试验段中, 并取得了一系列研究成果。X100 钢级也被首次列入 2002 年新版的加拿大管道标准 CSAZ245.1-2002 中。2004 年 2 月, 加拿大在 Pearless Lake 项目中成功建成一条 2 公里长的 $\phi 914\text{mm}$ 的 X100 和 1.6 公里长的 $\phi 914\text{mm} \times 120$ 试验段, 该试验段的建成是世界上 X120 管线钢在工程中的首次应用。同时, 自 2000 年开始玻璃纤维/钢复合管也被应用于高压天然气输送管线中。

1928 年美国石油学会 (American Petroleum Institute) 制定了 API SPEC5L 焊管标准, 以后每年 APISPEC5L 标准经过一次修订, 至今已形成钢级从 A、B、X42

至 X80 比较完善的焊管标准体系。美国 1891 年建成第一条天然气长输管线（约 200km），1925 年建成第一条焊接钢管天然气管线。“X42”表示管线钢的屈服强度等级为 42Ksi（英制单位），对应公制单位的 290MPa。

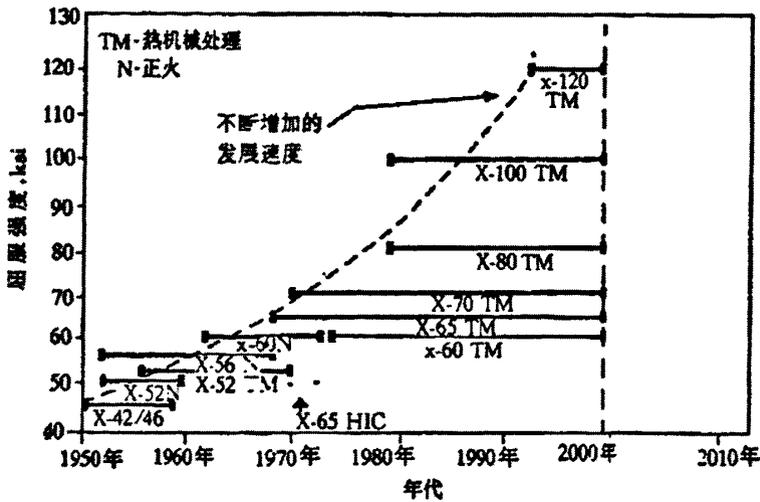


图 1.2 高强度管线钢的发展历程^[7]

Fig.1.2 Development history of high strength pipeline steel

目前，国外天然气高压输送采用高钢级钢管呈强劲的发展趋势。微合金钢控轧技术在管线钢中的应用使得管线钢不再进行正火而大大降低了生产成本，同时微合金元素的作用使得晶粒进一步细化^[8]，与同级别的非控轧钢相比，钢中碳含量可以大幅度下降，钢的韧性和焊接性得到了很大提高。

输气管道输送压力的不断提高，使得输送钢管迅速向高钢级发展。国际上，X70 钢管已使用多年，X80 钢管在德国、加拿大、日本等国已具备规模生产的能力，并已应用到多条管线中。加拿大 Welland 公司 1995 年至 1999 年 7 月销售的供天然气输送的 SSAW 和 UOE 焊管，全部为 X70 与 X80。工业发达国家普遍把 X80 列为 21 世纪初天然气管道的首选钢级。德国、日本、加拿大已研制成功 X100 管线钢，正在研制 X120 钢级。一些著名的石油公司和管道公司计划在新世纪初进行 X100 钢级管道的工业性试验、甚至越过 X100 直接进行 X120 钢级的工业性试验。由此可见，高钢级管线钢的开发与应用在国外已非常普遍。

二十世纪六十年代以前，管线钢的强度是通过含 0.20% 碳的钢经热轧、正火而得到的。此时钢级主要为 X52、X56。1959 年低碳的高强度低合金钢（HSLA）首先应用在大运河管道工程，从而带动了热轧微合金化技术在高强度管线钢上的应用和发展。七十至八十年代随着控轧工艺（TM）在生产中的应用，X65、X70 钢

发展了起来。钢中碳含量大大降低,同时降低钒的含量,提高 Nb 的含量,通过 Nb 对热轧时奥氏体再结晶行为的影响来细化晶粒,提高钢的强度。由于 C 含量的降低,大大减少了珠光体的比例,钢的韧性也得到了很大提高。这时钢的成分为 0.10%C+Nb(V),组织为铁素体加少量珠光体。到了八十年代后期,随着热轧工艺和设备的不断改进和发展,在控轧(TM)后进行强制加速冷却技术(ACC)在生产中得到了应用。管线钢的 C 含量进一步降低,强度却在提高。冷却速率的提高和冷却停止温度的降低使得终轧后的组织发生了根本改变,由铁素体+珠光体型变为先共析铁素体+贝氏体型(或针状铁素体型),组织也进一步细化。X80 管线钢就是在此技术上发展起来的。此时钢中碳含量约 0.08%,并通过铌、钛复合进行微合金化, Ti 的加入能进一步改善高强度钢的焊接性。九十年代, X100 管线钢也在德国、加拿大等国家研制出来,其成分为 0.07%C+Nb+Ti+Mo,工艺为控轧(TM)+加速冷却(ACC)或控轧(TM)+直接淬火(DQ),后一种工艺得出的组织为马氏体^[9]。

1.2.2 国内 X80 管线钢的研究与应用概况

对于 X80 高钢级管材的研究和应用,石油与冶金行业已开展了十余项国家基础攻关、应用基础研究和技术开发,其中包括国家“973”项目“高强度管线钢的重大工艺基础研究”,中油集团技术开发项目“X80 管线钢管的开发与应用”、“X80 管线钢的焊接及高韧性焊材选择”等。宝钢、武钢、鞍钢等大型企业都相继成功开发了 X80 热轧板卷和宽厚钢板;宝鸡、华北、巨龙等工厂相继成功开发了 X80 螺旋缝埋弧焊管和直缝埋弧焊管。迄今为止,宝钢根据管线的发展需求,进行了 X80 管线钢 7.9 mm、14.6 mm 和 15.3 mm 厚规格热轧板卷的研制,产品满足 API 标准对 X80 强度等级的要求,冲击韧性和焊接性能优良^[10]。武钢采用控制轧制和强制加速冷却工艺生产了 15.3 mm 和 17.5 mm 厚度的 X80 热轧板卷,其成分设计以 API 标准为基础,符合国内对高钢级管线钢高纯净度、高韧性、低的脆性转变温度以及优良的焊接性和抗 HIC 能力等要求。钢中夹杂物级别不超过 2 级,且已球化,分布均匀,组织为针状铁素体和少量弥散分布的岛状组织^[11]。除了以上两家企业外,还有鞍钢和舞阳钢铁公司也已经试制了 X80 热轧钢板。虽然鞍钢和舞阳钢铁公司的 X80 管线钢性能各有不同,但是都已经达到了 API 标准要求^[12]。

中油集团公司正在积极实施 X80 管线钢应用工程项目。2005 年 3 月 26 日,两根用宝钢高强度、高韧性 X80 管线钢制成的管径为 1016 毫米、壁厚达 15.3 毫米的螺旋缝埋弧焊钢管在河北景县成功对接,标志着我国首条 X80 输气管线应用工程正式开工建设。X80 管线钢工业性应用工程位于西气东输冀宁支线 12 标段河北

景县境内,全长 7.925 公里,是目前国内天然气管道中钢级最高的输气管线。西气东输冀宁支线是陕京二线和西气东输管线的联络管道,承担着向江苏省长江以北地区以及山东省供气的任务。在 X80 输气管线应用工程中,宝钢开发的 X80 管线钢热轧板卷得到成功应用,实物质量达国际先进水平。采用鞍钢 X80 管线钢生产的钢管铺设实验段,位于“西气东输”途经的山东德州境内,长度约两公里,需 X80 管线钢宽厚板 1000 余吨^[13]。

1.2.3 管线钢的控制轧制与控制冷却

输油、气管线钢是控轧控冷技术应用最早和最广泛的领域^[14]。1963 年开发的屈服强度为 352MPa 的 X52 级别含 Nb 半镇静钢;70 年代相继开发出寒冷地带输油、气管线用 X60、X65、X70 等热轧卷板;80 年代采用控轧加速冷却工艺相继生产出 X80 和 X100 级别高强度管线钢。我国武钢热轧厂 1700 mm 热连轧机采用控轧控冷工艺,在国内也首次研制出 7-12 mm 厚的 X60 和 X65 含 Nb 微合金卷板。据统计,管线钢占控轧钢总量的 2/3 以上。

控制轧制代表了高强度低合金钢的发展方向。所谓控轧,是一种定量的预定程序地控制热轧钢的形变温度、压下量(形变量)、形变道次、形变间歇停留时间、终轧温度以及终轧后冷却的轧制工艺。这种轧制工艺是以取得最佳的细化晶粒和第二相均匀分布的组织状态,从而有效地改善钢的性能为根本目标。通过降低终轧温度的方法来改善钢的力学性能,早在本世纪 30 年代已为人们注意。本世纪 50 年代,采用控制轧制生产出 352MPa 级别的 C-Mn 钢,是世界上首次采用形变热处理(Thermo mechanical Treatment)工艺进行的商业性生产。至 60 年代,人们认识到 Nb 对奥氏体再结晶的强烈阻止作用,可使钢在相对高的温度下控轧,这项技术才开始得到广泛的注意和应用。60 年代中期英国的研究人员对控制轧制开始进行了系统的研究,之后日本和法国的科研人员也相继进行了深入的探索 and 开发。他们的研究成果为开发现有控轧状态的低碳、低合金、沉淀强化以及具有高韧性和高强度的钢种提供了基础。

控制轧制与普通轧制不同。其主要差别在于控轧不仅通过热加工使钢材达到所规定的形状和尺寸,而且通过钢的形变强化充分细化钢的晶粒尺寸和改善组织,以便获得通常的常化处理(Normalizing)后才能达到的综合性能。控轧实际上是高温形变热处理的一种派生形式。通常将控轧分为三个阶段(如图 1.3 所示)^[14]:

- (1) 奥氏体再结晶阶段($>1000^{\circ}\text{C}$)在这一温度范围内,奥氏体变形和再结晶同时进行,因再结晶而获得的细小奥氏体晶粒,将会导致铁素体晶粒的细化。
- (2) 奥氏体非再结晶阶段($950^{\circ}\text{C}\sim\text{Ar}_3$)在这一温度范围内,奥氏体晶粒被拉长,在

伸长而未再结晶的奥氏体内形成高密度的形变孪晶和形变带，同时微合金碳、氮化物因应变诱导析出，因而增加了铁素体的形核位置，细化了铁素体晶粒。

(3) $(\gamma + \alpha)$ 两相区轧制阶段($Ar_3 \sim Ar_1$)在这一温度范围内，奥氏体和铁素体均发生变形，形成亚结构。亚晶强化使强度进一步提高。实践表明，非再结晶区变形突破了再结晶区所能达到的奥氏体晶粒尺寸极限，但在一定的变形量下，非再结晶的晶粒细化也会达到某一极限；这一极限只有通过两相区变形才能突破。控制轧制的主要目的在于在相变过程中，通过控制热轧条件而在奥氏体基体中引入高密度的铁素体形核位置，包括奥氏体晶粒边界、由热变形而激发的孪晶界面和变形带，从而细化相变后的组织。通过控轧，铁素体可细化到ASTM 11-13级，即小于 $10 \mu m$ ，以至达到 $4 \mu m$ ，由此引起的强化作用相当于 210-300MPa。

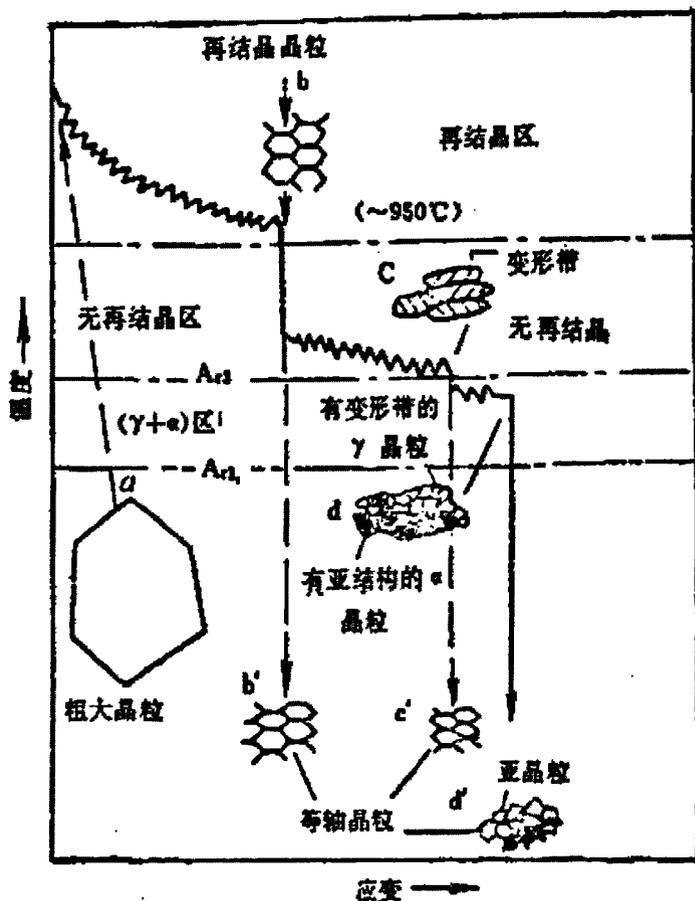


图 1.3 控制轧制的三个阶段及组织变化^[14]

Fig.1.3 Three steps and microstructure change of controlled rolling

控轧管线钢的一个近代发展是轧后的控制冷却。管线钢控制轧制后引入加速冷却,使 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变温度降低,过冷度增大,从而增加了 α 相的形核率。同时,由于冷却速度增加,阻止或延迟了碳、氮化物在冷却中过早析出,因而易于形成更加弥散的析出物。进一步提高冷却速度,则可形成贝氏体或针状铁素体,进一步改善钢的强韧性。

1.3 高钢级管线钢的性能要求

高钢级管线钢要求钢板具有高的屈服应力,而从管道的安全性出发,钢管的屈强比应尽量小。屈强比越低,钢管从产生起始塑性变形到最后断裂的形变容量越大^[15]。但对于微合金化的高强度管线钢,屈强比都比较高。为了保障管道的安全性,可以通过适当提高对材料韧性指标的要求,来弥补屈强比过高对管道安全性的不利影响。高钢级管线钢管的使用,降低了钢管自重,节约了工程费用,但同时钢材提出了更高的性能要求。

1.3.1 强度

由于包申格(Bauschinger)效应,钢管在成型后屈服强度会下降,这就关系到加工硬化和包申格效应这两种因素控制着从钢板、板卷到制成钢管管体的强度变化。对于材料和成型因素的了解可以确定在制管前的最佳板卷(钢板)强度,使得制成的钢管能达到最终的强度要求。钢板的屈服强度与钢中位错的“可移动性”有关。为了降低高强度板卷(钢板)的屈强比,有效的措施是将钢板的显微组织调整为软的铁素体和硬的如贝氏体或马氏体组成的复相组织。在此情况下,钢的抗拉强度 R_m 决定于式(1.1)所示的关系,可以通过调整两相在基体组织中的比例来获得具有低屈强比的高强度板卷。

$$R_m = \Phi_F R_{mF} + \Phi_H R_{mH} \quad (1.1)$$

式中 Φ_F —显微组织中铁素体相的体积分数;

R_{mF} —铁素体相的抗拉强度;

Φ_H —显微组织中硬相(贝氏体或马氏体)的体积分数;

R_{mH} —硬相(贝氏体或马氏体)的抗拉强度。

当板卷(钢板)的显微组织主要由铁素体组成时,屈服强度YS可以按照Hall-Petch关系式(1.2)表达:

$$YS = Kd^{-1/2} + \sigma_{int} + \sigma_{sub} + \sigma_{ppt} + \sigma_{disl} + \sigma_0 \quad (1.2)$$

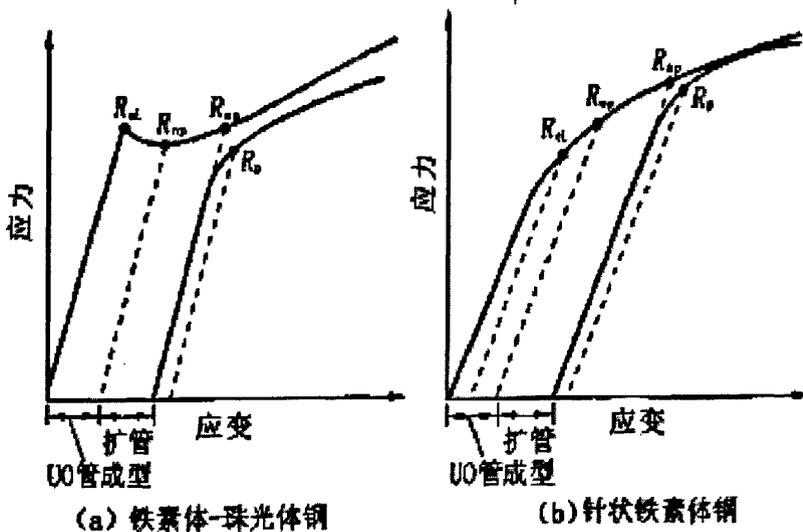
式中K, σ_0 -常数;

d—铁素体有效晶粒尺度;

- σ_{int} —钢中间隙原子对钢的固溶强化增量;
- σ_{sub} —钢中置换原子对钢的固溶强化增量;
- σ_{ppt} —钢中微合金碳氮化物沉淀析出相强化增量;
- σ_{disl} —钢中位错和亚晶界强化增量。

根据(1.2)式的关系可以通过减少固溶强化元素含量,减少沉淀硬化相数量,降低位错密度,在不影响钢的低温韧性前提条件下适当地将钢的有效晶粒度加大等措施将钢的屈服强度调整控制在一定水平。应用机械热变形工艺(TMCP)得到具有一定比例的铁素体同贝氏体和马氏体的双相复合组织,同时也将铁素体的有效晶粒尺度控制在一定水平是完全可以做到的。

形变强化决定于材料的应力—应变曲线是否存在屈服平台和屈服伸长的程度对管线钢的形变强化有重要影响。针状铁素体钢与铁素体+珠光体钢相比,具有明显不同的应力—应变特征^[16-17],如图1.4所示。由于针状铁素体管线钢具有连续屈服行为,因而有较高的形变强化能力,从而可补偿和抵消包申格效应所引起的强度损失。针状铁素体管线钢的强度不会因制管时受拉、压反复应变而降低^[18]。



- R_{e1} —钢板的屈服强度; R_{mp} —未扩孔的钢管的真实屈服强度;
- R_{ap} —扩孔钢管的真实强度; R_p —扩孔钢管的屈服强度(压平的拉伸试样);
- 包申格效应引起的屈服强度损失= $R_{ap}-R_p$ 。

图 1.4 不同组织状态钢的应力—应变曲线^[14]

Fig.1.4 The strain-stress curve of different microstructure

1.3.2 韧性

天然气管道的运行压力越来越高,管径也越来越大,造成管道的断裂事故不断出现。发生管道延性断裂的风险随着输送气体压力的提高而加大,管道的安全性问题更加成为人们关注的话题。管线的断裂是由于管线钢在轧制、焊管和铺设管线过程中带入的缺陷而引起的,这些缺陷在受力作用下成为起裂源^[19]。

管线断裂包括脆性断裂和钢管特有的失稳延性断裂。石油是非压缩流体,管线断裂时,管内压力急剧下降,其减压波速度大于管线脆性断裂扩展速度,呈不连续断裂破坏。天然气管线,由于其减压波速度比断裂扩展速度慢,为失稳延性破坏。高压天然气管线在大变形时,在管线的纵向上可能产生 100 米的龟裂传播破坏,造成长距离的断裂扩展。由延性断裂扩展引起的事故在美国以及其它国家的大管径、高压输气管线中都有发生。

管线钢材韧性的高低是影响管线断裂的关键因素,因为高的韧性是防止断裂起始和阻止断裂扩展的必要保证。为保障管线的安全可靠性,在提高强度的同时,必须相应提高管线钢的韧性,即保证钢材的韧性高于最低止裂韧性。

防止输气管线断裂和止裂,要求钢管始终处于韧性状态工作,亦即钢材的韧脆转变温度应低于钢管的工作温度。随着高寒地带油气田的开发,对输送管线的低温韧性要求日益增高。高的韧性和低的韧脆转变温度是这类钢对韧性的共同要求。一定温度的冲击试验和落锤撕裂试验可以用来评价管线钢材韧性的高低,特别对于高强度管线钢,落锤撕裂试样由于是全厚度试样,能更好地反映钢材的脆延性断裂行为。国外对高强度管线钢的断裂韧性评价方法已有相关研究报道^[20]。

1.3.3 成型性

输送管线用钢在焊接之前先要根据一定工艺程序进行冷弯成型,故要求钢板要有良好的成型性,以便于冷弯成型和保证焊管有良好的延性和韧性。如果钢板延伸不足将导致冷弯成型过程中钢板劈裂或在焊接过程中产生层状撕裂。

1.3.4 耐腐蚀性

随着深层油气井的开发,近年来,某些含 H_2S 的天然气管井因腐蚀导致爆炸的事故时有发生,输气管道的破裂事故也不断增加。在这些事故的分析中,有的从材料外表几乎难以判断。人们这才注意到,还有另外一种氢诱发开裂,它发生在金属的内部,其腐蚀特征是在金属内部沿着材料轧制方向产生一系列条形裂纹,这些裂纹彼此又被一些短的垂直裂纹所沟通,形成一个个台阶状微裂纹,沿材料

的壁厚方向发展。同时在试验过程中, 如果将 H_2S 浸泡后的试样, 在室温下存放 5 天, 或在真空中加热到 $300^\circ C$, 保温 1h, 塑性、韧性均可恢复到浸泡前的水平, 这一现象说明了 H_2S 引起氢脆的可逆性。然而, 如果 H_2S 浓度比较高, 浸泡时间又比较长, 扩散溶解到钢中的氢含量超过某一临界值时, 就会在钢中形成稳定的微裂纹, 这就是目前使用部门广泛重视的氢诱发开裂 (HIC)。

HIC 是输气管线主要失效模式之一, 是指酸性环境中的钢材因吸收腐蚀生成的氢, 致使钢材内部产生的裂纹。这种不需要外力生成的 HIC 可视为一组轧制面的面缺陷, 它对钢材的常规强度影响不大, 但对韧性指标有影响, 会使钢材的脆性倾向增大。HIC 的产生条件: 如果在湿 H_2S 环境中的材料处于无应力或不具备拉应力状态, 且氢分子的压力超过材料的起裂条件, 就会造成裂纹的扩展。如果裂纹残存在管壁的表面, 就会在管壁形成台阶状的裂纹, 平行于管壁的表面, 此时形成的裂纹就是 HIC。所以 HIC 是管道材料与湿 H_2S 环境综合作用的结果^[21]。

1.4 管线钢的组织

1.4.1 管线钢的组织分类

目前商用管线钢按其组织状态划分, 主要可分为铁素体+珠光体 (包括少珠光体) 型和贝氏体 (含针状铁素体) 型也称贝氏体-针状铁素体型两大类。

铁素体-珠光体钢的基本成分是 C-Mn 系, 一般采用热轧和正火工艺生产。当要求较高强度时, 适当加入微量 Nb、V。C-Mn 系铁素体+珠光体钢的抗拉强度、屈服强度、韧脆转变温度与成分和组织的关系如下:

$$UST=295+27.5(\%Mn)+82.6(\%Si)+3.9(\%珠光体)+7.8d^{-1/2}/mm^2; \quad (1.3)$$

$$YS=104+32.6(\%Mn)+84(\%Si)+7.8d^{-1/2}/mm^2; \quad (1.4)$$

$$ITT=63+44(\%Si)+2.2(\%珠光体)+258(\%A1)-11.6d^{-1/2} \text{ } ^\circ C \quad (1.5)$$

上式表明, 珠光体可以提高抗拉强度, 提高韧脆转变温度, 但对屈服强度没有影响。为了提高韧性必须降低珠光体含 C 量, C 含量的降低既可降低珠光体也可提高钢的焊接性。

少珠光体管线钢的典型化学成分为 Mn-Mo-Nb、Mn-V、Mn-Nb-V 系等。20 世纪 60 年代末代表性钢级为 X56、X60 和 X65 钢。在工艺上采用微合金化控轧工艺 (TMCP) 生产, 综合运用了晶粒细化、固溶强化、沉淀强化等手段。近年来, X65、X70 少珠光体钢除成分设计进一步优化外, 普遍采用了 TMCP 工艺。

为进一步提高管线钢的强韧性, 1985 年以后研究开发了针状铁素体钢和超低碳贝氏体钢。所谓针状铁素体型管线钢, 一般指针状铁素体。针状铁素体和粒状

贝氏体都属于贝氏体范畴,因此,也有人把针状铁素体钢称为贝氏体钢^[22]。

天然气管线输送压力的提高,对管线钢管的强度、韧性要求也随着提高。低碳或超低碳的针状铁素体型管线钢,具有强度高、韧性好的性能,所以X80级管线钢组织应为针状铁素体型^[23]。

低碳微合金化钢的过冷奥氏体相变是一个极为复杂的过程,对其中温转变产物—非等轴铁素体的定义,目前还存在着较大的分歧。但无论是贝氏体的分类系统和还是铁素体的分类系统都认为低碳微合金化钢冷奥氏体的中温转变产物是铁素体的微观结构^[24]。

日本钢铁协会(ISIJ)贝氏体钢研究小组和G.Krauss也发现,含碳量很低的钢在不同冷却速度下的显微组织形态虽与贝氏体有些相似,但又不完全满足贝氏体的定义。现有贝氏体术语不能够反映它们的特征,因而提出了对铁素体形态的分类。表1.1为ISIJ和G.Krauss提出的组织术语及符号。从表中可以看出,不同形态的显微组织均命名为铁素体,尽管有些铁素体已属贝氏体,但不用贝氏体术语。该分类认为奥氏体只转变为铁素体,没有其它产物相,残余奥氏体在更低温度下发生分解。连续冷却时,低碳奥氏体不可能转变为上、下贝氏体,在很快的冷却速度下直接过渡到马氏体。他们发现低碳微合金化钢中的铁素体形态有五种类型:

低碳微合金化钢中的铁素体形态有五种类型^{[25]-[31]}。

- (1) 多边形铁素体:是在较慢的冷却速度下形成的先共析铁素体,具有规则的晶粒外形。在光学显微镜下观察,基本上是等轴的晶粒,晶界光滑,故又称等轴铁素体。在TEM下观察,通常含有较低的位错密度,没有亚结构,但偶尔也可能发现亚结构。
- (2) 准多边形铁素体:同多边形铁素体一样,也是先共析铁素体的相变产物,是在较低温度下通过另一类相变方式—块状转变而得到,又称块状铁素体。准多边形铁素体和多边形铁素体的生长都由热激活过程所控制,两种铁素体晶粒生长均可越过奥氏体晶界,使原奥氏体晶界的轮廓被掩盖。但两者的转变温度不同,导致不同的机制和组织形貌。准多边形铁素体是在较低的温度下块状转变而形成,由于新、母相成分相同,不需要长程扩散,只要母相原子越过界面即可生长,且母相与新相的界面在所有方向都是非共格的大角度晶界,所以转变速度快,最终的晶粒尺寸往往较大。并且由于原子的置换和迁移发生在界面上,导致不规则生长和锯齿形界面,且超出了原奥氏体晶界,呈高度的不规则,边界粗糙,凹凸不平,犹如一块无特征的碎片。而多边形铁素体接近平衡相,成分与母相奥氏体不同,生长受控于置换原子的快速迁移及碳原子的长程扩散,与母相常有确定的位向关系,一部分界面与母相保持共格或半共格,通常生长速

度较慢,最终晶粒一般呈规则的多边形。与多边形铁素体相比,准多边形铁素体具有较高的亚结构和位错密度,有时还有M/A岛,进而具有较高的强度、优良的延性、低的屈强比和高的应变硬化速率。

- (3) 魏氏铁素体:是带有位错亚结构的拉长的、粗大的铁素体晶粒,在比多边形铁素体更快的冷却速度、更低的温度区间形成。在低碳微合金化钢的控制轧制控制冷却工艺生产的板材中,很少发现这种组织。
- (4) 贝氏体铁素体:这是低碳钢(含碳量小于0.15%)中一种常见的贝氏体组织形态,由相互平行且具有很高位错密度的铁素体板条束构成,根据其板条特征,又称为板条铁素体。一个奥氏体晶粒可形成很多板条束,板条界为小角度晶界,板条束界面为大角度晶界。板条间偶尔有条状分布的M/A岛。通常贝氏体铁素体是在连续冷却的一定温度区间形成,当形成温度较高时板条不够发达,有些板条形成后还会发生回复,出现板条界不连续的现象。贝氏体铁素体的鉴别主要依靠TEM。由于板条是相互平行的,具有几乎相同的晶体学位向,会使低角度铁素体晶界没有侵蚀区,使得板条铁素体束在光学显微镜下常呈无特征的铁素体晶粒,且观察不到原奥氏体晶界。在适当的深侵蚀条件下,在光学显微镜下仍能观察到依稀可见的板条轮廓,在SEM下更为清晰。特别是当铁素体晶粒之间存在奥氏体或M/A岛时,因拖曳的作用,板条或针状形态更为清晰可见。一些研究者受“针状铁素体钢”术语的影响,也习惯称其为针状铁素体。实际上,贝氏体研究中经常提及的B₁、无碳贝氏体等均属于贝氏体铁素体范畴。从性能上看,贝氏体铁素体对强度和韧性是有益的。强化归结为因相变温度的降低引起的晶粒细化效应以及亚晶和位错的强化作用。而韧化的原因除了细化晶粒外,还由于消除了大块珠光体,组织中硬质相M/A岛的尺寸更小、分布更为均匀。
- (5) 粒状贝氏体:是介于准多边形铁素体和贝氏体铁素体之间的温度范围内形成的显微组织,为中温转变产物。只是形成温度稍高,组织形态稍有差异。由拉长的铁素体晶粒束构成(具有板条轮廓,说明在一定程度上也依靠切变机制),位向基本一致但有少部分不一致,具有高位错密度,基体上分布着粒状或等轴状的岛状结构。连续冷却条件下,它的形成同样有一温度区间。较高温度下,基体中的亚结构不呈板条状,而是等轴亚晶,小岛趋于无序分布。较低温度下,基体中的亚结构为板条状,小岛分布于板条间,较为有序。

表 1.1 ISIJ 与 Krauss 低碳钢铁素体组织术语及符号

Table 1.1 symbol and nomenclature for ferrite microstructures of low-carbon steel according to ISIJ and Krauss

| | ISIJ | | G.Krauss | |
|-------|-----------|-------------|------------|-------------|
| | 术语 | 符号 | 术语 | 符号 |
| 主要基础相 | 多边形铁素体 | α_P | 多边形铁素体 | PF |
| | 准多边形铁素体 | α_Q | 准多边形或块状铁素体 | QF、MF |
| | 魏氏组织铁素体 | α_W | 魏氏组织铁素体 | WF |
| | 粒状贝氏体 | α_B | 粒状贝氏体 | GF、GBF |
| | 贝氏体 | α'_B | 针状或板条铁素体 | AF 或 LF、LBF |
| | 位错立方马氏体 | α'_M | | |
| 少量二次相 | 残余奥氏体 | γ_r | | |
| | 马氏体-奥氏体 | MA | | |
| | 上、下贝氏体 | Bu、BL | | |
| | 退化珠光体及珠光体 | P'、P | | |
| | 渗碳体 | θ | | |

1.4.2 管线钢中的岛状组织

低碳微合金化钢在中温转变过程中，碳在残余奥氏体内逐渐富集。由于相变温度高，相变驱动力小，相变不能进行到底，少量奥氏体残留下来，以岛的形状分布于板条间。同时，由于碳沿晶界扩散较快的原因，在大角度晶界上也常有小岛存在。岛内成分主要是富集的碳，但碳含量富集尚不够达到析出碳化物的程度，常为富碳奥氏体岛。在冷却过程中，富碳奥氏体可能发生转变，最终转变产物取决于钢的成分、碳的富集程度以及冷却速度。对于低碳微合金化钢成分而言，富碳奥氏体不可能保留至室温，大部分将转变为马氏体，残余的奥氏体和转变的马氏体共存，即形成M/A岛。当碳的富集程度不足或冷却速度不够高时，也可能转变为退化珠光体，此时铁素体和渗碳体没有一定的位向关系，渗碳体片往往很不完整，呈破碎状；有时也可能转变为上贝氏体。在光学显微镜下，M/A岛尺寸较大，呈亮白色，颜色较基体稍黄或略带灰色，有微凸感觉；尺寸很小时呈黑点或黑色线状，难以分辨细节。在SEM下，呈均匀亮白色，有突起感。在TEM下，能可靠地确定细节。若为退化珠光体的岛状物，一般尺寸较大，在光学显微镜下呈黑色，黑度不均匀，内部形态难以辨认。在SEM的较高分辨率下可鉴别内部结构，可分辨出渗碳体片或点。在TEM下更能清晰显示内部结构。铁素体中的岛状结构与铁素体-珠光体钢中的珠光体不同，后者是高温共析转变产物，尺寸较大，分布于铁素体晶粒的交汇点，而前者分布更为均匀，尺寸更为细小。一般来说，在控制轧

制控制冷却条件下形成的小岛平均弦长不到 $2\ \mu\text{m}$ ，不足以构成Griffith裂纹临界尺寸，并且M/A岛中的残余奥氏体是一种有利的韧性相，可降低裂纹尖端应力，消耗部分扩展功。一些研究者发现，裂纹遇到M/A岛时，常发生转折，表现出对裂纹扩展的阻滞作用。这些因素可能是非等轴铁素体在具有高强度的同时也具有优良韧性的原因之一。然而，M/A岛毕竟主要为脆性组成物，小岛的数量、大小、形态、分布对低碳微合金化钢的韧性和抗 H_2S 开裂性能都有一定的影响。那些长条状、尺寸较大或带有尖角的会对性能不利。理想的情况应该是数量少、尺寸小、分布均匀以及形态趋于球状。

1.5 本文的目的和研究内容

本论文结合首秦 4300mm 宽厚板生产线，通过实验室热模拟实验、热轧实验及现场工业试轧，对 X80 管线钢的高温热变形行为、控轧控冷工艺、组织构成及性能进行了研究。具体工作如下：

- (1) 通过实验室的热模拟实验，研究管线钢的高温热变形行为，根据得到的应力应变数据，计算动态再结晶过程的激活能， Z 参数，回归出实验钢的变形抗力模型；
- (2) 通过实验室热轧实验，研究不同化学成分的试验钢在不同 TMCP 工艺条件下的组织与性能；
- (3) 通过离线模拟轧制及水冷实验分析首秦 4300mm 中厚板轧机和 ACC 冷却系统是否具备执行 X80 管线钢轧制工艺的能力；
- (4) 通过工业试轧，分析工艺参数对管线钢的组织 and 性能的影响。

第2章 高温热变形行为研究

2.1 前言

在钢的物理和力学冶金研究中,通过控制热变形过程及变形后冷却相变过程来细化组织、提高材料性能水平一直是热机械物理研究的主要内容,并期望通过物理模型的建立来实现组织、性能的预测^[32]。

管线钢是热轧产品中的重要品种之一,在成分设计上,添加了 Nb、V、Ti、Mo、Ni、Cr 等合金元素,因此,其奥氏体高温变形行为变得较为复杂。为了在热轧过程中有效的制定控制轧制工艺,有必要研究其高温热变形行为,建立其变形抗力模型,这对于实现管线钢的控制轧制具有重要意义。

本章利用单道次压缩实验研究奥氏体的高温变形行为,通过对得到的各工艺条件下的应力-应变曲线进行分析,得到高强管线钢 X80 的变形抗力数学模型及峰值应力、峰值应变和 Z 参数的关系,求出动态再结晶的热激活能。

2.2 实验方案

2.2.1 实验材料

实验用钢化学成分(质量分数,%)见表 2.1。

表 2.1 实验用钢化学成分(质量分数,%)

Table 2.1 The chemical compositions of tested steels (mass,%)

| 炉号 | C | Si | Mn | P | S | Nb | V | Ti | Mo | Ni | Cu | Cr | Alt | N |
|----|-------|------|------|--------|--------|-------|-------|-------|------|------|------|------|-------|--------|
| A | 0.083 | 0.31 | 1.82 | 0.006 | 0.0025 | 0.061 | 0.046 | 0.012 | 0.28 | 0.20 | 0.15 | | 0.03 | 0.0083 |
| B | 0.061 | 0.27 | 1.62 | 0.0049 | 0.0019 | 0.072 | 0.045 | 0.022 | 0.22 | 0.25 | 0.15 | 0.11 | 0.039 | 0.0043 |

2.2.2 实验工艺

本实验在 Gleeble-2000 热模拟试验机进行,试样加工成 $\Phi 8 \times 15\text{mm}$ 的圆柱试样。

实验方法如下:将试样以 10°C/s 的速度加热到 1200°C ,保温 5 分钟后以 10°C/s 的速度分别冷却到 700°C 、 750°C 、 800°C 、 850°C 、 900°C 、 950°C 、 1000°C 、 1050°C ,保温 10s,然后分别在变形速率为 $0.01/\text{s}$ 、 $1/\text{s}$ 、 $10/\text{s}$ 的条件下进行单道次压缩,真应变取 1.0,

记录其应力应变曲线。实验工艺过程见图 2.1。

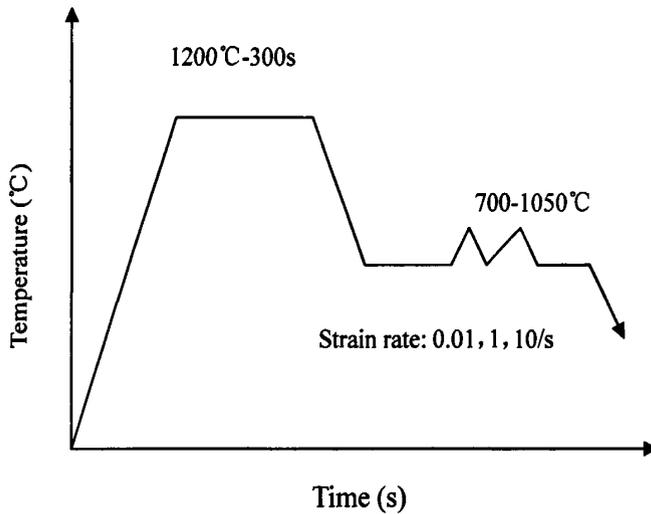


图 2.1 单道次压缩实验工艺图

Fig.2.1 The schematic illustration of one pass compression

2.3 实验结果及分析

2.3.1 应力-应变曲线

图 2.2、2.3 是不同热变形条件下的应力应变曲线。图 2.2 (a) 表明, 在应变速率为 0.01/s, 温度为 1000°C 和 1050°C 时, 应力-应变曲线表现为再结晶型, 随着变形温度的升高而变形抗力下降。由图 2.2 (b), (c) 可以看出, 应力-应变曲线表现为加工硬化型。图 2.3 (a) 表明, 在应变速率为 0.01/s, 温度为 1000°C 和 1050°C 时, 应力-应变曲线表现为再结晶型, 随着变形温度的升高而变形抗力下降。图 2.3(b) 中当应变速率为 1/s, 变形温度为 1050°C 时, 应力-应变曲线表现为再结晶型; 由图 2.3(c) 可以看出, 应力-应变曲线表现为加工硬化型。

在热加工过程中, 变形抗力的变化主要由两方面决定, 一是位错增殖引起的加工硬化, 二是由于变形及高温的作用引起的动态软化。两者在热变形过程中同时进行。前者是由于位错密度的不断增加而导致位错塞结, 在应力-应变曲线上表现为随着变形程度的增加, 变形抗力增大。而后者是由于高温软化机制导致动态回复及再结晶而使材料软化, 在应力-应变曲线上表现为随着变形程度的增加, 变形抗力下降。所以, 热变形的应力-应变曲线最终取决于加工硬化和动态软化共同的作用^[33]。

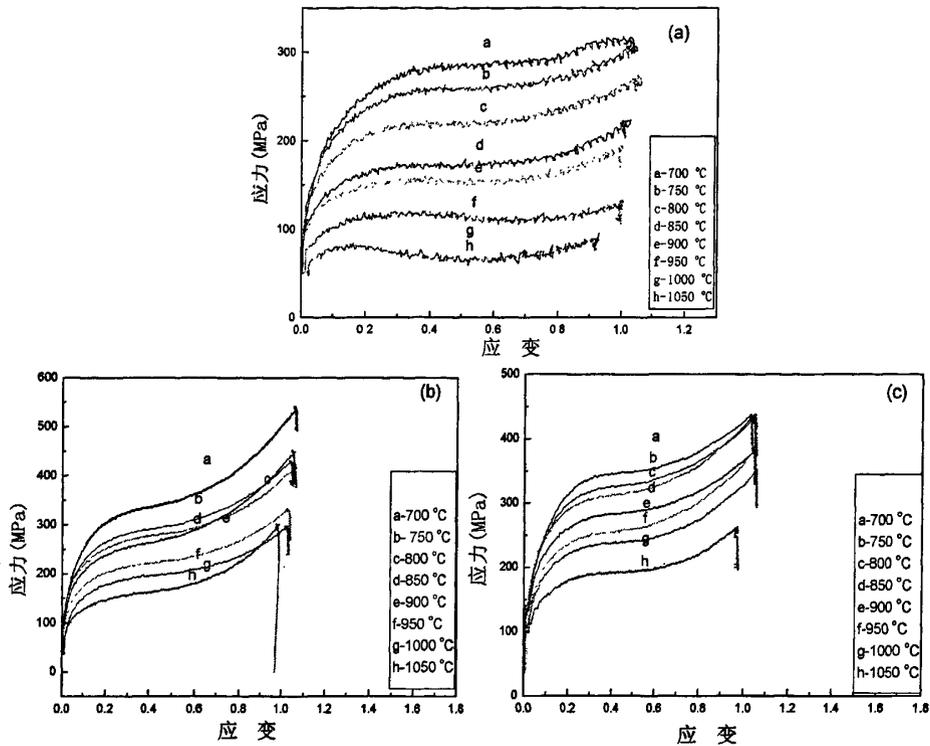


图2.2 A钢不同变形条件下的应力-应变曲线

Fig.2.2 Stress-strain curves of test steels

(a) 应变速率0.01/s (b)应变速率1/s (c)应变速率10/s

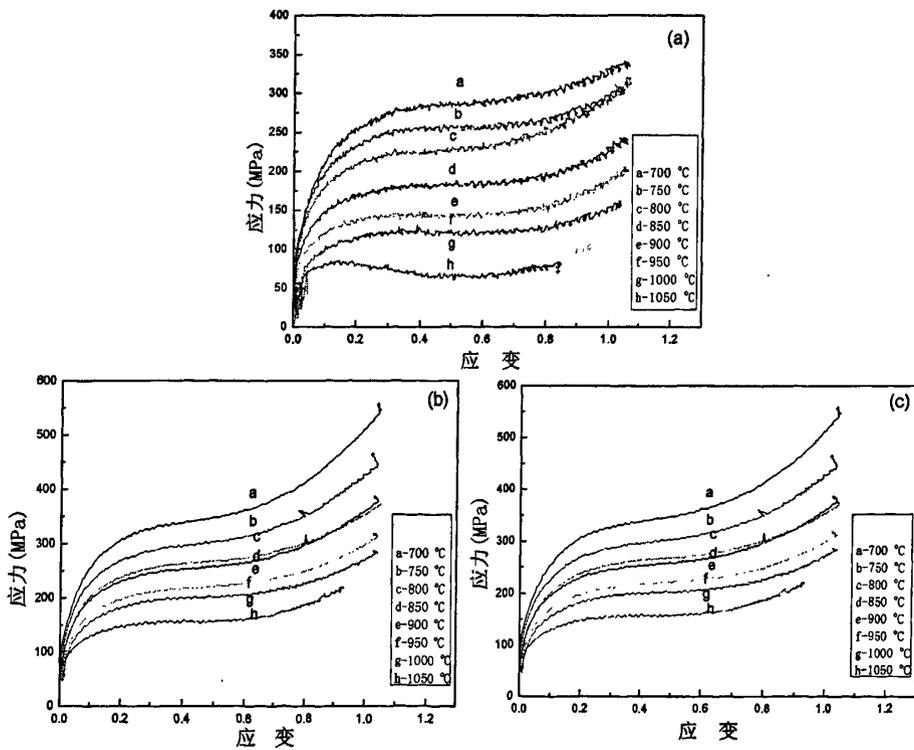


图2.3 B钢不同变形条件下的应力-应变曲线

Fig.2.3 Stress-strain curves of test steels

(a) 应变速率0.01/s (b)应变速率1/s (c)应变速率10/s

2.3.2 变形激活能的计算

$$\varepsilon = A[\sinh(\alpha\sigma_p)]^n \exp\left(-\frac{Q_d}{RT}\right) \quad (2.1)$$

式中, A, n, α 为与钢种成分有关的常数, α 为 0.012-0.013 (此处取 0.012); n 值对钢的化学成分比较敏感, 成份不同, 变化范围较大^[34]。因此, 需要通过实验数据来确定。对式 2.1 两边取对数, 整理后得

$$-\ln A + \ln \varepsilon + \frac{Q_d}{RT} = n \ln[\sinh(\alpha\sigma_p)] \quad (2.2)$$

当 ε 一定时, 根据式 2.2, 对 $1/T$ 求偏导数, 得

$$Q_d = Rn \frac{\partial\{\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]\}}{\partial\left(\frac{1}{T}\right)} \quad (2.3)$$

$$\text{令 } b = \frac{\partial\{\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]\}}{\partial\left(\frac{1}{T}\right)} \quad \varepsilon, \text{ 根据热模拟数据, 应用最小二乘法进行回}$$

归, 得到 $\frac{1}{T}$ 与 $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ 之间的关系曲线, 其平均斜率即为 b, 以 B 钢为例, 如图 2.4 所示。

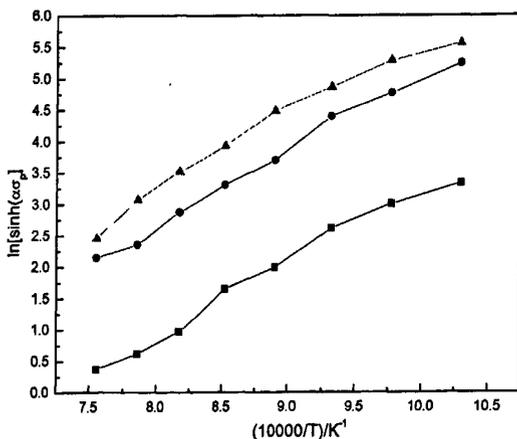


图 2.4 $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ 与 $\frac{1}{T}$ 之间的关系

Fig.2.4 The relation between $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ and $\frac{1}{T}$

若变形温度一定，则对式 2.1 求 $\ln \varepsilon$ 的偏导，可以得到 n , 即

$$n = \left. \frac{\partial \ln \varepsilon}{\ln[\sinh(\alpha \sigma_p)]} \right|_T \quad (2.4)$$

同样， $\ln[\sinh(\alpha \sigma_p)]$ 与 $\ln \varepsilon$ 之间也存在线性关系，直线斜率的倒数为 n 。通过作图可以得到两者的关系曲线，以 B 钢为例，如图 2.5 所示，采用最小二乘法进行回归，得到 n 的平均值。

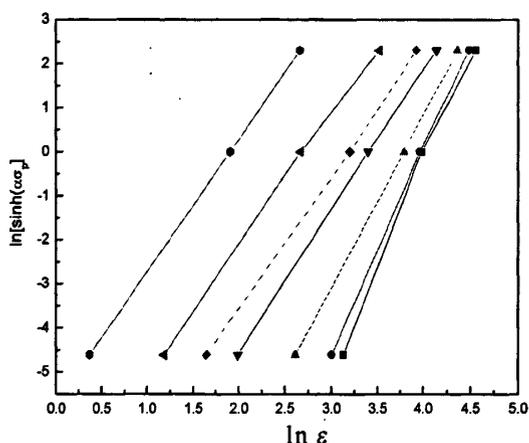


图 2.5 $\ln[\sinh(\alpha \sigma_p)]$ 与 $\ln \varepsilon$ 之间的关系

Fig.2.5 The relation between $\ln[\sinh(\alpha \sigma_p)]$ and $\ln \varepsilon$

对实验数据进行回归可得，A 钢和 B 钢的 b, n 以及 Q_d 的值如表 2.2 所示。

表 2.2 实验钢的 b, n, Q_d 值

Table 2.2 The values of b, n, Q_d of tested steels

| 实验钢 | b | n | Q_d /(KJ/mol) |
|-----|----------|------|-----------------|
| A | 10268.05 | 2.76 | 235.18 |
| B | 11539.05 | 3.75 | 359.59 |

钢在等温变形条件下，应力-应变关系曲线由应变速率和变形温度通过 Z 参数确定^[35]，即

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q_d}{RT}\right) \quad (2.5)$$

其中 Z 为 (Zener-Hollomon 参数，意义为温度补偿应变速率)， $\dot{\varepsilon}$ 为变形速率，

s^{-1} ; T 为变形温度; Q_d 为动态再结晶激活能; R 为气体常数。

由上述计算可得,

A 钢的 Z 参数为:

$$Z = \varepsilon \exp\left(\frac{2.35 \times 10^5}{RT}\right) = \varepsilon \exp\left(\frac{2.83 \times 10^4}{T}\right) \quad (2.6)$$

B 钢的 Z 参数为:

$$Z = \varepsilon \exp\left(\frac{3.60 \times 10^5}{RT}\right) = \varepsilon \exp\left(\frac{4.33 \times 10^4}{T}\right) \quad (2.7)$$

2.3.4 变形参数与 Z 参数的关系

研究表明, 峰值应力与变形条件有如下关系^[36]:

$$\sigma_p = AD_0^p Z^q \quad (2.8)$$

式中 A 、 p 、 q —常数;

D_0 —原奥氏体晶粒尺寸;

Z —Zener-Hollomon 参数;

对相同的奥氏体化条件, 奥氏体晶粒尺寸相同, 即 AD_0^p 为常数。对 $\ln Z$ 与 $\ln \sigma_p$ 之间进行线性回归确定 A、B 实验钢峰值应力与变形条件的关系为:

$$\text{A 钢} \quad \sigma_p = 24.37Z^{0.1033} \quad (2.9)$$

$$\text{B 钢} \quad \sigma_p = 3.26Z^{0.1236} \quad (2.10)$$

峰值应变与变形条件有如下关系^[37]:

$$\varepsilon_p = AD_0^p Z^q \quad (2.11)$$

式中 A 、 p 、 q —常数;

D_0 —原奥氏体晶粒尺寸;

Z —Zener-Hollomon 参数;

对 $\ln Z$ 与 $\ln \varepsilon_p$ 之间进行线性回归可得峰值应变与变形条件的关系为:

$$\text{A 钢} \quad \varepsilon_p = 0.8628Z^{0.00405} \quad (2.12)$$

$$\text{B 钢} \quad \varepsilon_p = 0.9053Z^{0.00512} \quad (2.13)$$

动态再结晶开始时的临界应变 $\varepsilon_c = 0.8\varepsilon_p$ ^[36, 38], 根据式 2.12, 2.13 可得 A 钢、B 钢的临界应变随温度和应变速率变化的曲线, 如图 2.6, 2.7 所示。

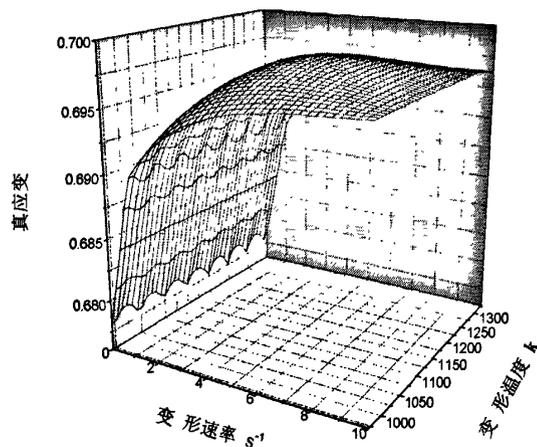


图 2.6 A 钢临界应变变化曲线
Fig. 2.6 The curve of critical strain of A steel

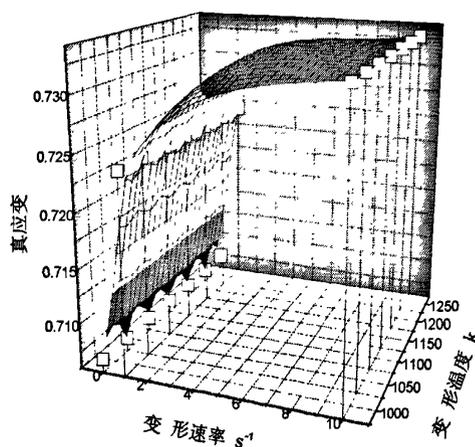


图 2.7 B 钢临界应变变化曲线
Fig. 2.7 The curve of critical strain of B steel

由图 2.6, 2.7 可以发现, A 钢的临界应变在 0.6 以上, B 钢的临界应变在 0.7 以上, 在相同的变形条件下 B 钢比 A 钢更难发生动态再结晶, 但是在工业轧制过程中两种实验钢均很难发生动态再结晶。因此, 在轧制过程中通过完全动态再结

晶细化奥氏体晶粒是较难实现的，必须通过轧制道次间的静态再结晶或续动态再结晶来有效地实现奥氏体晶粒的细化，如何利用轧制过程中的静态回复过程是细化管线钢组织的重要研究内容。

2.3.5 变形抗力模型的建立

(1) 变形温度对变形抗力的影响

变形温度是影响变形抗力各个因素中最直观也是最主要的因素。图 2.6 表示不同变形程度，变形速率下，变形温度与变形抗力自然对数的关系。从中可以看出，变形温度与变形抗力的自然对数呈线性关系分布。

在温度较低时，金属发生回复和再结晶比较困难，软化作用随变形速率的降低而增加相对不明显；在温度较高时，由于金属易于发生回复和再结晶，在变形速率较低时，有充分的时间进行软化，变形抗力值相应较低；而变形速率较高时，金属来不及进行充分的软化，变形抗力相应较高。

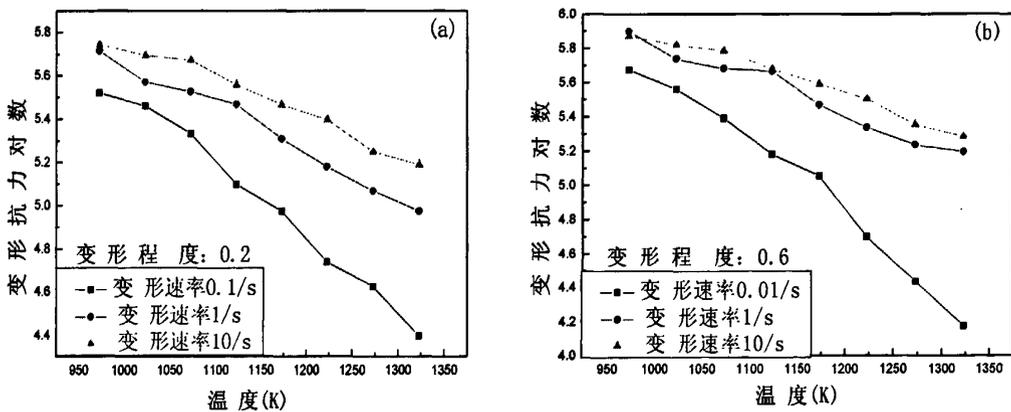


图 2.6 变形温度与变形抗力自然对数的关系

Fig.2.6 Flow stress as function of deformation

(a) 变形程度 0.2 (b) 变形程度 0.6

(2) 变形程度对变形抗力的影响

在变形过程中，变形程度对变形抗力影响较大。图 2.7 中表示不同温度和变形速率条件下，变形程度与变形抗力的关系曲线。

从中可看出，在同一变形程度下，随着变形温度的升高，变形抗力降低。但在较低的变形温度条件下，随着变形程度的增大，变形金属内部强化作用增大，变形抗力随着变形程度的增大而增大，但其关系不是简单的幂函数关系。在一定的变形程度下，变形抗力随着变形速率的增大而增大，金属变形强化作用较大。在某些变形条件下，当变形程度达到一定值时，变形抗力出现极大值，变形程度

若继续增加，变形抗力反而减小，表明金属发生了动态再结晶。在较低的变形程度下，变形温度对变形抗力的影响较小。在较高的变形程度下，变形温度对变形抗力的影响较大。

综上所述，可将变形抗力和变形程度的关系曲线拟合函数表示为：

$$\sigma = C(\varepsilon^D - \varepsilon) + E \quad (2.14)$$

式中C, D, E—取决于钢种的相关系数。

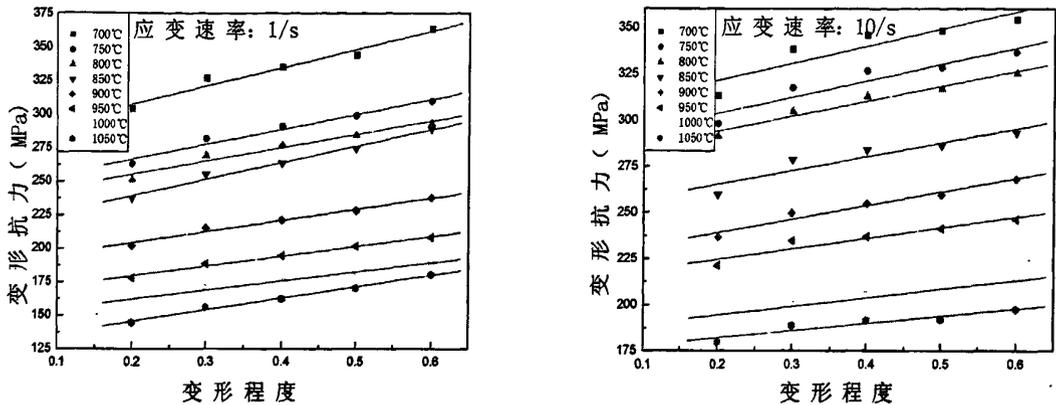


图 2.7 变形程度与变形抗力的关系

Fig.2.7 Flow stress as function of deformation temperature

(a) 应变速率1/s (b)应变速率10/s

(3) 变形速率对变形抗力的影响

应变速率对变形抗力的影响不仅取决于化学成分，还与具体变形程度和变形温度有关。图2.8表示变形温度与应变速率指数的关系曲线。在一定的变形程度下随应变速率的增加，变形抗力增加；变形速率与变形抗力间的关系，可用变形速率影响指数m表示，m为应变速率与变形抗力关系曲线的斜率。

m的大小与变形程度有关，因此，变形速率与变形抗力的曲线关系可用下式拟合：

$$\ln(\sigma / \sigma_0) = m \ln(\dot{\varepsilon} / \dot{\varepsilon}_0) \quad (2.15)$$

式中， σ_0 ， $\dot{\varepsilon}_0$ 为基准变形抗力和变形速率；m为变形速率影响指数； $\dot{\varepsilon}$ 为变形速率。

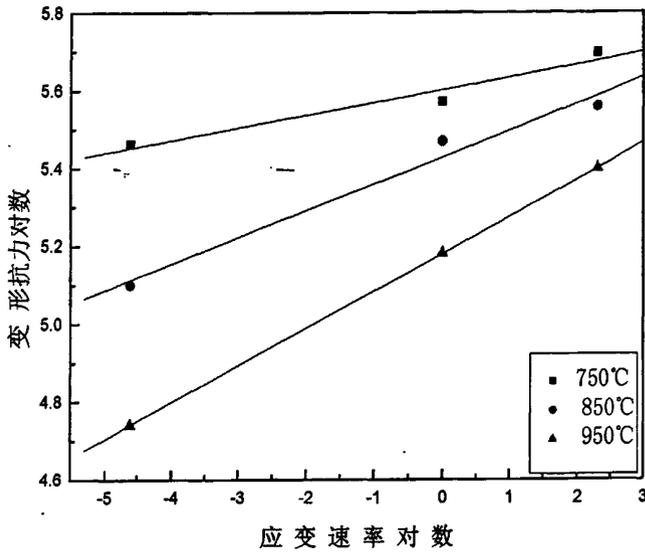


图 2.8 变形抗力与应变速率对数关系曲线

Fig.2.8 Flow stress as function of strain rate exponent

(4)金属塑性变形抗力数学模型

综合以上各个因素，可将金属塑性变形抗力数学模型确定为：

$$\sigma = \sigma_0 \exp(a_1 + a_2 T) (\epsilon/10)^{a_3 + a_4 T} [a_5 (\epsilon/0.4)^{a_5} - (a_6 - 1)(\epsilon/0.4)]^{39} \quad (2.16)$$

式中 $T = (t + 273) / 1000$.

σ_0 —基准变形抗力，即 $t = 1000^\circ\text{C}$ 、 $\epsilon = 0.4$ 、 $\dot{\epsilon} = 10/\text{s}$ 时的变形抗力， $\sigma_0 = 207.5\text{MPa}$ ；

t —变形温度 $^\circ\text{C}$ ； $a_1 \sim a_6$ —回归系数

利用Marquard算法，用Origin对金属变形抗力曲线进行非线性最小二乘回归，得到各回归系数如表2.3所示。

表2.3 实验钢变形抗力模型各系数值

Table 2.3 The coefficient values of deformation resistance

| 实验钢 | a_1 | a_2 | a_3 | a_4 | a_5 | a_6 |
|-----|--------|---------|--------|---------|--------|--------|
| A | 2.0995 | -1.6018 | 0.2603 | -0.2256 | 0.1713 | 1.0806 |
| B | 2.4049 | -1.8971 | 0.2387 | -0.1895 | 0.2920 | 1.0149 |

把回归系数带入式(2.15)中，整理得A钢变形抗力数学模型：

$$\sigma = 207.5 \exp(2.0995 - 1.6018T) (\epsilon/10)^{0.2603T - 0.2256} [1.0806(\epsilon/0.4)^{0.1713} - 0.0806(\epsilon/0.4)] \quad (2.17)$$

B钢变形抗力数学模型:

$$\sigma = 220.5 \exp(2.4049 - 1.8971T)(\epsilon/10)^{0.23871T - 0.1895} [1.0149(\epsilon/0.4)^{0.2920} - 0.0149(\epsilon/0.4)] \quad (2.18)$$

将利用式2.16计算的变形抗力, 与实测的变形抗力值进行对比, 如图2.9所示。

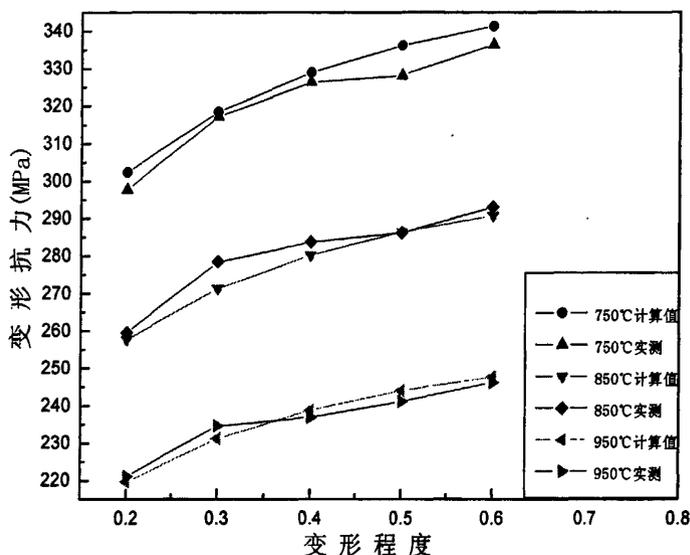


图2.9 变形抗力计算值与实测值对比

Fig. 2.9 Comparison of actual measurement and calculated result

由图2.9可以看出, 实测数据与计算数据有较好的拟合程度。

2.4 本章小结

本章以不同成分的 A、B 实验钢为研究对象, 研究了两种实验钢的高温热变形行为, 得出如下结论:

- (1) 在 Gleeble-2000 热模拟实验机上利用单道次压缩方法, 得到了实验钢的真应力-真应变曲线。A、B 实验钢在应变速率为 0.01/s, 温度为 1000°C 和 1050°C 时, 应力-应变曲线表现为再结晶型, 随着变形温度的升高而变形抗力下降。在其它工艺条件下, 应力-应变曲线表现为加工硬化型。
- (2) A、B 实验钢激活能分别为 235.189KJ/mol、359.59 KJ/mol。
- (3) 得到了实验钢的 Z 参数以及变形参数 σ_p , ϵ_p 与 Z 参数的关系, 计算了 A、B 实验钢的临界变形量。随 Z 参数的增大, 即变形温度的降低、应变速率的增加,

发生再结晶的临界变形量均匀增加,在相同的变形条件下 B 钢比 A 钢更难发生动态再结晶,但是在工业轧制过程中两种实验钢均很难发生动态再结晶,通过完全动态再结晶细化奥氏体晶粒较难实现。

- (4) 变形温度和应变速率对变形抗力的影响较为强烈,变形抗力与变形程度在双对数坐标中成线性关系,与变形温度在单对数坐标中成线性关系,与应变速率在双对数坐标中成线性关系;
- (5) 建立了实验钢的变形抗力数学模型,通过对模型进行回归分析,回归方程具有较高的拟合精度。A、B 实验钢的变形抗力模型分别为:

$$\sigma = 207.5 \exp(2.0995 - 1.6018T)(\epsilon/10)^{0.26037 - 0.2256} [1.0806(\epsilon/0.4)^{0.1713} - 0.0806(\epsilon/0.4)]$$

$$\sigma = 220.5 \exp(2.4049 - 1.8971T)(\epsilon/10)^{0.238717 - 0.1895} [1.0149(\epsilon/0.4)^{0.2920} - 0.0149(\epsilon/0.4)]$$

第3章 实验室热轧实验

控制轧制是通过热轧条件的最佳化,控制与调整奥氏体的状态,为随后相变做准备。控制冷却是在控制轧制之后,对奥氏体→铁素体、贝氏体等相变温度区间进行某种程度的快速冷却,细化相变组织,获得高的强度和良好的韧性。X80管线钢是在C-Mn钢基础上,添加微合金元素铌、钒、钛等,通过控轧控冷工艺,利用合金元素的固溶、析出等行为,达到细晶强化和沉淀强化的目的。为更好的发挥微合金元素的作用,得到满足性能要求的X80管线钢,最重要的就是确定相应的控制轧制与控制冷却工艺。

本章通过对不同成分的实验钢进行实验室轧制及组织性能分析,研究不同成分、不同控轧控冷工艺对于组织及性能的影响,为工业试验提供参考。

3.1 实验方法

3.1.1 实验材料与设备

实验材料采用小炉冶炼,重量为130Kg,经过锻造为断面尺寸为100mm x 100mm长条热轧坯料,其化学成分见表3.1。

表3.1 实验钢化学成分(质量分数,%)

Table 3.1 Chemical composition of tested steel (mass, %)

| 编号 | C | Si | Mn | P | S | Nb | V | Ti | Mo | Ni | Cu | Alt | N |
|----|-------|-------|-------|--------|--------|-------|-------|-------|------|-------|-------|--------|--------|
| A | 0.045 | 0.254 | 1.778 | 0.0048 | 0.0034 | 0.042 | 0.046 | 0.02 | 0.29 | 0.231 | 0.184 | 0.016 | 0.0074 |
| B | 0.028 | 0.276 | 1.89 | 0.0055 | 0.0038 | 0.153 | 0.044 | 0.02 | / | 0.245 | 0.195 | 0.028 | 0.0063 |
| C | 0.039 | 0.28 | 2.0 | 0.0046 | 0.0027 | 0.034 | 0.046 | 0.027 | / | 0.389 | 0.194 | 0.0065 | 0.0078 |

热轧实验是在RAL的 $\phi 450$ 实验轧机上进行的,该实验轧机配备有层流冷却装置,为模拟实验钢轧制后的加速冷却提供了便利条件。对轧制后的钢板取样后,在WAW-1000微机控制电子万能实验机上进行拉伸性能实验,拉伸速度为5mm/min。

实验钢的冲击实验是在9250落锤冲击实验机上进行,根据国家金属夏比缺口冲击实验方法GB/T229-1994,沿垂直于轧制方向取试样,实验的温度测试范围为

-20℃, 用干冰+酒精溶液对试样进行控温冷却, 由于试样从介质中取出到放在冲击实验机上有时间间隔, 为了保证冲击时试样的温度, 采取了缩短间隔时间和补偿温度的方法。组织观察在LEICA DMIRM多功能金相显微镜上进行。扫描电镜分析在FEI Quanta 600扫描电镜上进行。透射电镜分析在飞利浦tecnaig20透射电子显微镜上进行。

3.1.2 实验方案

利用 RAL 的箱式加热炉, 将实验坯料加热至 1200℃, 保温 1 小时后, 利用 RAL 的 $\Phi 450\text{mm}$ 实验轧机将热轧试样经 11 道次轧制得到规格为 10mm 的钢板。为了对中厚板轧制过程进行有效的模拟, 轧制过程进行了两阶段的待温轧制, 成品厚度为 10mm, 待温厚度为 44mm, 拟定的热轧压下量分配如下: 100 mm→80 mm→65 mm→53 mm→44 mm (待温) →36 mm→31 mm→23 mm→18 mm→14.5 mm→12 mm→10 mm。加速冷却采用水幕冷却方式, 其冷却速度控制在 10~20℃/s。轧制过程的实测温度由红外线测温仪测得, 水冷时间由秒表测得, 加速冷却速度由冷却过程的温降除以冷却时间计算得到。

3.2 实验结果

3.2.1 工艺参数与性能

表 3.2、3.3 分别为实验钢热轧过程中的实测工艺参数与力学性能。

表 3.2 热轧实验工艺参数

Table 3.2 Parameters of hot rolling experiments

| 试样 编号 | 成分 编号 | 开轧温度℃ | 再轧温度℃ | 终轧温度℃ | 终冷温度℃ | 冷却速度℃/s |
|----------|----------|-------|-------|-------|-------|---------|
| 1 | A | 1100 | 890 | 860 | 615 | 14.7 |
| 2 | A | 1100 | 854 | 802 | 556 | 15.6 |
| 3 | B | 1100 | 856 | 826 | 537 | 15.4 |
| 4 | B | 1100 | 874 | 860 | 541 | 15.95 |
| 5 | B | 1100 | 870 | 815 | 545 | 13.5 |
| 6 | C | 1110 | 900 | 870 | 545 | 16.45 |
| 7 | C | 1116 | 880 | 798 | 485 | 16.05 |

实验钢的典型应力-应变曲线如图 3.1 所示，从中可以看出，实验钢的应力-应变曲线没有明显的屈服平台。拉伸实验结果如表 3.3 所示。

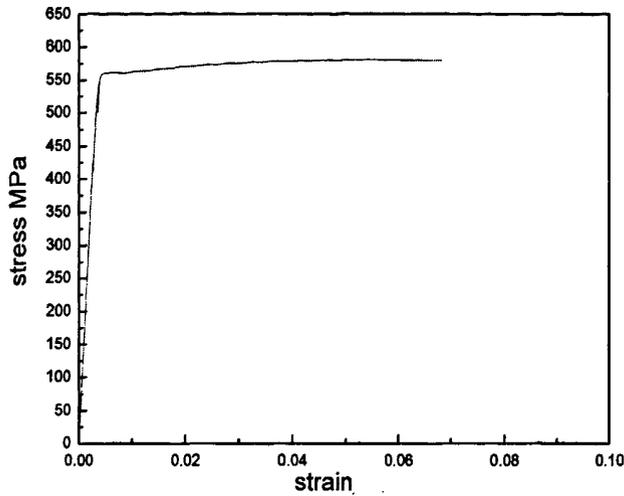


图 3.1 试验钢的典型应力-应变曲线

Fig.3.1 The typical stain-stress curve of tested steels

表 3.3 拉伸实验结果

Table 3.3 Results of the tensile experiments

| 试样 编号 | 成分 编号 | 屈服强度, $R_{0.5}$,MPa 560-670 | 抗拉强度, R_m , MPa 625-825 | A_{50mm} % ≥ 21 |
|----------|----------|---------------------------------|------------------------------|---------------------------|
| 1 | A | 580 | 745 | 42 |
| 2 | A | 605 | 755 | 46 |
| 3 | B | 620 | 690 | 46 |
| 4 | B | 625 | 690 | 42 |
| 5 | B | 580 | 665 | 40 |
| 6 | C | 595 | 750 | 38 |
| 7 | C | 585 | 735 | 39 |

实验钢的-20℃冲击实验结果如表3.4所示。从中可以发现，实验钢的冲击性能满足标准要求，其中成份为B的实验钢夏比冲击功明显低于A、B成分所对应的实验钢。冲击断口的宏观形貌如图3.2所示，实验钢均为韧性断裂。

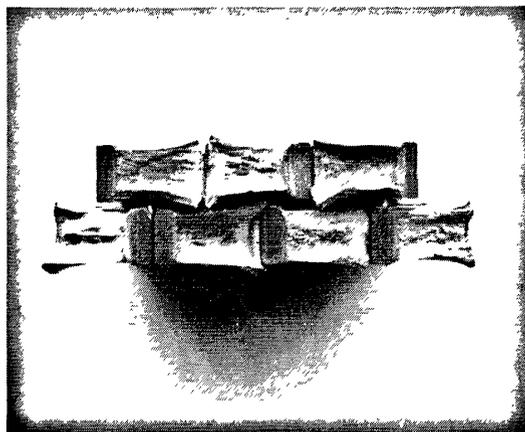


图 3.2 试验钢的冲击断口宏观形貌

Fig.3.2 The macroscopic fractography of tested steels
 (上面一排左起分别为: 5号、6号、7号试验钢)
 (下面一排左起分别为 1号、2号、3号、4号试验钢)

表 3.4 -20℃冲击实验结果

Table 3.4 Results of the impact experiment in -20℃

| 试样编号 | 成分编号 | 夏比冲击功 J | | 夏比冲击剪切面积 (SA%) | |
|------|------|---------|---------|----------------|---------|
| | | 单个试样最小值 | 三个试样平均值 | 单个试样最小值 | 三个试样平均值 |
| | | ≥150 | ≥200 | ≥80 | ≥90 |
| 1 | A | 255 | 276 | 86 | 97 |
| 2 | A | 273 | 287 | 95 | 97 |
| 3 | B | 189 | 212 | 82 | 88 |
| 4 | B | 195 | 225 | 80 | 86 |
| 5 | B | 170 | 210 | 85 | 85 |
| 6 | C | 256 | 268 | 85 | 95 |
| 7 | C | 259 | 275 | 95 | 98 |
| 1 | A | 255 | 276 | 86 | 97 |

3.2.2 显微组织分析

3.2.2.1 光学显微组织

将块状试样在磨平、抛光后用 4%的硝酸酒精浸蚀, 在光学显微镜下观察显微组织。实验钢的光学显微组织如图 3.3-3.9 所示。实验钢经过控轧控冷以后, 组织主要由针状铁素体、多边形铁素体、粒状贝氏体和 M/A 岛组成。在化学成分相同的条件下, 终冷温度低的 2 号实验钢比 1 号实验钢晶粒更细小, 7 号实验钢比 6 号实验钢晶粒更细小。冷却速度较高的 6 号、7 号实验钢组织较为细小。

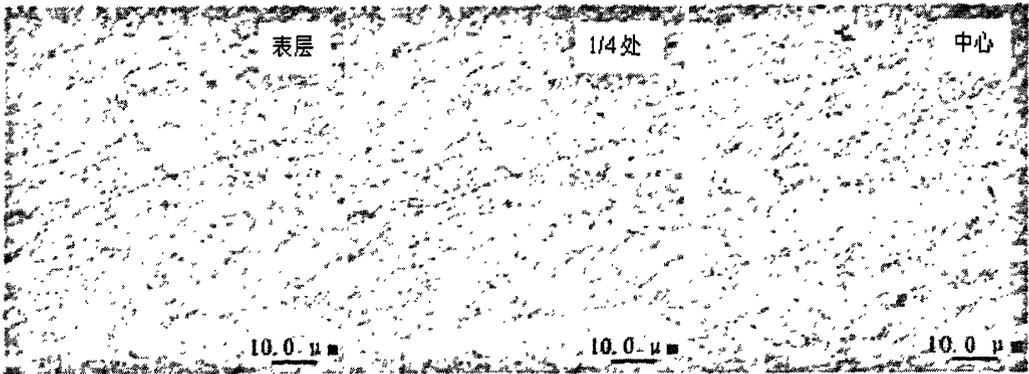


图 3.3 1号试验钢金相组织
Fig. 3.3 The microstructure of tested steel 1#

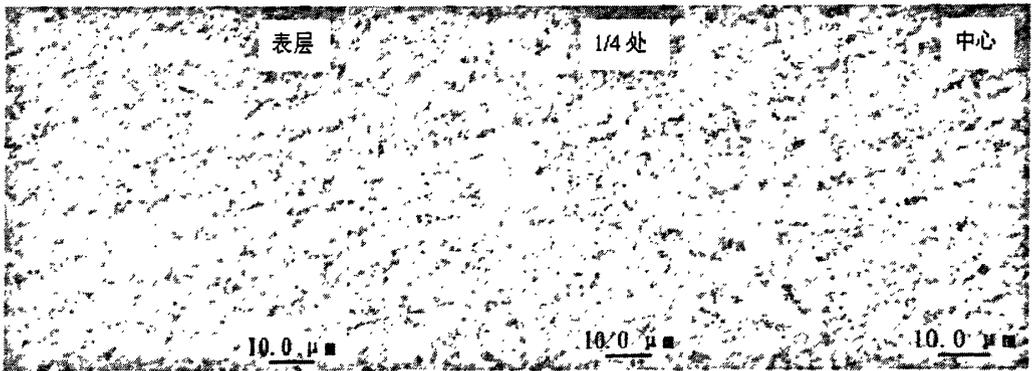


图 3.4 2号试验钢金相组织
Fig. 3.4 The microstructure of tested steel 2#

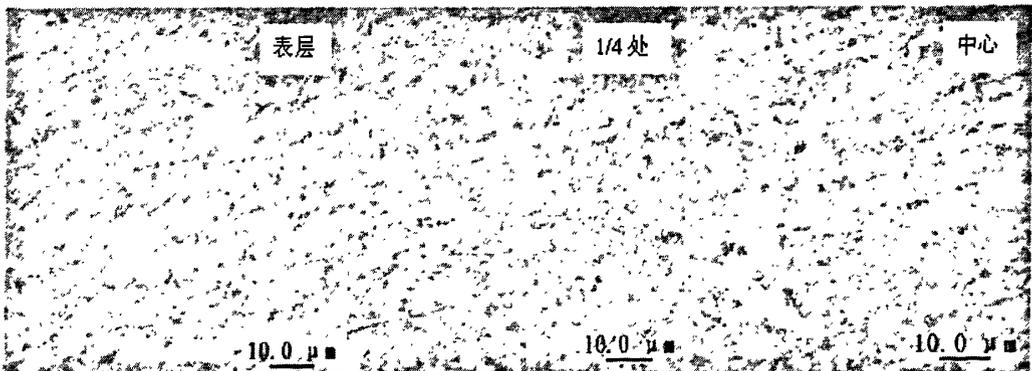


图 3.5 3号试验钢金相组织
Fig. 3.5 The microstructure of tested steel 3#

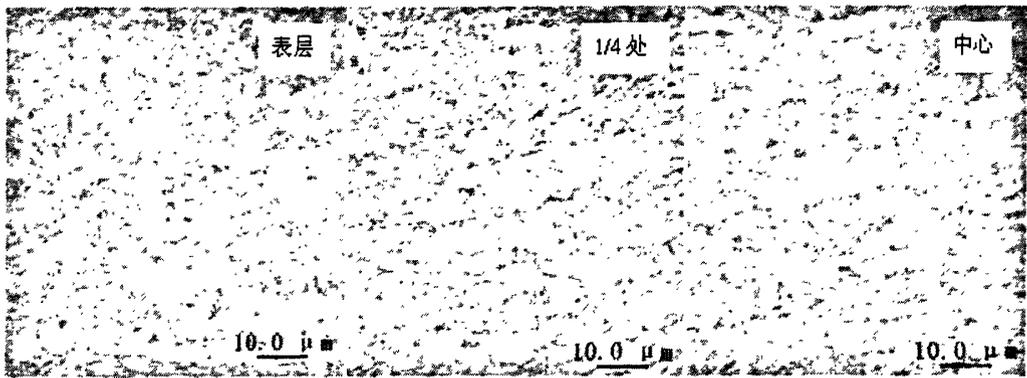


图 3.6 4 号试验钢金相组织

Fig. 3.6 The microstructure of tested steel 4#

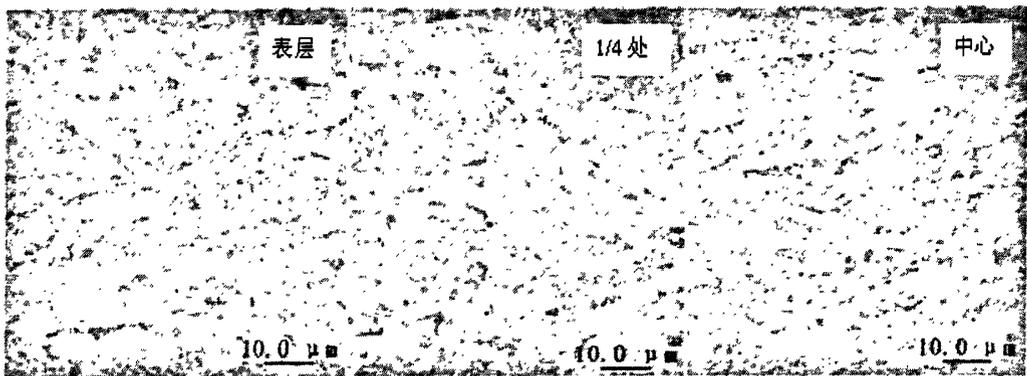


图 3.7 5 号试验钢金相组织

Fig. 3.7 The microstructure of tested steel 5#

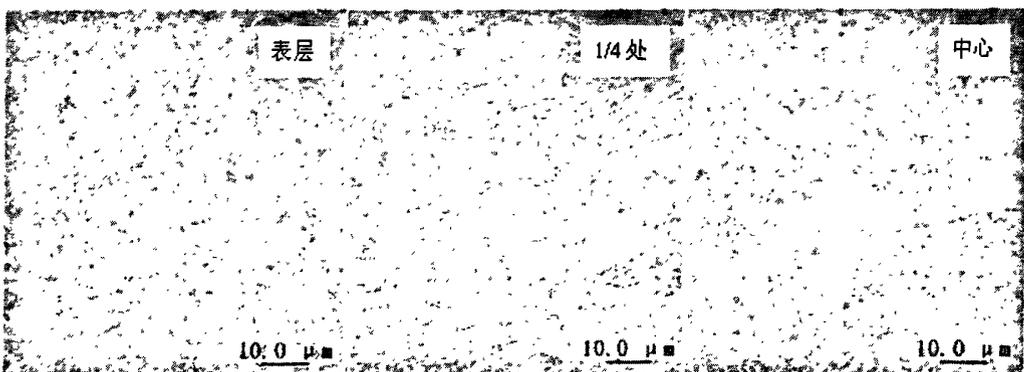


图 3.8 6 号试验钢金相组织

Fig. 3.8 The microstructure of tested steel 6#

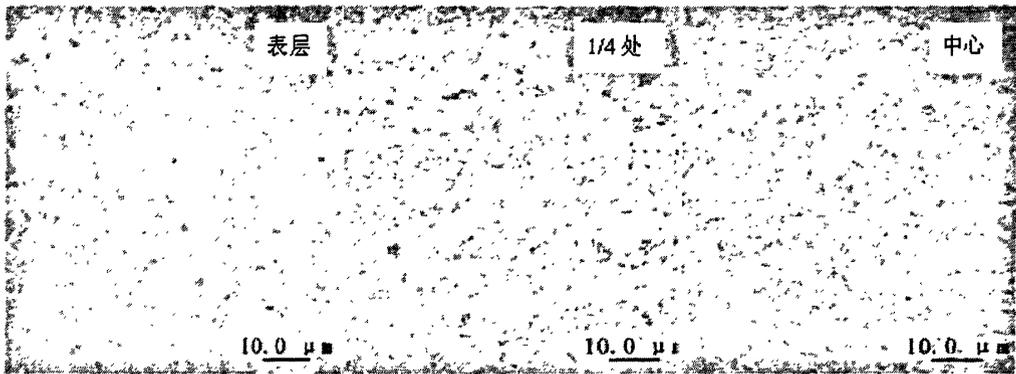


图 3.9 7 号试验钢金相组织
Fig. 3.9 The microstructure of tested steel 8#

3.2.2.2 SEM 显微组织

实验钢的 SEM 显微组织如图 3.10-3.16 所示。在 SEM 下，多边形铁素体显示多边形形状，均匀分布，晶粒与晶粒之间有完整连续的晶界。针状铁素体显示不规则非多边形，晶界较为模糊，没有完整连续的晶界，晶粒间和晶界内分布着细小的岛状物。实验钢的表层和 1/4 处组织细，中心相对粗大。

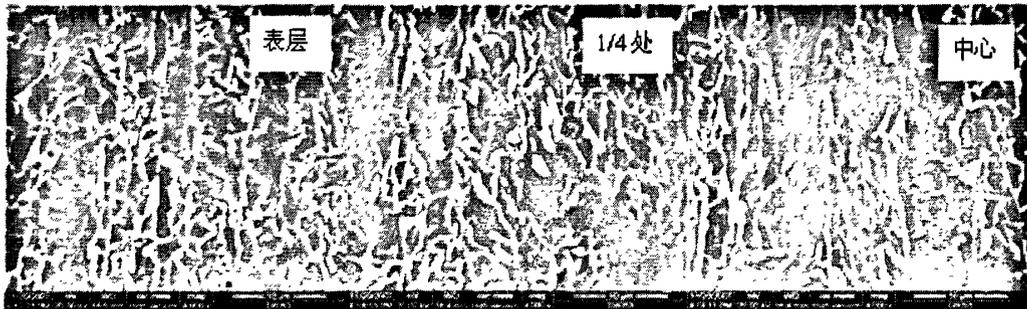


图 3.10 1 号试验钢的 SEM 形貌
Fig. 3.10 Microstructures of tested steel 1# under TEM

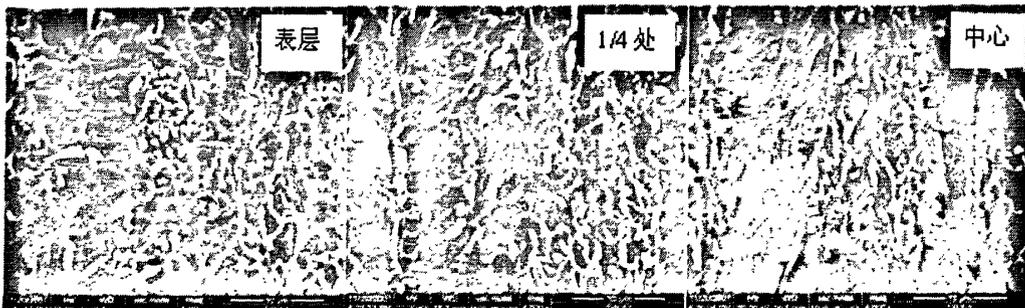


图 3.11 2 号试验钢的 SEM 形貌
Fig. 3.11 Microstructures of tested steel 2# under TEM

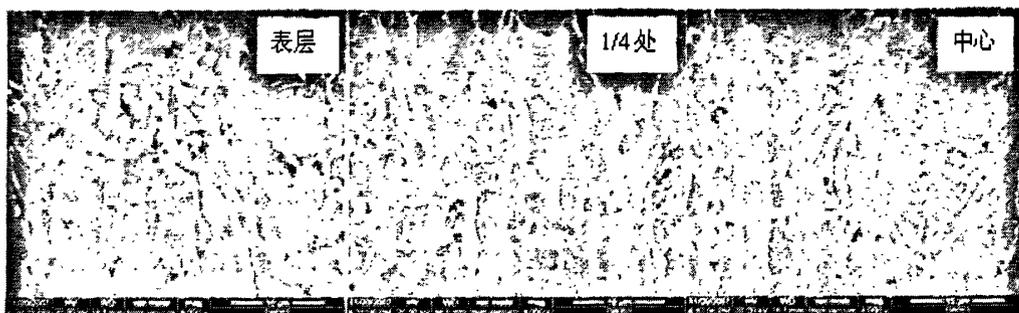


图 3.12 3号试验钢的 SEM 形貌
Fig. 3.12 Microstructures of tested steel 3# under TEM



图 3.13 4号试验钢的 SEM 形貌
Fig. 3.13 Microstructures of tested steel 4# under TEM



图 3.14 5号试验钢的 SEM 形貌
Fig. 3.14 Microstructures of tested steel 5# under TEM



图 3.15 6号试验钢的 SEM 形貌
Fig. 3.15 Microstructures of tested steel 6# under TEM

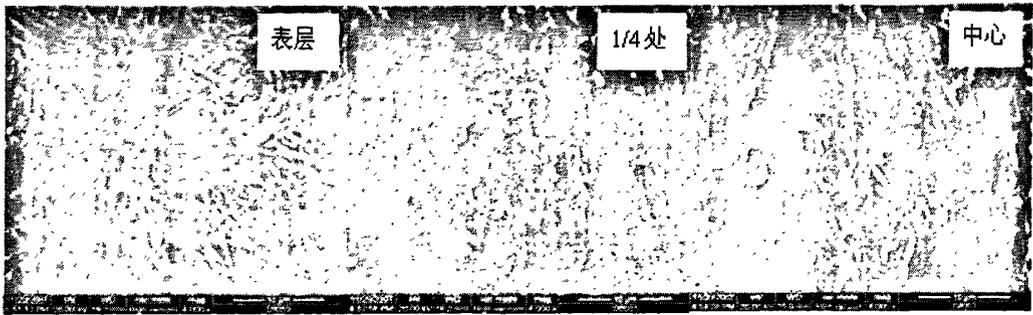


图 3.16 7号试验钢的 SEM 形貌

Fig. 3.16 Microstructures of tested steel 7# under TEM

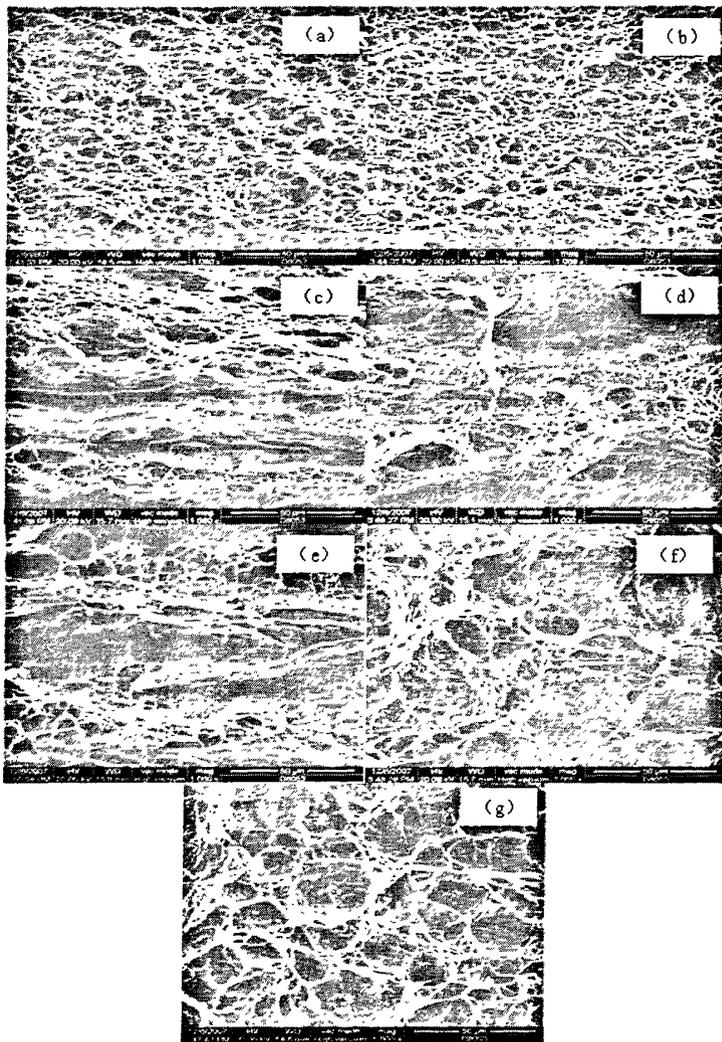


图 3.17 试验钢冲击断口形貌

Fig. 3.17 The micrographs of impact of tested steels

(a) 1#钢 (b) 2#钢 (c) 3#钢 (d) 4#钢 (e) 5#钢 (f) 6#钢 (g) 7#钢

图3.17为实验钢-20℃夏比冲击实验的断口扫描照片。冲击断口为韧性断口形貌，其中1号、2号实验钢的韧窝最小，6号、7号次之，3号、4号、5号实验钢韧窝较大。

3.2.2.3 TEM 显微组织

1号、3号实验钢的 TEM 精细组织如图 3.18, 3.19 所示。在 TEM 下，热轧板材试样中的针状铁素体有几种不同形态，近似于平行排列的板条束或针状片条束，有明显的板条界面或针状片条界面，并且，在基体中可以看到亚结构和高密度位错以及细小的微合金氮化物；在板条或针状片条内和片条间分布着细小的 M/A 岛。

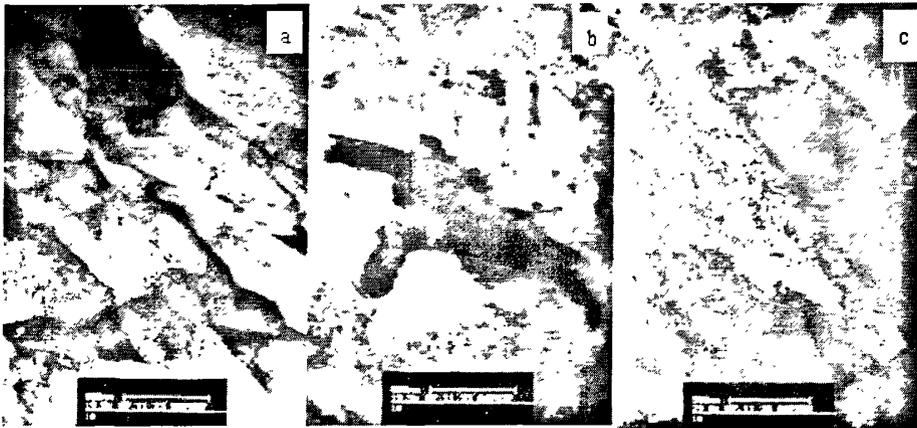


图 3.18 1 号实验钢的 TEM 精细组织

Fig. 3.18 The microstructure of tested steel 1# under TEM

a: 有明显板条束的针状铁素体 b :M/A 岛的形貌 c: 位错形貌

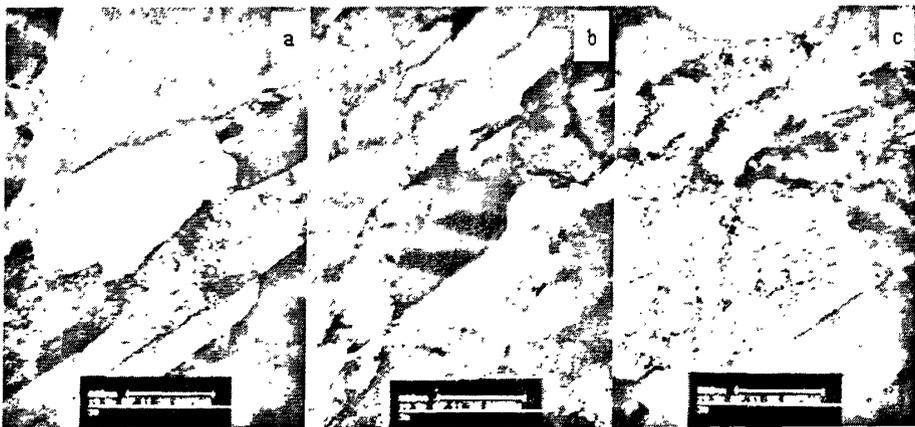


图 3.19 3 号实验钢的 TEM 精细组织

Fig. 3.19 The microstructure of tested steel 3# under TEM

a: 有明显板条束的针状铁素体 b :M/A 岛的形貌 c: 位错形貌

3.3 讨论

在 TMCP 工艺下, 实验用钢轧后冷却具有优良的力学性能, 力学性能均达到了管线钢 X80 的要求。主要是由于获得了针状铁素体组织, 针状铁素体是在控轧控冷过程中, 在稍高于上贝氏体温度范围, 由扩散控制的切变相变形成。因为切变相变的作用, 针状铁素体具有高密度的可移动位错, 易于实现多滑移, 因而无明显屈服行为。通过对实验钢的冲击性能对比发现, Nb 含量为 0.153% 的 B 实验钢冲击性能相对较差, 主要原因可能是过高的 Nb 含量导致析出物尺寸较大以及生成的 M/A 岛中, 马氏体含量较高, 从而对韧性产生不利影响。结合西气东输对管线钢成分的要求, 应将 Nb 的含量控制在 0.1% 以下。综合强度和韧性指标, 2 号实验钢的综合性能最佳。

在热轧变形后的加速冷却和终冷温度的降低可以显著细化显微组织。这主要是因为奥氏体在未再结晶区间经大变形, 在奥氏体中形成大量变形带, 且积累了高的变形能, 而随后的加速冷却不仅抑制了变形奥氏体的回复, 而且提供了大的相变驱动力。这种形变细化与相变细化的有机结合, 使管线钢的显微组织得到显著细化。冷却速度越快, 通过相变温度区的过冷度越大, 这将降低奥氏体到铁素体的转变温度 A_{r3} , 从而提高铁素体的形核速度并降低铁素体晶粒的长大速度, 使得铁素体晶粒细化。其原因在于加速冷却可阻止 Nb、V、Ti 的碳氮化物在奥氏体中析出, 使控制奥氏体到铁素体相变和沉淀强化的重要因素, 可有效起到强化和细化的作用。

M/A 岛的形成: 当在未再结晶区变形时, 奥氏体中产生变形亚结构, 晶界储存的能量增加。一方面提高了针状铁素体的形核率, 另一方面却阻碍了针状铁素体的共格或半共格奥氏体/铁素体界面得长大, 并且加速了碳向奥氏体/铁素体界面得扩散, 最终导致在铁素体界面上形成富碳的奥氏体。在变形后的加速冷却过程中, 当温度降低到马氏体转变开始温度点时, 这些富碳的奥氏体开始相变形成马氏体, 生成的马氏体和残余奥氏体共存, 即形成 M/A 岛。在针状铁素体的形成过程中, 总伴随着 M/A 岛的形成, 这是针状铁素体的一个基本特征。

3.4 本章小结

通过对不同 TMCP 工艺条件下, 不同化学成分的三种实验钢进行性能检验和组织分析, 得到如下结论:

(1) 过高的 Nb 含量会对管线钢的冲击韧性带来不利的影响, 应将其含量控制在

0.1%以下;

- (2) 2号实验钢在再轧温度 854℃、在终轧温度 802℃、终冷温度 550℃、冷却速率 15.6℃/s 时可获得 $R_{10.5}=605\text{MPa}$ 、 $R_m=755\text{MPa}$ 、 $A_{50\text{mm}}\%=46$ 的良好力学性能, 以及-20℃平均冲击功 287J, 剪切面积 97%的良好冲击韧性。
- (3) 成分为 B 的 3号、4号、5号实验钢的-20℃夏比冲击剪切面积较低, 未能达到要求。

第4章 工业试验

4.1 引言

X80 管线钢对强韧性要求很高。通过实验室研究发现，它的强韧性能对工艺参数，特别是控制轧制参数、终冷温度、冷却速度等都非常敏感。工业生产与实验室轧制相比，工艺条件有一定差异，而这种差异可能对 X80 管线钢的性能产生较大影响。

为了保证 X80 管线钢的各项性能指标合格，在轧制过程中，对粗轧阶段的道次变形、精轧阶段的累积变形、终冷温度、冷却速度等提出了严格的要求。在实际生产中，轧制力是中厚板生产过程中的重要工艺参数。X80 管线钢由于强度较高，且属于新开发的钢种，对轧机能力提出了较高的要求。

为此，本章通过在首秦 4300mm 生产线上进行离线模拟轧制实验、水冷单体实验，确定了该生产线具备生产 X80 管线钢的设备能力，并在此基础上进行了工业试验。

4.2 试验方案

4.2.1 试验材料及设备

首秦 4300 中厚板生产线的设备布置如图 4.1 所示。该生产线采用双蓄热步进梁式板坯加热炉，以高炉煤气作为加热燃料，炉子总长 55310mm，炉膛内宽 9300mm，加热钢坯规格尺寸厚度 150-320mm，宽度 1500-2400mm，长度 2500-4100mm，钢坯出钢温度为 950-1280℃，冷装时额定产量为额定产量 230t/h。

高压水除鳞装置设置在加热炉出炉辊道上，用于去除板坯在加热过程中表面产生的一次氧化铁皮。除鳞的目的是防止氧化铁皮在轧制过程中压入钢板表面，造成表面质量缺陷。高压水除鳞装置设有 2 组喷射集管，可单独使用，也可同时使用。除鳞水压为 19Mpa，速度为 0.5-1.5m/s。

该生产线采用四辊可逆轧机，带工作辊平衡时额定轧制力为 92000kN，带工作辊弯曲时额定轧制力为 89000kN，轧机刚度 8500kN/mm，工作辊尺寸 $\Phi 1120/1020 \times 4600$ mm，支承辊尺寸 $\Phi 2200/2000 \times 4300$ mm，额定力矩 2×1528 kNm，最大轧制力矩为 2×3056 kNm。

加速冷却系统 (ACC-Accelerated Cooling) 长度 24000mm，最大温度降 55K/s，

上集管采用 15 组双型集管，下集管共 30 组。

矫直机为 HPL 285/300×400/11 辊型，额定矫直力 32000kN，最大矫直力 34000kN，矫直速度 0.1-2.5m/s，矫直温度 450-950℃。

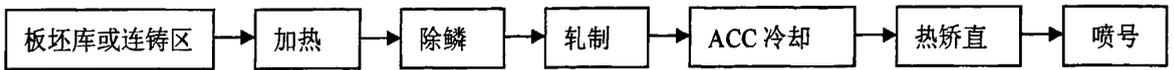


图 4.1 首秦 4300mm 生产线设备布局图

Fig.4.1 The map of production line in shouqin 4300mm production line

试验钢的组织观察在LEICA DMIRM多功能金相显微镜上进行。扫描电镜分析在FEI Quanta 600扫描电镜上进行。透射电镜分析在飞利浦tecnaig20透射电子显微镜上进行。

用电解双喷法制备薄晶体试样过程如下：将试样用线切割切成0.3 mm厚的小片,再打磨至80~100 μ m,要求两面磨制均匀,充分磨掉线切割时的热影响区。磨好的薄片用冲片器冲成Φ3 mm 的小圆片,再打磨至40~60 μ m,采用电解双喷使试样穿孔并形成宽大薄区。双喷减薄采用5 %的高氯酸酒精溶液,在电压30 V,电流50mA 条件下进行。

碳萃取复型薄膜试样的制备过程如下：试样打磨抛光-3 %硝酸酒精浸蚀-真空喷碳-硝酸酒精溶液中脱碳膜-捞取碳膜置于铜网上-干燥后置于干燥皿中以备观察。

工业试轧管线钢的设计成分及实物成分如表4.1所示。

表 4.1 X80 管线钢设计成分及实物成分（质量分数，%）

Table 4.1 The Chemical composition of X80 (mass, %)

| 牌号 | 化学成分 | C | Si | Mn | P | S | Alt | Nb | V | Ti |
|-----|------|-------|-------|-------|-------|---------|--------|-------|-------|--------|
| X80 | 技术要求 | ≤0.08 | ≤0.40 | ≤1.85 | ≤0.02 | ≤0.004 | ≤0.06 | ≤0.11 | ≤0.06 | ≤0.025 |
| | 熔炼 | 0.04 | 0.24 | 1.71 | 0.006 | 0.002 | 0.0459 | 0.061 | - | 0.0164 |
| | 化学成分 | Ni | Cr | Cu | Mo | B | N | CEV | | Pcm |
| X80 | 技术要求 | ≤0.45 | ≤0.40 | ≤0.30 | ≤0.35 | ≤0.0003 | ≤0.008 | ≤0.43 | | ≤0.23 |
| | 熔炼 | 0.24 | 0.232 | 0.214 | 0.23 | - | 0.0057 | 0.448 | | 0.175 |

注：Als=0.0398；V 为残余元素

CE（碳当量）： $CEV=C+Mn/6+(V+Cr+Mo)/5+(Ni+Cu)/15$ ；

Pcm（冷裂敏感性指数）： $Pcm=C+Si/30+(Mn+Cu+Cr)/20+Mo/15+Ni/60+V/10+5B$ 。

4.2.2 离线模拟轧制及水冷单体试验

为保证工业实验的顺利进行以及合理的压下和温度制度，考察 Siemens 系统对

轧制力的计算情况,利用 Siemens 系统自带的离线模拟程序,将 X80 的成分、控制轧制和控制冷却等工艺参数输入系统中,分析压下分配是否满足工艺设定要求,同时对轧制力进行较核,保证轧机安全。

在管线钢的生产工艺中,比较突出的特点就是要求较低的终冷温度和较高的冷却速率。精轧后提高冷却速度,通过晶粒细化以及改善微观结构,可以提高钢的强度和韧性,合理的控制冷却工艺可以很大程度上提高钢材性能。

在正常生产过程中,冷却过程将根据数学模型进行控制,从而决定水量和冷却模式。为了保证工业试制的顺利进行,积累控制冷却的现场生产经验,为冷却模型的自学习提供数据积累,采用 Q345B 对水冷工艺进行现场实验,分别设置终冷温度 580℃、冷却速度 20℃/s 和终冷温度 550℃、冷却速度 25℃/s 两种控制冷却工艺进行试验。

4.2.3 现场试轧方案

结合实验室轧制情况,工业试轧具体工艺参数如表 4.2 所示。

表 4.2 X80 管线钢的试验工艺参数

Table 4.2 The processing parameter of X80

| 采用工艺 | 未再结晶区控轧 |
|---------|-----------------|
| 成品钢板厚度 | 22mm |
| 坯料尺寸 | 230×1600×3250mm |
| 均热温度 | 1220-1280℃ |
| 均热时间 | ≥60min |
| 待温厚度 | ≥88mm |
| 待轧后开轧温度 | 880-950℃ |
| 终轧温度 | 780-820℃ |
| 终冷温度 | 500-580℃ |
| 冷却速度 | 20-25℃/s |

4.3 试验结果及分析

4.3.1 离线模拟轧制结果

Siemens 程序自动模拟的轧制情况如表 4.3 所示。同时利用式 2.17 所得变形抗力模型,对轧制力进行计算。

由结果可以看出,粗轧阶段道次压下率在 10%以上,待温厚度在 88mm 左右。预计算的终轧温度为 806℃,符合工艺设定要求。通过对每道次轧制力进行计算,系统模拟的轧制力与计算轧制力非常接近,压下制度合理。

表 4.3 离线模拟压下分布情况

Table 4.3 The distribution of depression of off-line simulation

| | | | | | | | | | |
|----|-------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|-------|-------|
| 道次 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 |
| 厚度 | 230 | 219.55 | 193.71 | 168.01 | 143.81 | 121.89 | 103.98 | 89.74 | 88 |
| 道次 | 10 | 11 | 12 | 13 | 14 | 15 | 16 | 17 | 18 |
| 厚度 | 78.01 | 68.99 | 60.77 | 53.31 | 46.83 | 41.04 | 36.15 | 32.02 | 28.79 |
| 道次 | 19 | 20 | 21 | | | | | | |
| 厚度 | 26.04 | 23.73 | 21.8 | | | | | | |

由希姆斯公式可得,

$$F = W \times \sqrt{R' \times \Delta h} \times Q_p \times k \tag{4.1}$$

其中, W: 轧件宽度

R' : 弹性压扁半径

Q_p : 轧制力状态影响系数

Δh : 压下量 (入口厚度-出口厚度)

k : 轧件变形抗力

(1) 变形抗力

由式 2.17 可得,

$$\sigma = 207.5 \exp(2.0995 - 1.6018T)(\varepsilon/10)^{0.26029T - 0.22548} [1.08059(\varepsilon/0.4)^{0.17128} - 0.08059(\varepsilon/0.4)]$$

其中, $\varepsilon = \ln(H/h)$

H: 入口厚度; h: 出口厚度;

$$\frac{\dot{\varepsilon}}{\varepsilon} = \frac{v \cdot \varepsilon}{\sqrt{R' \cdot \Delta h}} \tag{4.2}$$

(2) 弹性压扁半径

$$R' = R_0 \times \left(1 + \frac{c \times F}{\Delta h \times W}\right) \tag{4.3}$$

$$c = \frac{16 \times (1 - \nu^2)}{\pi \times E} \tag{4.4}$$

其中, R_0 : 初始半径;

W: 轧件宽度;

ν : 泊松比 (对于钢材取 0.3)

E: 轧辊弹性模量 (4300mm 轧辊刚度 8500kn/mm)

(弹性压扁半径与轧制力存在定量关系,可利用迭代进行计算,一般迭代5~8次可达到精度要求)

(3) 轧制力状态影响系数

由于影响函数的解析计算比较复杂,一般采用简化公式进行计算:

$$Q_p = \exp(0.00806 + 0.218 \times \ln(\sqrt{\frac{R'}{h}} \times \sqrt{\frac{\Delta h}{H}}) + 0.1318 \times (\ln(\sqrt{\frac{R'}{h}} \times \sqrt{\frac{\Delta h}{H}}))^2) \quad (4.5)$$

(4) 残余应变计算

在轧制力计算过程中,要考虑到道次间残余应变的影响,定义 cr 为残余应变与上一道次应变的比值,即 $cr = \Delta \varepsilon / \varepsilon_1$,该参数是静态回复动力学的重要参数。文献[40]给出了 cr 的计算公式:

$$cr = \frac{\Delta \varepsilon}{\varepsilon_1} = \varepsilon \cdot e^{\frac{-\Delta t}{\tau}} \quad (4.6)$$

式中 Δt ——道次间歇时间, s;

τ ——与轧件温度有关的系数。

τ 的计算采用以下方法,如果轧件的变形温度超过重要关键温度 θ_c 或控温时间超过一定值 t_c 时,计算轧制力忽略累计应变的影响,否则需要考虑上一道次的残余应变对本道次变形抗力的影响。从金属热力学角度分析,可以得到中厚板在线轧制时 τ 的计算方法:

微合金钢: $\theta_c = 900^\circ\text{C}$, $t_c = 50\text{ s}$, 其 τ 计算公式为 $\tau = 0.77333 \times 10^{-3} \times \theta^2 - 1.76933 \times \theta + 1016.0$ 。当 $\theta > 1150^\circ\text{C}$, $\tau = 4$; 当 $\theta < 900^\circ\text{C}$, $\tau = 50$ 。

利用上述模型,编制程序进行每道次轧制力的计算,计算结果与Siemens系统离线模拟结果对比如图4.2所示。

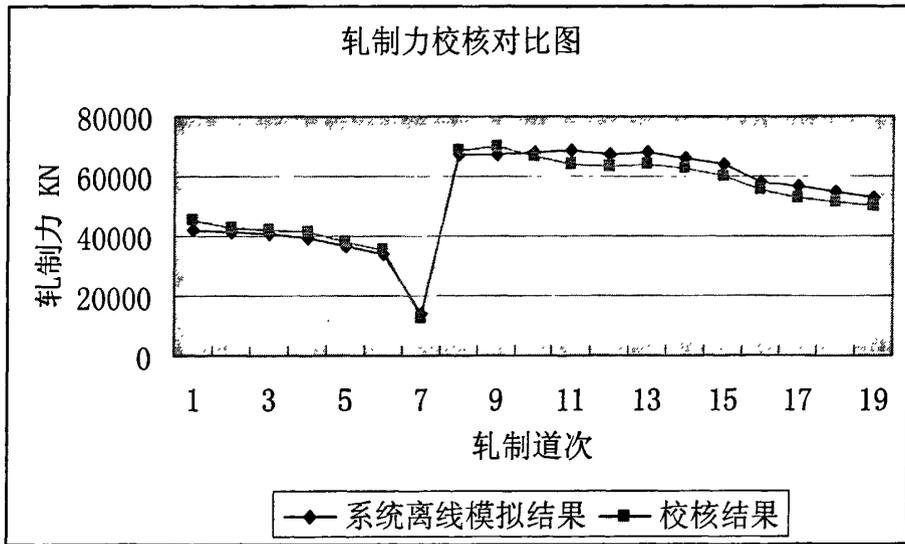


图 4.2 轧制力对比

Fig.4.2 The comparison of rolling force

4.3.2 水冷单体试验结果

通过对 ACC 的记录温度进行分析，不同终冷温度和冷却速度的工艺条件下，实际值与目标值得对比结果如图 4.3, 4.4, 4.5,4.6 所示。

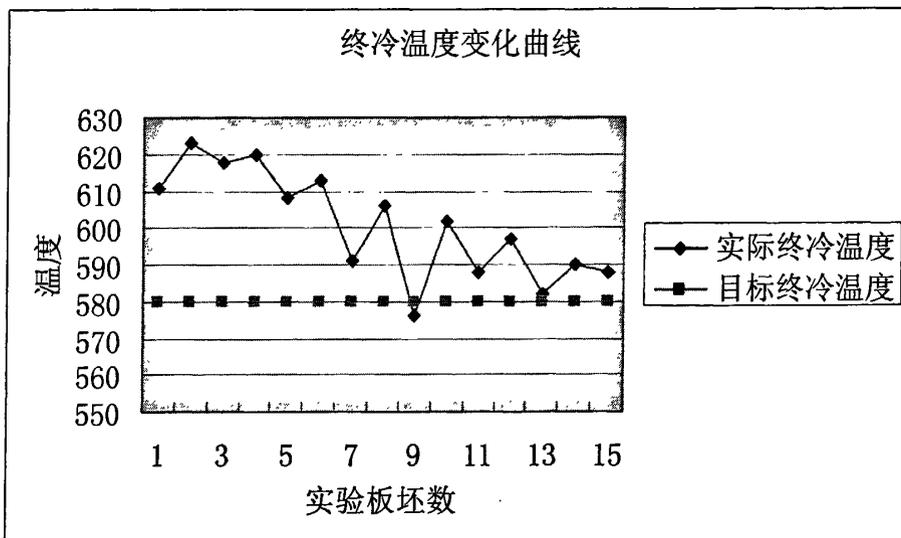


图 4.3 目标值为 580℃ 的冷却速度变化曲线

Fig.4.3 The curve of cooling velocity with 580℃ as its aim

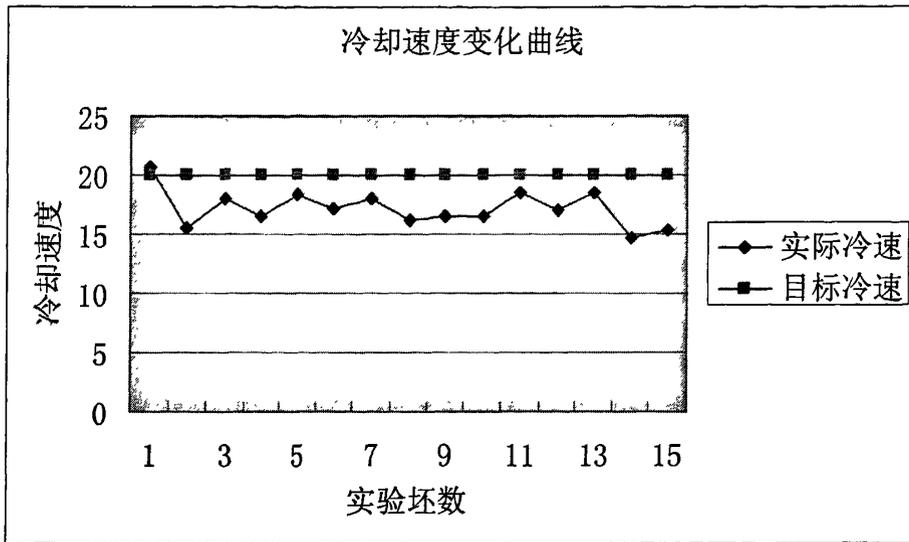


图 4.4 目标值为 20°C / s 的冷却速度变化曲线
Fig.4.4 The curve of cooling velocity with 20°C / s as its aim

由实验结果可以看出，当设定终冷温度 580°C、冷却速度 20°C / s 时，随着实验坯数目的增加，实际终冷温度越来越接近目标终冷温度，表明 ACC 控制冷却模型的自学习过程在发生作用，自学习效果较为明显；冷却速度分布在 15-20°C / s 之间，与目标冷速有一定差距。

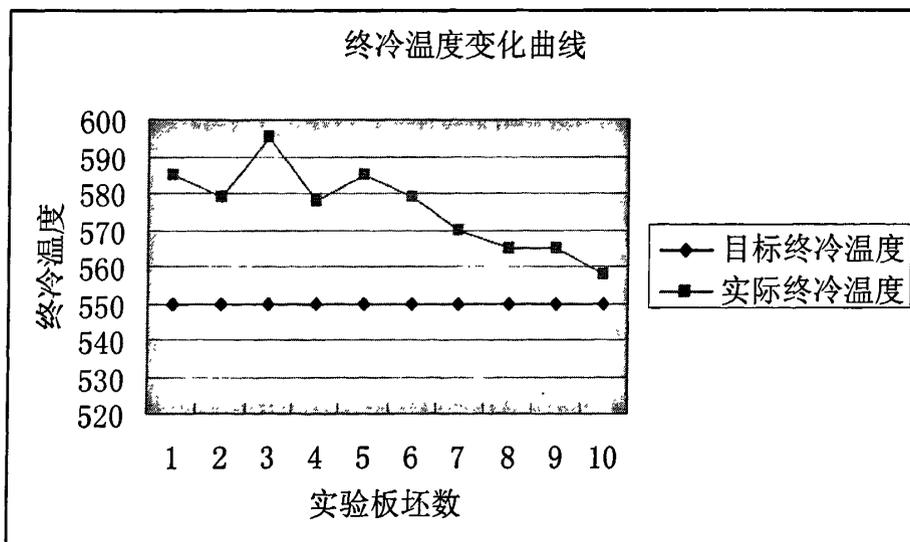


图 4.5 目标值为 550°C 的冷却速度变化曲线
Fig.4.5 The curve of cooling velocity with 550°C as its aim

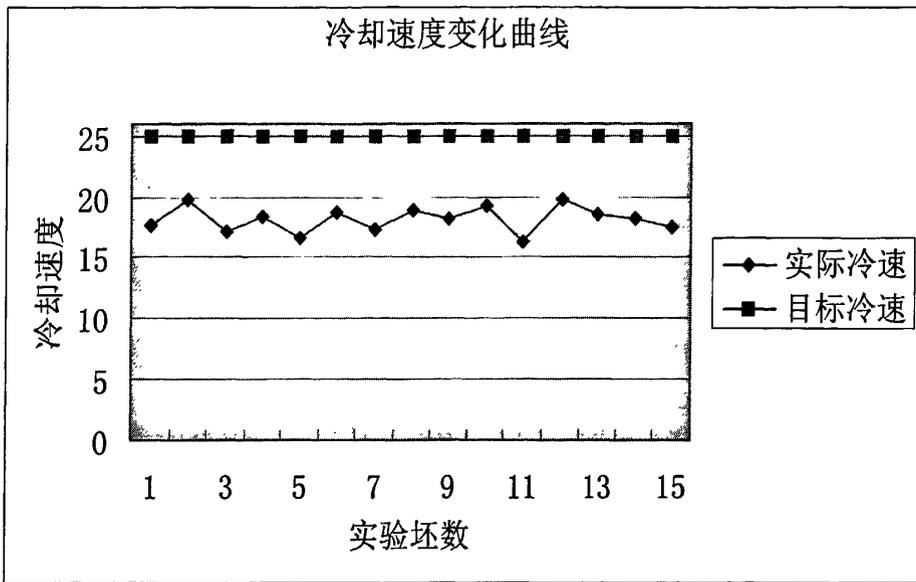


图 4.6 目标值为 25°C / s 的冷却速度变化曲线

Fig.4.6 The curve of cooling velocity with 25°C / s as its aim

当设定终冷温度 550°C、冷却速度 25°C / s 时，随着实验坯数目的增加，实际终冷温度越来越接近目标终冷温度，冷却速度分布在 15-20°C / s 之间，与目标冷速有较大差距。

4.3.3 X80 轧制试验结果及分析

4.3.3.1 轧制工艺及性能

试验待温厚度 86.58mm，控温情况见下表，其中第 3 块由于人工控温操作失误导致精轧开始温度很低，终轧温度低，为保证板形，因此轧后采取空冷。终冷温度偏高，特别是返红温度。本次工业实验除终冷温度高于预期设定值以外，轧制过程中各参数均达到工艺设定值。具体工艺参数如表 4.4 所示。

表 4.4 实际温度数据

Table 4.4 The data of temperature in experiment

| 钢板编号 | 开轧 | 转钢 | 待温开始 | 精轧开始 | 终轧 | 送出 | 开冷 | 终冷 | 返红 |
|------|------|------|------|------|-----|-----|-----|-----|-----|
| A | 1058 | 1044 | 1256 | 901 | 815 | 803 | 794 | 575 | 594 |
| B | 1034 | 1040 | 1127 | 900 | 809 | 802 | 798 | 575 | 591 |
| C | 1067 | 1049 | 1080 | 814 | 745 | 736 | 732 | 652 | 698 |
| D | 1029 | 1038 | 1003 | 857 | 771 | 754 | 742 | 555 | 569 |

试制钢板的力学性能如表 4.5 所示，其屈服强度没有达到技术要求，抗拉强度除了轧后空冷的 C 钢板外，其余均达到要求，屈强比达到要求且低，基本没有明显的屈服点，延伸率远超出技术要求，冷弯性能良好，硬度合格。

表 4.5 横向拉伸、硬度性能

Table 4.5 The tension and hardness performance of cross direction

| 技术要求 | 屈服强度, R _{t0.5} ,MPa | 抗拉强度, R _m , MPa | 屈强比 R _{t0.5} /R _m | A _{50mm} % | A _{5.65} % | 冷弯实验 d=2a | 硬度≤ |
|------|---------------------------------|-------------------------------|--|------------------------|---------------------|--------------|-------------|
| 钢板编号 | 560-670 | 625-825 | ≤0.92 | ≥21 | - | 拉伸表面 不出裂纹 | 265 HV10 |
| A | 508 | 665 | 0.76 | 56.5 | 21.0 | 合格 | 194 |
| B | 543 | 672 | 0.81 | 56.2 | 20.5 | 合格 | 185 |
| C | 482 | 620 | 0.78 | 63.2 | 27.5 | 合格 | 176 |
| D | 516 | 665 | 0.78 | 57.3 | 21.5 | 合格 | 170 |

试制钢板的-20℃夏比冲击结果如表 4.6 所示，其冲击功完全达到技术条件要求，但夏比冲击剪切面积没有达到要求。

表 4.6 -20℃夏比冲击韧性

Table 4.6 The charpy impact toughness of -20℃

| 钢板编号 | 板厚 mm | 夏比冲击剪切面积 (SA%) | | 夏比冲击功 J (10mm×10mm×55mm) | |
|------|----------|----------------|---------|-----------------------------|---------|
| | | 单个试样最小值 | 三个试样平均值 | 单个试样最小值 | 三个试样平均值 |
| | | ≥80 | ≥90 | ≥150 | ≥200 |
| A | 22 | 70 | 93 | 244 | 287 |
| B | 22 | 100 | 100 | 305 | 310 |
| C | 22 | 70 | 77 | 257 | 262 |
| D | 22 | 70 | 77 | 254 | 261 |

系列温度冲击结果见图 4.7, 4.8。试制钢板的冲击功即使到-60℃时，仍在 200J 以上。因此，仅仅根据目视判定剪切面积，有可能造成较大的偏差。

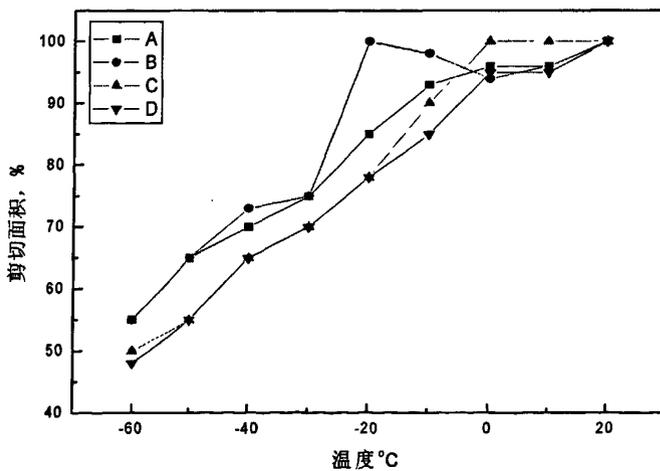


图 4.7 实验钢系列冲击的剪切面积

Fig.4.7 The shear section of tested steels in in series impact experiment

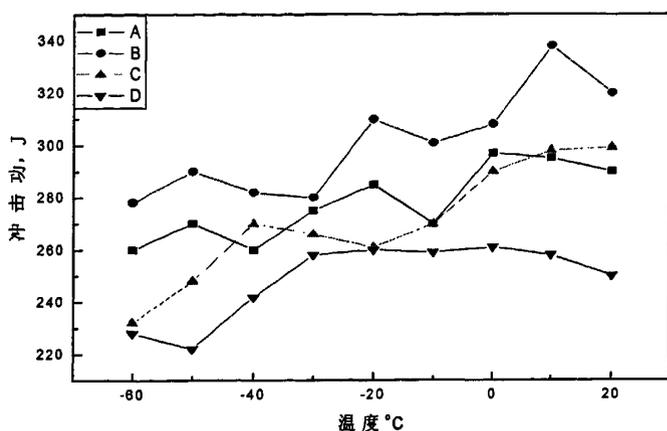


图 4.8 实验钢系列冲击的冲击功

Fig.4.8 The ballistic work of tested steels in series impact experiment

实验钢板落锤撕裂试验剪切面积的最小百分数如表 4.7 所示，从结果看，性能不理想，但存在明显的趋势，C 和 D 钢板的剪切面积比 A 和 B 的差。其中 C 和 D 的性能接近合格，而 A 和 B 的差距大。系列落锤试验结果如图 4.9 所示，显示同样的结果。

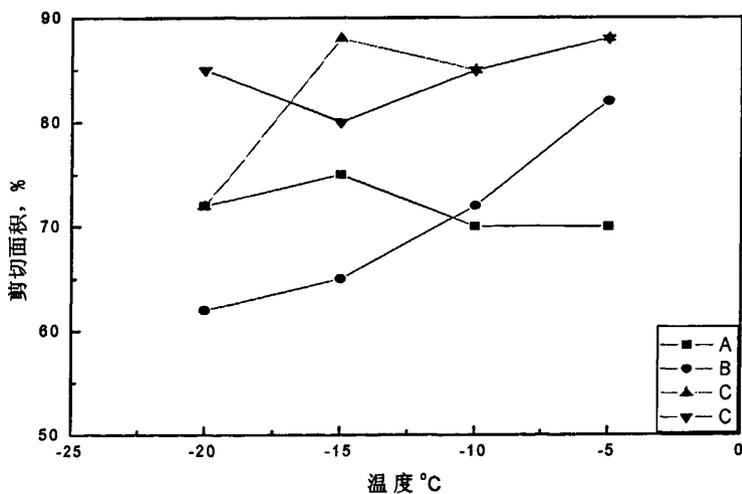


图 4.9 实验钢系列落锤试验的剪切面积最小百分数

Fig.4.9 The least percentage of shear section of DWTT in different temperature

表 4.7 X80 钢板 DWTT (落锤撕裂试验) 剪切面积的最小百分数

Table 4.7 The least percentage of shear section of DWTT

| 技术要求 | 试验温度 | 单个试样最小值 | 两个试样的平均值 |
|------|------|---------|----------|
| 钢板编号 | -15℃ | ≥70 | ≥85 |
| A | -15℃ | 75 | 75 |
| B | -15℃ | 60 | 65 |
| C | -15℃ | 85 | 88 |
| D | -15℃ | 80 | 80 |

4.3.3.2 试制钢板的显微组织

(1) 光学显微组织

将块状试样在磨平、抛光后用4%的硝酸酒精浸蚀,在光学显微镜下观察显微组织。试制钢板的微观组织如图4.10所示,组织为多边形铁素体、少量针状铁素体和粒状贝氏体,中心有少量残余M/A岛状组织。由表4.8可以看出,试验钢晶粒很细,带状组织也轻,微观组织检验完全满足技术条件要求。

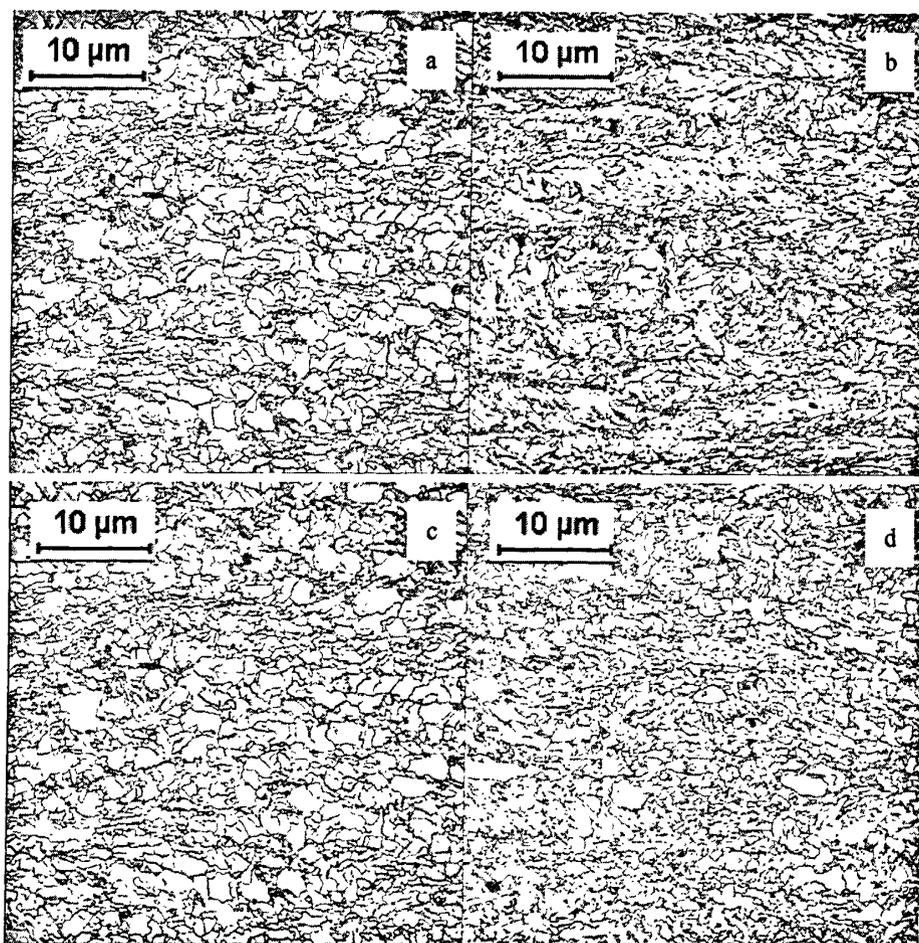


图 4.10 试验钢金相组织

Fig.4.10 The microstructure of tested steels

a: A 钢 b: B 钢 c: C 钢 d: D 钢

表 4.8 试制钢板微观组织检验结果
Table 4.8 The microstructure of tested steel

| 技术要求 | 非金属夹杂物 | | | | | | | | 晶粒度级 | 带状组织级 |
|------|---------|------|---------|------|---------|------|-----------|------|-------------------|-------|
| | A(硫化物类) | | B(氧化铝类) | | C(硅酸盐类) | | D(球状氧化物类) | | | |
| | 细系 | 粗系 | 细系 | 粗系 | 细系 | 粗系 | 细系 | 粗系 | | |
| 钢板编号 | ≤2.0 | ≤2.0 | ≤2.0 | ≤2.0 | ≤2.0 | ≤2.0 | ≤2.0 | ≤2.0 | ≥10 | ≤3.0 |
| A | 0 | 0 | 0 | 1 | 0 | 0 | 0.5 | 0.5 | 12.6 | 0.5 |
| B | 0 | 0 | 1 | 0 | 0 | 0 | 0.5 | 0.5 | 12+10(10%) | 1 |
| C | 0 | 0 | 0 | 1.5 | 0 | 0 | 0.5 | 0.5 | 12+10(7.5%)+9(4%) | 1 |
| D | 0 | 0 | 1 | 0 | 0 | 0 | 0.5 | 0 | 12+10(6%) | 1 |

(2) SEM 显微组织

从图 4.11-4.14 可见, A 钢板的表层和 1/4 处组织细, 中心相对粗大; B 钢板的晶粒比 A 的粗大; 轧后空冷的 C 钢板表层类似于低温变形组织, 等轴铁素体明显, 且心部组织相对粗大; D 钢板的表层与 C 类似, 有可能与精轧温度低有关系, 1/4 处出现的等轴铁素体比 C 的细, 心部组织与 A 的 1/4 处组织相似。因此, 从图片看, 终轧温度较低且进行水冷的 D 钢板的组织最好。

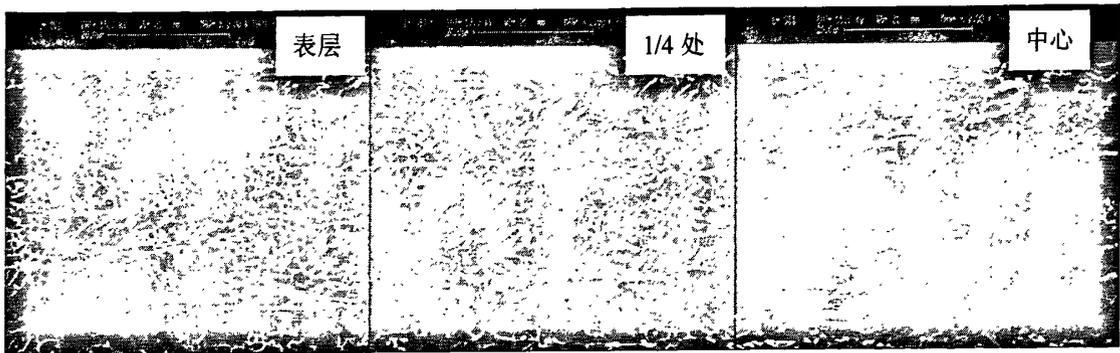


图 4.11 A 钢的微观组织
F.4.11 The microstructure of steel A



图 4.12 B 钢的微观组织
F.4.12 The microstructure of steel B

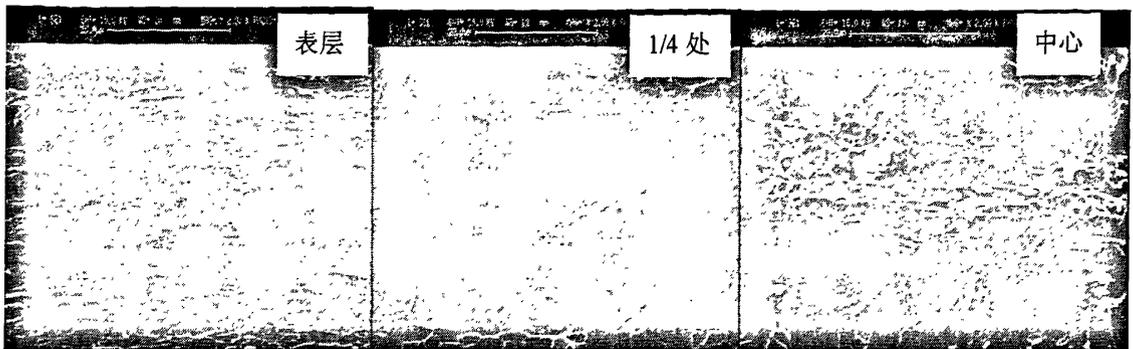


图 4.13 C 钢的微观组织
F.4.13 The microstructure of steel C



图 4.14 D 钢的微观组织
F.4.14 The microstructure of steel D

取剪切面积不合格的样品进行 SEM 观察，如图 4.15 所示，均为韧性断口，说明冲击过程中发生明显塑性变形，没有发现结晶状脆性区域。

从断口形貌观察，出现了断口分离现象。冲击试样取自钢板接近表层的部位，该部分的微观组织如图 4.11-4.14 所示，C 和 D 钢板的表层组织具有变形拉长的特点，有可能是由于精轧温度低，导致钢板表层组织变形进入两相区形成的。而两相区变形的材料进行冲击试验时，容易导致断口分离，这与形成的织构有关系。西气东输 X80 技术条件，要求在钢板表层 2mm 以下取冲击样，有可能可以避免断口分离现象。



图 4.15 夏比冲击-20℃剪切面积评定 70%的断口形貌 (C)
 Fig.4.15 The fractography of C with evaluation of 70% section of shear

(3) TEM 显微组织

试验钢的TEM组织如图4.16所示，其基体组织的TEM 形态特征如下：①由板条束或针状片条束组成，有充分发展和明显的板条束或针状片条束边界；②基体上分布着高密度缠结位错。

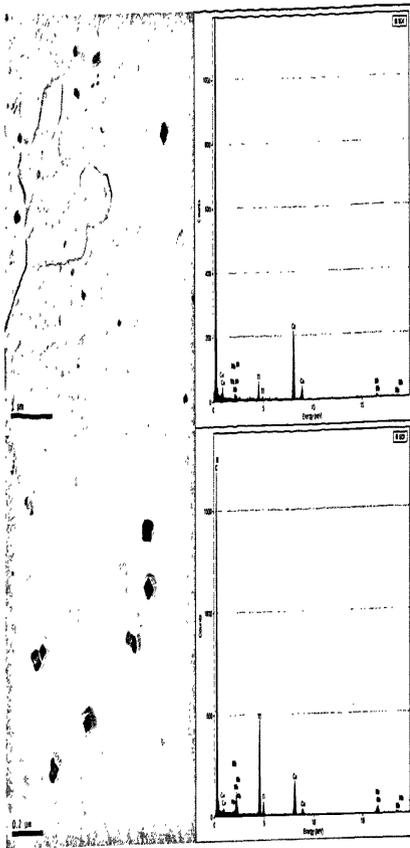


图 4.19 B 二相粒子分布与能谱

Fig.4.19 The distribution of second-phase and energy spectrum of B

C 试样二相粒子分布与能谱如图 4.20 所示。从中可以看出，C 二相粒子不多，以 80-150nm 之间粒子为主，少量粒子在 80nm 以下（部分小粒子在 40nm 左右）另有少量大粒子在 200nm 以上，极少量大粒子尺寸达到 400nm 左右，成分均为 Nb, Ti 复合的 CN 化物，大粒子中钛含量明显高于铌含量，50nm 左右小粒子中铌钛含量相当。

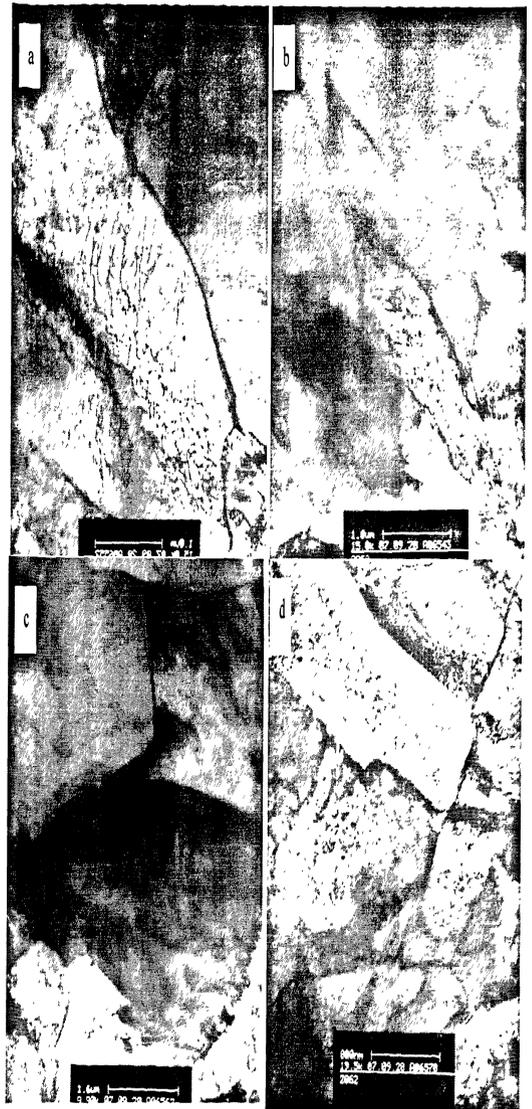


图 4.16 试验钢的 TEM 形貌

Fig.4.16 The microstructure pattern under TEM

a: A 钢 b: B 钢 c: C 钢 d: D 钢

由图 4.17 可以看出，四块试验钢中都发现了马奥岛(M/A),尺寸较大，分布不均匀，且呈现不规则的岛状外型。



图 4.17 试验钢的 M/A 岛形貌

Fig.4.17 The microstructure pattern of M/A under TEM

a: A 钢 b: B 钢 c: C 钢 d: D 钢

(4) 第二相粒子观察与分析

通过萃取复型,利用 TEM 观察了试验钢的析出相,对析出相颗粒大小及分布进行了对比分析, A 试样二相粒子分布与能谱如图 4.18 所示。从图中可以看出, A 试样二相粒子较多且分布均匀,以 50-100nm 之间粒子为主,部分粒子在 100-150nm 之间,150nm 以上及 50nm 以下粒子很少。极少量大粒子在 300nm 以上,所有粒子成分均为 Nb, Ti 复合的 CN 化物,未发现 Mo 析出。

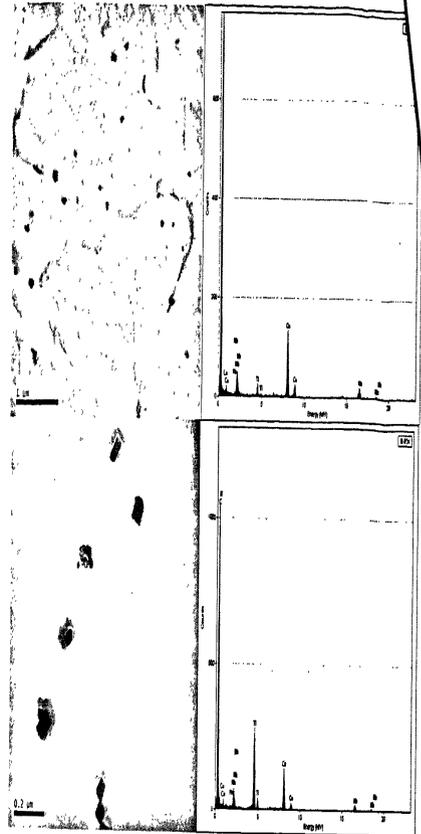


图 4.18 A 二相粒子分布与能谱

Fig.4.18 The distribution of second-phase and energy spectrum of A

B 试样二相粒子分布与能谱见图 4.19。由图中可以看出, B 二相粒子略少于 A,尤其是 50-100nm 之间粒子。以 50-100nm 之间粒子为主,部分粒子在 100-150nm 之间,200nm 以上粒子及 50nm 以下粒子很少。极少量粒子在 300nm 以上,分布很均匀,所有粒子成分均为 Nb, Ti 复合的 CN 化物,未发现 Mo 析出。

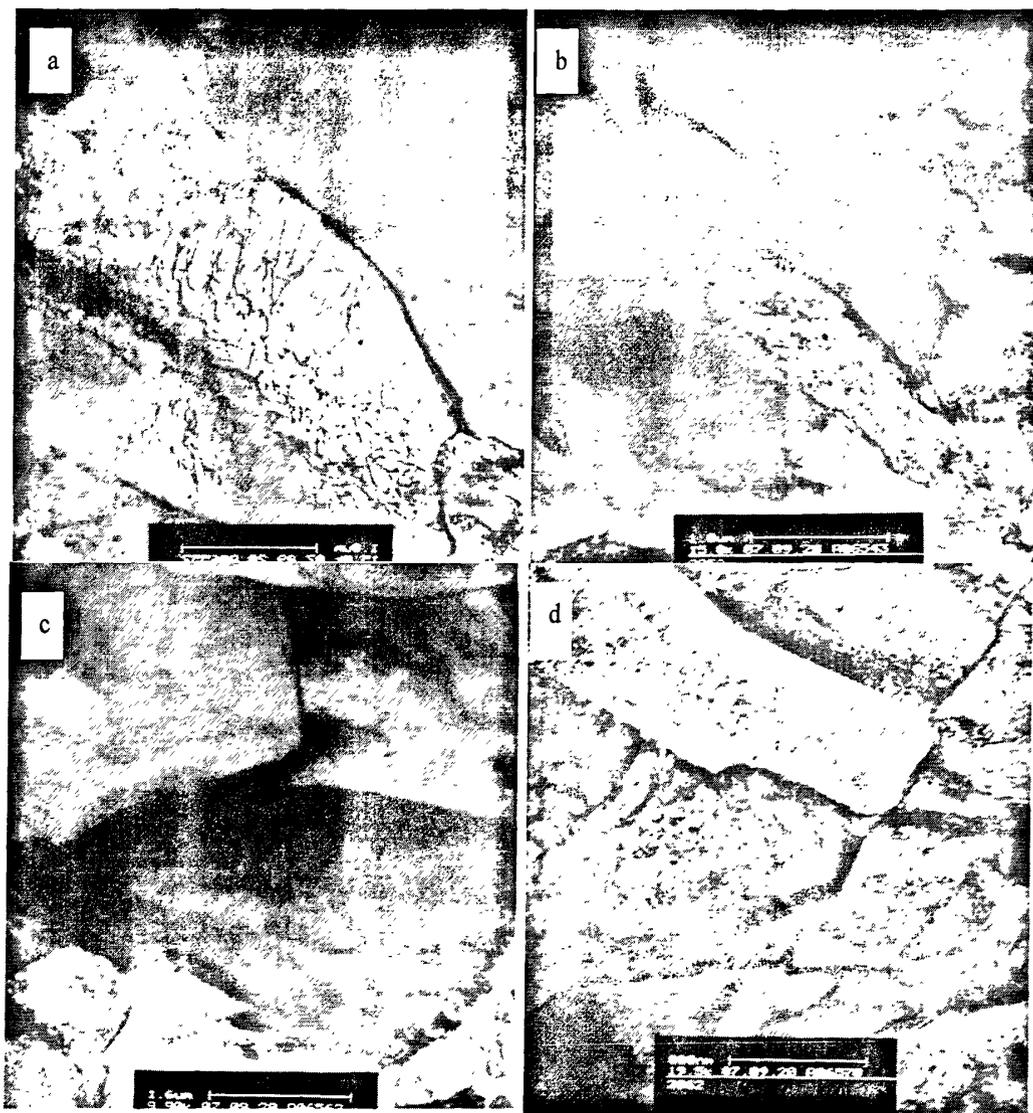


图 4.16 试验钢的 TEM 形貌
Fig.4.16 The microstructure pattern under TEM
a:A 钢 b:B 钢 c:C 钢 d:D 钢

由图 4.17 可以看出，四块试验钢中都发现了马奥岛(M/A),尺寸较大，分布不均匀，且呈现不规则的岛状外型。

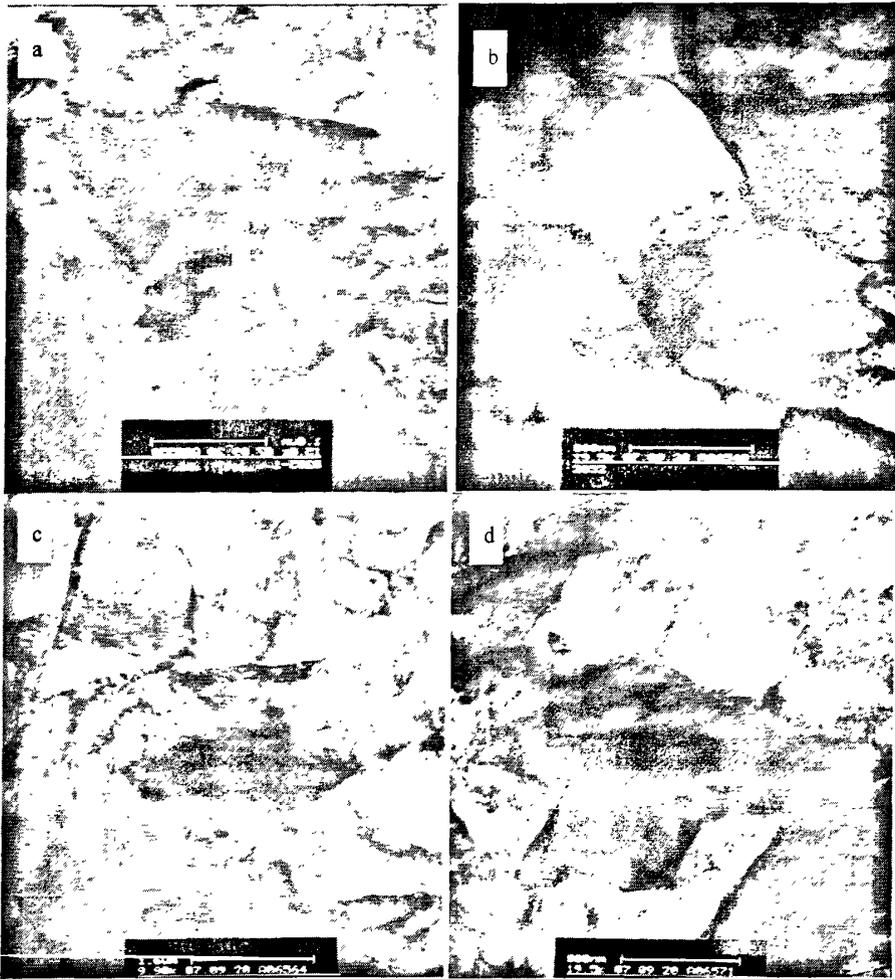


图 4.17 试验钢的 M/A 岛形貌

Fig.4.17 The microstructure pattern of M/A under TEM

a: A 钢 b: B 钢 c: C 钢 d: D 钢

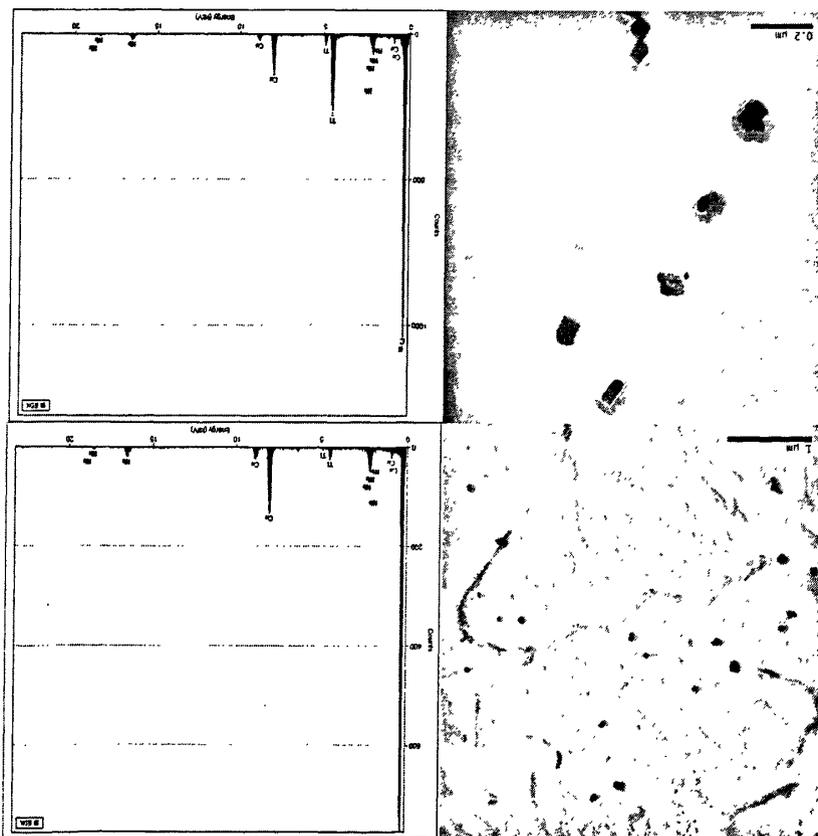
(4) 第二相粒子观察与分析

通过萃取复型，利用 TEM 观察了试验钢的析出相，对析出相颗粒大小及分布进行了对比分析，A 试样二相粒子分布与能谱如图 4.18 所示。从图中可以看出，A 试样二相粒子较多且分布均匀，以 50-100nm 之间粒子为主，部分粒子在 100-150nm 之间，150nm 以上及 50nm 以下粒子很少。极少量大粒子在 300nm 以上，所有粒子成分均为 Nb, Ti 复合的 CN 化物，未发现 Mo 析出。

B 试样二相粒子分布与能谱见图 4.19。由图中可以看出, B 二相粒子略少于 A, 尤其是 50-100nm 之间粒子。以 50-100nm 之间粒子为主, 部分粒子在 100-150nm 之间, 200nm 以上粒子及 50nm 以下粒子很少。极少量粒子在 300nm 以上, 分布很均匀。所有粒子成分均为 Nb, Ti 复合的 CN 化物, 未发现 Mo 析出。

Fig.4.18 The distribution of second-phase and energy spectrum of A

图 4.18 A 二相粒子分布与能谱



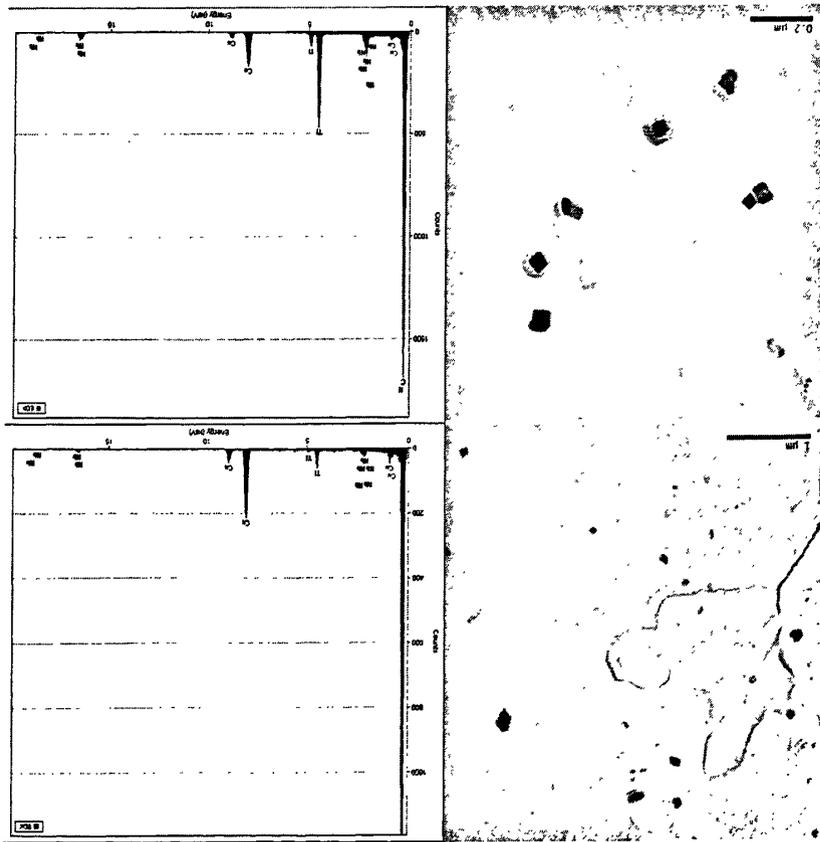


图 4.19 B 二相粒子分布与能谱

Fig.4.19 The distribution of second-phase and energy spectrum of B

C 试样二相粒子分布与能谱如图 4.20 所示。从中可以看出，C 二相粒子不多，以 80—150nm 之间粒子为主，少量粒子在 80nm 以下（部分小粒子在 40nm 左右）另有少量大粒子在 200nm 以上，极少量大粒子尺寸达到 400nm 左右，成分均为 Nb, Ti 复合物，大粒子中铁含量明显高于铌含量，50nm 左右小粒子中铌铁含量相当。

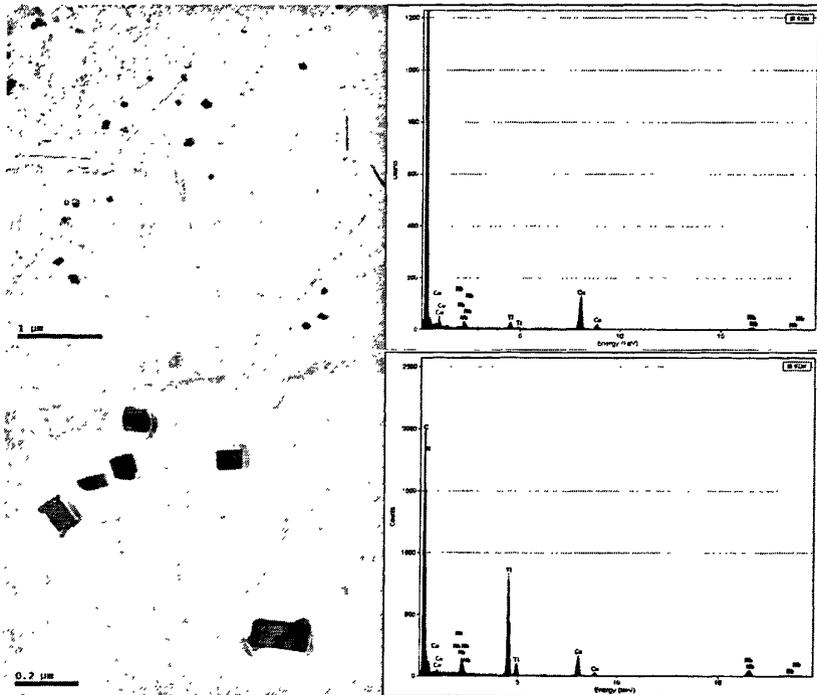


图 4.20 C 二相粒子分布与能谱

Fig.4.20 The distribution of second-phase and energy spectrum of C

D 试样二相粒子分布与能谱如图 4.21 所示。D 试样二相粒子比 C 更少，且尺寸基本在 100—200nm 之间，多为规则方形，少量粒子在 100nm 以下和 200nm 以上，成分均为 Nb, Ti 复合的 CN 化物。

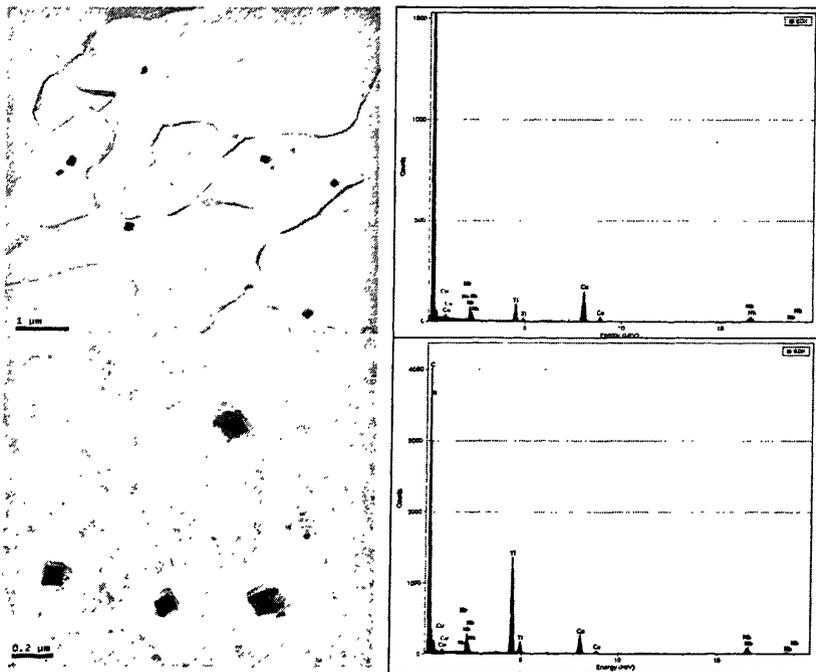


图 4.21 D 二相粒子分布与能谱

Fig.4.21 The distribution of second-phase and energy spectrum of D

四块试验钢的析出物从形态上均以方形粒子为主，且方形粒子多为钛含量明显高于铌含量，少量不规则形状粒子中铌钛含量相当。从粒子尺寸来看，粒子总体尺寸有长大趋势，且数量逐渐减少。各试样中二相粒子分布较均匀，未发现 Mo 的析出，也未发现单一的 Nb 或 Ti 的析出。

(5) 位错形态

试验钢的位错形态如图 4.22 所示，从中可以看出，试验钢基体上均存在大量位错，未发现因位错纠结而形成的亚结构。在晶粒尺寸相差不大的情况下，位错密度较大的 B 号实验钢的屈服强度最高。

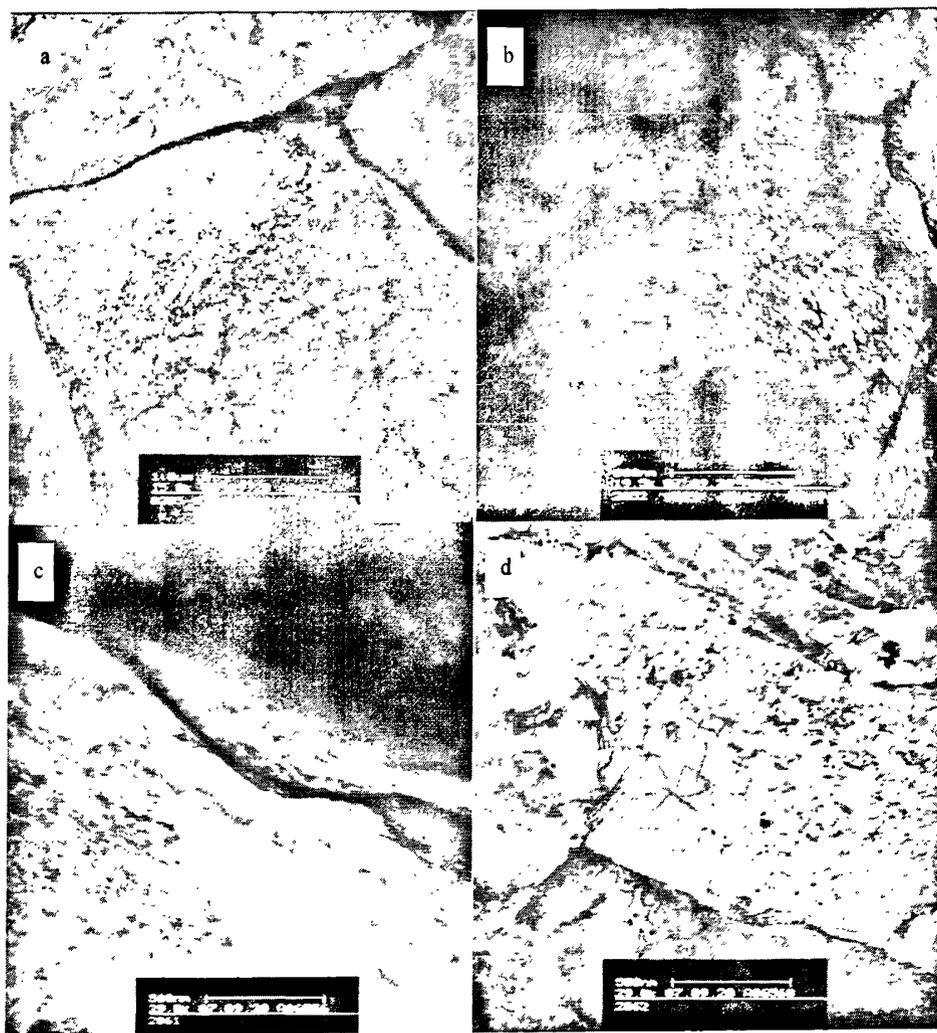


图 4.22 试验钢的位错形态

Fig.4.22 The dislocation of tested steel under TEM

a: A 钢 b: B 钢 c: C 钢 d: D 钢

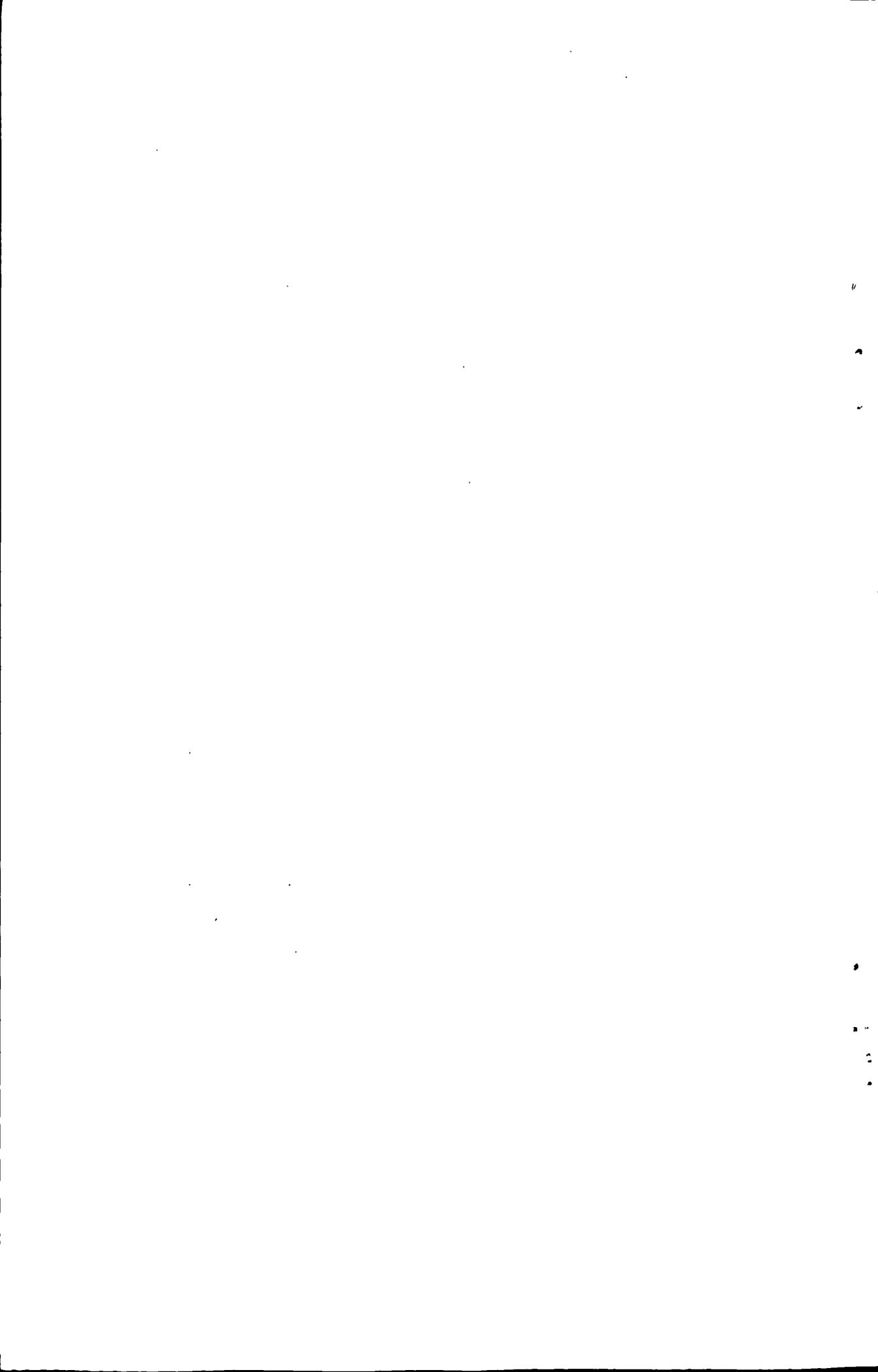
4.3.3.3 工业实验结果分析

从工艺控制上看,此次工业实验除 C 空冷外,其余试验钢终冷温度偏高,冷却强度不够。在性能指标上,屈服强度和 DWTT 指标明显不合。

从微观组织检验结果可以看出,试验钢的组织主要为多边形铁素体,以及粒状贝氏体,中心有少量 M/A 岛状组织,针状铁素体含量较少。从边部到中心,组织分布不均匀,铁素体含量较低, M/A 岛状组织分布不均匀且尺寸较大。析出物以 (Ti, Nb) (C, N) 为主,尺寸较大,造成试验钢强韧性较差。为此控轧控冷工艺需进一步改进。钢板出水的终冷温度在 550-580℃ 之间,返红温度在 570-594℃ 之间(空冷的除外),这个温度段不利于针状铁素体组织的大量形成,因此,强度和韧性均受到影响。因此,在返红温度 570-600℃ 能保证板形基础上,终冷温度需进一步降低,终冷温度控制在 $510 \pm 20^\circ\text{C}$,返红温度在 $540 \pm 20^\circ\text{C}$ 。

4.4 本章小结

- (1) 通过离线模拟轧制实验确定了在首秦 4300mm 中厚板轧机具备执行 X80 管线钢轧制工艺的能力。
- (2) 通过水冷实验确定了在首秦 4300mm 中厚板生产线 ACC 冷却系统具备执行 X80 管线钢冷却工艺的能力。
- (3) 试验钢板的屈服强度不合格,低于规定的下限,落锤冲击性能不合格。结合工艺及组织可知,一方面终冷温度普遍高于设定的目标温度,即,返红温度在 570-594℃ 之间,而设定的目标温度为 $550^\circ\text{C} \pm 20^\circ\text{C}$,建议后期试验要严格保证水冷工艺。另一方面,组织中多边形铁素体的量较多,针状铁素体的量很少,因此,导致了钢板的强度偏低,应进一步摸索其轧制工艺。



第 5 章 结论

本文以东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室承担的“首钢宽厚板品种开发项目”为背景,通过实验室热模拟实验、热轧实验及现场工业试轧,研究了 X80 管线钢的高温热变形行为及控轧控冷工艺参数对组织及性能的影响,得到如下结论:

- (1) 通过对不同成分的 A、B 试验钢进行单道次压缩实验,得到了试验钢的真应力-真应变曲线。计算得到 A、B 试验钢激活能分别为 235.18KJ/mol、359.59 KJ/mol;得到了试验钢的 Z 参数以及变形参数 σ_p 、 ε_p 与 Z 参数的关系,计算了 A、B 试验钢的临界变形量。在相同的变形条件下 B 钢比 A 钢更难发生动态再结晶,但是在工业轧制过程中两种试验钢均很难发生动态再结晶,通过完全动态再结晶细化奥氏体晶粒较难实现;建立了试验钢的变形抗力数学模型, A 钢 B 钢变形抗力模型分别为:

$$\sigma = 207.5 \exp(2.0995 - 1.6018T)(\varepsilon/10)^{0.26037 - 0.2256} [1.0806(\varepsilon/0.4)^{0.1713} - 0.0806(\varepsilon/0.4)]$$

$$\sigma = 220.5 \exp(2.4049 - 1.8971T)(\varepsilon/10)^{0.238717 - 0.1895} [1.0149(\varepsilon/0.4)^{0.2920} - 0.0149(\varepsilon/0.4)]$$

通过对模型进行回归分析,回归方程具有较高的拟合精度。

- (2) 通过实验室热轧试验,研究了三种不同化学成分的试验钢在不同控轧控冷工艺条件下的组织与性能,研究发现 0.045 %C, 1.778% Mn, 0.042%Nb, 0.046%V, 0.02%Ti, 0.29%Mo 的试验钢在再轧温度 854℃、终轧温度 802℃、终冷温度 550℃、冷却速率 15.6℃/s 时可获得 $R_{t0.5}=605\text{MPa}$ 、 $R_m=755\text{MPa}$ 、 $A_{50\text{mm}}\%=46$ 的良好力学性能,以及 -20℃ 平均夏比冲击功 287J, 剪切面积 97% 的良好冲击韧性; 0.028 %C, 1.89% Mn, 0.153%Nb, 0.044%V, 0.02%Ti 的试验钢在再轧温度 870℃、终轧温度 815℃、终冷温度 545℃、冷却速率 13.5℃/s 时可获得 $R_{t0.5}=580\text{MPa}$ 、 $R_m=665\text{MPa}$ 、 $A_{50\text{mm}}\%=40$ 的力学性能,以及 -20℃ 平均冲击功 210J, 剪切面积 85% 的冲击韧性。
- (3) 通过轧制过程的离线模拟及在线水冷单体试验,校核了首秦 4300mm 宽厚板轧机的轧制能力及和 ACC 冷却系统的水冷能力,结果表明,其轧制能力及水冷强度满足 X80 管线钢的轧制工艺要求。
- (4) 通过一轮的现场工业试轧,摸索了 X80 管线钢的工艺参数及性能的关系。结果表明,随着终冷温度的升高,组织中的针状铁素体的含量减少,多边形铁素

体的含量增多。由于本次试验终冷温度控制的较高，导致针状铁素体较少，试验钢板的屈服强度不合格，落锤冲击性能不合格。

参考文献

- [1] CLOVER A. X80 design, construction and operation. The International Symposium Proceedings on X80 Steel Grade Pipelines, Beijing, 2004:143-198.
- [2] 江海涛, 康永林等. 国内外管线钢的开发与应用[J]. 管道技术与设备, 2005,5(4):21.
- [3] 罗海文, 董瀚. 高级别管线钢 X80~X120 的研发与应用[J]. 中国冶金, 2006,16(4):9.
- [4] P. C. M. Rodrigues, E. V. Pereloma, D. B. Santos. Mechanical properties of an HSLA bainitic steel subjected to controlled rolling with accelerated cooling. Materials Science and Engineering, 2000, A283: 136-143
- [5] A. B. Cota, P. J. Modenesi, R. Barbosa, et al. Determination of CCT diagrams by thermal analysis of an HSLA bainitic steel submitted to thermo mechanical treatment. Scripta Materialia, 1999, 40(2): 165-169.
- [6] Phil Hopkins. The challenges for frontier pipeline projects Pipe Dreamer's Conference, Yokohama, 2002. 3-32
- [7] J. Malcolm Gray. Modern pipeline technology-specification trends and production experience. Liu Guoquan. HSLA Steels'2000, Xi'an, china, 30 Oct.-2 Nov., 2000, Beijing: Metallurgical Industry Press, 2000:71-79
- [8] S. K. Mishra, S. Ranganathan, S. K. Das, et al. Investigations on precipitation characteristics at a high strength low alloy steel. Scripta Materialia, 1998, 39(2):253-259
- [9] 孔君华, 郭斌, 刘昌明等. 高钢级管线钢X80的研制与发展[J]. 材料导报, 18(4):24
- [10] ZHENGL, GAO S. Research and trial production of X80 pipeline steel with high toughness using acicular ferrite. The International Symposium Proceedings on X80 Steel Grade Pipelines, Beijing, 2004:6-11.
- [11] KONG J H, ZHENG L. Development and production of X80 hot-rolled thick steel coils in WISCO. The International Symposium Proceedings on X80 Steel Grade Pipelines, Beijing, 2004:17-21.
- [12] 江海涛, 康永林, 于浩, 梁正伟. 国内外高钢级管线钢的开发与应用[J]. 管道技术与设备, 2005.5:22-23
- [13] 庄传晶, 冯耀荣, 霍春勇. 李鹤林国内X80级管线钢的发展及今后的研究方向[J]. 焊管, 28(2):11
- [14] B.N.波戈尔热耳斯基著. 王有铭, 鹿守理, 韦兴译. 控制轧制[M]. 北京:机械工业出版社, 1982:1-10
- [15] 王仪康, 杨柯. 我国高压输送管线钢的发展. 石油天然气管道建设与技术论坛会. 廊坊:石油

出版社, 2002:18

[16] B.C.Muddle, et al. Microstructure in Controlled-Rolled Low Carbon microalloyed Steels. *Material Science*, 1994, 34:1721

[17] 王仪康, 杨柯, 单以银. 高压输送管线用钢[J]. *焊管*, 2002, 25(1):1

[18] 王茂堂, 马彦昌, 王丽. X80级管线钢钢管技术条件制定中的关键技术问题[J]. *焊管*, 2005, 28(2):15, 19

[19] Robert J Eiber, Leis, Brain N, Fracture Propagation Control in Onshore Transmission Pipelines. in 2nd International Onshore Pipelines Conference, Istanbul, Turkey, December, 1998

[20] Takahiro KUBO, Toyooki SHIWAKU, Joe KONDO, et al. Quality Evaluation of Line Pipes by the Chevron Notched Drop Weight Tear Test. *ISIJ international*, 1995, 35(4):426-432

[21] 赵明纯, 单以银, 李玉海等. 显微组织对管线钢抗硫化物应力腐蚀开裂的影响. *金属学报*, 2001, 10: 1087

[22] 王茂堂, 马彦昌, 王丽. X80级管线钢、钢管技术条件制订中的关键技术问题[J]. *焊管*, 2005, 28(3):16-18

[23] 贾志鑫. 低碳微合金化管线钢的组织性能控制[D]. 东北大学博士学位论文, 2005:11

[24] H.Ohtani, S.Okaguchi, Y.Fujishiro and Y.Ohnori. Morphology and Properties of Low-Carbon Bainite[J]. *Metall. Trans. A*. 1990, 21A: 877-888.

[25] B.L.Bramfitt and J.G.Speer. Perspective on the Morphology of Bainite[J]. *Metal. Trans. A*, 1990, 21A: 817-831.

[26] T.Araki et al. Atlas for Bainitic Microstructures-Vol.1. Continuous-Cooled Zn Microstructures of Low-Carbon Steel[J]. *ISIJ International*, Tokyo, 1992: 4-5.

[27] S.W.Thompson, D.J.Colvin and G.Krauss. Continuous Cooling Transformations and Microstructures in a Low-Carbon, High-Strength Low-Alloy Plate Steel[J]. *Metal. Trans. A*, 1990, 21A: 1493.

[28] G.Krauss. and S.W.Thompson.. Ferrite Microstructure in Continuously Cooled Low-and-Ultra low-Carbon Steels[J]. *ISIJ International*, 1995, 35: 937.

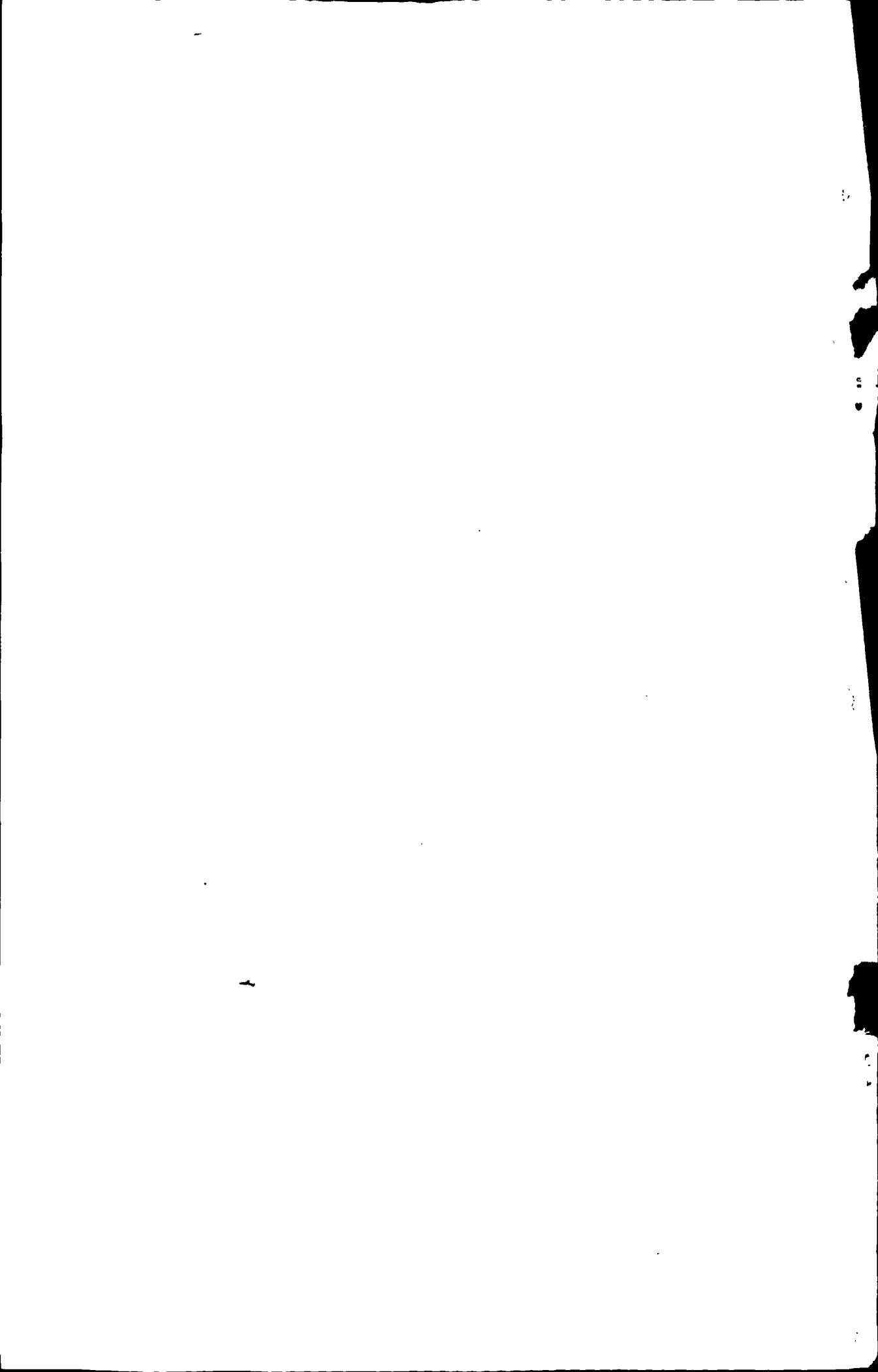
[29] H.K.D.H.Bhadeshia. Alternatives to the Ferrite-Pearlite Microstructures[J]. *Mater.Sci.Forum*, 1998, 284: 39.

[30] Y.Ohmori. Bainite Transformations in Extremely Low Carbon Steels[J]. *ISIJ International*, 1995, 35(8): 962-968.

[31] P.A.Manohar, T.Chandra and C.R.Killmore. Continuous Cooling Transformation Behaviour of Microalloyed Steels Containing Ti, Nb, Mn, and Mo[J]. *ISIJ International*, 1996, 36(12):1486-1493.

[32] T. Sakuma, R.W.K. Honeycombe. *Mater. Sci. Technol.* 1985, 1: 351.

- [33] 吴红艳, 沈开照等.超细晶耐候钢高温变形行为的研究[J].第三届先进结构钢及轧制新技术国际研讨会, 2005,11:24-29
- [34] 刘振宇, 许云波, 王国栋.热轧钢材组织-性能演变的模拟和预测[M].沈阳:东北大学出版社, 90-93
- [35] 许云波.基于物理冶金和人工智能的热轧钢材组织性能预测与控制[D].沈阳:东北大学, 2003
- [36] 雍歧龙, 马鸣图, 吴宝榕.微合金钢—物理和力学冶金.北京:机械工业出版社, 1989:209,341
- [37] W.P.Sun and E.B.Hawbolt.Comparison Between Static and Metadynamic Recrystallization- An Application to the Hot Rolling of Steels.ISIJ International, 1997, 37(10):1000-1006
- [38] A.Laasroui,J.J.Jonas. Prediction of Flow Stress at High temperature and Strain Rates.Metall.Trans.A, 1991, 22A:1545-1558
- [39] 戴铁军, 刘战英等.30MnSi 钢金属变形抗力的数学模型[J].塑性工程学报, 2001,8(3): 17-20.
- [40] Saito Y, Enami T, Tanka T. The Mathematical Model of Hot Deformation Resistance with Reference to Microstructural Changes during Rolling in Plate Mill[J].Transactions ISIJ, 1985, 25 (11):1146-1150.



致 谢

本文是在导师杜林秀教授的悉心指导下完成的。在攻读硕士学位期间，恩师在学习、生活等各个方面给予了无微不至的关怀和帮助，特别是导师渊博的知识、严谨的治学态度、敏锐的学术洞察力、忘我的工作作风以及对事业的热爱与不懈追求的精神，使作者受益终身，在此谨向导师表示最衷心的感谢和最崇高的敬意！

在实验进行和论文撰写过程中，作者得到了衣海龙老师多方面的帮助和支持。在接触课题之初，衣海龙老师帮助作者熟悉了课题以及相关实验设备和实验方法，为实验的顺利进行奠定了基础，同时，他认真负责的态度和严谨的作风给作者留下了很深的印象，在此表示衷心的感谢。

在实验室实验过程中，作者还得到了赵德文教授、高彩茹副教授以及实验室崔光洙老师、田浩老师、王佳夫老师、薛文颖老师，办公室张颖老师、杨子琴老师等的帮助与支持，在此向他们表示感谢。

作者还要感谢姚圣杰师兄、薛鹏、韩庆生、张才毅、王根矾、周民、李守卫、苏志敏等同学，感谢他们的支持与帮助。

在工业实验过程中，作者得到了首钢技术研究院范建文博士、王凤琴博士、隋鹤龙博士、张维绪、江卫华、刘金刚、沈峰、吕延春、连玉栋、查春和、顾林豪以及首秦金属材料有限公司沈开照、于海波、杨春卫等的帮助和支持，在此向他们表示感谢。

感谢重点实验室的每一位成员，在这样一个有凝聚力和团结创新精神的集体中学习和工作，使我不断地学到新的知识和方法，感谢实验室给我们创造了良好的学习环境！

谨以此文献给我的父母，深深感谢父母对我的养育之情！感谢女友对我的支持！

