

N、C 在 SWRH82B 钢中的存在形式及 对组织和性能的影响



重庆大学硕士学位论文

学生姓名：吴莉莉

指导教师：盛光敏 教授

专 业：材料科学与工程

学科门类：工 学

重庆大学材料科学与工程学院

二〇一一年十月

Existing Form of Nitrogen and Carbon in SWRH82B Steel and the Effect on the Microstructure and Properties



A Thesis Submitted to Chongqing University
in Partial Fulfillment of the Requirement for the
Degree of Master Engineering

By
Wu Lili

Supervised by Prof. Sheng Guangmin
Major: Material Science and Engineering

College of Material Science and Engineering of
Chongqing University, Chongqing, China

October 2011

摘 要

高强度低松弛预应力钢绞线是公路、铁路、建筑、桥梁和一些大型场馆等建设必须的结构材料，作为其原材料的 SWRH82B 钢盘条的质量对钢绞线的性能有着直接的影响，因此研究 SWRH82B 钢盘条具有十分重要的意义，本文所用材料由首钢水城钢铁集团有限公司提供。

本文主要研究 C 和 N 元素在 SWRH82B 钢中的存在形式及对组织和力学性能的影响。根据铁氮相图、铁碳相图以及 SWRH82B 的成分可以确定氮、碳在钢中主要以四种形式存在。通过透射电镜观察可知，含氮量不同的两种盘条其析出物的尺寸及数量不同，但两种盘条的析出物位置大都位于原奥氏体晶界和位错线上。通过金相显微镜观察可知，低氮铸坯和高氮铸坯的中心位置均有细微缩孔，显微组织中有网状二次渗碳体，但是两种盘条中的组织大部分是索氏体，除此之外含有少量珠光体和铁素体，未发现明显的二次渗碳体。

拉伸试验结果表明，高氮盘条的屈服强度、抗拉强度比低氮盘条高，但延伸率和断面收缩率有所降低。通过扫描电镜和能谱分析可知，高氮盘条的拉伸断口上有更多的夹杂物，两种盘条的断口面上都有富含 Al、Si 的大块夹杂物。经过化学分析和荧光分析结果确定了钢中的 C、Mn、Si、V、Cr 等元素的偏析在正常范围内。

加热温度为 800℃、保温时间为 30min 的工艺不能使奥氏体均匀化，也不能使原先铸坯组织中的二次渗碳体溶解，加热温度为 900℃、保温 2h 可以使钢中奥氏体化程度均匀。通过热模拟试验可知冷却速度对组织有着非常重要的影响，为确定合理的冷却速度提供一定的依据。对经过热模拟试验处理的试样进行硬度分析，可知随着冷却速度的提高其硬度值不断增大，但对同一冷速不同氮含量的铸坯来讲，低氮铸坯的硬度值较高。

关键词：SWRH82B 钢，碳，氮，组织，性能

ABSTRACT

High-strength low-relaxation prestressed steel strands are used widely in construction of highway, railway, buildings, bridges and some venues. The quality of SWRH82B wire rod, a raw material for steel strands, has a direct influence on steel strands, so studying on SWRH82B wire rod is of great significance. What is more, test materials were produced by Shuicheng iron and steel company.

In the paper the existing form of carbon and nitrogen elements and their effect on the microstructure and properties of SWRH82B steel were studied. According to Fe-C phase diagram, Fe-N phase diagram and chemical composition of SWRH82B steel, the existing form of carbon and nitrogen elements was identified. TEM analysis indicated that the size and amount of precipitations in wire rod with different nitrogen contents had some differences, and most of the precipitations were located at austenite grain boundaries and dislocation lines. OM analysis indicated that secondary cementite and slight shrinkage were existed in the center of two kinds of castings with different nitrogen contents, but bad microstructures were not found in wire rod.

The tensile test indicated that high nitrogen steel has higher yield strength, tensile strength and lower elongation and reduction of area; there were more inclusions on the tensile fracture surfaces of the high nitrogen steel, and some large inclusions rich in Al、Si were presented on the fracture of the two kinds of wire rods. The chemical analysis and XRF results showed that the segregation of elements carbon, manganese, silicon, vanadium and chromium was within the normal range.

Austenite was not homogeneous and the secondary cementite in the center of the castings remained undissolved under conditions of heating temperature 800℃, holding time for 30 minutes. When the heating temperature was 900℃, holding time was 2 hours, austenite was fully homogeneous. The cooling rate had a very important influence on the steel microstructure, and a reasonable cooling rate can be inferred from the thermal simulation test. The hardness results of the thermal simulation test samples indicated that hardness values grewed as the increasing of the cooling rate, and the hardness value of the low nitrogen casting was larger that that of a high nitrogen casting in the same cooling rate.

Keywords: SWRH82B steel, carbon, nitrogen, microstructure, properties

目 录

中文摘要.....	I
英文摘要.....	III
1 绪 论	1
1.1 国内外线材生产的发展情况	1
1.1.1 国外线材生产的发展情况.....	1
1.1.2 国内线材生产的发展情况.....	2
1.2 SWRH82B 盘条的生产流程	3
1.2.1 水钢 SWRH82B 盘条生产流程.....	3
1.2.2 浇注前的生产流程解析.....	4
1.2.3 连铸连轧过程.....	5
1.2.4 控轧控冷工艺.....	7
1.3 SWRH82B 钢中各元素的作用	9
1.3.1 微合金元素的作用.....	9
1.3.2 其它元素的作用.....	11
1.4 本课题研究的背景和意义	13
1.5 本课题研究的内容	14
2 试验材料及方法	15
2.1 试验材料	15
2.2 试验方法	15
2.2.1 钢中氮元素分析.....	15
2.2.2 透射电镜分析.....	15
2.2.3 金相组织分析.....	16
2.2.4 拉伸试验.....	16
2.2.5 扫描电镜分析.....	16
2.2.6 能谱分析.....	16
2.2.7 化学分析.....	17
2.2.8 荧光分析.....	17
2.2.9 退火试验.....	17
2.2.10 正火试验.....	17
2.2.11 热模拟试验.....	17
2.2.12 洛氏硬度试验.....	17

3 N 在 SWRH82B 钢中的存在形式	19
3.1 Fe-N 二元相图	19
3.2 SWRH82B 钢中氮含量的测定	20
3.3 VC 和 VN 在 SWRH82B 钢中的固溶度积	21
3.3.1 V 在奥氏体和铁素体中的最大溶解度	21
3.3.2 盘条 1 固溶度积计算结果	22
3.3.3 盘条 2 固溶度积计算结果	24
3.4 SWRH82B 钢中碳氮化钒的析出	26
3.5 本章小结	29
4 N 对 SWRH82B 钢组织和性能的影响	31
4.1 SWRH82B 钢的微观组织	31
4.2 SWRH82B 盘条的力学性能	36
4.3 拉伸断口扫描电镜分析	39
4.3.1 断裂的类型	39
4.3.2 断口的 SEM 分析	40
4.4 断口能谱分析	43
4.5 本章小结	46
5 碳的分布状态及盘条热处理工艺	47
5.1 Fe-C 二元相图	47
5.2 SWRH82B 盘条横截面上 C 的分布	48
5.3 元素荧光分析	50
5.4 各元素对形成不良组织的影响	50
5.5 SWRH82B 钢热处理试验	52
5.5.1 第一次退火试验	52
5.5.2 第一次正火试验	55
5.5.3 第二次退火试验	56
5.5.4 第二次正火试验	58
5.6 SWRH82B 钢热模拟试验	59
5.6.1 热模拟试验方案的设计	59
5.6.2 温度时间曲线及应力应变曲线	61
5.6.3 冷却速度对 SWRH82B 组织的影响	63
5.6.4 冷却速度对 SWRH82B 硬度的影响	65
5.7 本章小结	65
6 结 论	67

致 谢.....	69
参考文献.....	71
附 录.....	77
作者在攻读硕士学位期间发表的论文.....	77

1 绪 论

1.1 国内外线材生产的发展情况

1.1.1 国外线材生产的发展情况

线材一般是指直径在 5~13mm 之间的热轧圆钢或者其他断面形状的异型钢^[1]。为了方便运输等原因,通常盘成一圈一圈的形状交货,因此线材通常又叫做盘条^[2]。线材的用途非常广泛,除了用作钢筋混凝土的配筋或焊接时的结构材料等还可以作为直径更细的钢丝的原材料^[3]。1988 年全世界的线材总产量为 5063 万吨,在 2000 年为 7860 万吨,到了 2003 年就上升至 10106 万吨,线材生产总量约占钢产量的 10%,并且线材所占的比重逐渐有增大的趋势^[4]。

20 世纪 70 年代以来,国外的几个国家就开始采用连续高速无扭轧机、利用控制冷却的技术生产盘条^[5],并且大部分都是通过连铸连轧的方式生产,这样从炼钢到成材的过程中大大提高了材料的利用率,通常连铸坯的断面尺寸大多为 120 ~ 160mm²。另外,国外生产线材时,通常采用的是步进式加热炉,这可以使金属在稍低的温度下进行轧制,这个温度不仅能使钢足够奥氏体化而且控制了钢中晶粒的大小^[6]。在轧制过程中,通常使用圆形或椭圆形的孔型系统,这样使钢材变形过程中受力较均匀,并且还能提高孔型的共用性,工艺也非常稳定,因此产品的质量非常有保障。轧制后通常对钢采用轧后控冷工艺^[7],使冷却到常温后的组织符合要求,另外控制冷却也能使钢材的成分比较均匀,减少了线材表皮的氧化程度。

整个线材的生产过程中最重要的两步一是采用无扭线材轧机,二是采用轧后控冷技术^[8]。国际上比较认可的四种高速无扭轧机的型号为摩根型、阿希洛型、达涅利型及德马克型^[9]。线材的控制冷却步骤具有十分重要的意义,这决定了线材的组织构成,组织又决定了线材的力学性能,因此控制合理的冷却速度直接决定了能否得到质量良好的线材^[10]。通常来讲使线材在轧制后迅速降温,这样可以较少甚至避免了线材在高温时发生的表皮氧化现象,并且还可以控制原始晶粒的大小,随着技术的发展,最常用的冷却模式是斯太尔摩冷却线控制冷却,斯太尔摩冷却有三种类型,即普通型、缓冷型及延迟型三种^[11]。斯太尔摩冷却是通过控制水冷和风冷来实现对线材的冷却速度的控制,重点是风冷阶段。水冷时可以调节水量和水压的大小,风冷段可以调整风冷来控制冷速。标准斯太尔摩冷却线是高碳钢线材最常用的冷却方式,经过轧制后的线材就迅速的进行水冷,使钢材冷却到接近合适的相变开始温度,然后利用风机进行控制冷却。缓冷型的斯太尔摩冷却线通常是用于低碳钢或低合金钢之类的线材的冷却,而延迟型的斯太尔摩冷却线是在标准型冷却线的基础上改进而成,它的适用范围很广,适用于处理各种碳含量

的钢材和合金钢，因此发展较快，在近些年中延迟型的斯太尔摩冷却线用途最大，应用最广^[12,13]。

1.1.2 国内线材生产的发展情况

我国生产线材的轧机一直在不断的发展，从最初的横列式到半连续式再到复二重式直到现在的高速无扭线材轧机。横列式轧机分为单列式和多列式两种，横列式轧机目前已经被淘汰，它生产的钢材尺寸精度太差且产量很低；半连续式轧机是横列式轧机和连续式轧机组成的一种轧机，这种轧机虽然比横列式轧机有了一定的改进，但生产出来的产品头尾尺寸相差太大，即产品的精确度还远远不够；复二重式轧机是由半连续式轧机改进而成的，复二重式轧机的生产能力及生产精度相比于前几种轧机都有了一定程度的提高，但随着社会的发展，对线材的质量要求也不断的提高，复二重式轧机已经不能满足要求，至今此种轧机已经被淘汰，但某些规模较小的钢厂仍存在部分改良的复二重式轧机。现在国内外应用最普遍的是高速无扭轧机。1966年美国的摩根公司最先研制出无扭轧机，随着技术的不断成熟，逐渐发展的高速无扭轧机的最大特点是高速、无扭、并且能够控冷。目前高速线材轧机的速度可达到 120m/s；无扭轧机的机组设置也决定了钢材在进行下一道轧制时不需要进行扭转，实现了无扭轧制同时也提高了成品的尺寸精度；在轧制后的冷却阶段则根据不同的钢种选用不同的斯太尔摩冷却装置控制冷却，从而得到最佳质量的产品^[14-16]。

目前我国线材的生产主要有四种等级的生产线，第一种是比较落后的生产线，这主要是由复二重机式改进而成，能生产一些普通水平、一般精度的钢材，虽然目前在某些小厂仍存在，但已经逐渐被淘汰；第二种生产线主要建于上世纪 90 年代初期，其轧制速度比原先的复二重轧机有了一定的提高，能够生产一些一般要求的钢种；第三种生产线主要建于上世纪末期，轧机的速度已经超过 90m/s，并且也有合理的控制冷却的装置，能够生产较高品质的钢种，因此在当今有着比较重要的用途；第四种生产线是国内水平最好，甚至处于国际领先水平的生产线，这种生产线主要位于我国较大的钢厂，如宝钢、武钢、马钢、首钢等等，这种生产线轧制速度能够达到 110m/s，生产出的产品具有较高的尺寸精度，由于轧制和控制冷却过程中都有合理的装置，因此得到的线材的力学性能都较好，并且线材表面的氧化脱碳现象不明显，这种装置的生产规模较大，通常盘条的重量都能达到两吨以上，可以预见，随着线材市场的发展，前三种生产线都将逐渐淘汰，而且仍有可能开发出水平更高的生产线^[17-19]。

由于轧机等一些设备的改进，近些年我国线材的生产有着较大幅度的发展，同样我国线材的消费水平也有着很大的提高，目前我国已经成为世界上的最大线材生产国，线材的年产量已经超过了世界线材总产量的三分之一，当然，在生产

数量持续增长的同时，线材产品的质量也在不断的提高。在 2008 年，我国的线材生产量已经达到 8024 万吨，并且线材的品种也很多，但通常按钢种和用途将它们分为工程建筑用线材和其他用途的专用线材，在专用线材中用量最大的是用作生产钢丝、钢绞线的中高碳钢硬质线材，这其中就包括本文所研究的 SWRH82B 线材，但是由于生产中对这种中高碳钢硬质线材质量的要求较高，不仅要控制各种元素的含量，控制各种元素的偏析情况，还对表面质量、最终的力学性能、线材尺寸精度、金相组织的组成等等都有比较严格的要求，因此生产的难度较大^[20,21]。

1.2 SWRH82B 盘条的生产流程

1.2.1 水钢 SWRH82B 盘条生产流程

SWRH82B 是日本的一种钢号，主要是直径为 11、12.5 及 13.0mm 的线材，这种线材通常是用作生产预应力钢丝、钢绞线的原材料，本论文研究的盘条是直径为 12.5mm 的线材，线材生产好后通过多道次拉拔成直径为 5.5mm 的钢丝，然后 7 条钢丝捻制到一起形成钢绞线，由于制成的钢绞线的抗拉强度在 1860MPa 以上，因此被广泛应用于公路、桥梁、铁路、高层建筑建设等，大大节约了普通钢筋的用量，降低了生产成本，并且增加了建筑的安全性和使用寿命^[22-25]。

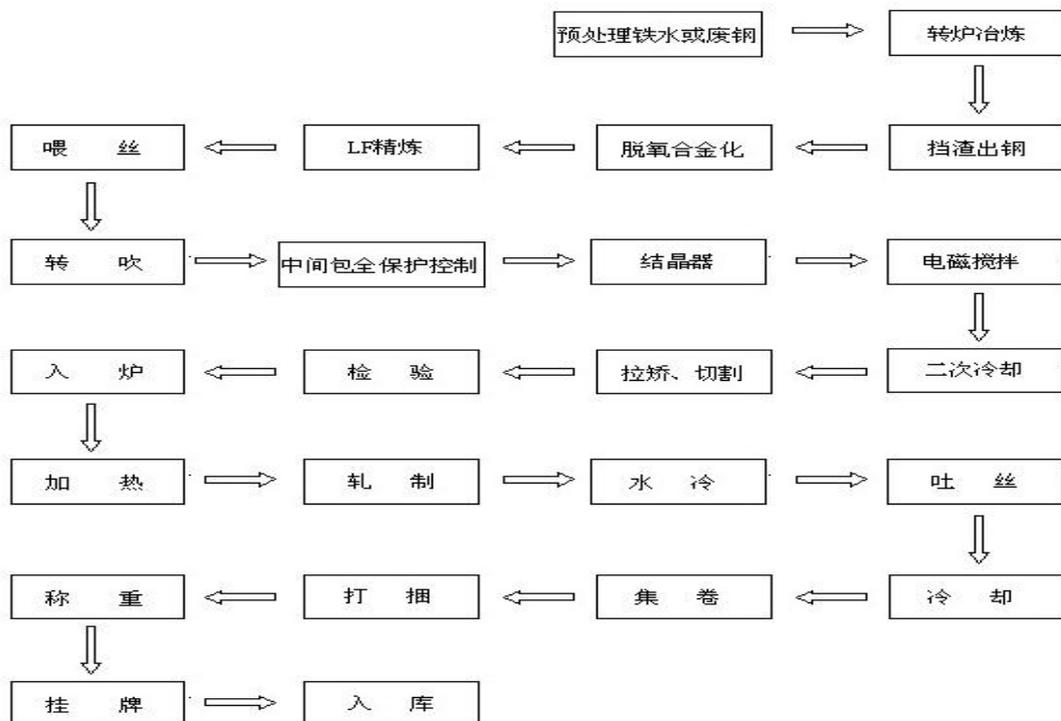


图 1.1 盘条生产工艺流程

Fig.1.1 Production process of the wire rod

水城钢铁集团（水钢）从 2007 年之后一直致力于研究高性能的 SWRH82B 盘条钢，目前已经有一套比较成熟的生产路线以及整套高质量的生产设备。水钢的主要技术路线如图 1.1 所示。其关键步骤是：铁水→100 吨顶底复吹转炉冶炼→LF 钢包精炼炉→150mm×150mm 方坯连铸→粗轧→中轧→半精轧→精轧→斯太尔摩冷却。

1.2.2 浇注前的生产流程解析

铁水是氧气转炉炼钢最主要的原料，一般占 70% 之上，转炉炼钢的基本热源就是铁水的温度，因此对入炉前的铁水的温度和成分有一定的要求。一般情况下应使铁水的温度达到 1300℃，这样可以确保炉内具有充足的热量。转炉炼钢技术的迅速发展，尤其是顶底复合吹炼转炉的出现之后，炼钢时使用的气体逐渐增多，原先主要是氧气有着广泛的应用，现在底吹气体中开始使用 CO₂、CO、氮气、氩气等等^[26]。

氧气转炉冶炼的过程时间比较短，通常只有十几分钟，在这较短的时间内完成造渣、去夹杂、脱硫、脱磷还有升温等事情，因此必须迅速成渣，使炉渣具有合适的流动性、氧化性等特点，以便去除铁水中的杂质，使铁水中杂质的含量控制在较低水平下。在转炉吹炼时，炉内金属成分和温度不断变化，随着转炉吹炼的进行加入一些造渣材料如石灰等，所以炉渣的成分也在不断的变化。在这个炼钢的过程中，需要把硫、磷等有害元素的含量控制在不至于影响产品质量的含量下。要控制好硫的含量，就应该在转炉冶炼的过程中做好前期的化渣工作，尽量在冶炼前期低温除磷。在吹炼的后期，要确保磷被控制在渣中，以免发生回磷现象。通常来讲，去硫通常利用反应的热力学条件，在高温、低氧化性的条件下化渣。

为了限制炉渣进入钢包，一般均采用挡渣出钢的技术^[27]。挡渣出钢的方法有多种，如挡渣球、挡渣塞、气动挡渣等方式，而国内工厂中使用最多的是挡渣帽及挡渣球。挡渣不仅能够减少钢水回磷量和钢包中的炉渣数量，而且还能够降低钢水中的夹杂物含量，提高钢包的使用寿命和合金元素的利用率，因此具有比较重要的作用。

在氧气转炉炼钢过程中，需要不断的向铁水中吹入氧气，到吹炼结束后，铁水中必然含有部分溶解的氧气，如果不进行去除则会影响浇注的过程，因此通常在出钢前，当然也可在出钢后进行脱氧操作，使钢水中氧气的含量也在合理的范围内，生产中通常使用的脱氧的材料是铝、硅铝铁等。在脱氧的同时，使钢水中的合金元素含量达到所要求的成分含量，达到合金化的目的，这就是技术路线中的脱氧合金化^[28,29]。

在对钢水进行转炉冶炼后，现在通常还需要用 LF 钢包精炼炉对钢水进行精炼，

精炼过程可以调节钢水的温度，使钢液的浇注温度得到保证，有利于铸坯质量的提高。另外 LF 精炼炉还有氩气搅拌功能和真空脱气功能，使钢液的成分均匀，并且也能够去除钢液中的多余氢含量和氮含量，降低钢液中的硫含量和氧含量，最终得到较高纯净度的钢液，为提高产品的质量做了早期准备。

喂丝技术是上世纪 70 年代后期才发展起来的技术，钢包喂丝机是上世纪 90 年代发展起来的新型设备，主要是利用喂丝机把用冷轧带钢和铝丝包覆的合金芯线以适当的速度射入钢水中^[30]。喂丝技术能够实现脱氧、提高合金的利用率等用途，对于钢水成分的微调和控制起着重要的作用。

1.2.3 连铸连轧过程

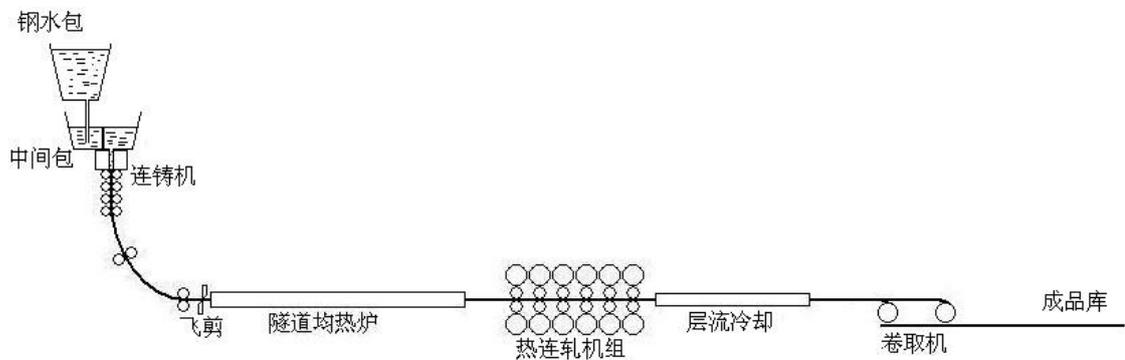


图 1.2 连铸连轧流程图

Fig.1.2 Flow chart of continuous casting and rolling

图 1.2 是连铸连轧的工艺流程图，连续铸造的设备主要由钢水包，中间包，结晶器，振动装置，二次冷却装置，铸坯导向装置，铸坯矫直装置，切割铸坯装置及出坯装置等组成^[31]。钢水包里的钢水流入到中间包里，中间包下面的装置是结晶器装置，中间包内的钢水被引流到结晶器中，在结晶器内，钢水沿装置周边冷却形成钢壳，当钢壳形成一定的厚度时，让拉坯机和结晶器的振动装置同时运转发挥作用，使还未有完全凝固的中心带着液态钢水的铸坯从结晶器的下端输出，进入到如图所示的弧形的导向装置部分，在弧形装置这部分，还设置有二次冷却装置，让中心还带有液态钢水的铸坯在二次冷却装置喷出的水的作用下继续冷却，继续凝固。铸坯矫直装置将从弧形装置部分出来的弯曲铸坯矫直，且经二次冷却装置冷却后，铸坯已经完全凝固，这时切割铸坯装置开始派上用场，按设定的尺寸用它切割已经凝固完全的铸坯，最后出坯装置再把这种定尺寸的铸坯运送到合适的地点^[32]。

由于连铸工艺最大的特点是能够对钢水进行强制冷却，能够使钢水在很短的

时间内凝固成铸坯，因此这也决定了钢水在浇注前应该具有合适的温度以及脱氧程度等，只有钢水具备了良好的性质，才能保证钢水的可浇性，并且也能降低钢中有害气体元素及杂质元素等的含量。浇注前如果钢水的温度过低，则钢水进入中间包时就有可能凝固，使浇注无法继续下去，如果温度太高，则可能会使钢水凝固的钢坯厚度不均，另外还会使钢水的二次氧化程度加重，加剧了对包衬耐火材料的腐蚀，从而使包衬耐火材料中的杂质元素进入钢水，降低了钢水的纯净度。钢水中的杂质一旦增多，就会使钢中的非金属夹杂物的数量增多，增加铸坯产生缺陷的可能。钢水是浇注出好质量铸坯的前提，若要得到高质量的铸坯，连铸装置中各种设备必须都具有特定的作用，确保从钢水到铸坯这个过程的正常运行。

最终线材的质量不仅与钢的冶炼过程和热处理过程相关，和轧制过程也有着密切的关系^[33]。连铸连轧设备就是连铸机后面连着连轧机，这样就可以利用铸坯还剩余的热量，降低了加入所需要的热量，并且还能够在缩短生产线材的时间，节约生产的场地，有效降低了线材生产成本。温度位于 900~1200℃ 范围内的轧制都称为热轧，因此 SWRH82B 钢的轧制属于热轧^[34]。SWRH82B 线材的轧制主要经过了粗轧、中轧、预精轧、精轧四道工序，一般轧机的主要技术性能表如表 1.1 所示。关于轧制过程中组织的变化在下节控轧控冷中介绍。

表 1.1 轧机主要技术性能表

Tab.1.1 Main technical table of rolling mill

序号	机组名称	机架代号	轧机名称	轧辊辊身尺寸 mm		主电机	
				直径范围	长度	类型 (DC/AC)	功率 KW
1	粗轧 机组	1H	φ550 水平闭口轧机	φ610~520	800	DC	450
2		2V	φ550 立式闭口轧机	φ610~520	800	DC	450
3		3H	φ550 水平闭口轧机	φ610~520	800	DC	550
4		4V	φ550 立式闭口轧机	φ610~520	800	DC	550
5		5H	φ450 水平闭口轧机	φ495~420	700	DC	600
6		6V	φ450 立式闭口轧机	φ495~420	700	DC	550
7	中轧 机组	7H	φ450 水平闭口轧机	φ495~420	700	DC	600
8		8V	φ450 立式闭口轧机	φ495~420	700	DC	550
9		9H	φ450 水平闭口轧机	φ495~420	700	DC	600
10		10V	φ350 立式闭口轧机	φ380~320	650	DC	550
11		11H	φ350 水平闭口轧机	φ380~320	650	DC	600
12		12V	φ350 立式闭口轧机	φ380~320	650	DC	550

序号	机组名称	机架代号	轧机名称	轧辊辊身尺寸 mm		主电机	
				直径范围	长度	类型 (DC/ AC)	功率 KW
13	预精 轧机 组	13H	φ350 水平闭口轧机	φ380~320	650	DC	600
14		14V	φ350 立式闭口轧机	φ380~320	650	DC	600
15		15H	φ285 水平悬臂轧机	φ285~255	70	DC	600
16		16V	φ285 立式悬臂轧机	φ285~255	95	DC	600
17		17H	φ285 水平悬臂轧机	φ285~255	70	DC	600
18		18V	φ285 立式悬臂轧机	φ285~255	95	DC	600
19	精轧 机组	19~28	φ210×10 重型 45°高速无 扭机组	φ211~191	72	AC	6400

1.2.4 控轧控冷工艺

控制轧制和控制冷却工艺是热机械处理 (thermo mechanical controlled processing) 的范畴, 是上世纪六七十年代发展起来的一项形变热处理技术^[35]。控制轧制和控制冷却技术 (通常简称为控轧控冷) 主要是在钢中添加一种或几种微合金元素, 在钢的轧制过程中控制轧制温度、轧制的压下量、以及轧制的速度, 另外, 在轧制结束后通过控制冷却速度来控制组织的转变, 根据最终产品的要求得到性能最佳的组织, 这也说明了此种工艺能够充分利用微合金元素的作用, 更有效的利用了钢材, 较大程度上提高了产品的质量^[36-39]。

控制轧制技术与传统的热轧技术最大的不同是, 它不仅仅要求轧制过后得到所需要的形状, 最主要的是通过控制钢在高温下的变形以达到控制晶粒长大的问题, 细化的晶粒同时提高了钢材的强度和韧性, 使最终得到的钢材具有良好的综合机械性能。但是控制轧制通常对轧机的要求较高, 因为控制轧制要求钢的变形量较大, 且为了得到细小的晶粒一般要求具有较低的终轧温度, 这就需要在轧制道次之间待温, 在一定程度上降低了轧机的生产效率, 这就增大了轧机的负荷。

控制冷却技术与控制轧制技术一起运用, 可进一步提高产品的综合力学性能。轧后的冷却通常有三次, 有一次冷却、二次冷却和三次冷却。其中一次冷却是从最终的轧制温度冷却到 A_{r3} , 由于发生相变前得组织状态对后面相变机制和相变产物的大小、形态等都有一定的影响, 因此一次冷却的目的就是为了控制发生相变前的奥氏体状态, 阻止奥氏体晶粒的长大, 另外也能固定部分变形位错, 为奥氏体的转变做好准备。二次冷却的目的主要是为了控制已经开始发生相变的奥氏体的转变速度, 通过控制相变的冷却速度来保证第三阶段冷却后能够得到需要的组织和性能。三次冷却通常是指的空冷阶段, 由于冷却速度较快, 使奥氏体中的碳

化物、氮化物以及碳氮化物来不及析出，因此，相变控冷后仍有部分过饱和的第二相析出^[40-42]。

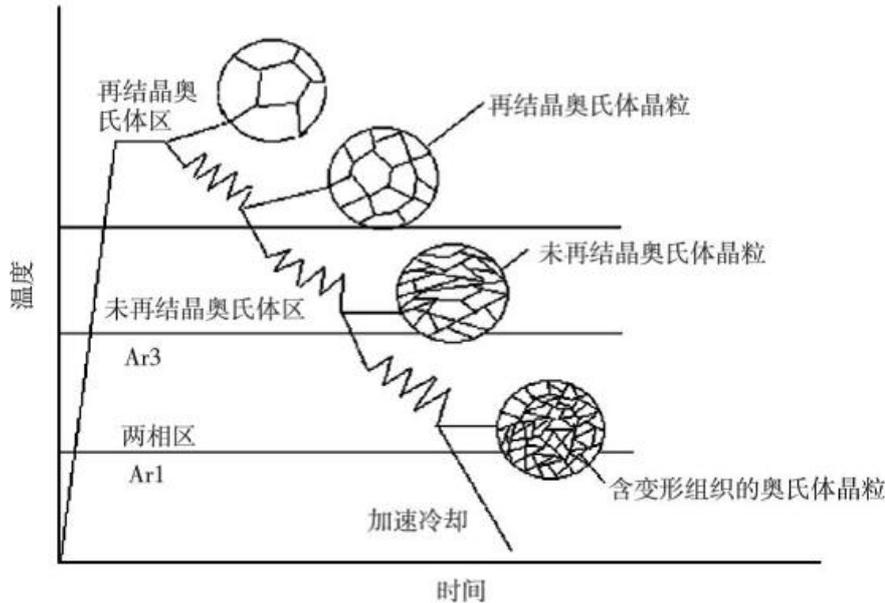


图 1.3 控轧控冷工艺的四个阶段

Fig.1.3 Four stages of control rolling and control cooling technique

通常来讲，钢的热变形过程是在奥氏体区域内进行的，为了实现奥氏体化，对于 SWRH82B 这种含碳量在共析成分附近的合金钢，通常是加热到 Ac_1 温度以上进行保温，经历形核、长大、剩余渗碳体的溶解、奥氏体均匀化四个阶段^[43]。促使铁素体晶粒细化能够获得最佳的综合性能，使最终的铁素体晶粒细化有两种方法，一是使奥氏体晶粒细化，二是使得到的铁素体晶粒细化。经过实践证明，奥氏体晶粒的大小会影响最终铁素体晶粒的大小，但是细化奥氏体晶粒的措施有比较大的局限性，因此通常是细化铁素体晶粒来实现钢材性能的提高。

图 1.3 是控轧控冷工艺的四个阶段^[44-45]，第一个阶段是再结晶奥氏体区域轧制，第一阶段主要是通过形变再结晶的进行使奥氏体晶粒细化。如果在奥氏体再结晶区进行终轧，则转变后的铁素体晶粒尺寸主要由转变前的奥氏体晶粒尺寸和化学成分决定，这样得到的铁素体晶粒尺寸就会很大，因此通常在再结晶奥氏体区域只进行粗轧。

第二个阶段是在未再结晶奥氏体区域进行轧制，在这个区域轧制时，晶粒的受力方向决定了晶粒的生长方向，即奥氏体晶粒是沿着轧制方向伸长的，另外轧制使晶界面积增加，同时变形也产生了大量的变形带，变形带的作用和晶界有些类似，即增加了奥氏体的晶界面积，这些都会造成形核密度的增加，促使铁素体

晶粒减小。一般来讲，在未再结晶奥氏体区域对铸坯进行轧制得到的铁素体晶粒尺寸比在再结晶奥氏体区域内得到的晶粒尺寸要小的多。因此未再结晶奥氏体区域这个阶段是控制轧制的重要阶段。

第三个阶段是在奥氏体和铁素体双相区进行轧制，奥氏体晶粒和铁素体晶粒在力的作用下都会沿着轧制方向伸长，另外在此区域内轧制也会使变形带增加，能够增加形核率和亚结构，对强度的提高都有较大的帮助。

第四个阶段是加速冷却阶段，在这个阶段内还未发生相变的奥氏体晶粒发生相变，转变成为尺寸较小的多边形晶粒。

对组织以珠光体组织为主的 SWRH82B 钢材，控轧工艺的目的主要是细化珠光体团尺寸，减小珠光体的层片间距，改善碳化物的析出状态以及碳化物颗粒的大小。对这种钢材通常利用再结晶型控制轧制的方法，即通过细化奥氏体，轧后快速冷却来阻止奥氏体的长大，并且降低相变温度 A_{r1} ，以得到较小的珠光体团和较小的层片间距。

线材进行合理的控制轧制后，就应该进行控制冷却的过程。SWRH82B 线材由于含碳量高，且要求室温组织内索氏体的含量大于 85%，因此这要求在轧制结束就进行快速冷却，使温度由终轧温度降低到发生奥氏体到索氏体转变前的温度，只有迅速冷却到相变前的温度，才能保证得到具有较细晶粒的组织，另外高温下快速的冷却到合适的温度还能降低线材发生高温氧化的情况。发生奥氏体到索氏体的转变的时候，最好采用标准的斯太尔摩冷却线进行冷却^[46]。

1.3 SWRH82B 钢中各元素的作用

1.3.1 微合金元素的作用

钢的微合金化技术就是在钢中添加微量的 Ti、Nb、V、B 等中的一种或几种碳、氮化物形成元素，在热循环或者应变的作用下，通过微合金碳氮化物的溶解或沉淀析出来影响钢铁材料的理化性能和力学性能^[47-49]。微合金化技术通常需要与其他工艺相结合来发挥更大的作用，例如微合金化与控轧控冷工艺相结合，就能够在钢中产生多种强化和韧化机制，从而改善了钢的综合力学性能。通常来讲产生的强化机制有：细晶强化、沉淀强化、相变强化、位错强化、亚结构强化、固溶强化等，产生的韧化机制有：细化晶粒和改变相结构^[50,51]。

钒、钛、铌是三种最常用到的微合金化元素，它们的加入不仅能够影响轧制过程中的奥氏体组织，而且还能够诱导第二相粒子析出，进而影响钢材最终的组织 and 性能^[50,52]。第二相粒子的析出与众多因素有关，一、它与合金元素的添加量有关，二、它与其在钢中的溶解度有关，三、它与钢的生产工艺特别是控轧控冷工艺参数相关，这些工艺参数主要包括：钢坯的加热温度、轧制温度、形变量、

终轧温度和冷却速度等。以下将一一陈述控轧控冷主要工艺参数对微合金碳氮化物析出的影响^[53,54]。

钢坯的加热温度不可过低，加热的温度应该使奥氏体组织均匀化并且使碳氮化物充分的溶解到奥氏体当中。如果加热的温度过低，虽然使钢的奥氏体晶粒较细小，且使钢中的碳氮化物未能充分溶解也能进一步阻止奥氏体晶粒的长大，但这却降低了在后续的冷却过程中碳氮化物的析出，未能发挥添加合金元素的主要作用，虽然温度较高可使原始奥氏体晶粒尺寸较大，但是由于后续的控轧控冷步骤可以使晶粒细化，因此钢坯加热的温度应使碳氮化物充分溶解为宜^[55]。

轧制主要有三个轧制阶段组成，一是高温再结晶奥氏体区域，二是奥氏体未再结晶区，三是铁素体和奥氏体两相区域。经证实，轧制温度除了对组织和晶粒度有一定的影响外，还对第二相析出物的大小、分布等有一定的影响。随着轧制温度的升高，第二相析出物的平均尺寸就会越大^[56]。

形变量与奥氏体再结晶能否发生有着直接关系，因为只有当形变量大于一个临界值时，在奥氏体再结晶区域轧制时才能发生再结晶。在奥氏体未再结晶区进行轧制时，变形量越大，钢材受到得力越大变形就会越剧烈，奥氏体晶粒就会被拉的越长，晶界面积就会越大，为铁素体或渗碳体的形核提供足够的形核质点，增加了形核密度，因此晶粒就会越小。在两相区轧制时，变形量的增加会促使钢材内部的位错以及一些亚结构的增加，会在一定程度上提高钢的强度，但是会降低钢的韧性。在这三个阶段，随着变形量的增加，第二相析出物会增加，同时钢的晶粒会更细小^[57]。

若想充分利用微合金碳氮化物的沉淀强化作用，冷却速度不能够过快。虽然冷却速度加快会使相变区得过冷度增大，从而增大了铁素体形核速率，但冷却速度过快会使溶解在钢中的碳氮化物来不及析出，不能有效的发挥第二相的沉淀强化作用，另外也可能造成奥氏体中固溶的碳氮化物较多，增加了奥氏体的稳定性，促进马氏体等一些对高碳钢来说不利的组织形成。因此，为了使钢中添加的微合金元素得到较好的利用，不仅需要根据微合金元素的固溶度添加合适的量，而且还需要合理的控轧控冷工艺参数的配合^[58]。

日本神户制钢公司在原先的 82MnA 碳钢基础上添加了 0.2~0.3% 的 Cr 元素后抗拉强度和断面收缩率都有了一定程度的提高，线材的通条差降低，后来，又和谷川制铁所合作，在已经添加了 Cr 的基础上又添加了 0.08% 左右的 V，制成了现在抗拉强度达到 1280MPa 以上的 SWRH82B 盘条。可见，合金元素 Cr 及微合金元素 V 的加入对盘条的性能有了很大的影响。钒对钢的组织 and 性能方面的影响见图 1.4 所示^[22]。

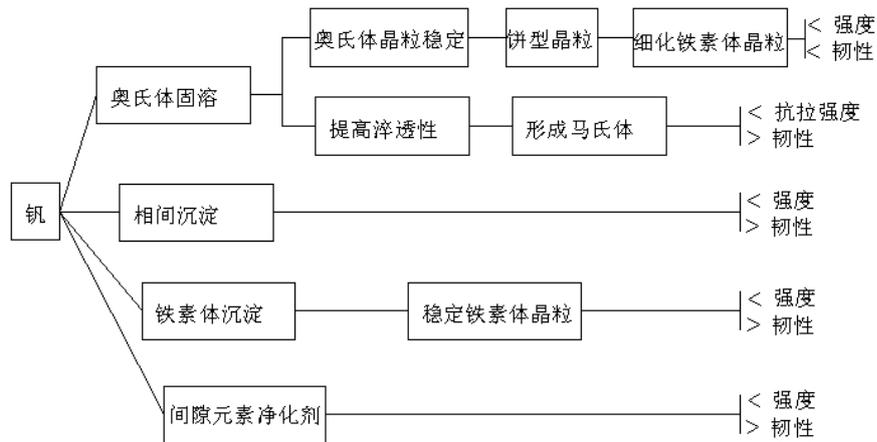


图 1.4 钒对钢组织和性能的影响

Fig.1.4 The effect of vanadium on the structure and properties of steels

微合金元素的添加主要是通过形成 $M(C, N)$ 来影响钢的组织结构和力学性能^[59]。 V 在钢中主要是和 C 、 N 反应生成碳氮化钒，在高温下，碳氮化钒可完全溶解于奥氏体中，具有较大的高温溶解度。 V 的单独加入，可加速钢中珠光体的形成，还能够细化铁素体晶粒。珠光体是铁素体和渗碳体的机械混合物，碳氮化钒也能够在珠光体中的铁素体板条上沉淀析出，能够显著的提高钢的强度和硬度。碳氮化钒除了在铁素体上析出之外，还能平行于奥氏体/铁素体的相界面进行析出，这种析出呈现出典型的片层状分布，每条平行的析出带之间有一定的间距^[60]。

钒主要是通过形成碳氮化钒来影响钢的强韧性，通常来讲，碳氮化钒增加钢的强韧性的机理有以下三种：细晶强化、析出强化及固溶强化^[61]。碳氮化钒在奥氏体/铁素体相界面的析出阻碍了晶粒的长大，起到了细化晶粒的作用，但由于碳氮化钒在高温下的固溶度较大，因此，碳氮化钒的细晶强化作用没有其他微合金元素强。随着钢的控轧控冷工艺的普及，使得碳氮化钒第二相颗粒能够以细小的尺寸弥散的析出，起到了非常强的沉淀析出强化作用。冷却到室温的钢中仍然固溶有一部分 V ，这部分 V 通常以固溶强化的方式产生强化作用^[62]。

1.3.2 其它元素的作用

①碳的影响

在所有元素中，含碳量对钢的影响最大。随着含碳量的增加，钢的强度和硬度逐渐增加，塑形和韧性逐渐降低。当碳的含量在 $0.0218\sim 0.77\%$ 之间时，钢处于亚共析钢的范围，随着含碳量的增加，平衡组织中铁素体的含量逐渐降低，珠光体的含量逐渐升高，碳含量为共析成分 0.77% 时，室温平衡组织中全是珠光体成分，当碳含量位于 $0.77\sim 2.11\%$ 之间时，随着含碳量的增加，钢中珠光体的数量逐渐减

少，而从奥氏体中析出的二次渗碳体的含量逐渐增多，由于钢中网状二次渗碳体会严重降低钢的韧性，所以在生产时应尽量避免形成二次渗碳体组织^[63]。

SWRH82B 钢的含碳量和共析钢成分相差不大，因此经过控轧控冷后的室温组织大部分由索氏体组织组成，除此之外还有少量的铁素体和珠光体，原则上不允许出现马氏体和二次渗碳体等对后续拉拔性能有害的组织。但由于生产过程中容易产生碳的偏析，会使铸坯和盘条的心部含碳量过高，出现不良组织的可能性增大，不良组织会直接导致盘条拉拔过程中出现各种问题，因此，在盘条生产过程中应该严格控制工艺过程，尽量避免碳的偏析^[64-66]。

②N 的影响

原来氮通常被视为钢中的有害元素，因为氮会引起钢的形变时效和淬火时效，引起性能的变化。但是随着微合金化钢的发展，不少学者研究了钢中增氮对微合金化钢的作用。氮是一个扩大奥氏体相区的元素，能够极大的增加奥氏体的稳定性，并且氮在钢中能够取代 C 原子的位置形成置换固溶体具有较强的固溶强化作用。季怀忠、杨才富^[67-68]等的研究表明：钢中增氮可改变钒的相间析出分布，并且能够促进更多的碳氮化钒的析出，显著增加了钢的强度。另外，由于碳氮化钒第二相的析出能够阻碍转变过程中晶粒的长大，对晶粒细化也有一定的好处。Lagneborg R^[69]等的研究表明，在高强度焊接钢筋等长棒材中加入适量的氮，可以增加 V(C,N)在铁素体低温析出的驱动力，并且随钢中氮含量的增加，V(C,N)析出相数量增加、颗粒尺寸和间距明显减小。柳书平^[70]等研究了氮对钒钢性能及析出相的影响，结果表明，对他所研究的含碳量为 0.18%~0.20%的低碳钢而言，每增加 0.001%的氮可使钒钢强度增加约 10MPa。可见，微合金钢中添加适量的 N 在一定程度上会影响钢的性能。

③Cr 的影响

Cr 能够显著改善钢的抗氧化作用，增加钢的抗腐蚀能力，提高钢的淬透性，除此之外，Cr 与铁形成固溶体，与碳形成多种碳化物，对钢的性能会产生一定的影响。冯运莉^[71]等研究了 Cr 对高碳钢线材组织性能的影响，结果表明，加入 Cr 优化了材料组织构成，减少了组织中先共析铁素体含量，增加了索氏体含量，使抗拉强度增加了 75~100MPa。

④Mn 的影响

Mn 有一部分会形成夹杂物，其余大都溶于铁素体和渗碳体中，对高碳钢性能有良好的影响，可提高高碳钢钢丝热轧后的硬度和强度，这主要是由于 Mn 溶于铁素体产生了固溶强化作用，并使线材在轧后冷却时得到细小的珠光体类型的组织。但是，若添加过量的 Mn，就会使晶粒粗化，力学性能恶化^[72]。

⑤Si 的影响

国家标准中规定 SWRH82B 钢中的 Si 含量为 0.12%~0.32%，Si 在钢中除了形成非金属夹杂物外，其他溶于铁素体中，会产生一定的强化作用，使刚得抗拉强度、屈服强度提高，但若含量超过 0.8%时，会使面收缩率和冲击韧性显著降低。

⑥S 的影响

S 在钢中一般被看作杂质元素，因为在钢中硫化物夹杂会严重降低钢的力学性能，并且容易使钢产生热脆现象。另外，若硫在钢中偏析会增加晶界渗碳体的数量，使晶界脆化，也使钢的韧性显著降低，因此钢中一定要控制硫的含量。

⑦P 的影响

P 一般也被认为是种杂质元素，它增加了钢的冷脆性，虽然能使钢的强度提高，但是会显著降低钢的塑形、韧性，所以，钢中 P 的含量也被严格限制。

⑧Cu 的影响

Cu 可以提高热轧钢的强度，但是，若含量太高，会使钢的性能有比较大的波动，通常含量也被限制在 0.3% 以内^[73]。

1.4 本课题研究的背景和意义

本课题为国家科技支撑计划项目“高强度低松弛预应力钢丝、钢绞线用钢及制品研发与产业化”（编号 2007BAE16B00）中的部分内容。低松弛预应力钢丝、钢绞线是桥梁、铁路、公路、高层建筑、大型场馆等建设必须的工程结构材料。我国自 20 世纪 80 年代末期引进该技术并成功消化吸收以来，对我国大规模工程的建设起到了很大的推动作用。

近年来，我国的高强度钢绞线需求每年以 10%~20% 的速度递增，尤其是近年来国家投资，重点建设的公路、铁路、桥梁等，高强度钢丝、钢绞线的增幅甚至高达 20% 以上。在 2006 年之前，国内还没有一家企业能够生产多丝高强度低松弛预应力钢丝、钢绞线 1×19w-28.6-1860，国外也仅有日本生产类似的产品，但强度还未达到 1860MPa。从钢材的消费角度来看，预计 2010 年国家钢材需求总量达到 4 亿吨左右，贵州及周边省区钢材需求量为 4800 万吨。贵州及周边的钢铁企业在“十一五”期间有了一定程度的发展，但是还是不能满足自身的市场需求，缺口大概为 1800 万吨，区域内市场自给率较低。因此十一五期间贵州及临近区域钢材的需求量较大，也为区域内钢铁企业的发展提供了很好的机遇。另外由于区域内钢铁企业的产品结构也不合理，有必要进行优化调整，大力发展优良的技术。从贵州及周围临近省区线材轧机分布和装备水平分析：目前，水钢、攀钢、攀成钢、昆钢、威远、玉溪、重钢等 7 家企业拥有高速线材轧机，轧机总生产能力约 500 万吨，预计 2010 年贵州及临近省区域线材消费总量为 850 万吨左右，相比有达 250 万吨的缺口。

多丝高强度低松弛预应力钢丝、钢绞线的研究与开发，需要有优质钢作为前提和保障。SWRH82B 盘条是多丝高强度预应力钢绞线的原材料，目前除了宝钢、首钢、武钢能部分供应 SWRH82B 盘条产品外，其余仍需要进口。由于 SWRH82B 盘条需要具有稳定的化学成分、纯净的钢质、优良的力学性能，其生产的难度较大，许多钢厂都未进入该生产领域或技术达不到生产此种盘条的标准。本项目由贵州钢绳（集团）有限责任公司和水城钢铁（集团）有限责任公司牵头进行研制开发。

通过 SWRH82B 盘条的研发和产业化，将填补西南地区在冶炼和轧制 SWRH82B 盘条方面的空白，提高贵州省的冶金行业技术水平，为进一步开发高性能金属材料及制品奠定基础。另外，可以通过多丝高强度低松弛预应力钢绞线的研发和产业化，解决 1×19w-28.6-1860 钢绞线的所有技术难题，填补我国在多丝大直径高强度低松弛预应力钢绞线的空白，形成自主知识产权的产品和品牌。另外此项目也能解决大批人员的就业问题，对贵州省的经济和社会发展具有重要的意义。

1.5 本课题研究的内容

根据重庆大学材料学院与水城钢铁集团股份有限公司签订的合同，重庆大学材料学院焊接研究室确定了项目的研究目标和研究的基本内容。研究的内容主要有以下几个方面：

(1) 根据水城钢铁集团提供的两种不同氮含量的 SWRH82B 盘条，通过一定的分析和测试手段分析氮在两种 SWRH82B 铸坯和盘条中的含量，并且观察第二相析出物在盘条中的分布。

(2) 对两种不同氮含量的盘条进行常温拉伸试验，研究氮对 SWRH82B 盘条的断面收缩率、延伸率、抗拉强度等力学性能的影响。

(3) 研究直径为 12.5mm 的 SWRH82B 盘条横截面上的碳含量的分布情况及对组织和性能的影响。

(4) 研究 SWRH82B 钢材产品中网状二次渗碳体的形成原因，通过正火和退火试验观察钢中网状二次渗碳体的析出情况，并且根据热模拟试验提出控制钢产品中网状二次渗碳体的方法。

2 试验材料及方法

2.1 试验材料

本实验所用的材料为水城钢铁集团有限公司（以下简称水钢）生产的 SWRH82B 铸坯和盘条，铸坯的横截面尺寸为 150mm×150mm，盘条的直径为 12.5mm。水钢提供了三种成分略有不同的 SWRH82B 盘条（编号为 1、2、3）以及对应的铸坯，其化学成分如表 2.1 所示。

表 2.1 试验材料的化学成分(wt%)

Tab.2.1 Chemical composition of tested steel (wt%)

元素 编号	C	Si	Mn	P	S	Cr	V
1	0.790	0.23	0.81	0.018	0.007	0.276	0.046
2	0.815	0.205	0.853	0.022	0.006	0.276	0.054
3	0.800	0.2	0.82	0.023	0.006	0.298	0.08

2.2 试验方法

2.2.1 钢中氮元素分析

为了测定三种 SWRH82B 盘条和相对应的铸坯中的氮含量，把试样线切割成为直径为 3mm，长度为 15mm 左右的圆柱形，并用砂纸把试样表面的线切割痕迹磨掉，并用电子天平精确的称量试样的质量。在测试样的氮含量之前，先把标准试样投入到美国进口的 TC-436 型氧氮分析仪中测定标准试样的氮含量，方便和需要测的试样的结果比对。

2.2.2 透射电镜分析

观察盘条和铸坯中微合金碳氮化物的析出情况，需要用到透射电镜等设备。首先用线切割方法在盘条和铸坯上切取 0.2mm 左右的薄片，为了方便磨制试样，把薄片的一面用 502 胶水粘连到大小厚度合适的玻璃片上，先用砂粒较粗的金相砂纸把线切割的痕迹打磨掉，再逐渐用较细的砂纸打磨使试样表面划痕较少，此面磨制好后，把玻璃连同试样一起泡到丙酮里，使试样从玻璃上脱离下来，然后把磨好的一面粘连到玻璃上，按上述方法继续磨制。用千分尺测下玻璃加薄片的厚度及玻璃的厚度，相减后可估算出薄片大致的厚度，一般来说钢的试样磨到 50 μ m 左右即可。待薄片达到需要的厚度时，仍把玻璃及薄片泡在丙酮中，使薄片

自动从玻璃上脱落。用千分尺精确测量下薄片的厚度，若未达到理想的厚度，则用橡皮按压着薄片在较细的砂纸上继续磨制，直至达到需要的厚度。

试样厚度在 50 μm 左右时，用冲孔仪器把试样冲成直径为 3mm 的小圆片，然后用 MTP-1 型电解双喷仪进行双喷。其中电解液的配方为：10%的高氯酸+90%的冰醋酸，双喷电压为 50V，电流为 60mA。把电解双喷好的试样放进飞利浦 Tecnai20 型透射电子显微镜上，观察第二相析出的情况。

2.2.3 金相组织分析

从两种铸坯和三种盘条上线切割下来大小合适的试样，依次用 200#、400#、600#、800#金相砂纸进行磨制，磨到表面无明显划痕时，用 Cr_2O_3 抛光液在抛光机上抛光试样，直至试样表面非常光滑明亮，然后用酒精冲洗干净并用吹风机吹干试样，最后用 3%的硝酸酒精进行腐蚀，腐蚀好的试样用酒精冲洗，再用吹风机吹干。把制备好的试样拿到 OLYMPUS-GX41 型金相显微镜下观察，以确定试样组织组成。

另外对盘条和铸坯进行退火、正火或热模拟试验后，也按上述步骤制备试样，并用金相显微镜观察微观组织。

2.2.4 拉伸试验

为测定盘条的屈服强度、抗拉强度等力学性能指标，把试样按国家标准进行加工，加工后用打点机在欲进行拉伸试验的试样上打上标记，每两点之间的距离为 10mm，然后在液压万能试验机上进行拉伸试验。拉伸试验后，测量几次断后标距的长度以及断面最小处部分的直径取平均值，为计算断面收缩率和断后伸长率做准备。

2.2.5 扫描电镜分析

把经过拉伸断裂的试样在靠近断口面附近 15mm 处用钢锯锯下来，由于断口反映了断裂的过程，因此应该保证断口不被外界污染，因此不能用线切割等方式截取试样。把锯好的试样用超声波震荡清洗后吹干，用 Nova NanoSEM 型扫描电镜下观察断口形貌，判断分析断裂类型和断裂机制，其中扫描电镜的加速电压为 20KV。

为了更清楚的观察盘条中的微观组织，把磨制好的盘条试样也用扫描电镜观察，另外，对做过退火和正火的部分试样也用扫描电镜观察下微观组织。

2.2.6 能谱分析

用扫描电镜观察断口表面时，若看到断口上有明显的颗粒夹杂，则用扫描电镜自带的 INCA Energy 350X 射线能谱仪进行打点分析，判断夹杂物中所含的元素，确定夹杂物的成分。

2.2.7 化学分析

为了确定盘条的碳偏析情况，从低氮和高氮两种盘条上按国家标准用车削的方式车取碎屑，保证所切的碎屑未经过油污等的污染，然后用化学分析的方法检验盘条边缘、盘条直径四分之一处以及盘条中心的碳含量多少，确定是否存在严重的碳偏析。

2.2.8 荧光分析

铸坯中是否存在偏析对盘条的性能有着直接的影响，因此测定铸坯中各元素是否存在偏析具有重要的意义。分别从低氮、高氮两种铸坯上截取用作荧光分析的试样，每种氮含量的铸坯均从边缘和中心两处位置线切割切下直径为 15mm，长度为 10mm 的试样（为了使得到的结果准确，荧光分析需要试样的横截面积至少大于直径为 10mm 的圆的面积）。由于荧光分析对原子质量较小如 C 等元素的含量检验不准确，因此，主要用荧光分析测定钢中其他元素的含量。

2.2.9 退火试验

对两种含氮量的盘条和铸坯中心位置的试样进行退火试验。把试样做好标记后放到热处理炉中，热处理炉子的温度设置为 800℃，等炉温到 800℃并稳定时，记下准确的时间，保温 30min 后，断开电源，让试样随炉冷却。试样冷却后经过磨制抛光腐蚀后用金相显微镜观察其组织。

重新取含氮量不同的盘条和铸坯中心试样进行退火试验。退火工艺参数为：加热温度为 900℃，保温时间为 2h，保温后随炉冷却。磨制抛光腐蚀后观察金相组织。

2.2.10 正火试验

按上述方式进行取样，同样第一次正火的温度为 800℃，保温时间为 30min，第二次正火的温度为 900℃，保温时间为 2h，保温后从炉中取出放到空气中自然冷却，磨制抛光腐蚀后观察试样的微观组织。

2.2.11 热模拟试验

为了观察冷却速度对 SWRH82B 钢组织的影响，在 Gleeble-1500 热模拟试验机上把铸坯试样加热到 1100℃，保温 5min，使铸坯组织奥氏体化，然后模拟轧制过程对铸坯施加 10%的变形量，最后分别以 0.5℃/s、7℃/s 和空冷三种冷却方式使试样冷却到室温，观察低氮和高氮铸坯中的组织差异。

2.2.12 洛氏硬度试验

热模拟试验处理了两种铸坯共六个试样，由于钢的硬度较高，选择用洛氏硬度计来测定钢的强度。

3 N 在 SWRH82B 钢中的存在形式

3.1 Fe-N 二元相图

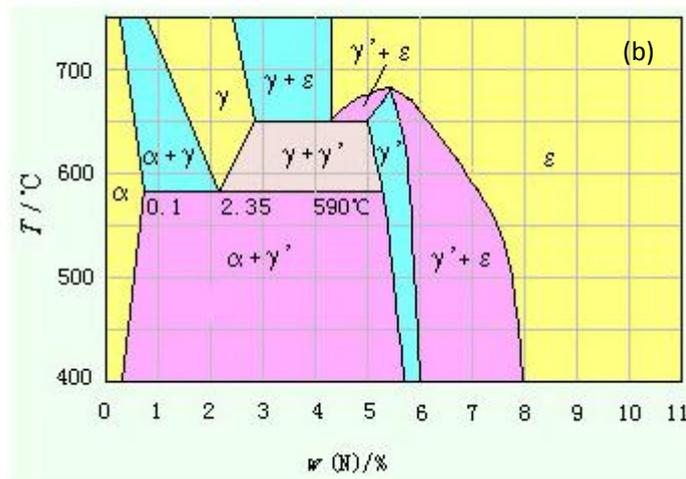
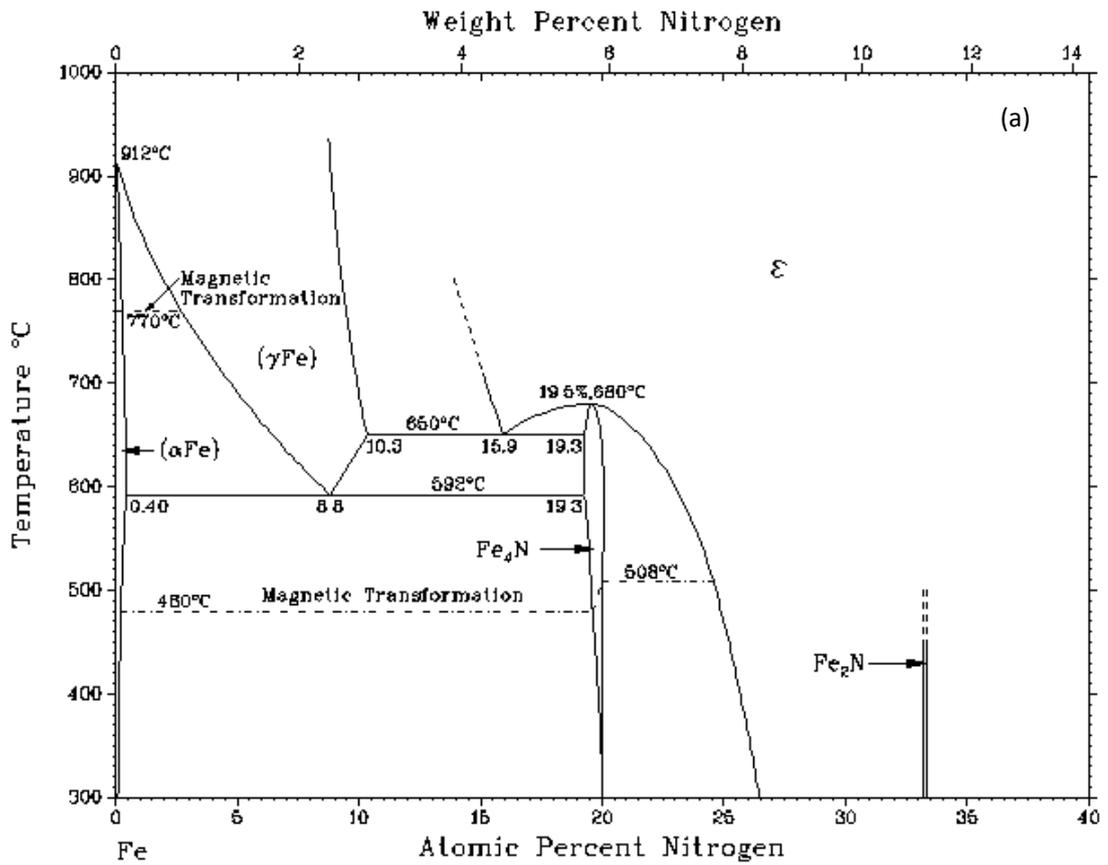


图 3.1 Fe-N 二元相图

Fig.3.1 Phase diagram of Fe-N binary system

根据 Fe-N 二元相图（图 3.1）可以看到，室温下 N 在 Fe 中的溶解度很小。N 在钢中的存在形式主要有 α -Fe(N)、 γ -Fe(N)、 γ' -Fe₄N、 ϵ -Fe₂N 四种，其中 α -Fe(N) 和 γ -Fe(N) 是 N 在 Fe 中形成的固溶体， γ' -Fe₄N 和 ϵ -Fe₂N 是 N 与 Fe 形成的金属间化合物。N 除了在 Fe 中形成固溶体、与 Fe 形成金属间化合物外，还会与钢中的 V、Cr 等合金元素结合生成特殊的氮化物，另外可能会有少量的 N 与脱氧剂形成 AlN 与 TiN 等非金属夹杂物。

3.2 SWRH82B 钢中氮含量的测定

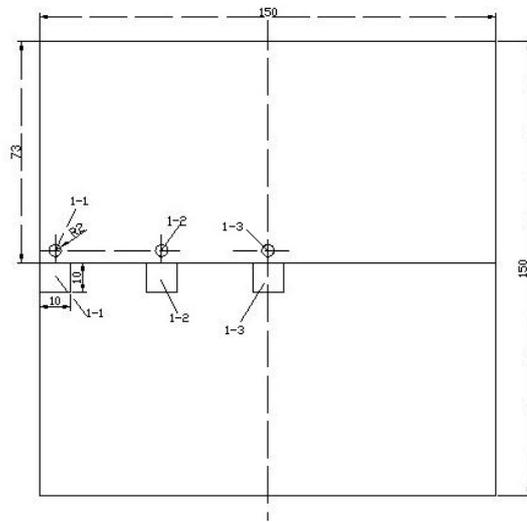


图 3.2 取样示意图

Fig.3.2 Diagram of the specimens

为了比较精确的测定三种成分不同的 SWRH82B 盘条 1、2、3 及盘条 1、2 对应的铸坯 1、2 中的含氮量，从每个铸坯上选取三个位置处的试样做氮分析，铸坯 1 选取试样的具体位置如图 3.2 所示。铸坯 1 上直径为 4mm 的圆的位置为氮分析试样的位置，从铸坯边缘依次标记为 1-1、1-2、1-3，同样，铸坯 2 上的三个横截面为圆形的试样标记为 2-1、2-2、2-3。选取的 10mm×10mm×5mm 试样是为了观察铸坯不同位置微观组织的差别。用美国进口的 TC-436 型氧氮分析仪分析钢中总的含碳量，结果如表 3.1 所示。盘条 1 和 3 的含氮量较低，盘条 2 的含氮量比 1 高了 138ppm，两个铸坯三个位置的含氮量差别不大。

表 3.1 试样含氮量

Tab.3.1 Nitrogen content of the specimens

编号	盘条 1	盘条 2	盘条 3	1-1	1-2	1-3	2-1	2-2	2-3
氮含量 (ppm)	38	176	43	41	42	43	157	160	146

3.3 VC 和 VN 在 SWRH82B 钢中的固溶度积

3.3.1 V 在奥氏体和铁素体中的最大溶解度

根据二元相 VC 和 VN 在钢中的固溶度积公式^[74,75]:

奥氏体中 (相分析法):

$$\lg ([V][C]) = 6.72 - 9500/T$$

$$\lg ([V][N]) = 3.63 - 8700/T$$

铁素体中 (热分析法):

$$\lg ([V][C]) = 4.55 - 8300/T$$

$$\lg ([V][N]) = 2.45 - 7830/T$$

由上述的固溶度积公式可以看出, 只要温度确定, 钢材中碳与钒的重量百分数的乘积以及钢中氮与钒重量百分数的乘积都是一个固定值, 数值一旦固定, 就说明, 在一定的温度下, 钢中的碳或氮越多, 则钒的溶解量就越少。当碳或氮的量很多, 钒的量较少, $\omega(V)/\omega(C)$ 或 $\omega(V)/\omega(N)$ 数值很小, 超过理想化学配比的碳元素或氮元素就会优先进入到固溶体中。

加入适量氮的钒微合金化钢中, 各种元素在均热温度时能够全部融入到奥氏体中, 实施控轧控冷工艺, 随着温度的降低, 奥氏体中过饱和固溶的钒元素不断地应变诱导析出, 能够显著地控制再结晶奥氏体晶粒的大小。甚至在终轧温度下, 仍然有一点量钒元素处于固溶状态, 从而也能有效地阻止奥氏体的再结晶。由于 VC 的固溶度积较大, 在奥氏体温度区间内的比较低的温度下, 仍有一部分碳和钒固溶在奥氏体中, 当轧制冷却后发生奥氏体至铁素体的转变, 此时大量的碳氮化钒就有可能在铁素体中沉淀析出, 从而使材料强度升高。

为了使较多的碳氮化钒在应变诱导时从形变奥氏体中析出并且沉淀在铁素体区, 则前提条件就是要有较多的钒及相对应量得碳元素或氮元素固溶到奥氏体中。一般情况下应该使钢中的钒氮比或钒碳比达到理想的化学配比。如果配比数值超过理想的化学配比时, 在确定的某奥氏体温度下, 固溶的钒的含量会增加, 但在轧制冷却后, 这部分“多余”的钒元素并不能沉淀析出产生强化作用。因此, 仅当微合金元素与碳或氮达到理想化学配比时, 才能使微合金元素发挥最大的效果, 而且也节省了微合金元素的用量。

表 3.2 V 在奥氏体中的最大溶解度, wt%

Tab.3.2 Maximum solubility of V in austenite, wt%

温度/°C	与 VC 平衡的 [V][C]	与 VC 平衡的[V]	与 VN 平衡的 [V][N]	与 VN 平衡的 [V]
800	0.007350531	0.176747720	0.000033257	0.011002521
850	0.018218662	0.278261232	0.000076364	0.016672281
900	0.041793454	0.421452464	0.000163350	0.024384298
950	0.089580991	0.167024482	0.000328356	0.034571893
1000	0.180847884	0.876700351	0.000624813	0.047689824
1050	0.346218254	1.213024146	0.001132495	0.064204998
1100	0.632185987	1.639143204	0.001965670	0.084587462
1150	1.106530674	2.168583723	0.003282132	0.109302152
1200	1.864562964	2.815029768	0.005292811	0.138881412

表 3.3 V 在铁素体中的最大溶解度, wt%

Tab.3.3 Maximum solubility of V in ferrite, wt%

温度/°C	与 VC 平衡的 [V][C]	与 VC 平衡的[V]	与 VN 平衡的 [V][N]	与 VN 平衡的 [V]
650	0.000036106	0.012387513	0.000000926	0.001835930
700	0.000104636	0.021087982	0.000002527	0.003032866
750	0.000273280	0.034079906	0.000006252	0.004770459
800	0.000652647	0.052666408	0.000014213	0.007192726

3.3.2 盘条 1 固溶度积计算结果

表 3.4 1 号钢中 V 在奥氏体中的溶解度, wt%

Tab.3.4 Maximum solubility of V in austenite of No.1 steel, wt%

温度/°C	与 VC 平衡的 [V][C]	[C]为 0.79% 时钢中的[V]	与 VN 平衡的 [V][N]	[N]为 38ppm 时钢中的[V]	钢中总[V]量
800	0.007350531	0.009304469	0.000033257	0.008751842	0.018056311
850	0.018218662	0.023061597	0.000076364	0.020095789	0.043159487
900	0.041793454	0.052903106	0.000163350	0.042986842	0.095889948
950	0.089580991	0.113393659	0.000328356	0.086409473	0.199803132
1000	0.180847884	0.228921372	0.000624813	0.164424473	0.393345845
1050	0.346218254	0.438250954	0.001132495	0.298025000	0.736275954
1100	0.632185987	0.800235426	0.001965670	0.517281578	1.317517004
1150	1.106530674	1.400671739	0.003282132	0.863718947	2.264390686
1200	1.864562964	2.360206284	0.005292811	1.392845000	3.753051284

表 3.5 1 号钢中 V 在铁素体中的溶解度, wt%

Tab.3.5 Maximum solubility of V in ferrite of No.1 steel, wt%

温度/°C	与 VC 平衡的 [V][C]	[C]为 0.79% 时钢中的[V]	与 VN 平衡的 [V][N]	[N]为 38ppm 时钢中的[V]	钢中总[V]量
650	0.000036106	0.000045703	0.000000926	0.000243684	0.000289387
700	0.000104636	0.000132450	0.000002527	0.000665000	0.000797450
750	0.000273280	0.000345924	0.000006252	0.001645263	0.001991187
800	0.000652647	0.000826135	0.000014213	0.003740263	0.004566398

随温度的降低, 与 VC 平衡的[V][C]、与 VN 平衡的[V][N]均会降低, 钢中的 V 含量若达到与 C 或 N 的理想化学配比 ($\omega(V)/\omega(C)=4.25$ 、 $\omega(V)/\omega(N)=3.64$), 则 V 在奥氏体中的溶解度较大, 随着温度的降低, 到形成铁素体的温度区间内, 溶解度会越来越低, 这也是钢中常添加钒的目的之一, 利用其固溶强化和析出强化来提高产品的性能。

表 3.4 及 3.5 显示了, 如果 1 号钢中的[C]全部用来固溶[V], 则在 1200°C 时最高可固溶 2.36%的[V], 到了 650°C 时, 仅能固溶 0.000046%的[V]; 如果 1 号钢中的[N]全部用来固溶[V], 则在 1200°C 时最高可固溶 3.75%的[V], 到了 650°C 时, 仅能固溶 0.00029%的[V]。

表 3.6 1 号钢奥氏体状态下 V 可固溶的[C]与[N], wt%

Tab.3.6 The number of [C] and [N] soluted by V in austenite of No.1 steel, wt%

温度/°C	与 VC 平衡的 [V][C]	[V]为 0.046%时 钢中的[C]	与 VN 平衡的 [V][N]	[V]为 0.046%时 钢中的[N]
800	0.007350531	0.1597941520	0.000033257	0.0007229783
850	0.018218662	0.3960578700	0.000076364	0.0016600870
900	0.041793454	0.9085533478	0.000163350	0.0035510869
950	0.089580991	1.9474128478	0.000328356	0.0071381739
1000	0.180847884	3.9314757391	0.000624813	0.0135828913
1050	0.346218254	7.5264837826	0.001132495	0.0246194565
1100	0.632185987	13.743173630	0.001965670	0.0427319565
1150	1.106530674	24.055014652	0.003282132	0.0713506957
1200	1.864562964	40.533977478	0.005292811	0.1150611087

表 3.7 1 号钢铁素体状态下 V 可固溶的[C]与[N], wt%

Tab.3.7 The number of [C] and [N] soluted by V in ferrite of No.1 steel, wt%

温度/°C	与 VC 平衡的	[V]为 0.046%时	与 VN 平衡的	[V]为 0.046%时
	[V][C]	钢中的[C]	[V][N]	钢中的[N]
650	0.000036106	0.000784913	0.000000926	0.000020130
700	0.000104636	0.002274695	0.000002527	0.000054935
750	0.000273280	0.005940869	0.000006252	0.000135913
800	0.000652647	0.014187978	0.000014213	0.000308978

表 3.6 及 3.7 显示了 1 号钢中所有的[V]全部与[C]或者全部与[N]形成固溶体的数量，如果钢中 0.046%的[V]在 1200°C 下全部与[C]形成固溶体，则需要的[C]为 40.53%，但是随着温度的降低，与[V]形成固溶体所需要的[C]数量急剧下降，到 650°C 时，需要的[C]量为 0.00078%；若 0.046%的[V]在 1200°C 下全部与[N]形成固溶体，需要的[N]为 0.115%，到 650°C 时，需要的[N]为 0.00002%，即与 1 号钢中的[V]形成固溶体需要的[C]或[N]的量都是非常小的。

3.3.3 盘条 2 固溶度积计算结果

表 3.8 2 号钢中 V 在奥氏体中的溶解度, wt%

Tab.3.8 Maximum solubility of V in austenite of No.2 steel, wt%

温度/°C	与 VC 平衡的	[C]为 0.815%	与 VN 平衡的	[N]为 176ppm	钢中总[V]量
	[V][C]	时钢中的[V]	[V][N]	时钢中的[V]	
800	0.007350531	0.009019056	0.000033257	0.001889602	0.010908658
850	0.018218662	0.022354186	0.000076364	0.004338863	0.026693049
900	0.041793454	0.051280311	0.000163350	0.009281250	0.060561561
950	0.089580991	0.109915326	0.000328356	0.018656590	0.128571916
1000	0.180847884	0.221899244	0.000624813	0.035500738	0.257399982
1050	0.346218254	0.424807673	0.001132495	0.064346306	0.489153979
1100	0.632185987	0.775688327	0.001965670	0.111685795	0.887374122
1150	1.106530674	1.357706348	0.003282132	0.186484772	1.544191120
1200	1.864562964	2.287807318	0.005292811	0.300727897	2.588535216

表 3.9 2 号钢中 V 在铁素体中的溶解度, wt%

Tab.3.9 Maximum solubility of V in ferrite of No.2 steel, wt%

温度/°C	与 VC 平衡的 [V][C]	[C]为 0.815% 时钢中的[V]	与 VN 平衡的 [V][N]	[N]为 176ppm 时钢中的[V]	钢中总[V]量
650	0.000036106	0.000044301	0.000000926	0.000052613	0.000096914
700	0.000104636	0.000128387	0.000002527	0.000143579	0.000271966
750	0.000273280	0.000335312	0.000006252	0.000355227	0.000690539
800	0.000652647	0.000800793	0.000014213	0.000807556	0.001608349

表 3.10 2 号钢奥氏体状态下 V 可固溶的[C]与[N], wt%

Tab.3.10 The number of [C] and [N] soluted by V in austenite of No.2 steel, wt%

温度/°C	与 VC 平衡的 [V][C]	[V]为 0.054%时 钢中的[C]	与 VN 平衡的 [V][N]	[V]为 0.054%时 钢中的[N]
800	0.007350531	0.136120944	0.000033257	0.000615870
850	0.018218662	0.337382630	0.000076364	0.001414148
900	0.041793454	0.773952852	0.000163350	0.003025000
950	0.089580991	1.658907241	0.000328356	0.006080667
1000	0.180847884	3.349034889	0.000624813	0.011570611
1050	0.346218254	6.411449148	0.001132495	0.020972130
1100	0.632185987	11.70714791	0.001965670	0.036401296
1150	1.106530674	20.49130878	0.003282132	0.060780222
1200	1.864562964	34.52894378	0.005292811	0.098015019

表 3.11 2 号钢铁素体状态下 V 可固溶的[C]与[N], wt%

Tab.3.11 The number of [C] and [N] soluted by V in ferrite of No.2 steel, wt%

温度/°C	与 VC 平衡的 [V][C]	[V]为 0.054%时 钢中的[C]	与 VN 平衡的 [V][N]	[V]为 0.054%时 钢中的[N]
650	0.000036106	0.000669630	0.000000926	0.000017148
700	0.000104636	0.001937704	0.000002527	0.000046796
750	0.000273280	0.005060741	0.000006252	0.000115778
800	0.000652647	0.012086056	0.000014213	0.000263204

通过对比表 3.4 及表 3.8, 在 1200°C 时, [C]为 0.79 时钢中[V]为 2.36%, [C]为 0.815 时钢中[V]为 2.29%, [N]为 38ppm 时钢中[V]为 1.39%, [N]为 176ppm 时钢中[V]为 0.30%, 可见, 在 1200°C 时[N]含量的差异对钢中的[V]量有很大的影响。

同样，在 650℃时，[C]含量的差异对钢中的[V]量影响不大，而[N]含量得较大差异可使[V]量产生数量级的差别。

相比于 NbV、NbC、TiC 等其他碳氮化物，VC 和 VN 在奥氏体中的固溶度积较大，也由于析出动力学的影响，很多低氮含量的钢中的碳氮化钒在奥氏体温度范围内将可能完全不析出，碳氮化钒的析出温度较低，有利于奥氏体的再结晶。杨才福的研究结果说明，在钒微合金化的钢中，若含氮量较低，则大部分 V 将固溶于铁素体基体中，少量的 V 形成碳氮化钒，如果合理的提高钢中含氮量，70%的 V 析出形成碳氮化钒，少量的 V 固溶在铁素体基体中。氮能促使更多的 V 从钢中析出，从而获得性能更高的产品，并且也能降低成本。

3.4 SWRH82B 钢中碳氮化钒的析出

钢中添加微量的强碳氮化物结合元素如 Ti、Nb、V 等来提高产品性能的技术应用已很成熟。这些微合金化元素主要通过形成碳氮化物来影响钢的组织结构和性能，碳氮化物对钢的微观结构及力学性能的影响基本上取决于冷却或加热的速度以及钢的化学成分，特别是微合金元素的加入量、氮的含量。

材料的强化方式有多种，主要包括细晶强化、析出强化、固溶强化、相变强化、位错及亚晶强化等，添加 V 的 SWRH82B 强化机理主要有^[76]：

1. 细晶强化：

细晶强化是唯一一种在不降低塑形的情况下提高材料强度的方式。SWRH82B 钢中的 V 与 C、N 结合形成碳氮化物质点，利用析出相质点钉扎晶界，阻止奥氏体或铁素体晶粒的长大，从而达到细化晶粒的效果。

2. 固溶强化：

通过计算的固溶度积可知，有部分 V 固溶到铁素体基体中，通过固溶强化提高钢的强度，不过此种提高材料强度的效果并不显著，并且以降低塑形为代价。

3. 析出强化：

微合金碳氮化物的析出强化是微合金钢中最重要的强化方式之一，SWRH82B 中形成的碳氮化钒质点通过与位错发生交互作用，增加对位错的阻碍使强度得以提高，也称第二相析出强化。第二相质点与位错的交互作用主要有两种，即 Orowan 机制（绕过机制）和切过机制，位错切过质点引起的强化效应一般比绕过质点的强化效应要高。第二相质点尺寸较小时，通常是切过机制起强化效应，随着质点尺寸的变大，强化效应变强；若第二相质点尺寸较大时，绕过机制起强化作用，质点的尺寸越小，强化效果越显著；若质点的尺寸位于临界转换尺寸附近时，能取得最大的强化效果。SWRH82B 中形成的碳氮化钒具有比较高的硬度，生产盘条时采用的控轧控冷技术，诱导更多的碳氮化钒第二相质点析出，并且得到的质点一般不大，通常是球状等比较圆滑的形状，减小了应力集中的情况，因此不仅可

以大幅度提高材料强度，对材料韧性的损害也不大。

碳氮化物的析出强化情况有三种，一是均热阶段没有溶解的碳氮化物质点通过钉扎晶界阻止奥氏体晶粒的长大和粗化；二是控制轧制过程中通过应变诱导析出的第二相钉扎晶界和亚晶界组织奥氏体的再结晶；三是在奥氏体转变为铁素体时，残留在奥氏体中的元素析出，从而提高材料的强度。

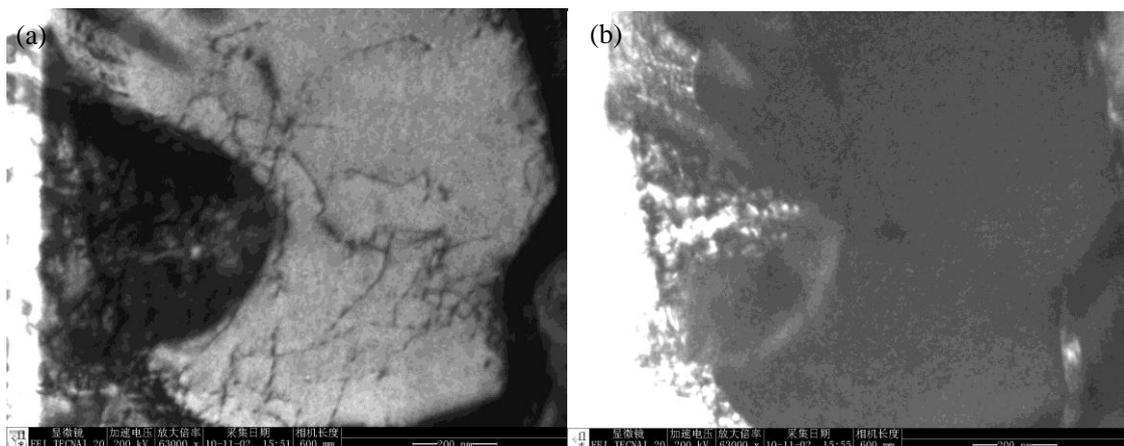
4.相变强化：

钢的性能取决于钢的微观组织，微观组织主要依赖于钢的化学成分以及热处理工艺。添加 V、Cr 等碳氮化物结合元素，改变了钢的化学成分，采用控轧控冷等生产工艺，在加速冷却时，相变强化起了重要作用，终轧后再加速冷却，可以使奥氏体发生相变生成细小的多边形铁素体晶粒，细化了晶粒。

5.位错强化：

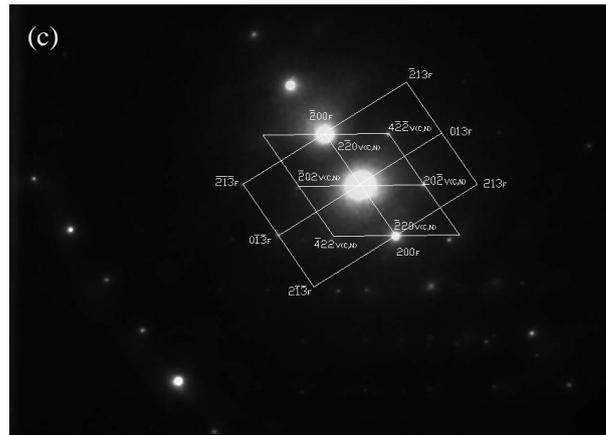
微合金钢中通常位错密度较大，当目密度达到一定程度后，位错就排列成三维亚结构，造成位错缠结，形成位错墙，通常也成为胞状结构，当位错墙变的较窄且形成清晰的轮廓时，就称之为亚晶，同样对提高强度有一定的作用。

影响钢韧性最主要的因素是晶粒的大小，同时，钢的化学成分、微观组织、以及一些夹杂物或析出物等也会对材料的韧性造成一定的影响。细晶强化是同时提高材料强度和韧性的唯一方式，其他提高材料强度的方式都是以降低塑形为代价的，钢中析出的第二相会破坏基体的连续性，并且使第二相粒子周边的基体点阵发生畸变，增大应力集中，使材料中的微观裂纹更易扩展，从而影响到材料的韧性。因此要使微合金钢达到一个良好的综合性能，要使析出的第二相粒子符合细小、分布均匀、形状圆滑等条件，这样才能使钢在强度大幅度提高的同时又使塑形降幅较小。



(a)明场像

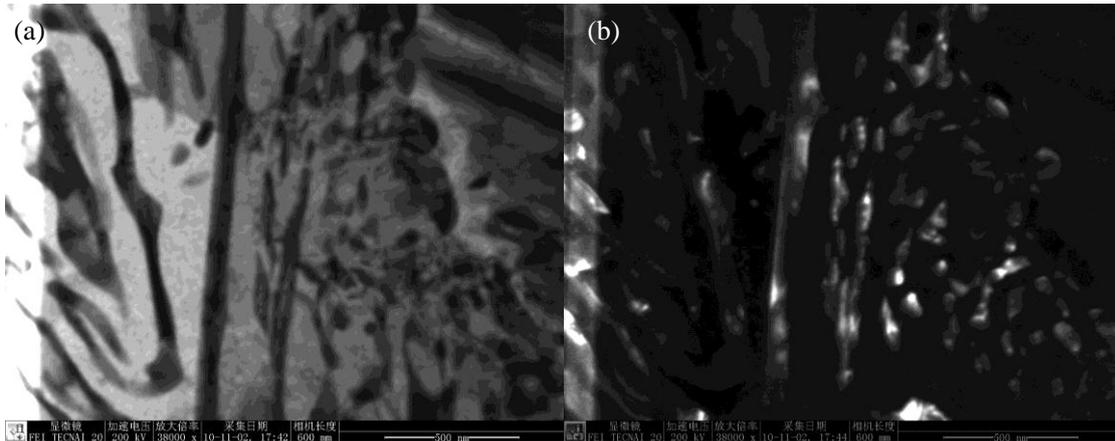
(b)暗场像



(c) 标定结果

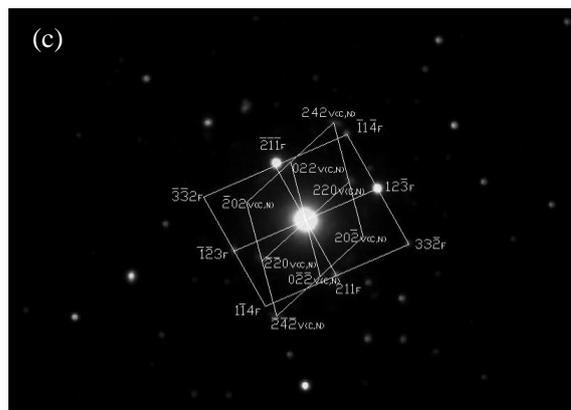
图 3.3 1 号钢中碳氮化物的析出

Fig.3.3 Precipitation of carbonitride of No.1 steel



(a) 明场像

(b) 暗场像



(c) 标定结果

图 3.4 2 号钢中碳氮化钒的析出

Fig.3.4 Precipitation of carbonitride of No.2 steel

图 3.3 及图 3.4 分别是低氮 1 号钢和高氮 2 号钢中碳氮化物的析出图，由于暗场像中白亮色质点与明场像中的第二相质点一一对应，因此可得出高氮 2 号盘条中析出的第二相比 1 号钢多且分布较弥散，所占体积分数较大。经过粗略测量，低氮 1 号盘条中的析出物尺寸在 10nm~40nm 之间，高氮盘条中大多析出物尺寸位于 5nm~40nm 之间，但有个别析出物尺寸较大约 70~100nm。由图 3.3(b)和图 3.4(b)中的白亮第二相质点可知，低氮和高氮盘条中的析出物形状主要是对材料塑性影响最小的球形。

由于氮是含钒微合金钢中的一种十分有效的合金元素，氮比碳更容易与钒结合生成 VN，同时氮与碳也可共同与钒作用生成 V(C,N)，在碳氮共同存在的情况下，析出物主要以 V(C,N)形式出现。衍射斑点标定的结果也验证了高氮低氮盘条的第二相析出物中均含有 V(C,N)颗粒。钢中增氮，明显促进了碳氮化物的析出，大大提高了钒的利用率。另外，由于盘条中 S 含量很低，第一类析出很少，因此，第二相颗粒主要析出在奥氏体晶界和位错线上，这是因为这些地方为第二相颗粒的形核长大提供了有利的结构起伏和能量起伏的条件。图 3.3 中析出物主要分布在铁素体上的位错线上，图 3.4 中析出物主要位于原奥氏体晶界上，即现在的铁素体和渗碳体相界面上。

3.5 本章小结

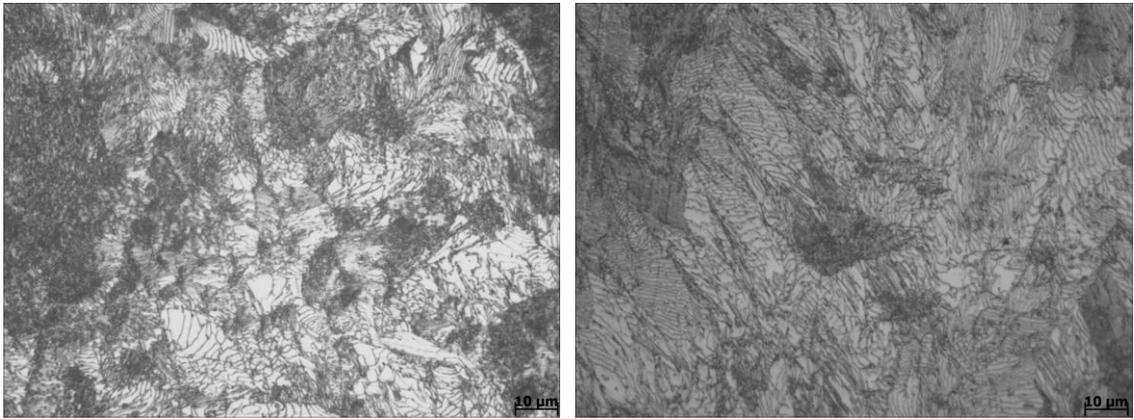
(1) 氮在 SWRH82B 钢中主要以四种形式存在，一是与铁形成固溶体，二是与铁形成金属间化合物，三是与 V 或 Cr 等合金元素结合生产特殊氮化物，四是可能存在部分含氮的非金属夹杂物。

(2) 通过计算固溶度积可知在奥氏体温度区间内，V 的碳化物、氮化物都有较大的固溶量，随着温度的降低，固溶的数量越来越小。

(3) 1 号钢中析出物尺寸在 10nm~40nm 之间，2 号钢中的析出物尺寸大都位于 5nm~40nm 之间，另外，2 号钢中析出物的数量较多且分布弥散。钢中析出物的位置大都位于奥氏体晶界和位错线上。

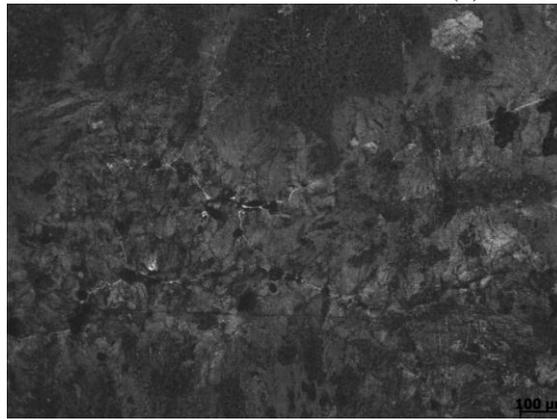
4 N 对 SWRH82B 钢组织和性能的影响

4.1 SWRH82B 钢的微观组织



(a) 铸坯 1-1 微观组织

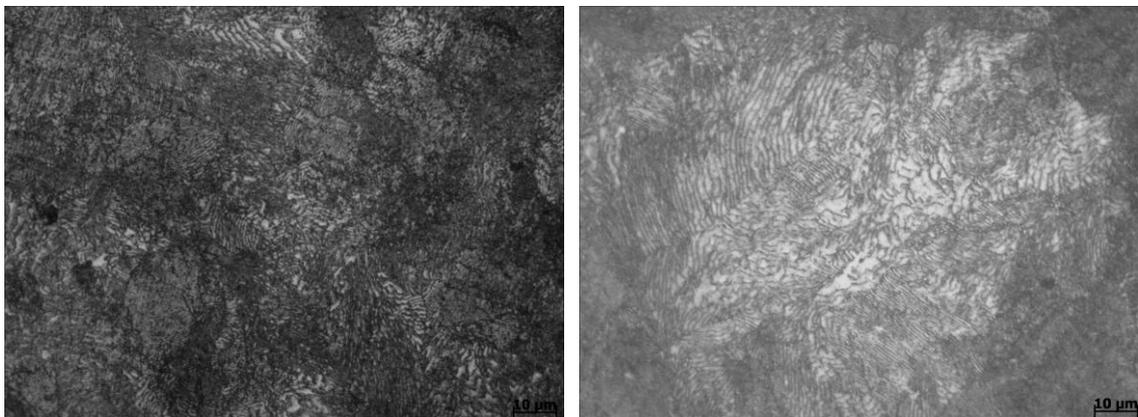
(b) 铸坯 1-2 微观组织



(c) 铸坯 1-3 微观组织

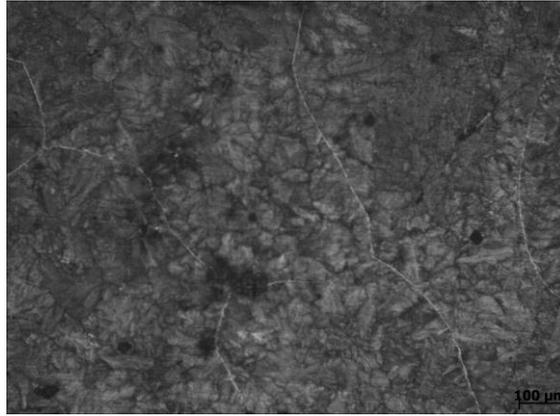
图 4.1 SWRH82B 铸坯 1 的微观组织

Fig.4.1 Microstructure of No.1 casting



(a) 铸坯 2-1 微观组织

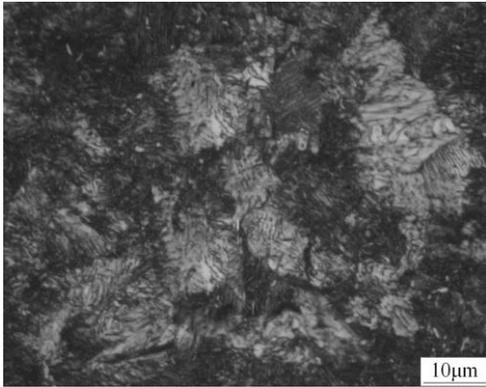
(b) 铸坯 2-2 微观组织



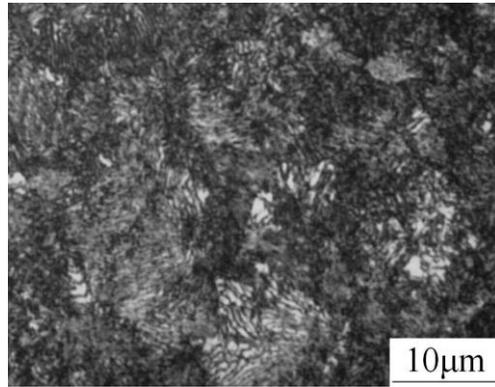
(c) 铸坯 2-3 微观组织

图 4.2 SWRH82B 铸坯 2 的微观组织

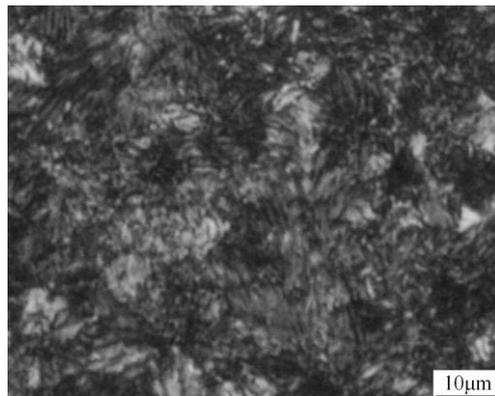
Fig.4.2 Microstructure of No.2 casting



(a) 1 号盘条组织



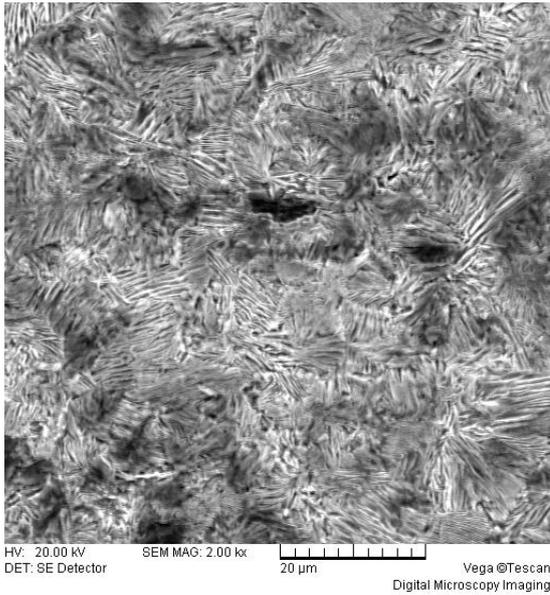
(b) 2 号盘条组织



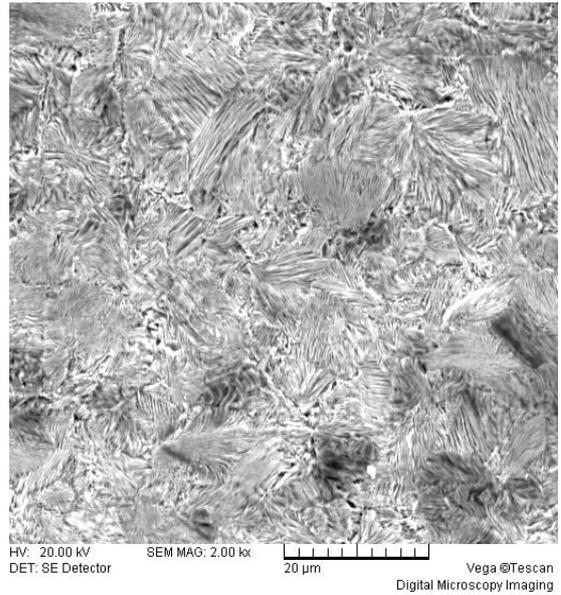
(c) 3 号盘条组织

图 4.3 SWRH82B 钢的微观组织

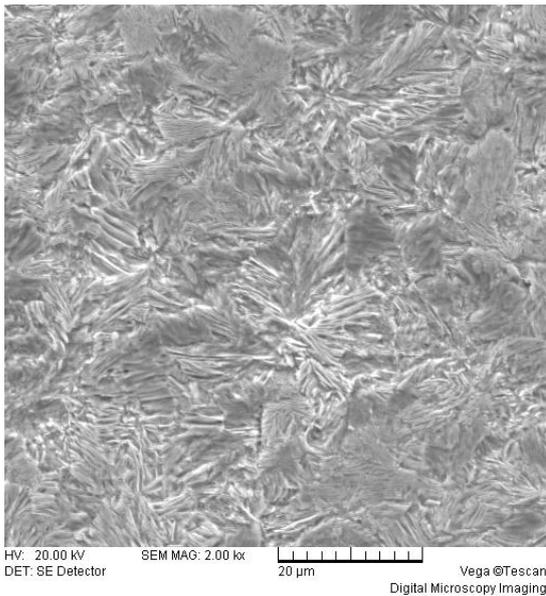
Fig.4.3 Microstructure of SWRH82B steels



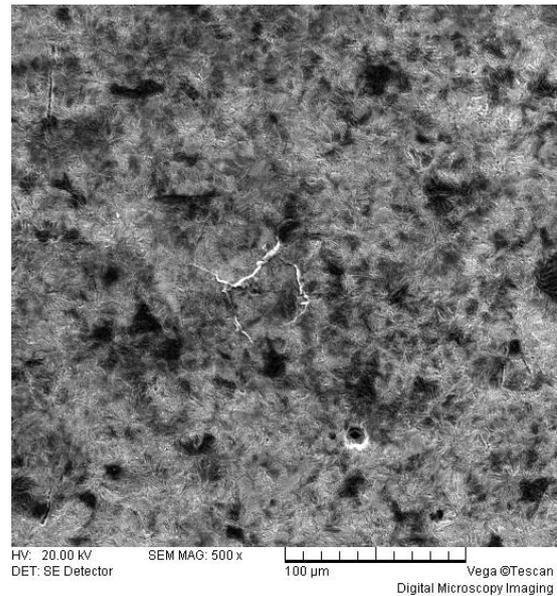
(a) 1 号盘条的 SEM 图片



(b) 2 号盘条的 SEM 图片



(c) 3 号盘条的 SEM 图片



(d) 1 号盘条中的二次渗碳体

图 4.4 SWRH82B 钢的 SEM 图片

Fig.4.4 SEM images of SWRH82B steels

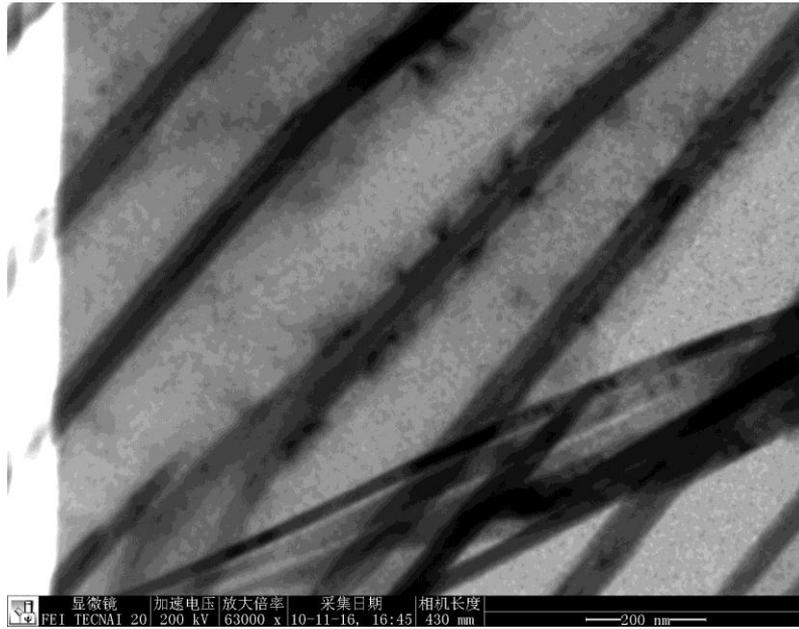
根据国家对预应力钢丝及钢绞线用热轧盘条的标准，SWRH82B 盘条的金相组织应主要为索氏体组织，不应有网状二次渗碳体、马氏体等其他对性能有害的组织。具体的索氏体含量主要由各公司控制，如宝钢盘条标准中索氏体的含量应 $\geq 85\%$ ，从显微组织方面考虑，通常如果钢中没有对性能有害的组织且索氏体的含量越高，盘条的后续拉拔性能就越好，这是因为层片间距对盘条这类线材的力学性能有较大的影响，若层片间距较小，则钢的强度硬度都较高，冷加工能力也越

强，对后续的拉拔生产更有利，因此 SWRH82B 盘条的微观组织最好为尽可能多的索氏体加少量的层片状珠光体。

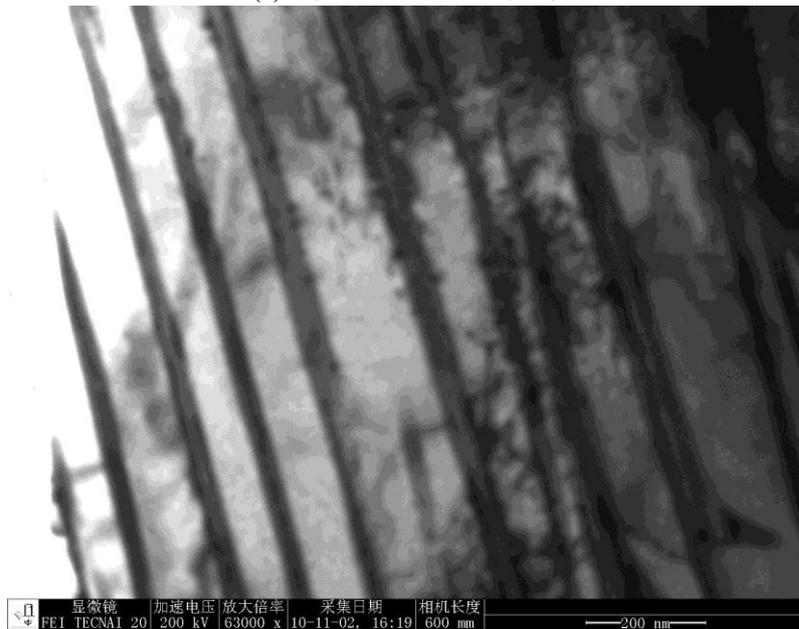
水钢生产 SWRH82B 的盘条所用的基本工艺是：高炉铁水→50t 顶底复吹转炉→LF 精炼炉→弧形自动连铸机（铸坯断面 150mm×150mm）→粗轧→半精轧→精轧→斯太尔摩生产线冷却→吐丝，在钢的成分确定后，这个生产工艺直接决定了得到的盘条的组织。

图 4.1、4.2 是铸坯的微观组织图片，4.3、4.4 是盘条的微观组织图片，低氮的 SWRH82B 铸坯 1 号的边缘处的微观组织是粗大的层片状珠光体，每个珠光体团中的层片间距差别较大；铸坯 1-2 的微观组织仍是非常粗大的层片状珠光体组织，珠光体团也较大，但每个珠光体团位相差较小且珠光体的片层间距相差也较小，选取的试样中未发现有其他有害组织；铸坯 1 中心位置的试样从宏观上看存在一点点空洞，微观组织上有网状的二次渗碳体组织出现，这主要是因为铸坯中心温度较高且存在一定的中心偏析，中心冷却的速度较慢，导致二次渗碳体有足够的时间从奥氏体中析出，部分区域甚至连接成网状。高氮铸坯 2 号最边缘处的试样微观组织中仍是由层片状的珠光体组成，不过，层片间距大都也相差不大；铸坯 2-2 的微观组织仍是只有珠光体组成，但珠光体团尺寸较大，且珠光体团与团之间的位相差很大，并且很多珠光体团中的铁素体和渗碳体并不是非常规则的一片一片的生长，总体虽呈片层状但有的很不规则，和对应位置的低氮铸坯 1-2 试样一样，未发现二次渗碳体等对性能有危害的组织，高氮铸坯中心处的试样宏观上有一点缩孔，显微组织中有明显的呈网状的二次渗碳体。总体来说，低氮铸坯和高氮铸坯显微组织上未有明显的差别，宏观上看中心位置均有一些细小的空洞，微观组织均由珠光体和二次渗碳体组成，两种铸坯其他位置处均由层片间距较大的珠光体组成。

图 4.3 是三中盘条的金相组织图片，由于盘条是由控轧控冷工艺生产出来的，并且通过在斯太尔摩生产线快速冷却得到的，得到的组织大都是层片间距很小的索氏体，因此在一千倍的光学显微镜下，只能看到层片间距很小，层与层之间分辨不太清楚，三种盘条都主要是由这种具有细小层片间距的索氏体组织组成。图 4.4 是低氮盘条 1 号、3 号和高氮盘条 2 号在扫描电子显微镜下的图片，在放大 2000 倍的情况下，试样中能看到较明显的索氏体组织，根据放大图片大致测量层片间距，可知高氮盘条的索氏体层片间距比低氮盘条的小，这主要是因为氮含量的增加提高了钒的利用率，形成了更多的第二相质点，阻止了碳的长程扩散。另外，图 4.4(d)中白色的围绕一个晶粒大约一圈的是 1 号盘条钢中的二次渗碳体，除此之外，在选取的试样中未发现其他对钢性能有害的组织。



(a) 铸坯 1-1 的 TEM 图片



(b) 盘条 1 的 TEM 图片

图 4.5 SWRH82B 钢的 TEM 图片

Fig.4.5 TEM images of SWRH82B steels

图 4.5(a)是铸坯 1 在透射电镜下看到的珠光体形貌，图 4.5(b)是低氮盘条 1 号钢的珠光体形貌，可以看出无论低氮盘条还是铸坯，在铁素体和渗碳体的相界面上都有一些细小的第二相质点析出，利用透射电镜自带的标尺，通过换算，大致测量了一下铸坯和盘条中珠光体类组织的层片间距，最终可以大致确定，盘条中的珠光体类型组织层片间距大约位于索氏体的层片间距范围内，即大多都位于

80~150nm 内，当然也存在一些层片间距略大或略小的，但总体来说大都属于索氏体范畴。测量了铸坯中珠光体的层片间距，大多位于 190~250nm 之间，当然也存在片层间距为 300 多纳米的情况。总之，铸坯通过轧制控冷后，得到的盘条组织符合国家标准。

4.2 SWRH82B 盘条的力学性能

拉伸试验是应用最广泛的测试金属力学性能的试验方法之一，本次试验光滑圆柱盘条进行试验，除了对盘条矫直、截取合适的长度外，未进行表面加工，通过拉伸试验，可以观察盘条在静拉伸下的弹性变形、塑性变形及断裂的力学行为，并且还能测定盘条的力学性能，屈服强度、抗拉强度、断后伸长率及断面收缩率。根据 GB/T 228-200×对盘条进行常温静拉伸试验，除去断在标距外的无效材料，每组取四个试样，本次试样所选用的是短比例试样，即 $L=5d$ ，由于盘条的直径为 12.5mm，根据国家标准取 $L=60\text{mm}$ 。表 4.1 是两种盘条拉伸前后的一些基础数据，表 4.2 是两种盘条的力学性能指标，图 4.6 是 8 个试样的应力应变的曲线。

表 4.1 拉伸前后的基础数据

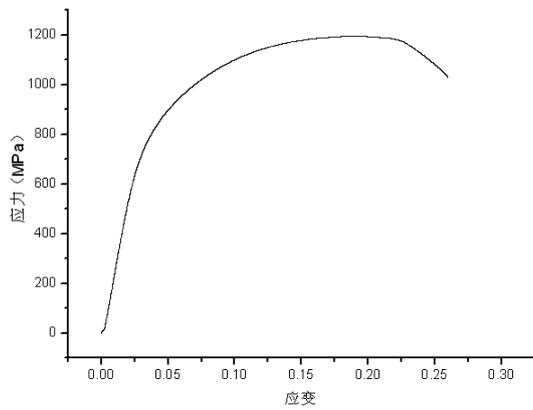
Tab.4.1 Basic data of the stretch

编号	原始直径最	缩颈后直径	原始标距	断后标距	
	小值(mm)	(mm)	(mm)	(mm)	
低氮	1-1	12.52	9.97	60	69.54
	1-2	12.53	10.03	60	69.09
	1-3	12.52	10.04	60	69.42
	1-4	12.54	9.99	60	68.93
高氮	2-1	12.50	10.48	60	68.03
	2-2	12.56	10.69	60	67.81
	2-3	12.52	10.52	60	68.42
	2-4	12.50	10.56	60	68.40

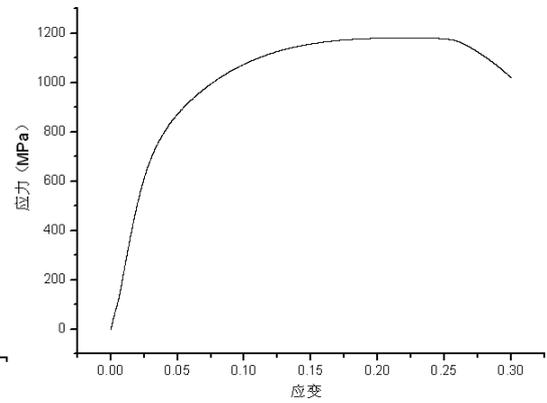
表 4.2 盘条的力学性能指标

Tab.4.2 Mechanical performance index of wire rod

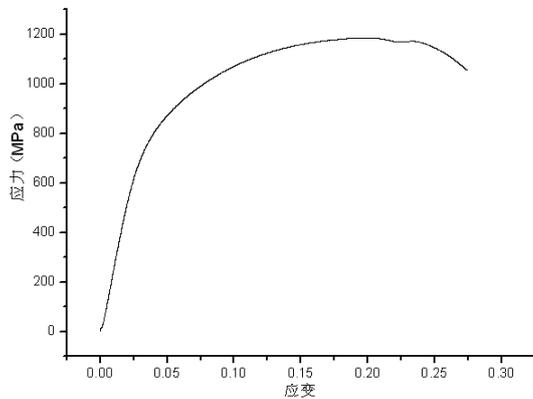
编号	屈服强度 (MPa)	抗拉强度 (MPa)	断后伸长率 (%)	断面收缩率 (%)	
低氮	1-1	797	1181	15.9	28.7
	1-2	802	1194	15.2	28.2
	1-3	794	1185	15.7	28.0
	1-4	805	1191	14.9	28.7
	平均	800	1188	15.4	28.4
高氮	2-1	791	1219	13.4	23.3
	2-2	797	1199	13.0	21.7
	2-3	819	1220	14.0	23.1
	2-4	824	1225	14.0	22.5
	平均	808	1216	13.6	22.7



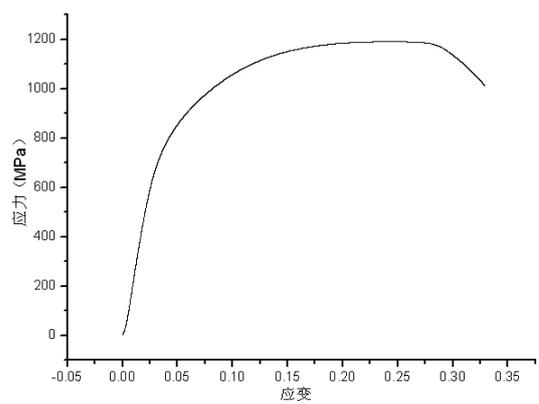
(a) 1-1 应力应变曲线



(b) 1-2 应力应变曲线



(c) 1-3 应力应变曲线



(d) 1-4 应力应变曲线

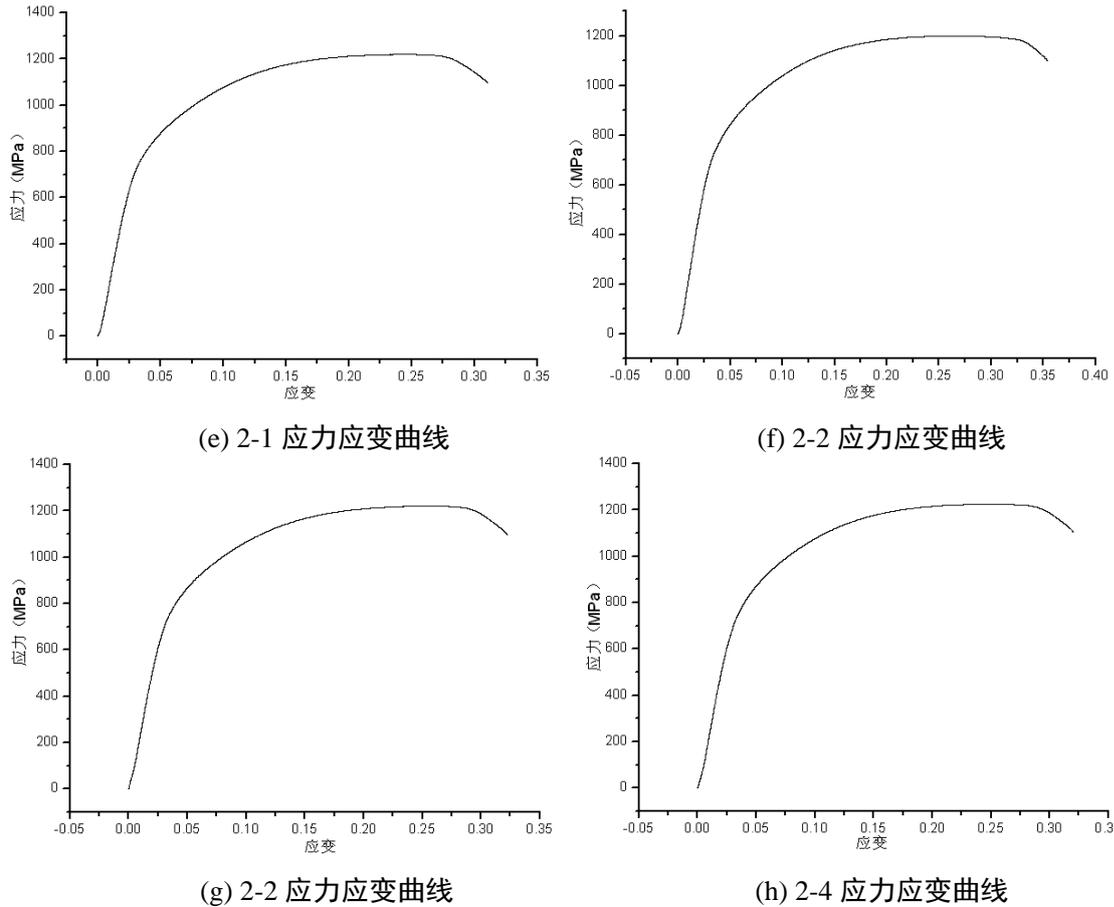


图 4.6 盘条的应力应变曲线

Fig.4.6 The stress-strain curves of wire rod

屈服现象是金属材料在拉伸实验时开始产生宏观塑性变形的一种标志，通常屈服现象与三个因素有关：一是金属材料在拉伸变形前的可动位错密度比较小，二是随着拉伸力持续增加，不断发生塑性变形，位错能够大量并且很快的增殖，三是位错增殖后，以后的位错运动即塑性变形的继续发生与外加的应力有直接的关系。影响材料屈服强度的因素很多，包括内在因素和外在因素，其中内在因素主要与金属材料本性和材料的晶格类型、晶粒的大小和是否存在亚晶等结构、金属中的溶质元素、基体中析出的第二相的大小多少等有关，外在因素就是与进行拉伸实验时的温度、应变速率和应力状态有关。

塑性变形是从材料开始产生屈服现象直至断裂这一过程中发生的变形，塑性是衡量材料在断裂前发生永久变形的能力，材料断裂前产生的塑性变形由均匀塑性变形和集中塑性变形两部分组成。一般来说均匀塑性变形量在整个变形量中占的比例很小，尤其像 SWRH82B 这种高强度钢，均匀塑性变形量占的比例更小，即塑性变形主要集中在缩颈附近。衡量材料塑性常用的指标有断后伸长率 δ 和断面收缩率 ψ 。 $\delta = (L-L_0)/L_0$, $\psi = (A_0-A)/A_0$, 式中 L 为试样断裂后标距, L_0 为试样原

始标距， A 为试样断裂后缩颈处的横截面积， A_0 是试样原始横截面积。材料断后伸长率和断面收缩率越大，则说明材料发生了剧烈的塑形变形，塑形变形好的材料强度往往较低，同样强度高的试样材料的塑性变形能力一般较弱。从表 4.2 中可知，高氮盘条 2 比低氮盘条 1 增加了 138ppm 的氮，高氮盘条的屈服强度提高了 8MPa，抗拉强度提高了 28MPa，但盘条的断后伸长率和断面收缩率却分别降低了 1.8% 和 5.8%，即增加含氮量提高了盘条的强度但降低了其塑形。理论上分析，这主要是由于材料中增氮产生了更多的第二相颗粒，它的存在破坏了基体的连续性，并且使周围点阵产生畸变，影响到了材料的塑形。对于处于共析成分附近的高碳钢来说，含碳量的些许差异就会对材料的组织和性能产生较大的影响，因此如果在不要提高碳含量的情况下，可以通过钢中加入 V、Ti、Nb 等微量合金元素中的一种或几种，再适当的提高氮含量，根据需要设置合金元素与 C 或 N 的理想化学配比，从而使塑形在稍微降低的情况下换来强度值的上升。

力-伸长曲线是拉伸中直接得到的曲线，用拉伸力除以原始的横截面积，伸长量除以原始的标距就可以把力-伸长曲线转换成应力-应变曲线，它们具有相似的形状，因此根据应力应变曲线也能确定材料在静拉伸条件下的力学性能指标。从图 4.6 中的 8 个试样应力应变曲线图中可以看出，高碳钢不会产生像低碳钢那样明显的屈服平台，8 条曲线具有非常相似的形状，仅仅是在屈服强度大小、抗拉强的大小、均匀塑形变形量和集中塑形变形量等方面有稍微的差异。

4.3 拉伸断口扫描电镜分析

4.3.1 断裂的类型

材料主要有三种失效形式即磨损、腐蚀和断裂，其中断裂是危害最严重的失效形式之一。

断裂过程包括裂纹的形成和裂纹的扩展两个阶段，断裂类型根据不同的方法有几种分类，主要是以下几种^[77]：

① 韧性断裂和脆性断裂

这种分类方式主要是根据断裂前试样塑形变形的大小。韧性断裂就是发生较大塑形变形的断裂，脆性断裂即未发生明显塑形变形的断裂，通常来讲，一点都不发生塑形变形的材料是不存在的，因此通常认定发生塑形变形的量大于 5% 时为韧性断裂方式。韧性断裂的断口一般呈灰暗色的纤维状，韧性断裂的宏观断口呈杯锥形状，由断口特征三要素组成即纤维区、放射区和剪切唇三个部分，其中纤维区的大小代表发生塑形变形的大小，脆性断裂的宏观断口上没有发生明显的塑形变形，断口比较光亮平整。

② 正断和切断

根据断裂面的取向分类，可把断裂方式分为正断和切断两种。切断型的断裂面平行于最大切应力的方向，并且与主应力的夹角为 45° ；而正断型的断裂一般均属于脆性断裂，断裂前未发生明显的塑形变形，断裂面一般垂直于正应力，断口呈放射或结晶状。

③穿晶断裂和沿晶断裂

穿晶断裂和沿晶断裂是按裂纹的扩展途径进行分类的，顾名思义穿晶断裂是裂纹从晶内穿过进行扩展的，沿晶断裂是裂纹沿着晶界进行扩展。沿晶断裂通常是脆性断裂，晶界处是非常薄弱的地方，通常来说晶界处如果有第二相或者大颗粒夹杂物，就会使晶界处的连续性遭到破坏，由于有第二相或杂质的地方会使周围产生点阵畸变，有较大的应力集中，更易产生裂纹，裂纹也更容易扩展。由于裂纹沿着晶界扩展，在电镜下可以看到沿晶断裂的断口一般呈现冰糖状。穿晶断裂既包括韧性断裂也包括脆性断裂，这中断裂方式得根据实际情况具体分析。

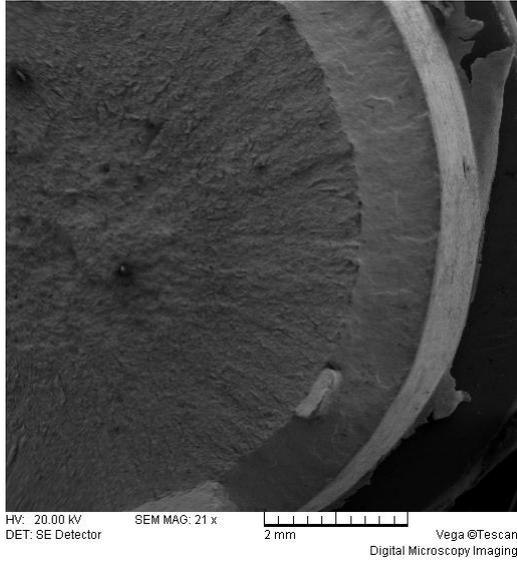
③解理断裂、微孔聚集断裂和纯剪切断裂

按照断裂机理进行分类的话，可以把断裂分为解理断裂、微孔聚集断裂和纯剪切断裂三种。剪切断裂是材料在切应力的作用下沿滑移面分离从而导致材料断裂的一种方式。

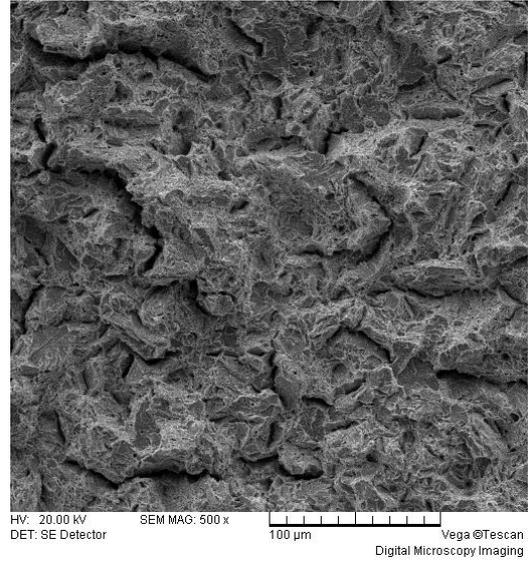
解理断裂的断面一般未发生明显的塑形变形，属于脆性断裂，解理断裂是裂纹沿着解理面进行扩展的结果，通常解理断裂的基本微观特征是解理台阶和河流花样。另外，解理存在一个变种即准解理，准解理也具有准解理刻面，但这与解理面不同，另外，准解理也具有河流花样、台阶或撕裂棱等特征。

微孔聚集型断裂是一种韧性断裂方式，微孔形核、长大、聚集最后材料断裂。形成微孔主要是由于第二相从基体中脱离出来，或者是质点是在外力的作用下，塑形变形程度不断增大，导致的质点破裂，从而形成微孔。这中断裂方式的典型微观特征是，断裂面上存在一些圆形或椭圆形的韧窝。

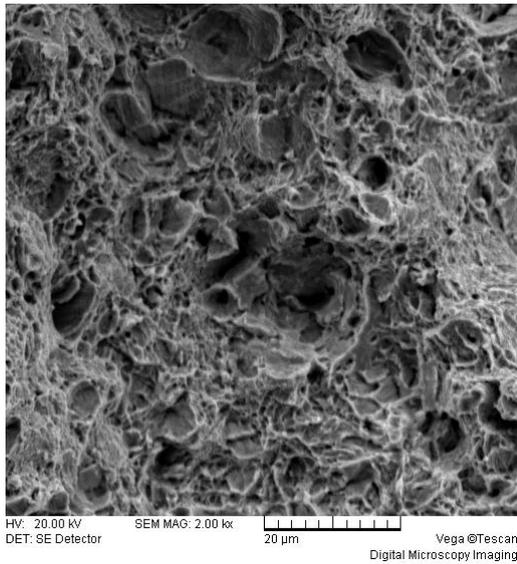
4.3.2 断口的 SEM 分析



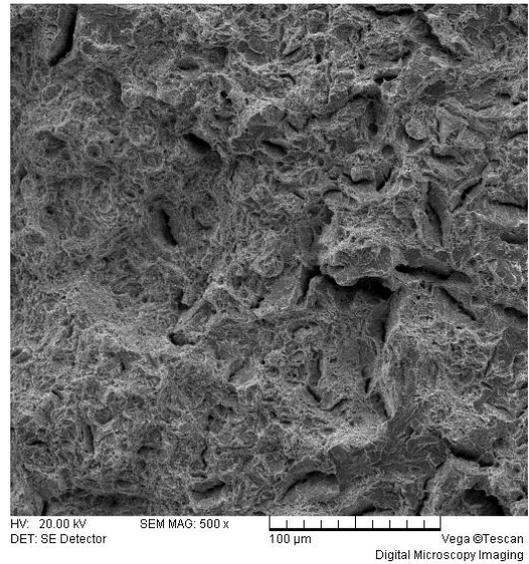
(a) 半宏观形貌



(b) 准解理形貌



(c) 韧窝形貌



(d) 准解理和韧窝形貌

图 4.7 1 号盘条的形貌图

Fig.4.7 Fractographs of No.1 wire rod

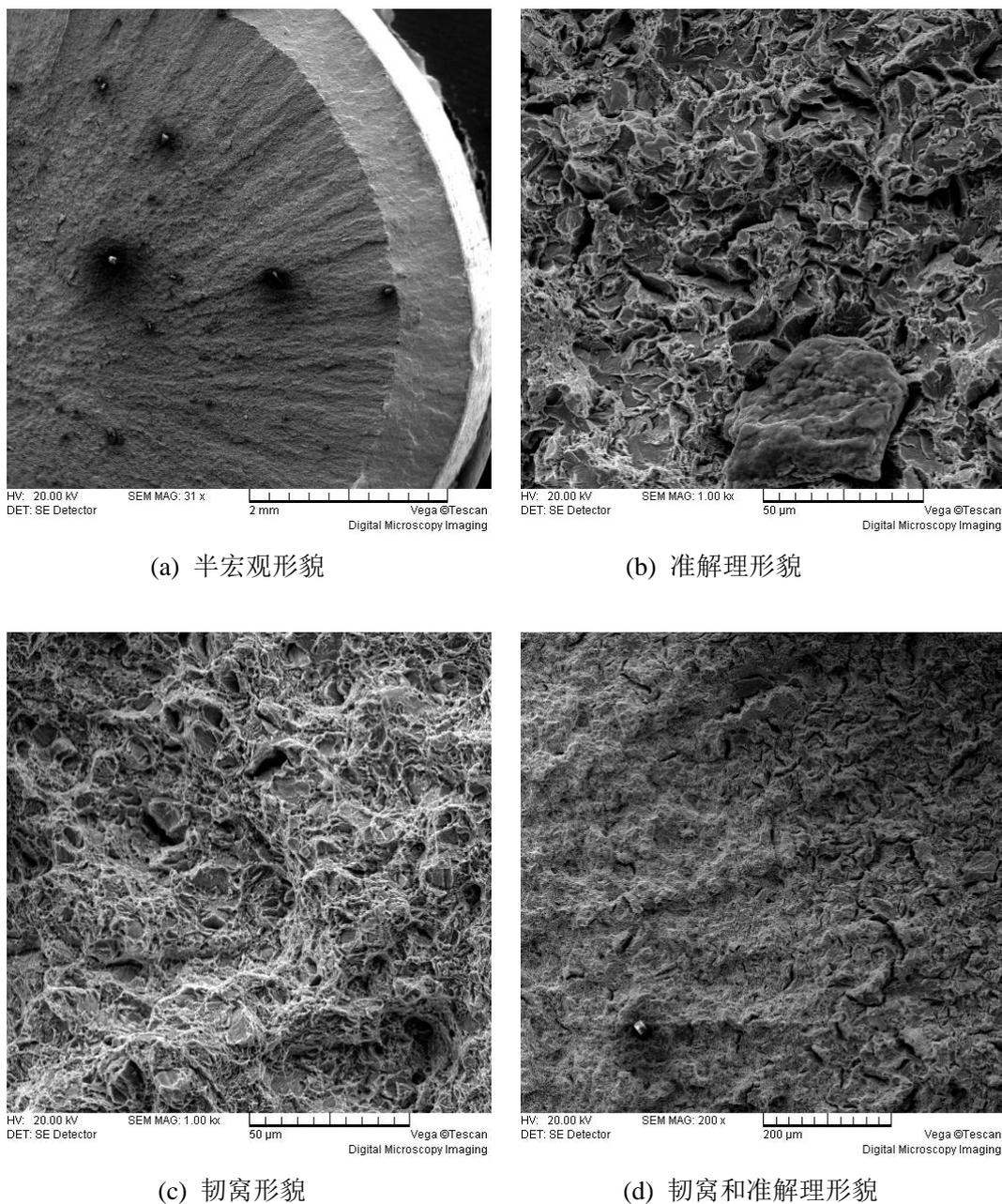


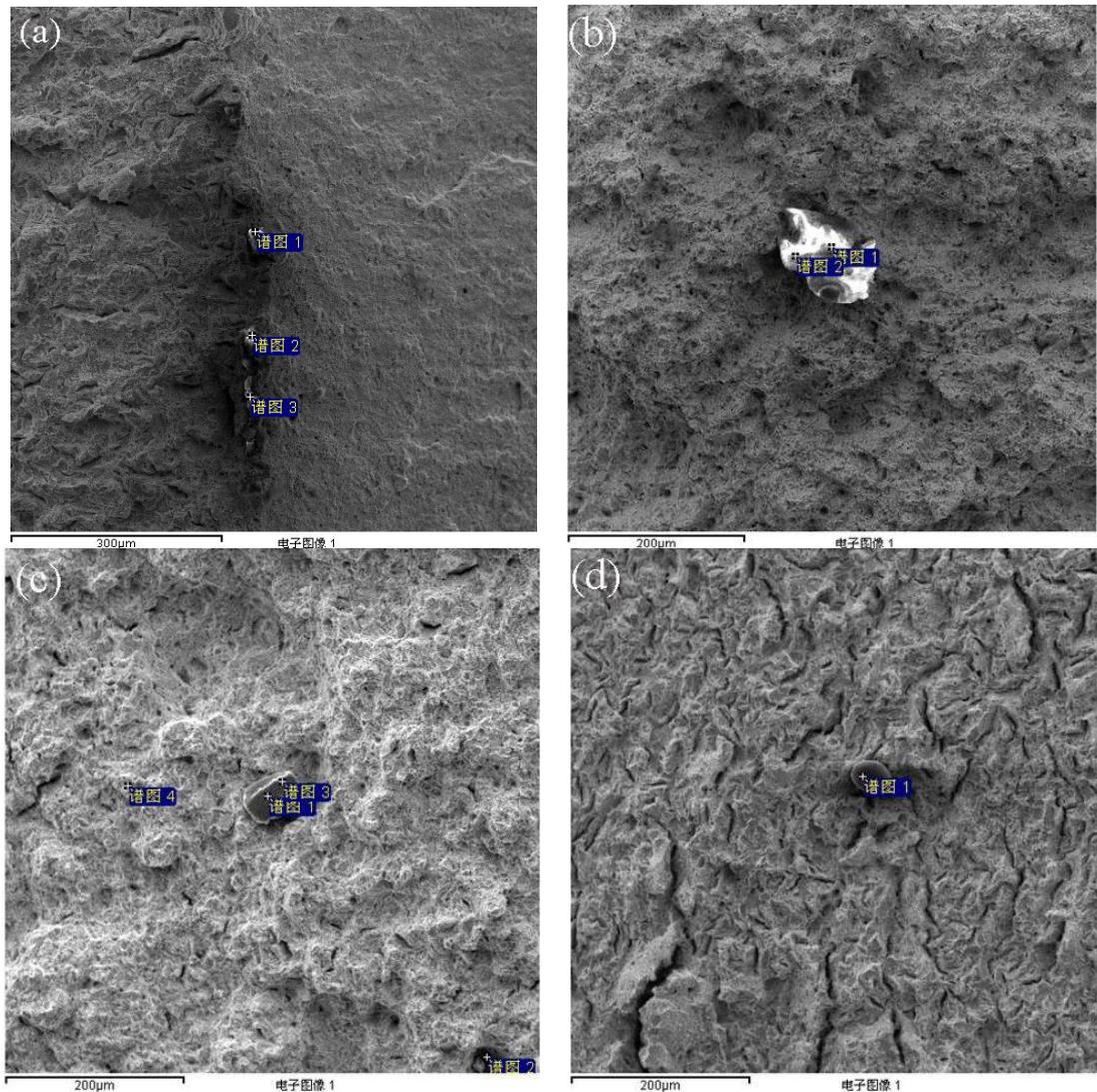
图 4.8 2 号盘条的形貌图

Fig.4.8 Fractographs of No.2 wire rod

图 4.7 和图 4.7 分布是低氮盘条 1 和高氮盘条 2 的断口形貌，从两个图中的(a) 图中可以看到，两种盘条都是明显的韧性断裂，宏观形貌都是呈现杯锥形状，由典型的拉伸断口特征三要素组成，但是高氮盘条 2 的断口上的夹杂物明显较多，而低氮盘条 1 号上的夹杂很少。两种盘条的微观形貌基本上均由韧窝和准解理形貌组成，图 4.7(b)和图 4.8(b)是准解理形貌，裂纹扩展的形式均为穿晶断裂，两个 (b)图均包含准解理形貌的基本特征即撕裂棱和台阶。图 4.7(c)和图 4.8(c)是韧窝形貌，韧窝的直径和深度主要取决于第二相的大小和密度、材料的应变硬化指数、

基体材料的塑形变形能力以及外加应力的的大小和状态。图 4.7(d)和图 4.8(d)既包含韧窝形貌又包含准解理形貌，从两盘条的半宏观形貌上可以看出，纤维区处于整个圆形横断面的中心区域，在纤维区中裂纹的扩展速度比较慢，当裂纹长度达到临界尺寸时，迅速扩展到放射区，宏观上看放射区有明显的放射线花样，裂纹进行扩展时，如果塑性变形量越大放射线则就越粗，裂纹从放射区继续扩展最后导致材料的断裂，试样断裂的边缘位置一般与试样轴向成 45 度角，这一区域叫剪切唇。从两种盘条的形貌图片也看以看出，两种盘条的断裂方式均属于韧性断裂，也属于切断型断裂，微观形貌并未有太大的区别，这也和两种盘条力学性能测试的结果相对应。

4.4 断口能谱分析



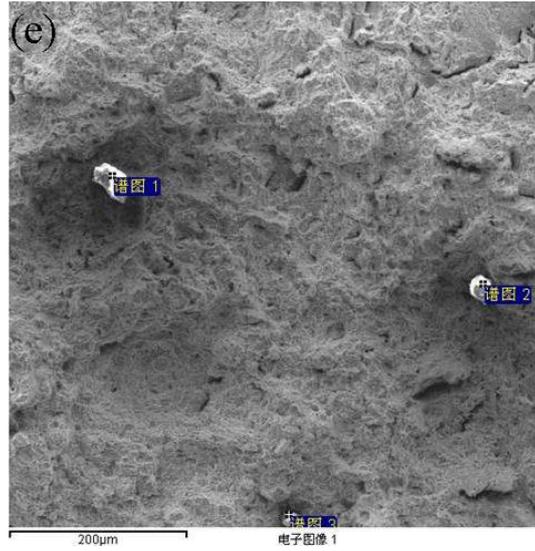


图 4.9 1 号盘条断口上的夹杂物

Fig.4.9 Inclusions on the fracture of No.1 wire rod

表 4.3 图 4.9 中夹杂物的能谱分析结果(at.%)

Tab.4.3 EDS results of inclusions in Fig.4.9

图号	谱图	C	O	Na	Cl	K	Mg	Si	S	Al	Ca	Fe
(a)	1	63.15	17.77						2.01			17.07
	2								7.36			92.64
	3	60.12	35.07						0.98			3.83
(b)	1	50.32	18.07									31.61
	2	47.92	16.47									35.61
(c)	1						0.95			97.24		1.81
	2											100
	3		4.90				0.85			91.72		2.53
	4											100
(d)	1	53.78	41.40	2.57	0.53	0.52						1.20
(e)	1	7.20	37.43				46.21					9.16
	2		56.09					42.51				1.40
	3	35.31	40.51				0.83	1.03	0.84		1.40	20.08

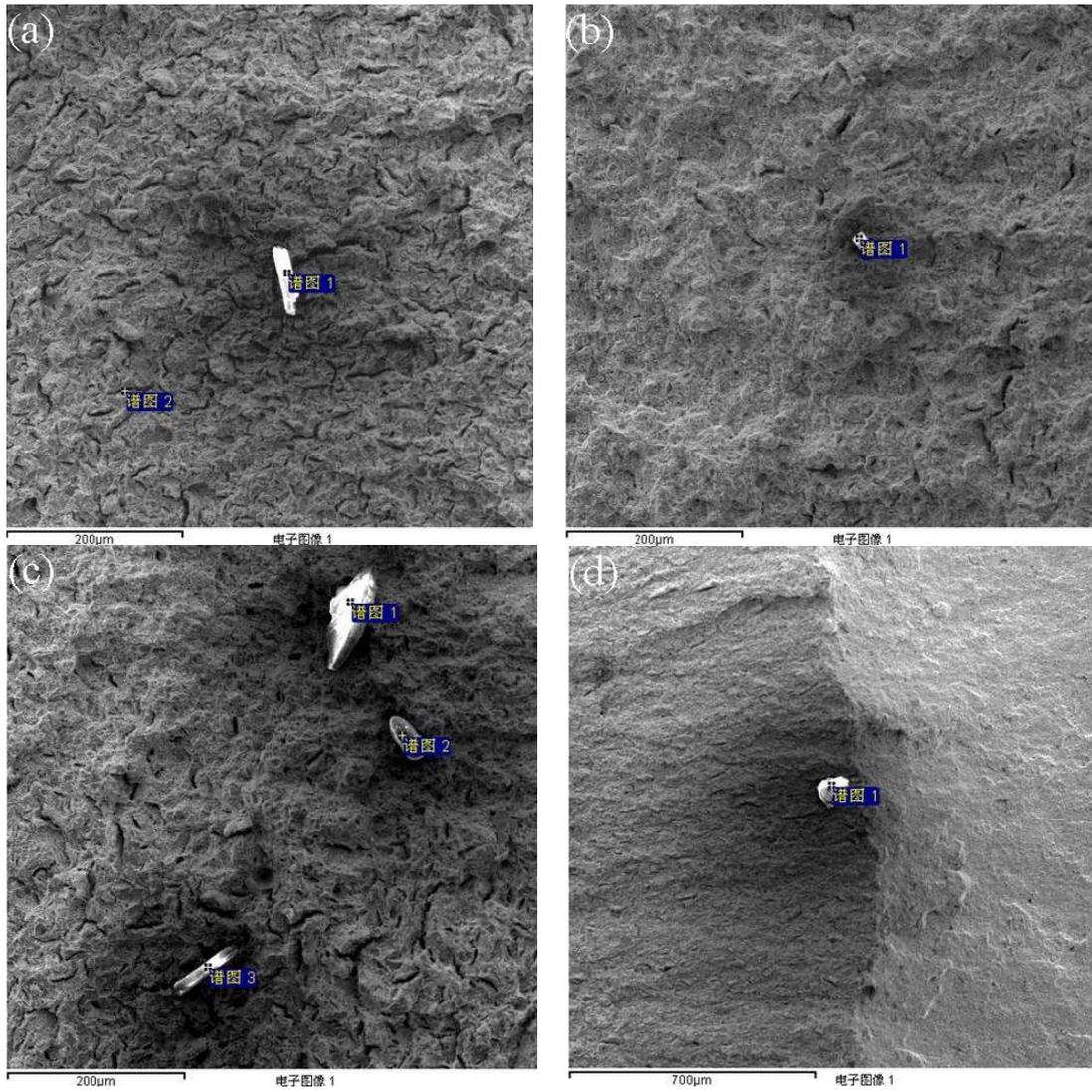


图 4.10 2 号盘条断口上的夹杂物

Fig.4.10 Inclusions on the fracture of No.2 wire rod

表 4.4 图 4.10 中夹杂物的能谱分析结果(at.%)

Tab.4.4 EDS results of inclusions in Fig.4.10

图号	谱图	C	O	Na	Mg	Si	Al	Ti	Ca	Fe
(a)	1		46.42			22.72			29.49	1.37
	2									100
(b)	1		19.23		56.73					24.04
(c)	1		41.09			9.62	38.20	1.59		9.50
	2	46.14	44.05	3.39	0.97					5.44
	3	49.36	22.82							27.82
(d)	1		58.97			17.46	23.57			

低氮盘条和高氮盘条的断口上都存在一些夹杂物，利用扫描电镜自带的能谱仪对断口面上的夹杂物进行能谱分析，从表 4.3 看低氮盘条中夹杂物的成分，可知，(a)图中几个夹杂物是硫化物，(b)图中是大块的氧化物夹杂，(c)图中的大块夹杂物含有非常多的 Al 成分，可能是由于钢在冶炼过程中使用了 Al_2O_3 脱氧剂，(d)图中夹杂物含有部分 Na、Cl、K 成分，估计钢的原料中包含一部分废钢，(e)图中的几处夹杂物有的富含 Mg 或 Si，有的是硫化物。高氮盘条(a)图中棱角较分明、尺寸较大的夹杂物富含 Si 和 Ca，(b)图中小的颗粒状夹杂物是 Mg 的氧化物，(c)图中的 1 号夹杂物及(d)图中的夹杂物中含有大量的 Si 和 Al 元素，(c)图中 2 号夹杂物含有大量 Na、Mg 等元素，这 and 低氮盘条中的情况类似，都是由于脱氧剂或原材料是废钢等原因造成的。夹杂物的存在特别是一些大块棱角较明显的夹杂物的存在会严重降低材料的塑形，夹杂物和基体之间也会产生较大的应力集中，通常材料内部的裂纹都由夹杂物或者第二相的位置萌生扩展，最后导致材料的断裂，因此应该严格控制夹杂物的大小。

4.5 本章小结

(1) 低氮铸坯 1 号和高氮铸坯 2 号的中心位置有细微的缩孔，显微组织中有较明显的二次渗碳体，除中间位置处，其他地方的组织均是较粗大的珠光体组织。

(2) 铸坯经过控轧控冷后得到盘条组织中主要是索氏体组织，在低氮盘条 1 号中发现了一点细小的二次渗碳体。

(3) 高氮盘条比低氮盘条多了 138ppm 的氮，盘条的屈服强度提高了 8MPa、抗拉强度提高了 28MPa、延伸率降低了 1.8%、断面收缩率降低了 5.8%。

(4) 高氮盘条的拉伸断口比低氮盘条断口上有更多的夹杂物，两种盘条的断口面上都有富含 Al、Si 的大块夹杂物。

5 碳的分布状态及盘条热处理工艺

5.1 Fe-C 二元相图

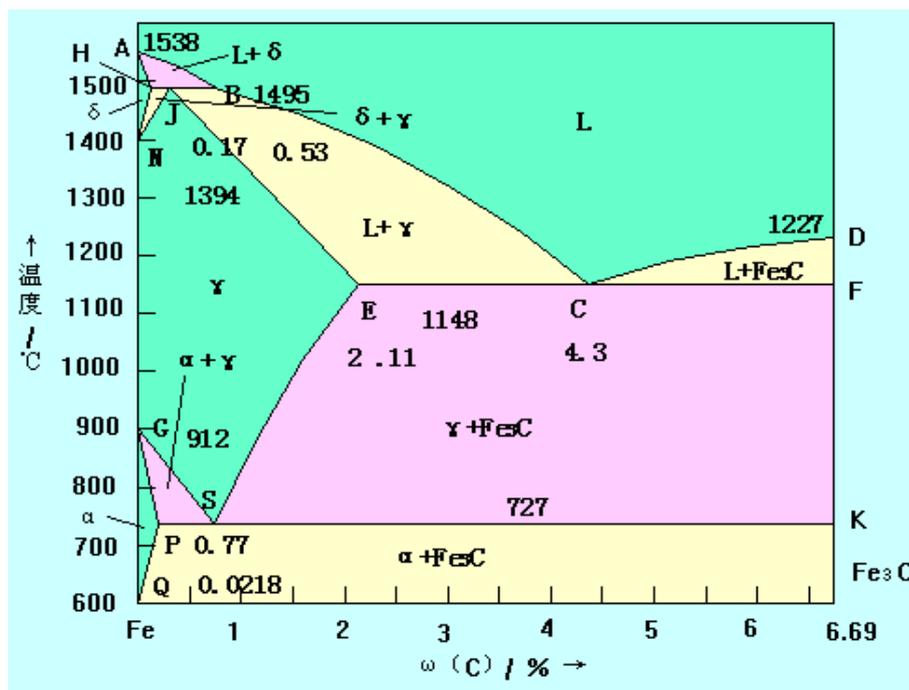


图 5.1 Fe-C 二元相图

Fig.5.1 Phase diagram of Fe-C binary system

铁碳相图是研究钢铁材料不可缺少的一个工具，根据铁碳相图能够知道确定成分的钢铁在平衡状态下所得到的组织。为了对已知碳含量的钢进行热处理，以期得到希望的组织，则必须依照铁碳相图选择合适的加热温度并且配合钢的冷却曲线图，当然还需要考虑钢中所含的合金元素对冷却曲线及铁碳相图的影响等因素。若不考虑合金元素的影响时，含碳量为 0.80% 的钢在平衡状态下，室温得到的组织是几乎全部的珠光体以及非常微量的二次渗碳体。对普通的处于共析钢成分碳钢来说，平衡状态下 C 在钢中主要是存在于珠光体，珠光体是铁素体和渗碳体的机械混合产物，铁素体是 C 在 α 铁中的间隙固溶体，渗碳体是 Fe 与 C 形成的间隙化合物，所以 C 在钢中主要是以固溶体和间隙化合物的形式存在。

本文研究的 SWRH82B 钢，含碳量成分在 0.8% 左右，通过控制轧制和控制冷却技术，得到的组织是占 85% 以上的索氏体组织和部分珠光体组织，当然还极有可能存在非常微量的渗碳体组织，另外钢中还添加了 V 和 Cr 合金元素，因此，在 SWRH82B 盘条钢中，C 主要的存在形式有：①固溶于珠光体类型组织中的铁素体

中②碳和铁形成间隙化合物③与 V、Cr 等形成特殊的金属化合物④参与形成一些夹杂物。

5.2 SWRH82B 盘条横截面上 C 的分布

对 SWRH82B 这种高碳钢来说，元素偏析几乎是不可避免的，碳的偏析会严重影响所得到的最终组织，根据文献[高碳钢盘条中心偏析的控制]可知，对于中心碳偏析指数大于 1.12 的 82B 钢，中心部位要想得到正常的组织，就必须使盘条正中心的冷却速度小于 $0.5^{\circ}\text{C}/\text{S}$ ，这比盘条的其他位置处的冷却速度慢很多，在这种中心冷却非常慢的情况下，中心才不至于出现马氏体等不良组织，但是实际情况中心冷却速度比此冷却速度快的多，因此，对碳偏析严重的盘条来说，中心不可避免的会形成马氏体等对后续拉拔性能非常不利的组织。通常对于直径为 12.5mm 的 82B 盘条，通过轧制后在斯太尔摩冷却线上快速冷却，盘条中心部位的冷却速度和盘条表面的冷却速度相差并不是太大，因此，应该严格控制钢的偏析指数。

根据国家标准 GB/T 20066-2006/ISO 14284:1996，最终决定用化学分析方法分析盘条中碳的偏析情况。从低氮盘条 1 号和高氮盘条 2 号上取样，分为盘条表层、盘条四分之一直径处及盘条中心三部分，取样工具为车刀和钻头，具体按以下步骤操作：

- ① 用车刀车掉盘条表层氧化皮，盘条直径由 12.5mm 变为 12mm
- ② 用车刀切取盘条表层碎屑（表层试样），盘条直径由 12mm 变为 10mm
- ③ 用车刀使盘条直径由 10mm 变为 9.7mm
- ④ 用车刀切取四分之一处碎屑（四分之一处试样），盘条直径由 9.7mm 变为 7.7mm
- ⑤ 用直径为 5mm 的钻头钻取碎屑（中心处试样）

表 5.1 化学分析结果

Tab.5.1 Results of chemical analysis

位置	1 号表层	1 号四分之一处	1 号中心	2 号表层	2 号四分之一处	2 号中心
C 含量(%)	0.80	0.84	0.84	0.80	0.84	0.86

根据得到的化学分析结果可知，盘条的中心偏析并不严重，对材料的组织没有非常大的影响。通常来说铸坯中的偏析更为严重，形成具有一定偏析的铸坯后，对铸坯进行轧制处理，虽然轧制时温度较高，且是处于奥氏体均匀化的状态，但

是由于保温时间的关系，中心部位的碳偏析仍旧不能完全消除，即虽然盘条的碳偏析已经比铸坯中的碳偏析低，但依然存在一定的正偏析，这就造成盘条中心碳含量的升高，即使是处于共析成分的钢，可能由于偏析的影响，盘条中心处的含碳量都会高于 0.77%，又受到盘条中心冷却速度慢的影响，这就给二次渗碳体的析出造成有利的条件，从而产生不良的组织。SWRH82B 盘条钢中的不良组织主要指的是网状的二次渗碳体和马氏体组织，二次渗碳体本身较脆，并且不易产生变形，如果形成的二次渗碳体较多，在晶界成网状分布，则会使晶界的结合力变弱，使晶界处成为非常薄弱的位置，使材料的塑形变形能力显著降低，所以当对材料施加外力的时候，裂纹就会首先在晶界处萌生扩展，最终导致材料的断裂；而马氏体组织强度硬度很高，但塑形较差，在盘条后续的拉拔捻制过程中，会出现尖锥状等断口。

大型的钢铁公司都有一套针对降低偏析、提高盘条综合性能的方案，一般来说，都是从以下几个方面着手：

(1) 降低钢水过热度。钢水的过热度是指钢水实际的温度与钢的熔点温度之差。此点就是将钢加热熔化即可，毋须使钢水的温度过高。钢水过热度对钢液凝固时的收缩率以及铸坯形成等轴晶率的大小有着重要的影响。

(2) 利用电磁搅拌技术。铸锭通常由三个晶区组成，包括细晶区、柱状晶区和等轴晶区。靠近模壁形成一薄层细晶区，虽然细晶区的晶粒细小，性能较好，但由于厚度较薄，对钢的作用并不是太大。但若钢的柱状晶区太过发达，沿不同方向生长的柱状晶碰到了一起，会形成柱晶间界，间界里面有较多的杂质、缩孔和一些气泡，因此，间界处是比较薄弱的区域，如果材料受到一定的外力作用，间界处是最容易产生裂纹的地方，产生裂纹后也最容易使裂纹扩展，如果进行轧制的时候，也可能导致开裂。随着柱状晶的生长和钢水温度的降低，铸坯中心部位的液态金属温度降到熔点以下，满足了形核的条件，因此整个中心部位同时形核，并且由于此时的散热过程已经没有方向性，所以，各个晶核最终长成没有方向性、大小相差不多的等轴晶，等轴晶之间相互交叉，裂纹不易在此区域扩展，各晶粒取向不同，因此性能也没有方向性。综上所述，要得到具有较好性能的铸坯，应该增加等轴晶的区域，因此需利用电磁搅拌技术，打碎粗大的柱状晶，得到更多的等轴晶。

(3) 采用轻压下技术。所谓轻压下技术主要用来补偿钢水凝固引起的收缩，消除凝固造成的钢水流动，这样可以使中心偏析显著降低，通常这个技术是通过增加凝固终点附近的辊列的收缩锥度实现的，一般铸机的收缩锥度为 0.2mm/m，实行轻压下技术，通常将其增加到 0.8 mm/m 甚至到 1.4mm/m。

(4) 采用重压下技术。

在轧制之前，有时候退铸坯进行退火处理，使碳的分布更加均匀，除此之外，还要控制连铸拉速的大小，拉速不是越大越好，也不是越小越好，应该根据实际情况进行一定的调整，另外，应该增大二冷水量，这会使铸坯中心部位的缩孔减少，对于碳偏析的降低也有一定的作用，通常工厂中的二冷水量控制在 2.01L/kg 为最佳，在 1.95 至 2.1L/kg 的范围内时，SWRH82B 铸坯的碳偏析就比较低了。

5.3 元素荧光分析

根据相关文献报道，除了铸坯中的 C 元素偏析对钢的性能有重要影响外，其他元素特别是 P、S 的中心偏析同样对盘条的性能影响较大，是造成钢丝拉拔或捻制时断丝的原因之一。防止 P、S 偏析的基本措施和防止碳偏析的措施基本一样，主要从钢水过热度、钢水纯净度、二冷水量、连铸拉速等方面考虑。为了判断水钢生产的 SWRH82B 铸坯是否存在严重的元素偏析，特选取铸坯边缘部位和中心部位做了荧光分析，同原来做的标号相同，低氮盘条边缘为 1-1、中心标号为 1-3，高氮盘条边缘部位标为 2-1、中心部位标为 2-3，荧光分析结果见表 5.2，从表中可知，总体来说各成分中心部位的含量比边缘部位含量略高，但是偏析在这种方坯中是只能减小不能消除的，此次 XRF 分析结果也显示了各元素的偏析并不严重，从此也可推断生产 82B 钢的工艺设置是比较合理的。

表 5.2 荧光分析结果

Tab.5.2 Results of XRF

	Fe	Si	Mn	Cr	V	S	P
铸坯 1-1	98.4042	0.3358	0.8608	0.3113	0.0403	0.0075	0.0218
铸坯 1-3	98.3381	0.3500	0.8431	0.3198	0.0465	0.0082	0.0314
铸坯 2-1	98.5320	0.3167	0.8354	0.3159	0.0565	0.0063	0.0283
铸坯 2-3	98.5893	0.3159	0.7828	0.3120	0.0573	0.0071	0.0336

5.4 各元素对形成不良组织的影响

SWRH82B 钢中主要含有 C、Si、Mn、P、S、Cr、V 等元素，以下介绍几种元素对形成二次渗碳体或马氏体组织的影响。

(1) C 元素

C 元素的多少对形成什么组织有着直接的影响，C 是扩大奥氏体相区的元素。当碳含量大于共析成分时，如果不控制冷却方式，平衡状态下肯定会形成二次渗碳体等不良组织。另外又由于铸坯中心存在着一定程度的偏析，中心部位的 C 含量更高，这将促进了不良组织的形成。

(2) Si 元素

Si 是一个封闭奥氏体相区的元素，它能够提高钢的 A_3 点，降低钢的 A_4 点，它主要使钢的共析点朝含碳低的方向和温度高的方向移动，硅在钢中主要固溶 in 奥氏体或铁素体当中，因此对提高钢的强度有一定的作用，但会使塑形降低，使材料的脆性增大。

(3) Mn 元素

Mn 是一个开启奥氏体相区的元素，它能在很大程度上扩展奥氏体相区，使 A_3 温度降低， A_4 温度升高，即 Mn 使相图中的共析点朝含碳量低的方向和温度低的方向移动，但是它会增加钢的碳当量，并且若 Mn 元素在铸坯中心产生偏析，则会对钢的 TTT 曲线产生非常大的影响，如图 5.2(a)所示。当 Mn 产生严重正偏析时，就会推迟盘条中心部位索氏体的转变时间，使形成马氏体的临界速度大幅度降低，这就导致盘条中心位置冷却速度比表层慢的情况下，仍有很大的可能获得马氏体组织。

(4) S 元素

S 元素通常被看作是钢中的杂质元素，钢中的硫容易和其他元素形成大块夹杂，严重降低钢的力学性能，同时，S 元素还容易造成钢的热脆，若 S 元素在铸坯中心偏析，则会增加晶界二次渗碳体的量，使晶界与晶界间的结合力下降，也会降低钢的塑形。

(5) P 元素

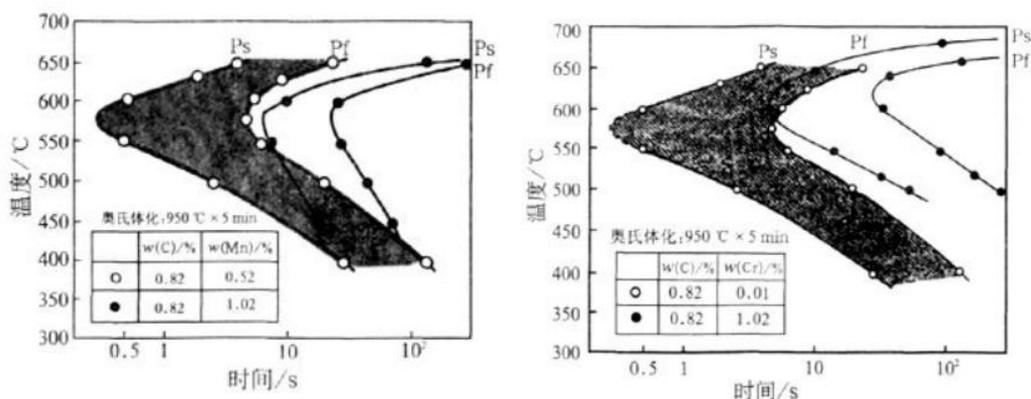
P 元素通常也被认为是钢中的一种杂质元素，它能够增加了钢的冷脆，虽然会使钢的强度有稍微提高，但是会严重降低钢的塑形和韧性，因此，钢中应该严格控制 P 元素的含量。

(6) Cr 元素

Cr 是一个铁素体形成元素，它能够使 A_3 温度上升， A_4 温度降低，缩小了奥氏体相区。Cr 在钢中有着明显的作用，比如说它能够提高钢的抗氧化能力，使钢耐腐蚀性能提高，另外和其他很多元素一样，能够显著提高钢的淬透性。但是，若生产铸坯的工艺不对，Cr 在中心造成很大的正偏析，则会对 SWRH82B 盘条中不良组织马氏体的形成有着直接的促进的作用，如图 5.2(b)所示。Cr 在铸坯中心产生正偏析和 Mn 产生正偏析的作用一样，都会促进盘条心部马氏体的形成。

(7) V 元素

V 和 Cr 一样，是一个铁素体形成元素，V 对钢的影响主要是有利的方面，通常是加入的微量的 V 元素，使 V 与钢中的 C 或 N 元素结合形成碳氮化钒等显著提高材料强度的细小第二相粒子。



(a)Mn 对 TTT 曲线的影响

(b)Cr 对 TTT 曲线的影响

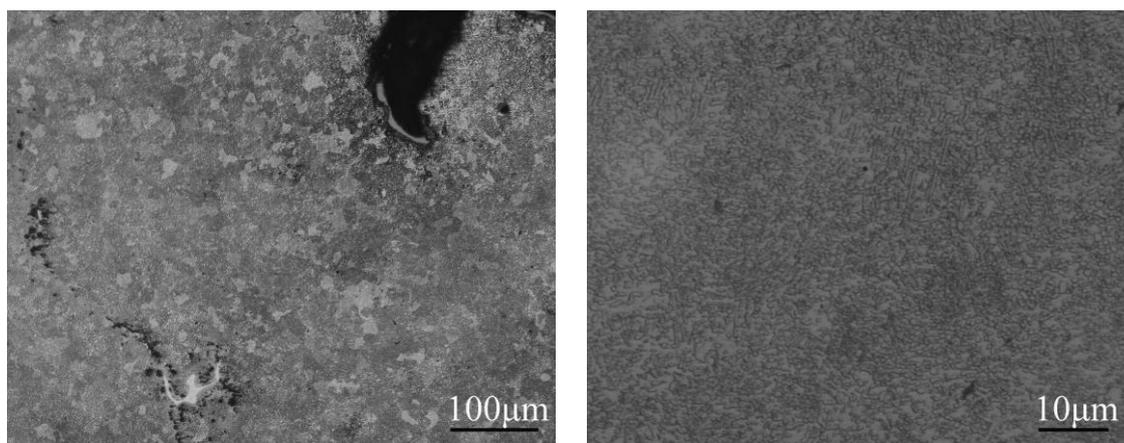
图 5.2 Mn、Cr 含量对 TTT 曲线的影响

Fig.5.2 Effect on TTT curves

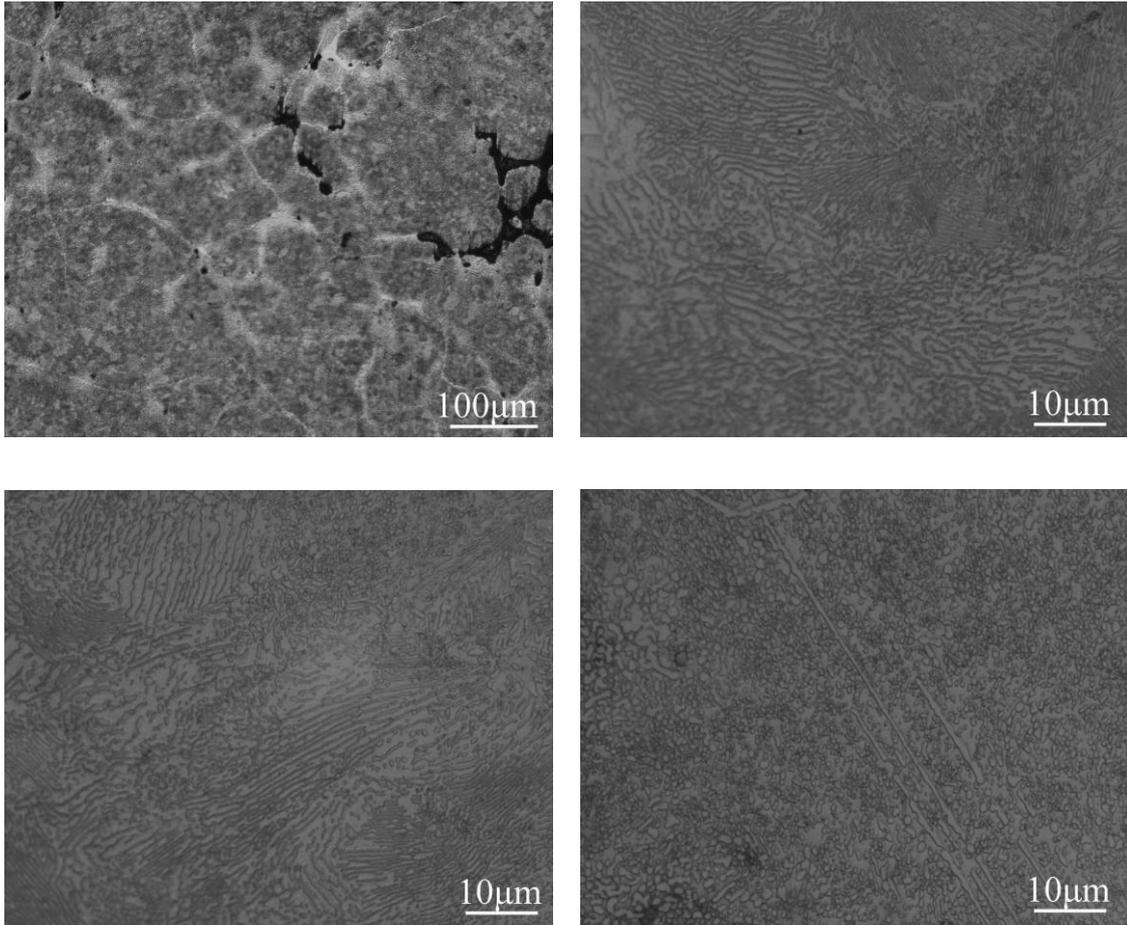
5.5 SWRH82B 钢热处理试验

5.5.1 第一次退火试验

为了观察铸坯和盘条在奥氏体化后，经过随炉冷却（退火）或空冷（正火）后钢中的二次渗碳体析出情况，进行了热处理试验。试验材料是低氮盘条 1 号试样、高氮盘条 2 号试样、低氮铸坯中心处的试样 1-3 和高氮铸坯中心处的试样 2-3。退火的基本条件是：把试样放进热处理炉中，调整加热温度至 800℃，保温 30min 后随炉冷却。把经过热处理后的试样磨制抛光后用 3% 的硝酸酒精腐蚀，观察其组织。铸坯退火后的金相组织如图 5.3 所示，盘条退火后的光学显微镜图片和扫描电镜图片分别如图 5.4 和图 5.5 所示。



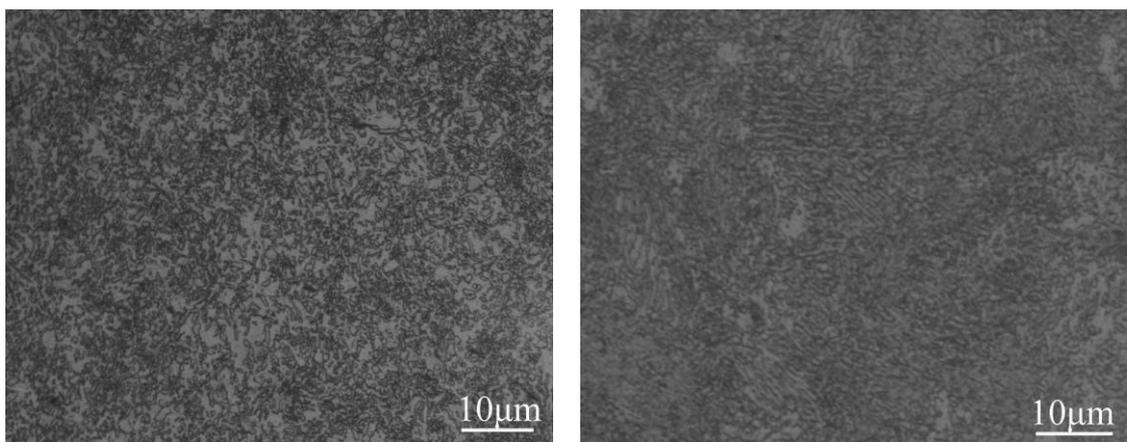
(a) 铸坯 1-3 退火后的金相组织



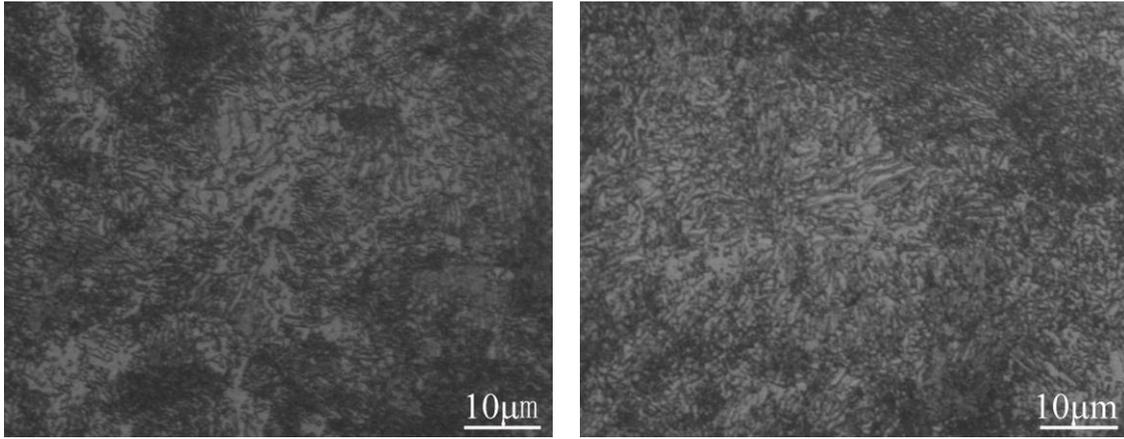
(b) 铸坯 2-3 退火后的金相组织

图 5.3 铸坯退火后的微观组织（加热到 800℃、保温 30min）

Fig.5.3 Annealed microstructures of castings



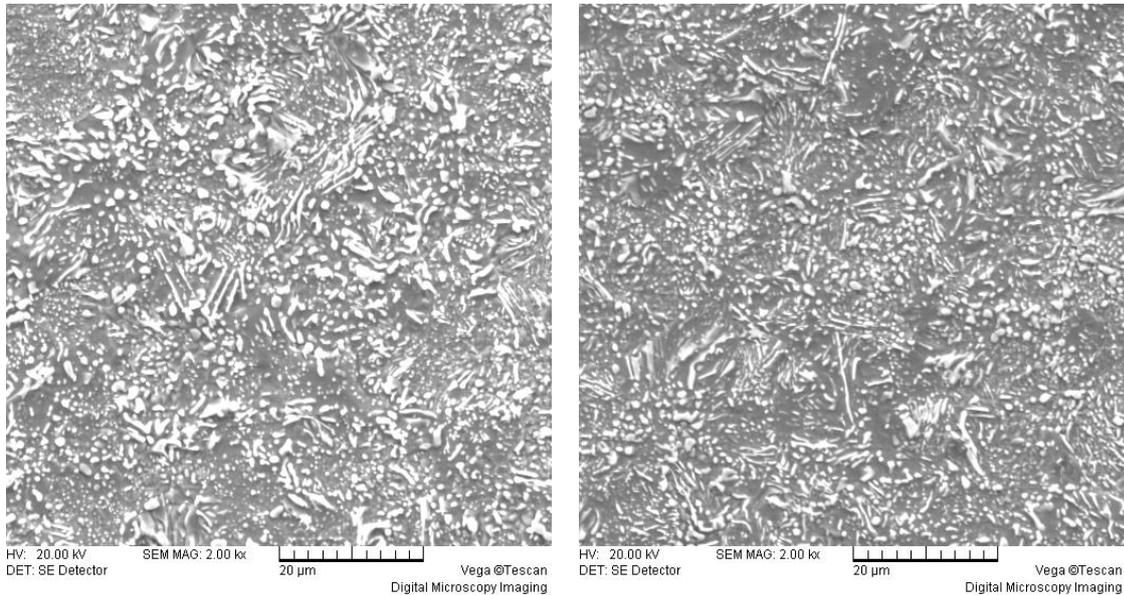
(a) 1 号盘条的金相组织



(b) 2 号盘条的金相组织

图 5.4 盘条退火后的微观组织（加热到 800℃、保温 30min）

Fig.5.4 Annealed microstructures of wire rod



(a) 1 号盘条退火后的 SEM 图片

(b) 2 号盘条退火后的 SEM 图片

图 5.5 盘条退火后的 SEM 图片（加热到 800℃、保温 30min）

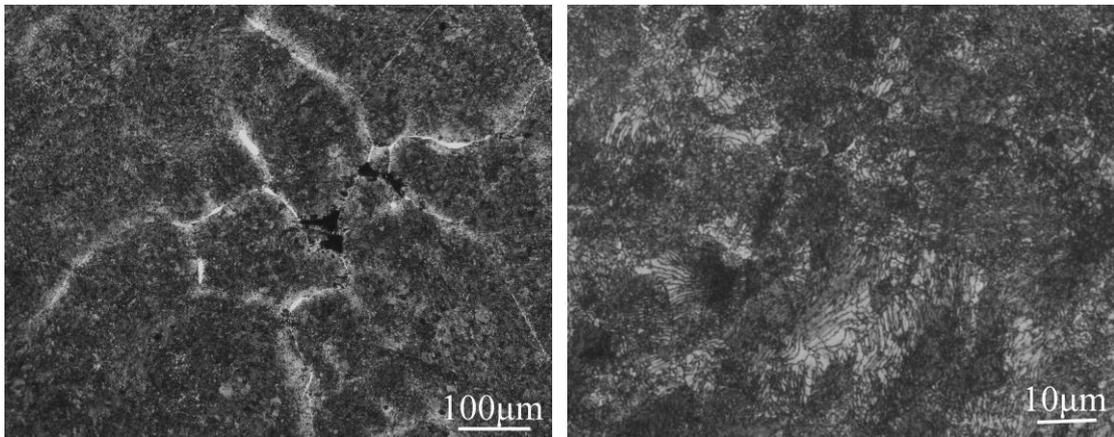
Fig.5.5 SEM images of annealed wire rod

SWRH82B 铸坯经过上述热处理工艺后，铸坯 1 号和 2 号的中心部位均有一定量的二次渗碳体，并且从金相图片上也可看出，试样上存在缩孔。两种铸坯经过加热 800℃，保温 30min 的热处理后，组织由珠光体和二次渗碳体组成，珠光体的形态有片层状和粒状，铸坯中原来呈片层状的珠光体经过退火后转变为粒状，粒状珠光体是通过渗碳体球化后得到的，渗碳体以颗粒状形态分布在铁素体基体上。对含碳量为共析钢左右的钢来说，当加热温度略高于钢的 A_1 温度时，虽然钢已经奥氏体化，但奥氏体化的程度非常不均匀，铸坯中本来存在的二次渗碳体并未溶

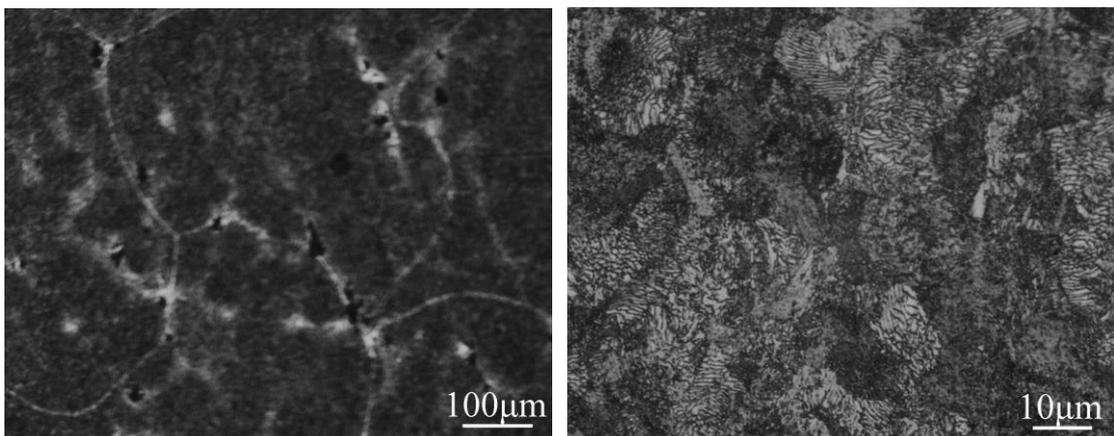
解，因此在保温 30min 后随炉冷却时，奥氏体转变为粒状珠光体组织，原来组织中存在的二次渗碳体在退火后仍然以二次渗碳体的形式存在。

从图 5.4 及 5.5 中可知，盘条中的组织情况和铸坯中类似，只是由于原本的盘条组织中就不存在二次渗碳体，因此经过此次热处理后，盘条中原来的珠光体类型组织索氏体开始转变，片层状的渗碳体组织转变为粒状，不过由于保温时间较短，两种盘条组织中的片层状渗碳体均未完全转变为粒状，若想得到完全的粒状珠光体组织，需延长保温时间。使片层状珠光体转变为粒状珠光体的热处理工艺被称为球化处理。粒状珠光体的力学性能与渗碳体的大小粗细有关，若粒状渗碳体颗粒越细小，则钢的强度和硬度就会越高，粒状珠光体的强度和硬度通常情况下比片层状珠光体的低，但塑形较好。

5.5.2 第一次正火试验



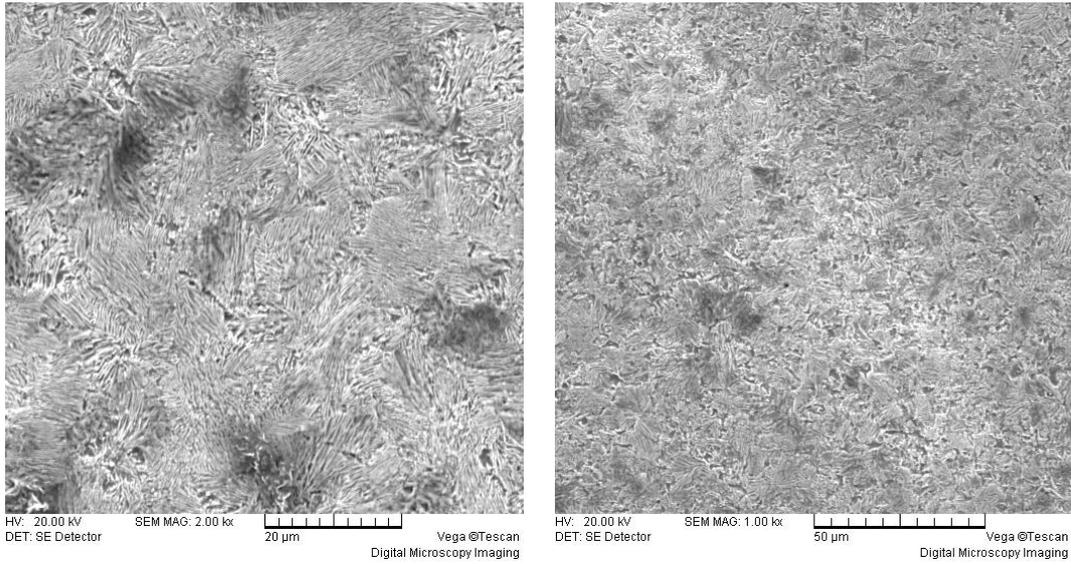
(a) 铸坯 1-3 正火后的金相组织



(b) 铸坯 2-3 正火后的金相组织

图 5.6 铸坯正火后的微观组织（加热到 800℃、保温 30min）

Fig.5.6 Normalized microstructures of castings



(a) 1号盘条正火后的 SEM 图片

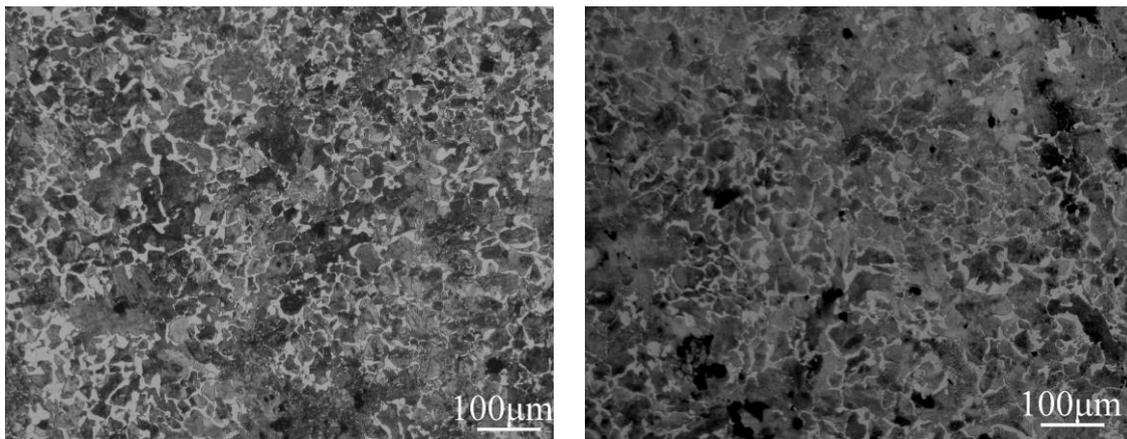
(b) 2号盘条正火后的 SEM 图片

图 5.7 盘条正火后的 SEM 图片（加热到 800℃、保温 30min）

Fig.5.7 SEM images of normalized wire rod

第一次正火试验和第一次退火试验所加热的温度都为 800℃，保温时间均为 30min，正火的冷却方式为空冷。由第一次退火实验的结果可知，SWRH82B 钢加热到 800℃、保温 30min 的情况下，钢中奥氏体化不均匀，原来的二次渗碳体未溶解，因此空冷到室温时，铸坯中的组织是层片状的珠光体和二次渗碳体，盘条中的组织主要是索氏体组织。

5.5.3 第二次退火试验

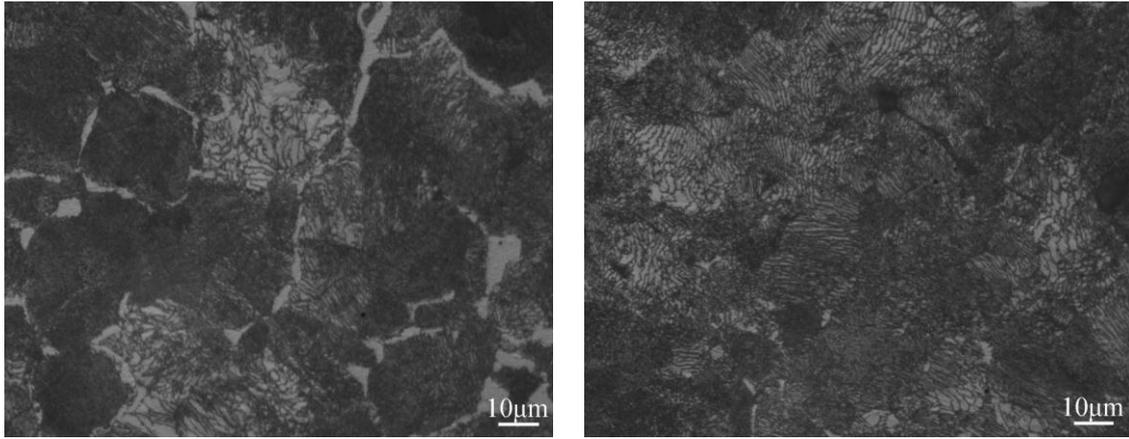


(a) 铸坯 1-3 退火后的金相组织

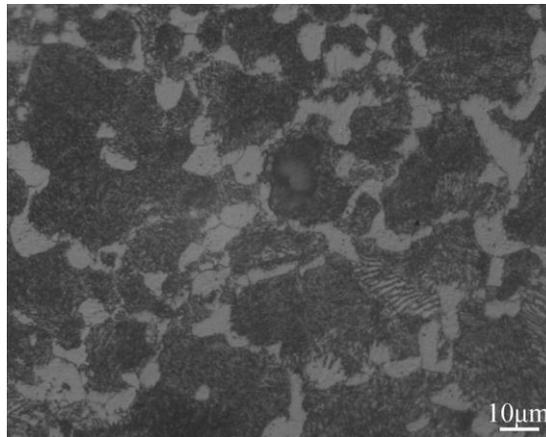
(b) 铸坯 2-3 退火后的金相组织

图 5.8 铸坯退火后的微观组织（加热到 900℃、保温 2h）

Fig.5.8 Annealed microstructures of castings



(a) 1 号盘条退火后的金相组织



(b) 2 号盘条退火后的金相组织

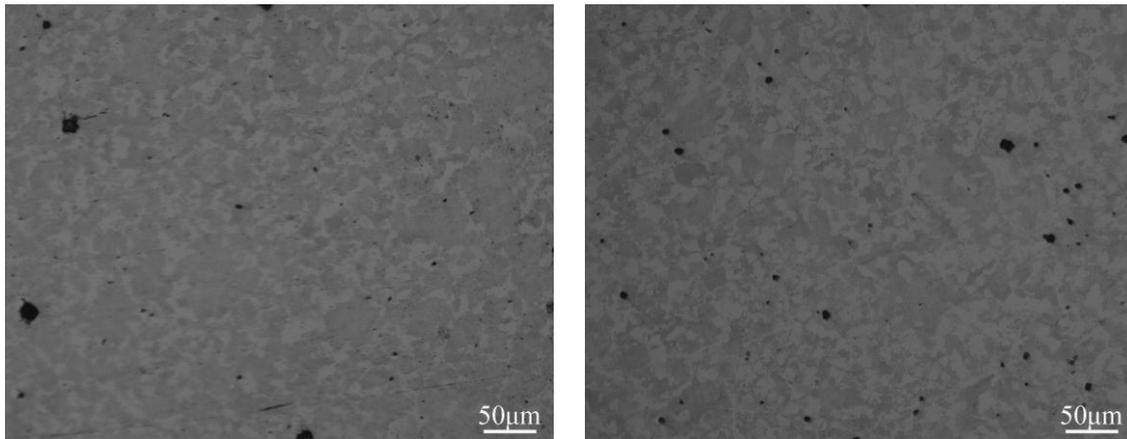
图 5.9 盘条退火后的微观组织（加热到 900℃、保温 2h）

Fig.5.9 Annealed microstructures of wire rod

第一次退火如处理加热温度为 800℃，保温时间为 30min，金相组织结果显示钢并未充分奥氏体化，二次渗碳体等也未溶解到基体中，因此第二次退火处理把加热温度设定到 900℃，保温时间为 2h。经过热处理后的试样磨制抛光后用 3% 的硝酸酒精腐蚀，铸坯退火后的金相组织如图 5.8 所示，可看到，无论低氮铸坯中心还是高氮铸坯中心，整个视野内全是连接成网状的二次渗碳体，这说明此次设置的温度和保温时间已经使钢的奥氏体化均匀，并且原来铸坯中存在的二次渗碳体组织已经溶解，在缓慢的冷却速度下，给二次渗碳体的析出提供了足够的时间，因此两种铸坯经过此种退火热处理后的微观组织为粗大的珠光体和较多量的网状二次渗碳体。

第一次退火后，两种盘条中均未发现明显的二次渗碳体组织，此次退火后可以看到，盘条 1 中出现了明显的网状渗碳体组织，并且原来的索氏体组织已经转

变为现在的层片间距更大的珠光体组织，当然，仍然有一部分层片间距较小的珠光体类型组织。盘条 2 中的网状渗碳体沿原来的奥氏体晶界分布，并且晶界处有部分铁素体组织，珠光体的组织也较粗大。根据文献^[78]可知，若用苦味酸钠腐蚀抛光后的钢，只能腐蚀出二次渗碳体，因此，为了观察钢中二次渗碳体析出的多少，对进行过退火处理的盘条重新磨制抛光，并用苦味酸钠溶液腐蚀。腐蚀剂中包含 2.5g 苦味酸、12.5gNaOH 和 50ml 水，腐蚀的温度为 60~90℃，腐蚀的时间为 30min。苦味酸钠腐蚀后的金相组织如图 5.10 所示。



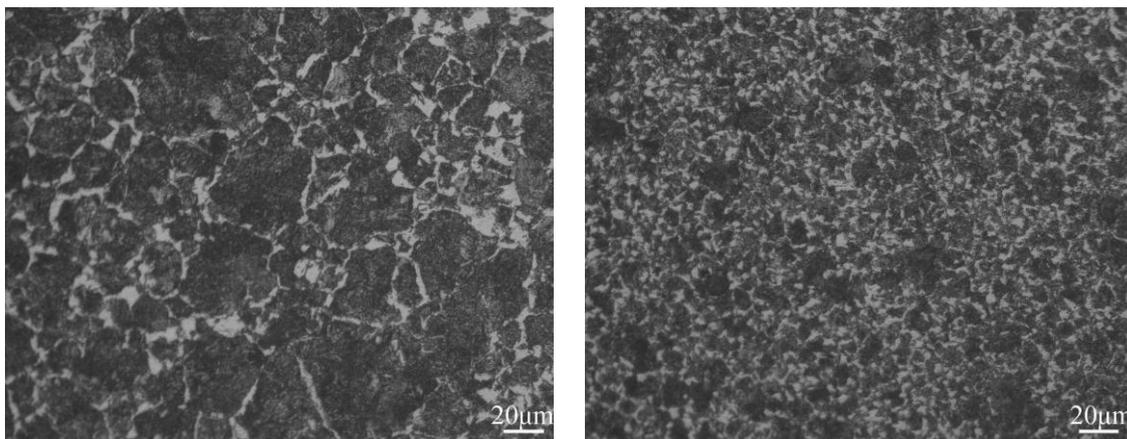
(a) 1 号盘条退火后的金相组织

(b) 2 号盘条退火后的金相组织

图 5.10 盘条退火后的微观组织（加热到 900℃、保温 2h、苦味酸钠腐蚀）

Fig.5.10 Annealed microstructures of wire rod (corroded by alkaline sodium picrate)

5.5.4 第二次正火试验

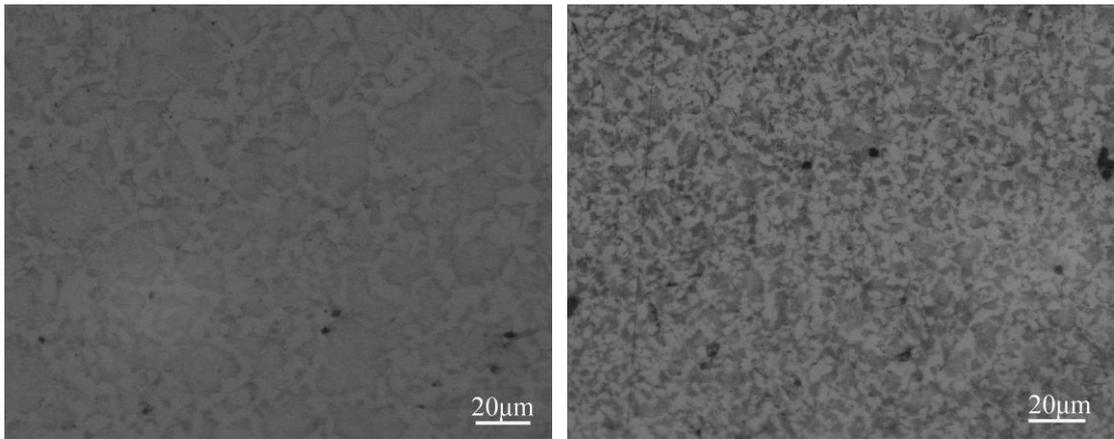


(a) 1 号盘条正火后的金相组织

(b) 2 号盘条正火后的金相组织

图 5.11 盘条正火后的微观组织（加热到 900℃、保温 2h、硝酸酒精腐蚀）

Fig.5.11 Normalized microstructures of wire rod



(a) 1号盘条正火后的金相组织

(b) 2号盘条正火后的金相组织

图 5.12 盘条正火后的微观组织（加热到 900℃、保温 2h、苦味酸钠腐蚀）

Fig.5.12 Normalized microstructures of wire rod (corroded by alkaline sodium picrate)

第二次正火试验的基本条件是：加热温度为 900℃、保温 2h，随后取出试样空冷。试样经磨制抛光后首先用 3% 的硝酸酒精溶液腐蚀，观察其微观组织，后重新磨制抛光后用配好的苦味酸钠溶液进行热腐蚀，观察二次渗碳体的形成情况。经过比较同一试样分别用硝酸酒精和苦味酸钠腐蚀后的金相图，可以看到网状的连接程度比较相近，只是经硝酸酒精腐蚀的试样铁素体和渗碳体都能显现出来，而经苦味酸钠腐蚀过的试样只能看到渗碳体，这确实给辨别二次渗碳体带来了方便。

根据这两次退火和正火试验，可以得出：低氮铸坯中心和高氮铸坯中心本来就存在一定量的二次渗碳体，若经过第一次退火和正火试验的加热温度和保温时间后冷却，则室温组织中仍是原本存在的二次渗碳体，而若经过第二次退火和正火试验的加热温度和保温时间后冷却，由于试验条件使奥氏体化程度均匀，退火冷却到室温时，重新形成室温平衡组织，正火后空冷至室温时，试样中仍形成大量网状二次渗碳体。对于低氮和高氮两种盘条来说，第一次退火和正火后仍未发现组织中有二次渗碳体的存在，第二次退火和正火后，试样中也出现大量的二次渗碳体。可见生产 SWRH82B 钢时控制冷却对形成所需要的索氏体组织具有非常重要的意义。

5.6 SWRH82B 钢热模拟试验

5.6.1 热模拟试验方案的设计

进行热模拟试验的目的是为了模拟钢的控制轧制和控制冷却的过程，控制轧制的目的是使材料在合理的轧制温度下，对材料实施不同次数的轧制过程，从而获得高性能的材料，而控制冷却的目的就是根据具体材料的冷却特点，对经过轧

制并且此时温度尚高的材料给与一个合适的冷却速度，控制材料的相变过程，使材料在室温时得到理想的组织。在整个控轧控冷的过程中影响因素非常多，以下几个工艺参数最为关键：①钢的加热温度②粗轧、半精轧、精轧的温度③冷却速度^[79,80]。

本次试验主要是考虑冷却速度对钢材室温组织以及硬度的影响。根据实际生产 SWRH82B 钢的条件最终确定热模拟试验的条件。热模拟试验的材料从生产好的铸坯上取样，具体的取样示意图如图 5.13 所示。对取样的铸坯加工成与 Gleeble-1500 热模拟机相匹配的形状，试样具体的形状和尺寸如图 5.14 所示。具体的试验工艺如图 5.15 所示，以 7℃/s 的速度将试样加热到 1100℃，保温时间为 5min，保温后进行拉伸试验，变形量确定为 10%，变形速率设定为 10⁻¹，冷却速率设定为三种①0.5℃/s②7℃/s③空冷。

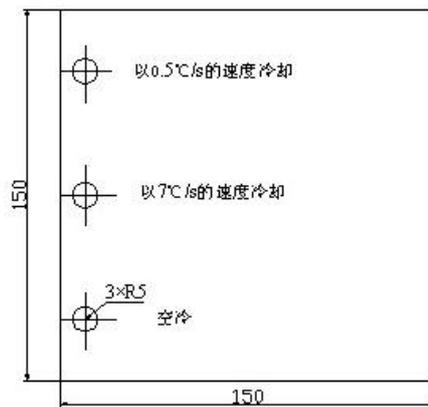


图 5.13 取样示意图

Fig.5.13 Diagram of the specimens

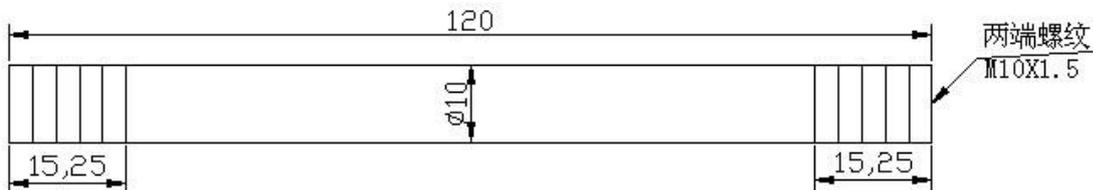


图 5.14 热模拟试样示意图

Fig.5.14 Diagram of thermal simulation specimen

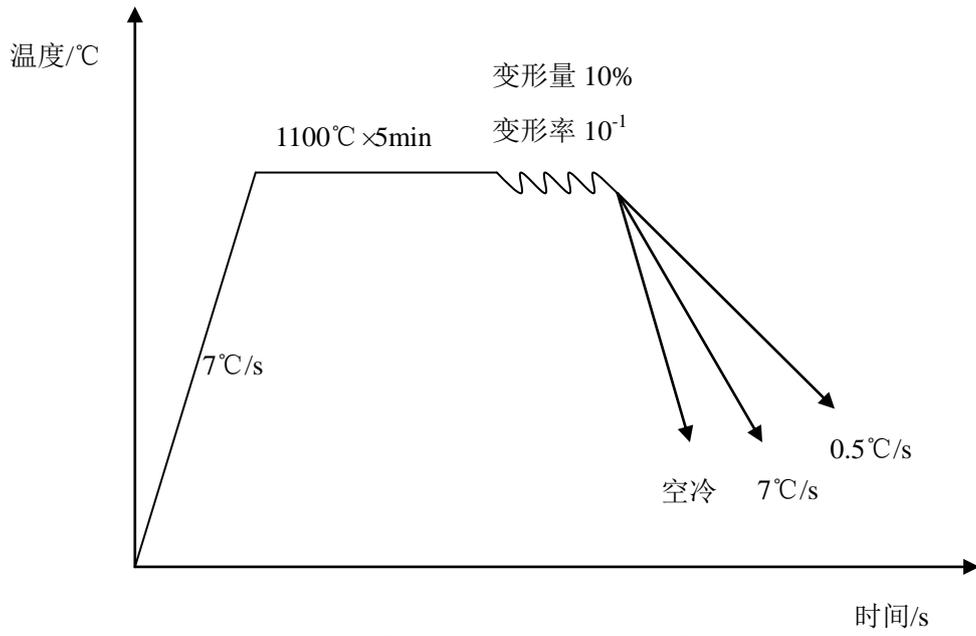
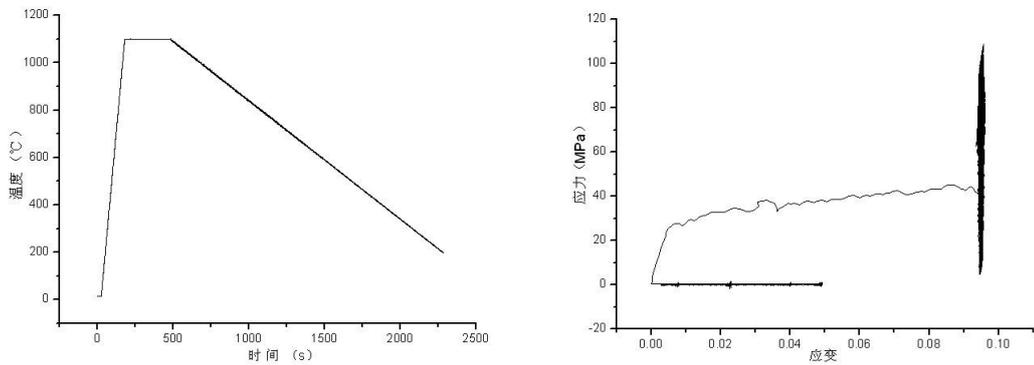


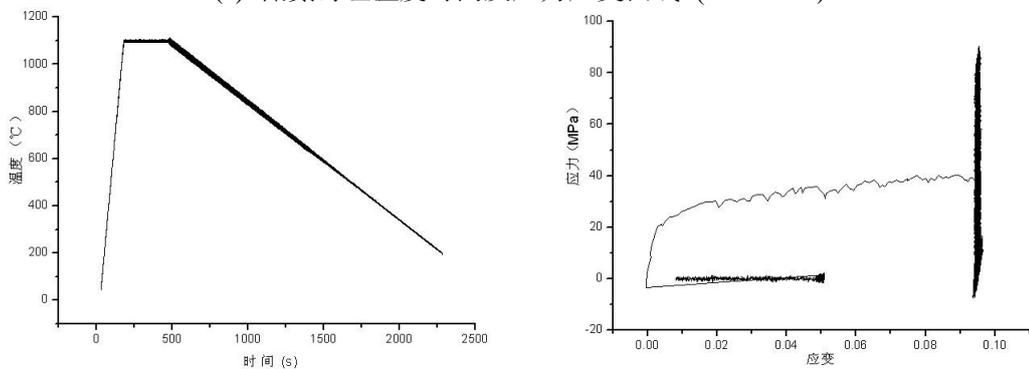
图 5.15 热模拟试验示意图

Fig.5.15 Diagram of thermal simulation tests

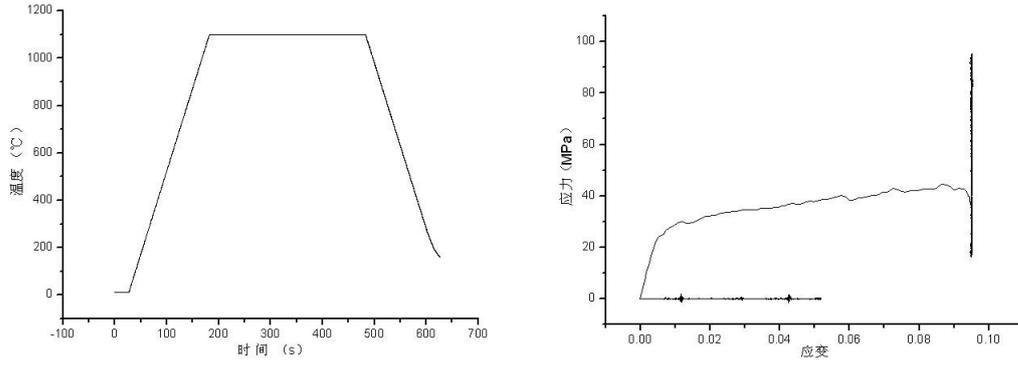
5.6.2 温度时间曲线及应力应变曲线



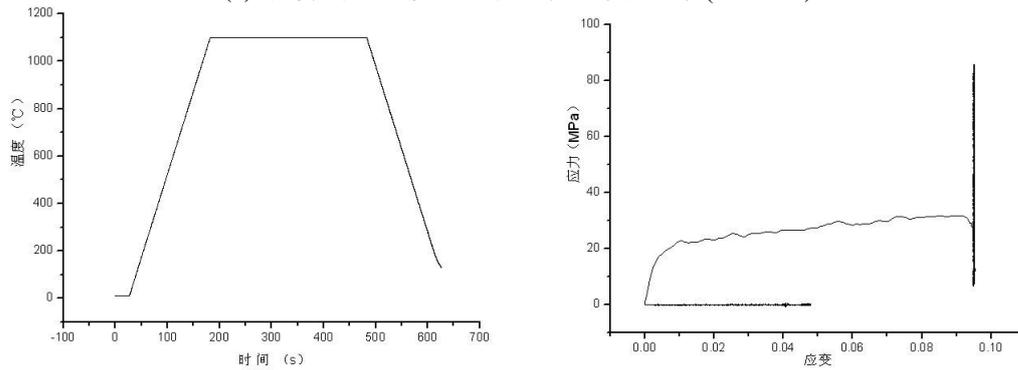
(a) 低氮铸坯温度时间及应力应变曲线 ($v=0.5^\circ\text{C/s}$)



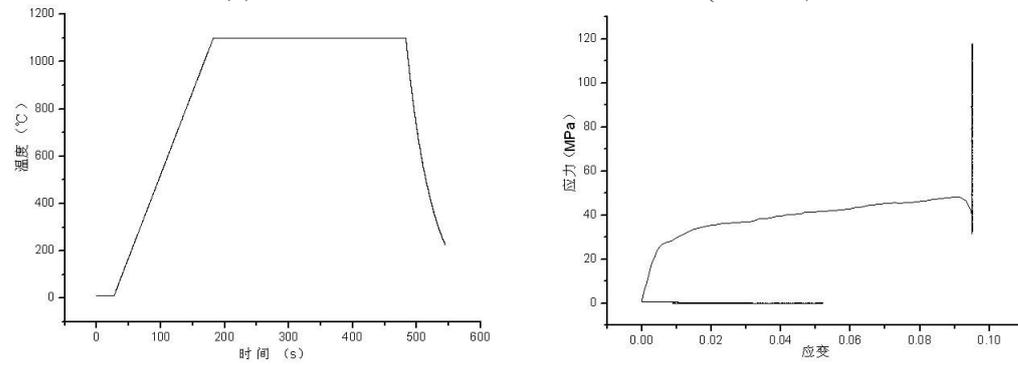
(b) 高氮铸坯温度时间及应力应变曲线 ($v=0.5^\circ\text{C/s}$)



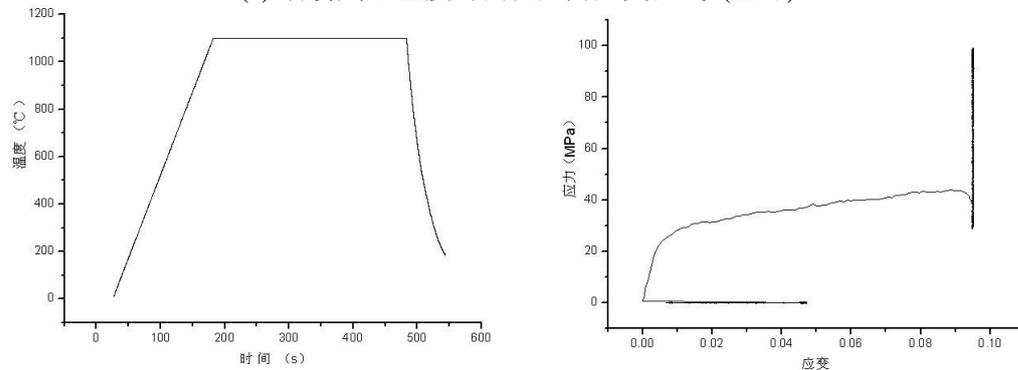
(c) 低氮铸坯温度时间及应力应变曲线 ($v=7^{\circ}\text{C/s}$)



(d) 高氮铸坯温度时间及应力应变曲线 ($v=7^{\circ}\text{C/s}$)



(e) 低氮铸坯温度时间及应力应变曲线 (空冷)

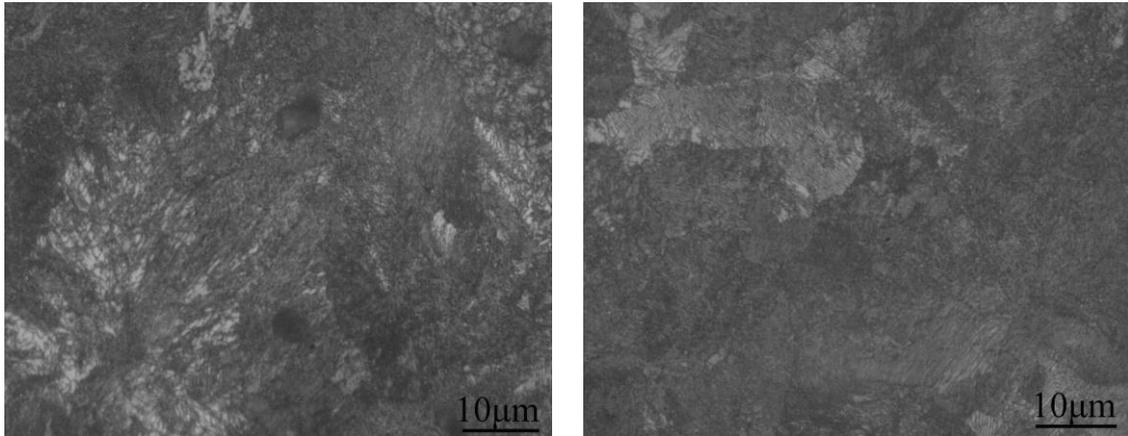


(f) 高氮铸坯温度时间及应力应变曲线 (空冷)

图 5.16 温度时间及应力应变曲线

Fig.5.16 Temperature-time curves and stress-strain curves

5.6.3 冷却速度对 SWRH82B 组织的影响

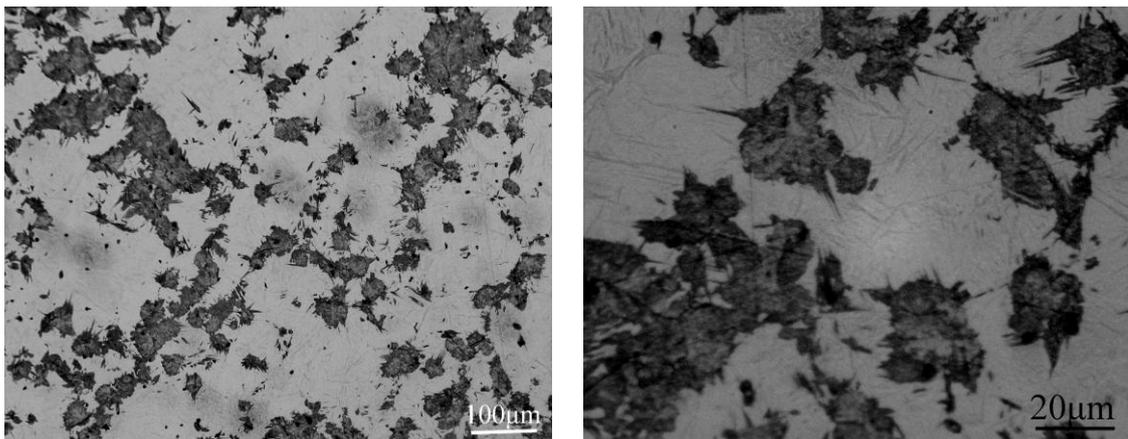


(a) 低氮铸坯金相组织

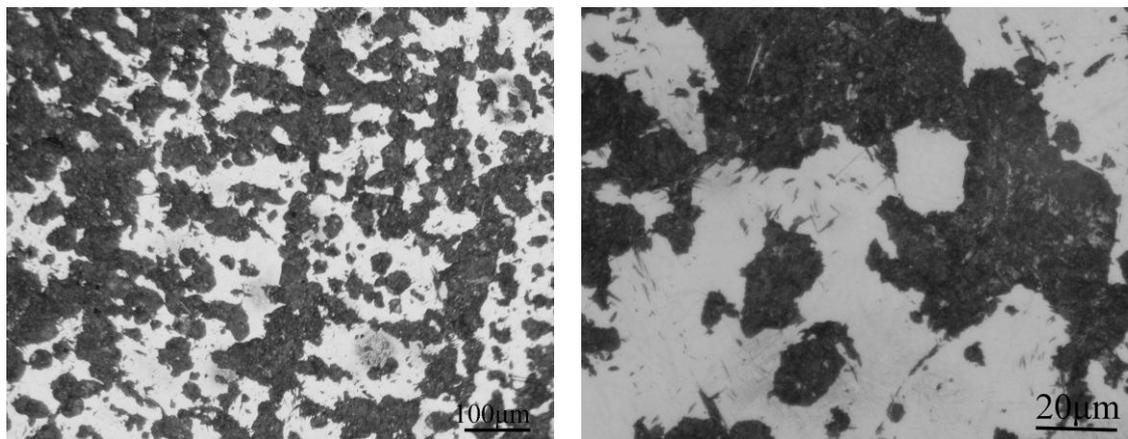
(b) 高氮铸坯金相组织

图 5.17 冷却速度为 0.5°C/s 时铸坯的金相组织

Fig.5.17 Microstructures of casting($v=0.5^{\circ}\text{C/s}$)



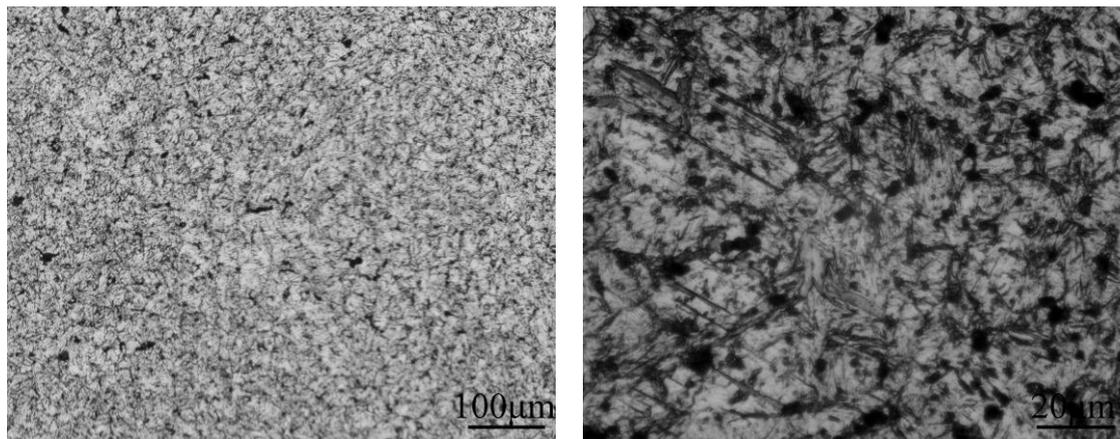
(a) 低氮铸坯金相组织



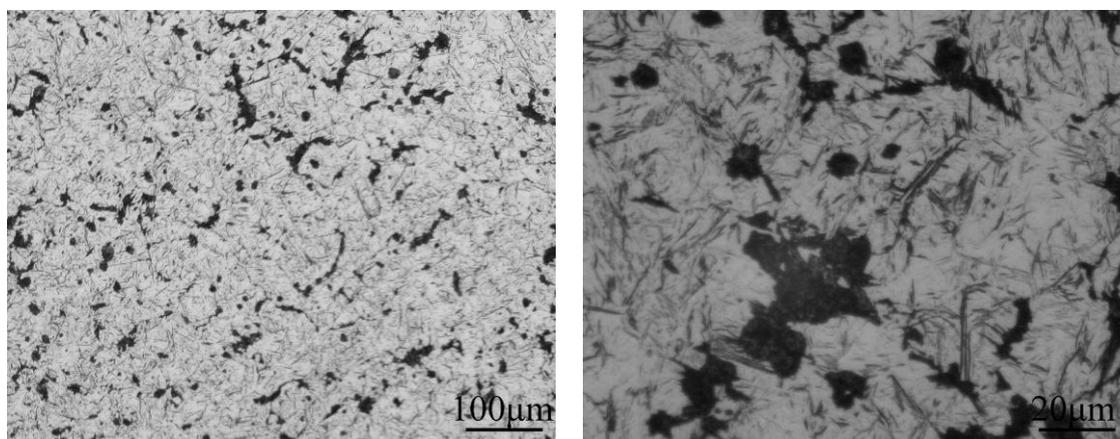
(b) 高氮铸坯金相组织

图 5.18 冷却速度为 7°C/s 时铸坯的金相组织

Fig.5.18 Microstructures of casting($v=7^{\circ}\text{C/s}$)



(a) 低氮铸坯金相组织



(b) 高氮铸坯金相组织

图 5.19 空冷时铸坯的金相组织

Fig.5.19 Microstructures of casting(air cooling)

根据图 5.17 至 5.19 可以看出，对铸坯来讲冷却速度对组织的形成有非常大的影响。当对热模拟材料施加变形后以 $0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的速度冷却到室温时，无论低氮铸坯还是高氮铸坯的金相组织均是由层片间距非常细小的珠光体类型组织组成，在金相显微镜下无法准确的测量其层片间距，但根据比例尺以及原先盘条中的组织，可大致判断出，以 $0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的速度冷却到室温时铸坯中的组织主要由索氏体加少量珠光体组成，未发现二次渗碳体和马氏体等不良组织。

当对热模拟材料施加变形力后以 $7^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的速度冷却到室温时，低氮铸坯和高氮铸坯中的金相组织均是由铁素体加珠光体组成，当然，试样的不同位置珠光体的分布并不太均匀。低氮铸坯和高氮铸坯以相同的热模拟工艺冷却下来，但两种铸坯中珠光体的形态及多少有些许差别，低氮铸坯中珠光体量较少且珠光体团在整个视野中的分布较弥散，高氮铸坯中的珠光体量比低氮铸坯多。

当对热模拟材料施加变形力后使试样空冷到室温时，两种含氮量的铸坯的组织均是由铁素体加珠光体加马氏体组成，根据空冷时的温度时间图可确定热模拟试验实际空冷速度大约为 $19^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。现在大致可知，水钢生产的 SWRH82B 铸坯以 $0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 冷却时，室温组织由索氏体和珠光体组成；以 $7^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 冷却时，室温组织由铁素体加珠光体组成；以 $19^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 冷却时，室温组织由铁素体加珠光体加马氏体组成。由此也可看出，冷却速度对组织具有非常大的影响，因此在实际生产中应该利用斯太尔摩冷却线，合理的设置冷却速度才能取得所需要的组织，对 SWRH82B 盘条来说，最理想的组织是尽可能多的索氏体组织（至少 $>85\%$ ）加少量珠光体组织，不能出现马氏体组织、二次渗碳体组织等其他不良组织。

5.6.4 冷却速度对 SWRH82B 硬度的影响

表 5.3 洛氏硬度结果

Tab.5.3 Rockwell hardness of castings

冷却速度	含氮量	1	2	3	4	5	6	7	8	平均
$0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$	低氮	29.8	36.0	37.2	33.7	37.2	36.8	35.5	34.5	35.1
	高氮	35.8	23.8	36.1	35.4	26.8	36.1	24.0	26.6	30.6
$7^{\circ}\text{C}/\text{s}$	低氮	43.5	47.1	58.0	57.2	57.4	56.0	46.9	58.9	53.1
	高氮	47.8	46.9	47.0	47.5	47.9	36.5	47.2	37.2	44.8
空冷	低氮	64.9	58.8	64.0	53.1	63.9	63.0	63.0	54.0	60.1
	高氮	45.7	59.8	60.6	61.6	57.2	60.5	55.0	60.8	57.7

根据表 5.3 的洛氏硬度结果可知，对同一种铸坯来讲，随着冷却速度的提高，硬度值不断增大，这也和显微组织一一对应，在显微组织中，铁素体硬度最低，珠光体类型组织硬度也较低，但马氏体组织硬度很高。随着冷速的提高，钢材中出现了马氏体组织，所以试样的硬度也逐渐的增大。对同一冷速不同氮含量的铸坯来讲，低氮铸坯的硬度值较高，间接可知低氮铸坯比高氮铸坯的强度值要高，这和室温时盘条所做拉伸试验的情况是相反的。盘条拉伸后的试验结果是：高氮盘条比低氮盘条具有高的抗拉强度和屈服强度，但是具有低的断后伸长率和断面收缩率。

5.7 本章小结

(1) C 在 SWRH82B 盘条钢中的主要存在形式有：固溶于珠光体类型组织中的铁素体中；和铁形成间隙化合物；与 V、Cr 等形成特殊的金属化合物；参与形

成一些夹杂物。

(2) 经过化学分析和荧光分析确定了试验用钢中的 C、Mn、Si、V、Cr 等元素的偏析在正常范围。

(3) 加热温度为 800℃、保温时间为 30min 的退火热处理工艺不能使奥氏体均匀化，也不能是原先铸坯组织中的二次渗碳体溶解，因此退火后铸坯中仍是珠光体加二次渗碳体组织，盘条退火后组织由两种形态的珠光体组织和少量铁素体组成。经过加热温度为 800℃、保温时间为 30min 随后空冷的正火工艺处理后，铸坯中组织是珠光体加二次渗碳体，盘条中主要是珠光体类型组织。

(4) 加热温度为 900℃、保温时间为 2h 的退火和正火工艺能使奥氏体化程度均匀，原先组织中的二次渗碳体溶解。经过此种工艺参数退火后，铸坯和盘条中均出现大量的二次渗碳体组织，经过苦味酸钠腐蚀热处理后的试样，可明显看到组织中的二次渗碳体。

(5) 热模拟试验时以 0.5℃/s 的速度冷却下来的低氮和高氮铸坯均是珠光体类型组织；以 7℃/s 的速度冷却下来的两种铸坯的显微组织均是铁素体加珠光体，但高氮铸坯的珠光体分布较集中；试验时空冷的冷却速度大约为 19℃/s，两种铸坯空冷后的组织中均出现了马氏体。

(6) 洛氏硬度结果表明：随着冷却速度的提高硬度值不断增大，对同一冷速不同氮含量的铸坯来讲，低氮铸坯的硬度值较高。

6 结 论

1. 氮在 SWRH82B 钢中主要以四种形式存在，一是与铁形成固溶体，二是与铁形成金属间化合物，三是与 V 或 Cr 等合金元素结合生产特殊氮化物，四是可能存在部分含氮的非金属夹杂物。

2. 通过计算固溶度积可知在奥氏体温度区间内，V 的碳化物、氮化物都有较大的固溶量，随着温度的降低，固溶的数量越来越小。

3. 通过 TEM 图片可统计出低氮盘条中析出物尺寸在 10nm~40nm 之间，高氮盘条中的析出物尺寸大都位于 5nm~40nm 之间，且高氮盘条中的析出物数量较多且分布弥散，两种盘条的析出物的位置大都位于奥氏体晶界和位错线上。

4. 铸坯中心有一定量的二次渗碳体，铸坯其他位置均是粗大的珠光体组织。两种盘条均是由索氏体加少量珠光体加少量铁素体组织组成。

5. 高氮盘条比低氮盘条多了 138ppm 的氮，盘条的屈服强度提高了 8MPa、抗拉强度提高了 28MPa、延伸率降低了 1.8%、断面收缩率降低了 5.8%。高氮盘条拉伸断口面上比低氮盘条上有较多的夹杂物。

6. 碳在 SWRH82B 盘条钢中的主要存在形式有：固溶于珠光体类型组织中的铁素体中；和铁形成间隙化合物；与 V、Cr 等形成特殊的金属化合物；参与形成一些夹杂物。经过化学分析和荧光分析确定了钢中的 C、Mn、Si、V、Cr 等元素的偏析属于正常范围。

7. 加热温度为 800℃、保温时间为 30min 不能使奥氏体均匀化，也不能是原先铸坯组织中的二次渗碳体溶解，退火后铸坯中心仍是珠光体加二次渗碳体组织，盘条由两种形态的珠光体组织和少量铁素体组成，正火后的铸坯中心组织是珠光体加二次渗碳体，盘条中主要是珠光体类型组织。加热温度为 900℃、保温时间为 2h 能使奥氏体化程度均匀，原先组织中的二次渗碳体溶解。经过此种工艺参数退火正火后，铸坯和盘条中均出现大量的二次渗碳体组织，经过苦味酸钠腐蚀热处理后的试样，可明显看到组织中的二次渗碳体。

8. 热模拟试验时以 0.5℃/s 的速度冷却下来的低氮和高氮铸坯均是珠光体类型组织；以 7℃/s 的速度冷却下来的两种铸坯的显微组织是铁素体加珠光体，但高氮铸坯的珠光体分布较集中；两种铸坯空冷后的组织中均出现了马氏体。洛氏硬度结果表明：随着冷却速度的提高硬度值不断增大，对同一冷速不同氮含量的铸坯来讲，低氮铸坯的硬度值较高。

致 谢

光阴似箭，三年的硕士研究生生活即将结束。三年是一个不长但也不短的时间，硕士三年中无论是在学习还是在生活上我都收获了很多。从研究生生活开始到现在，我得到了老师和同学们的很多鼓励和照顾，值此论文完成之际，谨向曾经帮助过我的老师及同学们表达深深的谢意。

首先要特别感谢我的导师盛光敏教授，导师具有非常渊博的知识，特别是对抗震钢筋和异种材料的焊接等方向有着独到的见解。在试验过程中，导师经常亲自指导，不仅让我知道该怎么做而且让我知道为什么这么做，在此过程中，我不仅学到了很多知识，也让我学到了一种一丝不苟、做事情来不得半点马虎的科研精神。在此，我谨向指导我三年但将影响我一生的盛老师致以崇高的敬意。

特别感谢首钢水城钢铁（集团）有限公司提供的试验材料和经费。

特别感谢重庆大学材料学院的唐昌发老师、操作透射电镜的张红菊老师、基础实验室的张力老师和热模拟中心的刘传璞老师，是他们为我提供了良好的试验环境，在试验过程中给与了我很大的帮助。

特别感谢课题组的袁新建、赵国际、孙建春、钟政焯、詹苏宇、张功庭、黄利、林振邛、王越田、刘蒙恩、于孟山、樊良中、吕煜坤、薛昊飞、罗军、邓永强、李佳、尹丽晶、景彦霞和黄振华等兄弟姐妹在试验中以及生活上对我的帮助。

同时感谢我的家人及朋友一直以来对我的照顾和支持。

最后衷心感谢参与论文评审和答辩的各位老师。

吴莉莉

二〇一一年十月 于重庆大学

参考文献

- [1] 戴宝昌. 世界线材生产现状与发展[J]. 河南冶金. 2005, 13 (2): 3-6.
- [2] 强十湧. 国外线材生产技术的发展及给我们的启示[J]. 轧钢, 1994, (1): 5-8.
- [3] Parusov. V, Sychkov. A. B, Derevyanchenko. V, et al. High-carbon wire rod made of steel microalloyed with vanadium [J]. Metallurgist, 2004, 48(11-12):618-625.
- [4] 何军. 我国线材生产消费状况和发展趋势. 钢铁技术. 2009, (5): 23-27.
- [5] 宋为, 窦光聚等. 世界线材及其制品的现状与展望. 金属制品. 2002, 28 (1): 1-4.
- [6] 窦光聚, 陈金晟, 宋为, 谢景. 日本线材及其制品发展研究[J]. 金属制品, 2002, 28(2): 54-56.
- [7] 练瑞民, 刘静, 徐志. 几种棒线材生产的新工艺[J]. 钢铁研究, 2010, 38 (3) :57-59.
- [8] H Ohb. 应用 DLP 工艺生产高性能线材制品[J]. 世界钢铁. 2008, (1): 49-55.
- [9] 孙艳坤, 吴迪. 超快冷终冷温度对轴承钢棒材组织性能影响[J]. 东北大学学报, 2008, 29 (11) :1572-1575.
- [10] 高少东, 段小勇. 线材生产中的控轧和控冷工艺[J]. 科技情报开发与经济, 2001, 11 (4) :112.
- [11] Labib, H. F, Dashwood, R. J, Lee, P. D. instrumentation and simulation of industrial steel wire rod cooling line. Mater. Sci. Technol. 2001, (17):856-863
- [12] 吴香菊. 82B 盘条控轧控冷工艺的研究[D]东北大学硕士学位论文, 2006.
- [13] 江来珠, 张驰, 等.控冷模式对 SWRH82B 盘条组织和拉伸性能的影响[J].钢铁,2004, 39(12):56-59.
- [14] M.Kazeminezhad,A.KarimiTaheri.The effect of controlled cooling after hot rolling on the mechanical properties of a commercial high carbon steel wire rod [J].Materials and Design, 24 (2003) 415-421.
- [15] A H Nobari, S Serajzadeh. A study on microstructural changes and mechanical properties in steel rods subjected to uniform and nonuniform cooling layout using a finite element analysis[J]. Professional engineering publishing, 2008:1639-1649.
- [16] 王贵容, 薛正良. 湘钢预应力钢丝用钢 SWRH82B 盘条的质量控制 [J]. 特殊钢, 2005, 26(5):44-47.
- [17] Zajac S, Lagneborg R, Siwechi T. The role of nitrogen in microalloyed steels[C].Proc.Int. conf. Microalloying '95, Pittsburgh, PA, ISS,1995.321-340.
- [18] 沈金龙, 覃之光, 等. 钒氮合金在高碳钢 WSWRH82B 中的应用 [J]. 钢铁钒钛, 2009, 30(4):21-26.

- [19] SYCHKOV A B, ZHIGAREV M A, PERCHATKIN A V, et al. High-carbon wire rod made of high-Chromium steel[J]. Metallurgist, 2006, 50(3-4):183-188.
- [20] 王新江,郭世宝,等.PC 钢绞线用 82B 线材质量研究[J].金属制品,2007,33(5):27-30.
- [21] Korchynsky M, Glodowski R. The role of nitrogen in microalloyed steels [A]. II Intetnational Conference of Forging Brazil [C] . Proto Alegre-RS:US Vanadium Corporation. 1998.2-11.
- [22] 齐俊杰,黄运华,等.微合金化钢[M]. 北京:冶金工业出版社,2006.
- [23] 李翔.高碳微合金高速线材轧制工艺与组织性能研究及模拟[D].北京:北京科技大学,2003.
- [24] 李飞,王全礼,等.化学成分对 82B 盘条组织和力学性能的影响[J].钢铁,2006,41:216-224.
- [25] 石德珂.材料科学基础[M]. 北京:机械工业出版社,1999.
- [26] 郑沛然. 炼钢学[M]. 北京:冶金工业出版社,1994.
- [27] 凌遵峰, 许克亮, 李树庆. ϕ 150mm圆坯生产SWRH82B钢绞线用盘条的试制[J]. 天津冶金,2005, 128(4):3-5.
- [28] 贺道中, 傅余东. 湘钢 SWRH82B/SAE1080 质量分析与工艺控制 [J]. 炼钢,2008, 24(4):8-11.
- [29] 蔡开科. 浇注与凝固[M].北京:冶金工业出版社,1987.
- [30] 蔡开科. 连续铸钢[M].北京:科学出版社,1990.
- [31] 陈家祥. 连续铸钢手册[M].北京:冶金工业出版社,1991.
- [32] 史宸兴. 实用连铸冶金技术[M].北京:冶金工业出版社,1998.
- [33] A. Brownrigg, G.K. Prior. Hardenability reduction in VN microalloyed eutectoid steels [J]. Scripta Materialia, 2002,46:357-361.
- [34] LIANG YI-LONG, XIANG SONG, YANG MING, et al. Effect of the interlamellar spacing on mechanical properties of SWRS82B wire rod before and after drawing[J]. Advanced Materials Research , 2011, 146-147:374-377.
- [35] KOMORI K. Evolution of void volume fraction for simulating inner fracture defects related to in drawing of high-carbon steel wire rods[J]. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 2008, 50: 157-166.
- [36] JORGE-BADIOLA D, IZA-MENDIA A, LOPEZ B, et al. Role of vanadium microalloying in austenite conditioning and pearlite microstructure in thermomechanically processed eutectoid steels[J]. ISIJ International, 2009, 49(10):1615-1623.
- [37] OAO Moldavskii Metallurgicheskii Zavod, Rybnitsa, Moldova. Production of Wire Rod for High Strength Reinforcing Cord [J]. Allerton Press, Inc., 2010, 40(1):78-81.
- [38] Parusov, V.V., Nesterenko, A. M., Sychkov, A.B., et al., Development of Production Technology for Wire Rod from High Quality Carbon Steel at OAO Moldavskii Metallurgicheskii Zavod, Metallurg. Gornorud. Prom., 2002, no. 2, pp. 52-54.

- [39] Parusov, V.V., Sychkov, A.B., Derevyanchenko, I.V., et al., High Carbon Wire Rod from Steel Microalloyed with Vanadium, *Metallurg*, 2004, no. 12, pp. 63–67.
- [40] 石振华, 蒲玉梅, 段玉铃. PC 钢绞线用 SWRH82B 盘条力学性能研究[J]. *金属制品*, 1999, 25 (2): 39-42.
- [41] 张丽颖. 82B 钢控冷工艺研究[J]. *包头钢铁学院学报*. 2000, 19(3): 237-240.
- [42] 施一新. 82B 优质硬线生产的质量控制[J]. *金属制品*. 1998, 24(5): 11-14.
- [43] 马志军, 李子林, 孙浩然, 李敬宇. 钢绞线用 SWRH82B 盘条的控冷工艺及组织性能[J]. *轧钢*, 2006, 23(2): 56-58.
- [44] 欧阳林. SWRH82B 线材控制冷却工艺分析[J]. *轧钢*, 2005, 22(4): 47-49.
- [45] 吉学军, 李克敏, 韦光, 冯贺滨. 高碳钢线材控冷工艺参数对组织性能的影响[J]. *金属制品*, 2000, 26 (2) : 46-49.
- [46] 李大航, 刘雅政, 肖金福. 控轧控冷工艺参数对高碳钢 SWRH77B 组织的影响[J]. *武汉科技大学学报*, 2009, 32 (6) : 574-578.
- [47] FANG Fang, YONG Qi-long, YANG Cai-fu, et.al.. A Model for Precipitation Kinetics in Vanadium Microalloyed Steel[J]. *Journal of iron and steel research international.*, 2010, 17(2):36-42.
- [48] WON JONG NAM, DAE SUNG KIM. Effects of alloying elements on microstructural evolution and mechanical properties of induction quenched-and-tempered steels[J]. *JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE*, 2003, 38:3611-3617.
- [49] T. Siwecki, G. Engberg. Recrystallization controlled rolling of steels, *Thermo-Mechanical Processing in Theory*[J]. *Modelling and Practice*. Stockholm, 1996, ASM Intern, 1997: 121-144.
- [50] 付博. 钒氮微合金化 77B、82B 钢组织和性能的研究[D]昆明理工大学硕士学位论文, 2009.
- [51] T. Siwecki, B. Hutchinson, S. Zajac. Recrystallization controlled rolling of HSLA steels[J]. *Microalloying-95*, Pittsburgh, PA, 1995, Warrendale, PA, ISS-AIME, 1995, 197-211.
- [52] Teoh, L.L. Thermo-mechanical processing and microstructure of microalloyed steel bar and wire rod products[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 1995, 48(1-4):475-481.
- [53] Sychkov, A.B., Zhiqarev, M.A., Perchatkin, A.V., et.al..High-carbon wire rod made of high chromium steel[J].*Metallurgist*, 2006, 50(3-4):183-188.
- [54] Mendizabal, L., Iza-Mendia, A, Lopez, B, et.al. Influence of vanadium microaddition on the microstructure and mechanical properties of high strength large diameter wire-rods [J].*Materials Science Forum*, 2005, 500-501:761-768.
- [55] Han, K. Smith, G.D.W, Edmonds, D.V. Developments in ultra-high-carbon steels for wire rod

- production achieved through microalloying additions[J]. *Materials and Design*, 1993, 14(1):79-82.
- [56] Cvitanovicova. Jana, Mikulec. Zdenek, Mrovec. Jiri, et.al. Vanadium modification of properties of higher-carbon steels[J]. *Hutnicke listy*, 1988, 43 (7):476-479.
- [57] Forster.Eckehard, Klemm. Michael. PROPERTIES OF MICROALLOYED HIGH-CARBON RODS AND WIRES [J]. *Wire Journal international*, 1984, 17 (5):56-63.
- [58] Qi Xiaowen, Jia Zhining, Yang Qingxiang, Yang Yulin. Effects of vanadium additive on structure property and tribological performance of high chromium cast iron hardfacing metal [J]. *Surface and Coating Technology*, 2011, 205 (23-24):5510-5514.
- [59] Tadeusz SIWECKI, Johan ELIASSON, Rune LAGNEBORG, Bevis HUTCHINSON. Vanadium Microalloyed Bainitic Hot Strip Steels[J]. *ISIJ International*, 2010, 50 (5):760-767.
- [60] 方芳, 雍岐龙, 杨才福, 张永权, 苏航. 含钒微合金钢的析出行为研究[J]. *钢铁*, 2010, 45(3):66-69.
- [61] Misaharu Jitsukawa, Yoshihiro Hosoya. NKK State of the Art Flat-rolled Products Developed in the last decade[J]. *NKK Technical*, 2003, 88:46-57.
- [62] St.zajac, et al. The role of nitrogen in microalloyed steels[J].*Iron and Steel Society*, 1995, 6:11-14.
- [63] 崔忠圻. 金属学与热处理[M].北京:机械工业出版社,2000.
- [64] 帅习元, 周勇, 吴冬海. 高碳钢盘条中心偏析的控制[J]. *钢铁*, 2006, 41(8):68-72.
- [65] 严春莲, 刘晓岚, 任群等. 高碳钢盘条的常见缺陷分析[J]. *物理测试*, 2006,25(2):46-51.
- [66] 李建华, 陈士华. 铸坯质量对高碳钢盘条显微组织及性能的影响[J]. *物理测试*, 2007, 25(5):6-8.
- [67] 季怀忠,杨才福,等.氮在非调质钢中的作用[J].*钢铁*,2000,35(7):66-71.
- [68] 杨才福,张永权.氮在非调质钢中的作用[J].*钢铁钒钛*,2000,21(3):16-22.
- [69] Lagneborg R. Siwecki T, Zajac S,etal. The role of vanadium in Microalloyed steels. [J]. *Scandinavian Journal of Metallurgy*.1999, 28(5):186-241.
- [70] 柳书平,杨才福,等.氮对钒钢性能及析出相的影响[J].*金属热处理*,2001,26(10):7-9.
- [71] 冯运莉,杨海丽. 微合金元素 Cr 对高碳钢线材组织性能的影响 [J]. *钢铁钒钛*,2003,24(4):31-34.
- [72] 左汝林, 曾军, 张建斌, 张代东. 金属材料学[M]. 重庆: 重庆大学出版社. 2008.
- [73] 李英. 82B 预应力钢筋综合性能的研究[D]北京科技大学硕士学位论文, 2004.
- [74] 雍岐龙, 郑鲁. 固溶度积公式、理想化学配比值与微合金钢化学成分的设计[J]. *钢铁*. 1988, 23 (7): 47-51.
- [75] 雍岐龙, 刘正东, 孙新军, 等. 钒微合金化钢中碳氮化钒固溶量及化学组成的计算与分

- 析[J]. 钢铁钒钛. 2005, 26 (2): 20-24.
- [76] 雍岐龙. 钢铁材料中的第二相[M]. 北京: 冶金工业出版社. 2006.
- [77] 束德林. 工程材料力学性能[M]. 北京: 机械工业出版社. 2007.
- [78] 孙宜强, 龚桂仙, 吴立新, 韩荣东. 高碳过共析钢盘条网状渗碳体检测方法比较[J]. 理化检验-物理分册. 2008, 44 (10): 544-546.
- [79] P.Korczak. Influence of controlled rolling condition on microstructure and mechanical properties of low carbon micro-alloyed steels [J]. Journal of Materials Processing Technology. 2004, 157-158:553-556.
- [80] 蒋跃东, 罗德信, 赵隆崎. 高碳钢 SWRH72A 线材轧制工艺的实验研究[J]. 武钢技术. 2003, 41 (5): 1-4.

附 录

作者在攻读硕士学位期间发表的论文

- [1] 盛光敏, 吴莉莉, 邓永强, 魏福龙, 李正嵩, 张东升, 杨茂麟. 氮含量对 SWRH82B 盘条组织和性能的影响. 重庆大学学报(自然科学版)(已录用).
- [2] 赵国际, 盛光敏, 吴莉莉. Sn-Zn 钎料/Cu 基板焊点界面元素扩散与 IMC 形成热力学分析. 稀有金属材料与工程(已录用).

