

冷却路径对 HP295 焊瓶钢屈强比的影响

摘 要

晶粒细化是目前唯一可以使钢材强度和冲击韧性同时提高的强化方法,采用 TMCP、CSP 和超快速冷却等新工艺、低成本地生产细晶粒或超细晶粒高强度钢已成为冶金行业新的投资热点;但是晶粒细化后使钢材屈强比增高、对冷成型性和抗低载疲劳脆断性能等带来的负面影响也成为一个世界性的课题。

传统的热轧带钢生产中普遍应用终轧后直接冷却至卷取温度的一段冷却方式,为了解决传统冷却方式下细晶粒铁素体/珠光体钢屈强比过高的问题,通过实验室试验和工业生产实践,研究分析不同冷却路径对细晶粒铁素体/珠光体钢屈强比的影响规律。

通过大量的热模拟试验和工业生产试验,对前段冷却、后段冷却和两段冷却等三种主要冷却路径所生产的钢板进行了力学性能、微观组织等各个方面的对比分析,确定了两段冷却方式对降低屈强比的积极作用,并从理论上给予了充分的解释;并且发现,适当地调整终轧温度和卷取温度后采用两段冷却方式,更有利于焊瓶钢屈强比的降低。

在本文研究成果的基础上,确定了攀钢热轧厂 HP295 的生产工艺,应用本研究确定的新工艺生产的 HP295 焊瓶板的屈强比平均值为 0.75 左右,产品合格率由此前的不足 90%提高到 98%以上,各项力学性能均满足国家标准 GB6653-1994 要求。

关键词 HP295 焊瓶钢, 屈强比, 两段式冷却, 卷取温度

ABSTRACT

Grain refinement is the only way to enhance both strength and impact toughness. It has become a new invest hotspot for metallurgy industry to produce fine-grain or ultra-fine grain high strength steel with a low cost by Thermo Mechanical Controlled Processing(TMCP), Compact Strip Production(CSP), ultra-fast cooling process and so on; in the meantime, grain refinement increases yield ratio of steel, that deteriorates the cold forming performance, and this also arouses the attention of domestic and foreign specialist.

The present study aims at finding the effect of two-stage cooling on yield ratio of fine-crystal ferrite/perlite steel under industrial condition. All the works were taken with the original chemical composition, heating and rolling process. Effect of different cooling history on yield ratio of HP295 steel for welded gas cylinder was studied and the result implied that both fine microstructure and good mechanical properties can be attained by two-stage cooling and controlling the coiling temperature. The yield ratio of HP295 steel sheet was reduced to less than 0.8 by using two-stage cooling process. The pass percent of yield ratio was enhanced from less than 90% to more than 98% . The mechanical properties satisfied the criteria of GB6653-1994.

KEY WORDS: HP295 steel sheet, yield ratio, two-stage cooling, coiling temperature.

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以外，不包括人和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获得的材料。与我一同工作过的同志对本研究就所做的贡献均已在论文中作了明确说明并表示了感谢。

学位论文作者签名：李鑫

日 期：2006年2月26日

学位论文版权使用授权书

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

(如作者和导师不同意网上交流，请在下方签名；否则视为同意。)

学位论文作者签名：

导师签名：

签字日期：

签字日期：

1 前言

1.1 国内焊瓶钢生产现状

焊接气瓶泛指盛装石油液化气和盛装溶解乙炔气的钢瓶，属二、三类压力容器。两种气瓶都是由拉延的封头与卷筒焊接而成，具有“T”字形焊缝接头，因其内装易燃易爆液体或气体，所以要求制造气瓶的原材料钢板具有良好的强韧性能，较高的拉延成形性能和焊接性能。过去曾大量进口日本产 SG30、SG33 钢板生产这种钢瓶，虽然制造厂家普遍反映 SG30、SG33 是制造焊接气瓶较为理想的原材料，但终究不能长期依赖进口，本着以产顶进的原则，国内几家主要的热连轧带钢厂相继研究开发了一批国产牌号的焊接气瓶用钢，如：15MnHPY、13MnHP、HP325、SP325 等。其使用性能接近或基本达到了日本 SG30、SG33 标准的水平，因此国产焊接气瓶用钢的自给率逐年增高，市场也在不断扩大，尤其是受国家环境保护政策的制约，广大农村的燃料消费结构有可能由以破坏植被为代价的木质燃料消耗向液化气型消费转变；再加上“西气东输”工程及城市管网的建设，今后数年盛装石油液化气的钢瓶需求量还会进一步增大。此外，我国从八十年代初开始使用瓶装溶解乙炔替代传统的水浸筒式乙炔发生器，因为瓶装乙炔气具有安全、卫生、节能、使用、运输方便等优点，所以瓶装乙炔气的生产和应用发展得很快，虽然目前已有 16 家正式生产厂家，年产 100 多万只溶解乙炔气瓶，但迄今为止，国内使用溶解乙炔气瓶的覆盖率还很低，大型工矿企业仅达 50%，中小型企业及大量的乡镇企业还有待于推广应用，预计今后几年用以生产乙炔气瓶的钢材需求量也会大量增加。

据不完全统计，目前国内焊接气瓶产量约为 4000—5000 万只/年，消耗焊瓶钢板约 60—70 万吨/年，目前攀钢已具备生产能力 5 万吨/年，计划在热轧板厂第三期技术改造完成后，使这一厚利品种的产量达到 10 万吨/年，开发并形成 HP255、HP295、HP325、HP345 焊瓶钢产品的系列化。

1.2 焊瓶钢的技术条件以及技术难点

1.2.1 技术条件

现在制造乙炔气瓶多数采用三片桶式（见图 1.1a），其生产工艺复杂，工装设备多，焊接工艺复杂，产品质量难以保证。两片式溶解乙炔气瓶（见图 1.1b）与三片式相比，

工艺简单，操作方便，焊接设备可以减少 1/2，探伤拍片减少 2/3，且产品质量提高，废品率和返修率大幅度减少，因此迅速发展两片式溶解乙炔气瓶的生产是国民经济发展的急需。

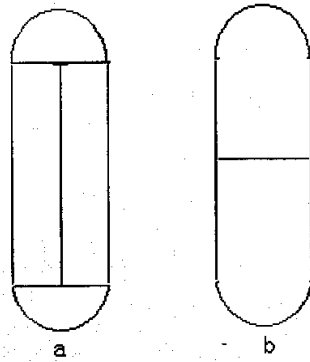


图 1.1 乙炔气瓶

Fig. 1.1 Ethine gas cylinder

两片式溶解乙炔气瓶对母材要求十分严格，不仅应具有良好的综合机械性能，而且还需要有良好的深冲性能和焊接性能。由于焊接气瓶属二、三类压力容器，为保障人身安全，国家劳动部已明确规定不允许采用低强度的软钢生产气瓶，但也不可能采用生产成本高、工艺复杂的低合金或微合金化钢种，因此，目前国内外大多采用成份相对简单、生产工艺又不十分复杂的碳锰钢。即通常概念下的铁素体—珠光体钢。表 1.1 至表 1.4 是日本 JISG3116 焊接气瓶用钢的化学成份和机械性能。

表 1.1 日本高压瓦斯容器用钢的化学成分

Table 1.1 Chemical composition of Japanese JISG3116 steel plate for welded gas cylinder

钢种	C	Si	Mn	P	S
SG30	≤0.19	≤0.35	≤1.0	≤0.04	≤0.04
SG33	≤0.19	≤0.55	≤1.5	≤0.04	≤0.04

表 1.2 日本 JISG3116 高压瓦斯容器用钢的机械性能

Table 1.2 Mechanical propertiese of Japanese JISG3116 steel plate for welded gas cylinder

钢种	σ_s (Mpa)	σ_b (Mpa)	δ %	180° 冷弯试验
SG30	≥294	≥441	≥26	d=1.5a
SG33	≥324	≥490	≥22	d=1.5a

表 1.3 日本 JISG3116 高压瓦斯容器用钢化学成份的实物水平

Table 1.3 Practical Chemical composition of Japanese JISG3116steel plate for welded gas cylinder

钢种	C	Si	Mn	P	S
SG30	0.13-0.18	0.05	0.76-0.88	0.009-0.017	0.005-0.015
SG33	0.14	0.028	1.15	0.02	0.01

表 1.4 日本 JISG3116 高压瓦斯容器用钢机械性能的实物水平

Table 1.4 Practical mechanical properties of Japanese JISG3116steel plate for welded gas cylinder

钢种	σ_s (Mpa)	σ_b (Mpa)	δ %	180° 冷弯试验
SG30	300-390	410-517	33.2-38.0	d=1.5a
SG33	332	457	26.7	Ak, J -40°C:57

表 1.5 GB6653-1994 焊接气瓶用钢的化学成分

Table 1.5 Chemical composition of Japanese GB6653-1994steel plate for welded gas cylinder

钢种	C ≤	Si ≤	Mn ≤	P ≤	S ≤	P+S ≤	Als ≥
HP295	0.20	0.35	1.00	0.035	0.035	0.060	0.015
HP325	0.20	0.35	1.50	0.035	0.035	0.060	0.015

表 1.6 GB6653-1994 焊接气瓶用钢的力学性能

Table 1.6 Mechanical properties of Japanese GB6653-1994steel plate for welded gas cylinder

钢种	σ_s (Mpa)	σ_b (Mpa)	δ %	180° 冷弯	冲击试验 Ak' J
HP295	≥295	≥440	≥26	d=2a	≥27
HP325	≥325	≥490	≥21	d=2a	≥27

表 1.7 攀钢焊接气瓶用钢化学成分 (企业标准)

Table 1.7 Chemical composition of Pan steel's steel plate for welded gas cylinde

牌号	化 学 成 分 , %					
	C	Si	Mn	P	S	Als
HP295	0.13~0.19	≤0.10	0.70~1.10	≤0.025	≤0.020	≥0.015

表 1.8 攀钢焊接气瓶用热轧钢带机械性能 (企业标准)

Table 1.8 Mechanical property of Pan steel's steel plate for welded gas cylinde

牌号	σ_s (Mpa)	σ_b (Mpa)	δ_s , %	180° 冷弯	σ_s/σ_b
HP295	≥295	440~570	≥26	d=2a	≤0.80

注: a 为试样厚度, d 为弯芯直径。

表 1.5、表 1.6 是 GB6653-1994 所规定的成份范围和力学性能, 表 1.7、表 1.8 是攀钢

的企业标准, 单从标准上看, 国内标准与日本标准差别并不大, 在某些方面甚至有更严格的要求。但由于国内厂家生产装备条件和技术力量方面的差别, 造成厂家与厂家之间在产品质量方面差异较大, 从国产焊接气瓶用钢实物的质量水平方面看, 总体上还达不到日本的实物水平, 特别是在拉延成形性能和低温冲击韧性方面与日本钢种的差距还相当大, 因此, 立足于攀钢的资源优势和装备特点, 在现有基础上进一步开展焊接气瓶用热轧钢带的组织性能分析研究, 开发出富有特色的生产工艺, 对本厂的技术进步和国内焊接气瓶用钢的发展, 均具有显著的实际应用价值和理论意义。

1.2.2 焊瓶钢研究的技术难点

(1) 提高焊接气瓶用钢的强韧性

焊接气瓶的使用条件决定其母材必需具备较高的强度指标和韧性指标的良好配合, 即母材必须具有较高的屈服强度, 较大的延伸率和低的韧脆转变温度。对固溶强化型的铁素体—珠光体高强度钢, 通过提高含碳量提高强度的同时, 必然以恶化韧性指标为代价, 因此在成份设计过程中不宜采用较高的含碳量, 而应通过适当调整 Mn 的含量来保证足够的强度和韧性, 但 Mn 含量过高又会增加带状组织, 使钢板纵横性能差加大, 并增加铁合金的消耗; Si 也是强化元素之一, 但 Si 含量过高可能使韧脆转变温度提高, 而使韧性指标恶化, 所以正确选择主要合金元素碳、硅、锰的含量和相互间的配比是提高焊接气瓶用钢综合使用性能的关键之一。

(2) 提高焊接气瓶用钢的冷成型性

焊接气瓶的生产工艺主要由拉延和焊接两部分组成, 为了保证拉延过程的顺利完成, 要求母材必须具备良好的冷成型性能。衡量钢板成型性能的重要技术指标为: 总延伸率 $\delta\%$, 屈强比 σ_s/σ_b , 应变硬化指数 n 值和平均塑性应变比 \bar{R} 值等。以下结合笔者们的经验简要分析以下这些指标对钢板成型性的影响规律。

a) 总延伸率 $\delta\%$ 的影响

总延伸率包括均匀延伸率和非均匀延伸率, 均匀延伸率是材料产生局部集中变形时的延伸率, 显然均匀延伸率越大, 材料抵抗变薄的能力越强, 成型性能越好。对于铁素体—珠光体钢, 有报道指出断裂时的总延伸率 $\delta\%$ 和组织、成份之间有如下关系:

$$\delta\% = 1.3 + 0.30(\text{Mn}\%) + 0.20(\text{Si}\%) - 3.4(\text{S}\%) - 4.4(\text{P}\%) + 0.29(\text{Sn}\%) + 0.015(d^{-\frac{1}{2}}) - 0.020(\text{珠光体}\%)$$

式中 d —铁素体晶粒直径

由上式可以看出,提高 Mn、Si 含量,降低珠光体体积百分数,细化晶粒将使 $\delta\%$ 值提高。

从上式还可以看出 P、S 含量对总延伸率的影响非常显著,因此严格控制 P、S 含量,提高钢质纯净度,有效控制夹杂物的数量、大小、形状和分布状态,将有利于提高钢板的冷成型性能。

b) 屈强比和 n 值的影响

降低屈强比 σ_s/σ_b 和提高应变硬化指数 n 值,对提高板材在拉延过程中的抗变薄能力至关重要。

屈服强度 σ_s 和强度极限 σ_b 都是决定材料变形抗力的基本指标,一般认为,在冲压的过程中,屈服强度越小,板料越容易屈服,易于成型,成型后回弹小,同时又期望其有较高的强度极限,可见,降低屈强比对板带的成形性是非常重要的,低的屈强比意味着板料由屈服到破裂的塑性变形阶段延长、均匀延伸大,这将有利于冲压成型。

c) 塑性应变比 R 值的影响

通常热轧状态下的钢板均具有不同程度的取向结构,而具有不同结构的板材,为了得到同样的应变所需的应力并不一样,因而,板材的各向异性会影响一定应力下的应变分布,从而影响板材的成型性,板材的各向异性一般用平均塑性应变比 \bar{R} 值和平均各向异性指数 $\Delta\bar{R}$ 来描述。 \bar{R} 值越大,拉延成型时板材的厚向越不易产生变形,极限拉延比越高; $\Delta\bar{R}$ 值越小,拉延制品时产生的制耳效应就越小,板料的成材率就相应提高。笔者们在研究两片式溶解乙炔气瓶用 SP325 深冲钢板的过程中,发现热轧工艺制度对焊瓶钢成型性能的影响是不容忽视的。通过有效地控制轧制工艺参数和轧后冷却制度同样可以获得较多的平行于板面的 $\{111\}$ 结构和 $\{100\}$ 结构,从而提高了平均塑性应变比 \bar{R} 值和钢板的深拉延性能。

综上所述,通过合理的成份设计并采用先进的冶炼技术、有效地控制轧制工艺条件来提高焊接气瓶用钢板的成型性是非常有潜力的,而且是必不可少的技术环节。

(3) 提高焊接气瓶用钢的焊接性能

钢材的化学成份直接影响其焊接性能,其中碳含量对焊接性能的影响最大,(如表 1.9)这是因为在焊接过程中 C 与火焰中的 O_2 之间发生反应而使焊缝因形成气泡而不光滑,固溶 C 急速冷却时,形成过热组织导致焊缝变脆,碳对焊接性能的影响通常用碳当量 C_{eq} 来衡量, C_{eq} 值越低,焊接性能越好,可是碳当量降低之后,钢材的使用强度将显著降低,控制轧制和控制冷却技术的合理应用将有可能使这一矛盾得到缓和,因此确定

合理的碳当量和控轧控冷制度也是提高焊接气瓶用钢综合使用性能的关键之一。

表 1.9 C_{eq} 与焊接性能的关系

Table 1.9 The relationship between C_{eq} and welding performance

C_{eq}	可焊性
≤ 0.25	良好
0.25-0.35	较好
0.35-0.45	尚好
> 0.45	不良

Si 在焊接时有强氧化能力，能够引起焊缝飞溅，产生 SiO_2 夹杂，降低焊缝的塑性。P, S 对焊接性能均起到恶化的作用。

(4) 降低焊接气瓶用钢的时效敏感性

所谓时效，是指钢材变形后，发生屈服点增高、塑性和韧性下降的现象。焊接气瓶用钢要求无明显的屈服点和屈服平台，即非时效性能，非时效性好的钢板稍经平整后就可避免拉伸时吕德斯带的产生和不易引起冷加工中的脆性，因此应尽量降低钢中的 [C]、[N] 固溶量，并采取相应的措施，尽量减少促进时效倾向的有害夹杂形成。

1.3 控轧控冷的特点及 TMCP 技术的应用

TMCP (Thermo-Mechanical Controlled Processing) 工艺即形变热处理工艺，也叫控制轧制和控制冷却工艺，从广义上讲，指钢材的控制轧制或控制冷却及两者的组合技术；从狭义上讲，指厚板的控制轧制和控制冷却技术。它的工艺过程如下：控制奥氏体化温度、变形温度、变形速率和变形率，利用变形余热控制冷却，从而得到理想的显微组织，达到控制金属性能的目的。

传统的形变热处理工艺的特点是在 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变前或相变过程中，利用奥氏体的加工硬化，使奥氏体 \rightarrow 铁素体相变动力学加快，铁素体晶粒得到细化。随着国家工业化进程的加快和发展^[1-12]，不但对钢材产量提出了新的要求，而且也对钢材的品种、质量等提出了更高的要求，这样也促进了形变热处理工艺的不断应用和发展。正如科恩所指出的，形变热处理把金属的组织、性能、加工工艺综合起来，成为一个紧密联系的材料科学体系。在轧制过程中典型的形变热处理方法如图 1.2 所示。

控制轧制与控制冷却工艺作为当代轧钢技术发展的新方向之一，它是提高钢材强韧

综合性能的重要手段,近些年来被广泛地应用于各种类型的轧钢生产中。在工业生产中,它之所以被国内外许多轧钢厂所采用^[13],是因为它具有如下优点:

- (1) 代替常化、节约能源、能直接生产综合性能优良的许多专用板,如造船、容器、锅炉、桥梁、汽车大梁板等,能降低生产成本;
- (2) 有效改善一般热轧钢板的强度和韧性,充分挖掘普通钢种的性能潜力;
- (3) 与正火的同等强度级别钢相比,能降低钢的合金含量,并且可以降低碳当量,提高焊接性能;
- (4) 可以简化传统的生产工序,减少人力、物力的消耗,降低生产成本,提高产品竞争力;
- (5) 在保持同等性能的前提下,可以适当地提高钢板的终轧温度,或者采用轧制道次和机架之间的冷却工序来加快中间坯冷却,以减少待温时间,提高生产效率,所以在控轧的基础上提高产量;
- (6) 改善控轧钢的金相组织,如消除带状,减少层状撕裂;
- (7) 提高控轧钢板的有效厚度,利用板内外层晶粒大小不同,淬透性的差异,产出断面性能均匀的厚度。

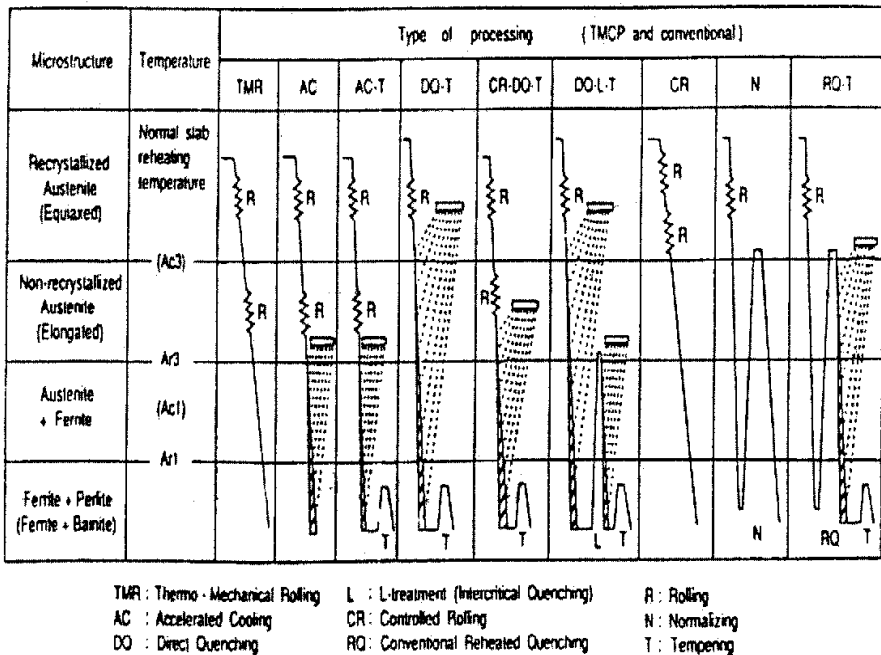


图 1.2 各种形变热处理工艺与传统工艺的对比

Fig. 1.2 Schematic diagrams of TMCP compared with conventional processes after ref.

通常情况下,铁素体的晶粒大小通过从奥氏体向铁素体的相变过程之后,晶粒比奥

氏体更加细化，铁素体在奥氏体晶界上大量形核，并向奥氏体晶粒内部生长，直至铁素体晶粒与晶粒之间互相接触后停止生长，TMCP 工艺首先调整奥氏体状态，以便控制轧制的时候增加铁素体相变形核，再通过控制冷却降低相变温度，促进铁素体相变核的增加，以获得相变组织的微细化。在再结晶温度的低温侧轧制，奥氏体再结晶形成微细晶粒，其结果是铁素体也发生细化，如果在再结晶温度以下对奥氏体发生变形，则奥氏体晶粒伸长，由于单位体积内的结晶面积增大，铁素体的生长点增多，则铁素体晶粒也被细化，并且奥氏体晶粒内部引入大量我们称之为“形变带”的微观结构，同奥氏体晶界一样，这些形变带中也生成铁素体形核，所以奥氏体未再结晶区对晶粒细化也产生非常大的作用。

对再结晶以后的奥氏体进行控制冷却时，铁素体发生了某种程度的晶粒细化，但是效果并不是很显著。

1.3.1 控制轧制

近代工业发展对热轧非调质钢板在性能要求上越来越高，除了高强度外，还要有良好的韧性、焊接性，低的冷脆性。过去单纯靠提高碳含量或加入微合金元素，或热处理强化手段，其结果是在强度提高的同时，韧性降低，冷脆性增大（除镍钢外），焊接性能变坏。即强度与韧性、强度与可焊性这两个主要矛盾难以解决。使铁素体晶粒细化，这是有效地提高钢材综合性能的内在因素，于是研究轧制工艺规程、钢的组织结构与热轧材性能关系的一项新技术—控制轧制技术产生了。

控制轧制（CR 即 Controlled Rolling）是在 C-Mn 的化学成分上以微量合金元素（主要是 Nb、V、Ti）进行合金化，在轧制过程中，通过控制加热温度、轧制温度、变形量、变形速率、终轧温度和轧后冷却等工艺参数，把钢的形变再结晶和相变效果联系起来，以细化晶粒为主，充分挖掘钢材的潜在能力，大大提高钢材的强韧性，使热轧状态钢材具有优异的低温韧性和强度的一种先进的轧制技术^[14]。

对于低碳钢、低合金钢来说，采用控制轧制工艺主要是通过控制加热温度、轧制温度、变形制度等工艺参数，来细化奥氏体晶粒或增多变形奥氏体晶粒内部的滑移带，即增加有效晶界面积，为相变时铁素体形核提供更多、更分散的形核位置；经过相变，得到细小分散的铁素体和较为细小的珠光体团或贝氏体组织，从而达到提高钢的强度、韧性和焊接性能等。

轧制中，随着轧制温度和变形量的不同，奥氏体将分别发生完全再结晶、部分再结晶和未再结晶，如图 1.3 所示。无论是低碳钢、低合金钢、微合金化钢，还是中碳钢和

高碳钢，在奥氏体区热变形时都将存在这三个区域，仅是开始再结晶和完成再结晶曲线的位置有所区别。

依据变形温度与变形后钢中再结晶过程的特征，可以将所有轧制温度区间分成具有不同特点的阶段。首先将轧制过程分为两个阶段^[15]：第一阶段—变形和再结晶同时发生；第二阶段—奥氏体低温区变形。后来又将其分为三个阶段，如图 1.3 所示。

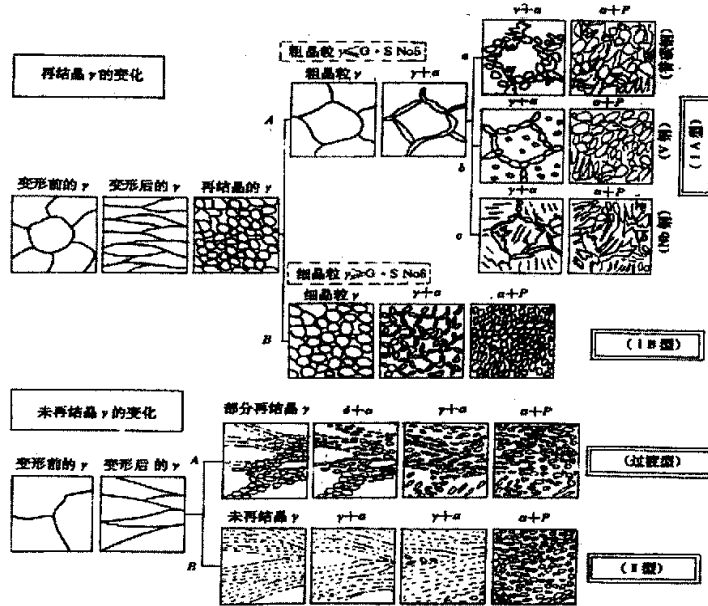


图 1.3 控制轧制类型

Fig. 1.3 Types of control rolling

(1) 奥氏体区控制轧制阶段，在奥氏体区高温部分轧制，再结晶和轧制过程同时（小于 1s）进行不完全动态再结晶，形成粗大晶粒。在高温下轧制，要 γ 晶粒发生动态再结晶的条件是，高变形量和低轧制速度，这与现有轧机条件完全不适应。因此，在高温区轧制不能引起完全动态再结晶和形成细小的再结晶晶粒。低温奥氏体变形阶段（1000℃左右），通过反复变形和再结晶，使 γ 按静态再结晶机制发生晶粒显著细化，但是奥氏体晶粒细化是有极限的，大约为 20 μm 。

(2) γ 未再结晶区域轧制阶段，这是形变和相变同时进行的阶段。在这个阶段， γ 晶粒被拉长，同时产生滑移带。奥氏体晶界的增加和滑移带的出现，为铁素体形核提供了有利条件，进而得到细晶粒铁素体。

(3) ($\gamma + \alpha$) 两相区控制轧制，是加工硬化和继续相变的阶段。在该阶段中，使已经相变的铁素体晶粒变形，引入大量位错和亚结构等；同时使未相变的奥氏体晶粒也引入大量的变形带，作为相变时铁素体的形核点；因此进一步细化铁素体晶粒，产生加工硬化，提高强度，改善韧性。

在实际的控制轧制中，一般采用上述几种方式的组合，即在奥氏体变形高温阶段，通过奥氏体再结晶区控轧，得到等轴细小的奥氏体再结晶晶粒；在奥氏体未再结晶区变形得到“薄饼形”未再结晶的晶粒，晶内出现高密度的形变孪晶和形变带，从而有效增加晶界面积；在 $(\gamma + \alpha)$ 两相区变形时，一方面奥氏体晶粒被拉长，另一方面已相变的铁素体晶粒内部出现亚结构。同样为铁素体晶粒提供新的形核点，使形变组织更细。

1.3.1.1 控制轧制的变形机理

控制轧制是人为的使奥氏体晶粒中尽可能多的铁素体形核，有效地细化铁素体晶粒。控制轧制的技术要点是^[16]：

- 1) 尽可能的降低加热温度，即将开始轧制前奥氏体晶粒微细化。
- 2) 使中间温度区（如 900℃ 以上）的轧制道次最优化，通过反复轧制反复再结晶使奥氏体晶粒微细化。
- 3) 加大奥氏体未在结晶区的积累压下量，增加奥氏体每单位体积内的晶界面积和形变带面积。

对于铁素体晶粒直径与机械性能之间的关系，用霍而-佩奇公式表示出的屈服强度是：

$$\sigma_s = \sigma_0 + k_1 D^{-1/2} \quad (1.1)$$

$$\text{或者 } \sigma_s = [\sigma_0 + \Delta\sigma_m + \Delta\sigma_i + \Delta\sigma_v] + k_1 D^{-1/2} \quad (1.2)$$

式中 σ_0 -----单晶时的屈服强度。

k_1 -----晶粒尺寸系数，为曲线的斜率。

$\Delta\sigma_m$ -----固溶强化作用的增长量

$\Delta\sigma_i$ -----沉淀强化作用的增长量

$\Delta\sigma_v$ -----位错强化作用的增长量

D -----铁素体晶粒直径 μm

韧性断裂强度为

$$\sigma_c = \frac{2Gr}{k} \times D^{-\frac{1}{2}} \quad (1.3)$$

式中 G -----材料剪切模量

r -----表面能

k -----常数

D -----铁素体晶粒直径 μm

钢材的屈服强度，断裂强度与铁素体晶粒尺寸 $D^{\frac{1}{2}}$ 成正比，即晶粒尺寸越细，屈服强度和断裂强度越高。

铁素体晶粒大小与脆性转变温度的关系如下式：

$$T_{\text{转变}} = A - mD^{-1/2} \quad (1.4)$$

式中 A, m -----常数

D -----铁素体晶粒直径 μm

$T_{\text{转变}}$ -----脆性转变温度

从式中可以看出，铁素体晶粒越细，脆性转变温度越低，低温韧性就越好。

1.3.1.2 奥氏体热加工后的形变及两相区轧制

(1) 由 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变引起的铁素体晶粒细化

a、从再结晶奥氏体晶粒产生铁素体晶粒

铁素体的晶粒优先在奥氏体的晶界上形核，一般情况下不在晶内形核，生成的铁素体晶粒既有等轴状的，也有分布在奥氏体晶粒内部的针状先共析铁素体（魏氏组织铁素体），魏氏组织的形成会降低钢材的冲击韧性和塑性，其主要取决于钢的成分，奥氏体的晶粒大小以及冷却速度。含碳量在 0.15%-0.5% 的时候最容易形成魏氏组织，增加冷却速度也容易导致形成魏氏组织，随奥氏体晶粒细化，铁素体晶粒也随之细化^[17]。

b、从部分再结晶的奥氏体晶粒生成铁素体晶粒

部分再结晶奥氏体由再结晶晶粒和未再结晶晶粒组成。再结晶晶粒细小，其晶界上析出的铁素体晶粒也细小，未再结晶晶粒因为变形而拉长，晶粒没有细化，铁素体的形核位置可能减少，容易形成粗大的铁素体，所以部分再结晶的晶粒尺寸是很不均匀的，是我们并不希望得到的。

c、从未再结晶奥氏体晶粒形成的铁素体晶粒

未再结晶的奥氏体晶粒内部因为有形变带的存在，铁素体不仅在晶界上形核，而且在变形带上也形核（这是控制轧制和传统轧制的区别），变形带上的铁素体晶粒比较小，形变带上的铁素体先析出而且细小，而不再变形带上的铁素体析出比较晚，且转变后形成的铁素体比较大。因此在未再结晶区轧制容易得到混晶组织，关键在于能否在未再结晶区得到均匀的变形带。再结晶去变形量小，且分布不均，总变形量相同时，一道次压下量越大，变形带就越容易产生，而且在整个组织中分布均匀，因此为了获取均匀细小的组织，一般压下量要大于 45%。

(2) 两相区轧制

在两相区进行轧制时铁素体和奥氏体都发生变形，变形的奥氏体优先在形变带和晶界上形核，转变成细小的，等轴的铁素体。变形的铁素体当变形量小的时候，晶粒内部位错密度增高，产生小的亚晶，随着变形量的增加，铁素体晶粒被拉长，晶内亚晶更加细小，数量增多，位错密度增大，有利于屈服强度的增高，但是两相区轧制容易引起织构，增加了强度的方向性，使高阶冲击性能（韧性状态下的冲击性能）有所下降。

1.3.2 控制冷却

“冷却（Controlled Cooling）”一词，早在 20 世纪 60 年代后半期就在热轧带轧机（HSM）输出辊道上用于材质控制，以后不断发展为 ICA（Interrupted Accelerated Cooling）。

控制冷却技术是利用轧材余热进行热处理的技术，特别是对于中厚板生产，更是提高钢板综合性能的一种有效而又经济的生产方法，目前已成为钢板轧后冷却的主要发展模式。它通过合理控制轧后钢材的冷却工艺参数（开冷温度、终冷温度、冷却速率），为钢材相变作好组织准备，并通过控制相变过程的冷却速度，来提高和改善钢材的综合力学性能和使用性能。

控制冷却技术之所以受到重视，是因为它比直接再加热后的等轴奥氏体冷却能产生更大的强韧化效果，有更大的实际生产效果，并且在进一步细化铁素体晶粒的同时，使珠光体分布更加均匀，消除带状组织，形成细贝氏体组织。一般认为，控轧后快速冷却是增加钢板的强度，而不损害脆性转变温度。脆性转变温度取决于快速冷却以前的控制轧制。IAC 还可以缩短热轧钢材的冷却时间，提高生产能力；减小内应力等。

控制冷却是通过控制热轧钢材轧后冷却条件来控制奥氏体组织状态、控制相变条件、控制碳化物析出行为、控制钢材相变后的组织和性能。IAC 引起强化的因素有：

- (1) 铁素体晶粒的细化；
- (2) 析出强化量增大；
- (3) 贝氏体体积百分比率增加。

控制冷却过程通过控制轧后三个不同冷却阶段的工艺参数，可以得到不同的相变组织。这三个阶段分别称为一次冷却、二次冷却和三次冷却。一次冷却是指从终轧温度到 A_{r3} 温度范围内的冷却，其目的是控制热变形后的奥氏体晶粒状态，阻止奥氏体晶粒长大和碳化物的析出，固定由于变形引起的位错，增大过冷度，降低相变温度，为 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变做准备，一次开冷温度越接近终轧温度，细化奥氏体和增大有效晶界面积的效果越

明显；二次冷却是指钢材经一次冷却后进入由奥氏体向铁素体和碳化物析出的相变阶段，控制开冷温度、冷却速度和终止温度等参数，来控制相变产物；三次冷却或空冷是指对相变结束到室温这一温度区间的冷却参数的控制。

1.3.3 控制冷却中的常用冷却方式

1) 喷水冷却

水从压力喷嘴中以一定压力连续喷出水流，没有间断现象，呈稳流状态。这种冷却方式水流破断以前连续喷流的冷却方式叫做喷流冷却，这种冷却方式穿透性好，水膜较薄时可以采用，但是水飞溅厉害，利用率比较差。

2) 喷射冷却

将水加压从喷嘴喷出时，如超出连续喷流的流速时水流发生破断，形成滴液群冲击被冷却的钢材表面。使用与一般冷却以及各种用途的喷嘴，但其控制冷却的范围不宽，却需要施加更高的压力。

3) 雾化冷却

利用加压使水雾化，即水和高压气流一同从喷嘴中喷出形成水雾，这种冷却的冷却范围大，但是增加了设备费用且工作车间雾气大。

4) 层流冷却

以一定压力使水形成喷流，当喷射出口速度较低时，形成平滑的喷射喷流，这种喷流落到一定程度时由于水的加速度而破短程液滴流，破坏了层流状态，这种冷却方式可以在很长一段距离以内保证水的层流方式，获得很强的冷却能力。主要冷却方式及其特点作对比如表 1.10^[18]

表 1.10 不同冷却方式的特点比较
Table 1.10 Comparison of different cooling mode

型式	特点
高压喷嘴	高密度、高压力的冷却水可连续在表面形成紊流，冷却水渗透性高，冷却速度调节范围较宽，可用于加速冷却或直接淬火；耗水量大，对水质要求高，喷嘴易堵塞。
集管层流冷却	水流为层流状，冷却较均匀，但需要冷却区长，不易实现高冷速，不适合直接淬火冷却。
水幕冷却	水流为层流状，冷却效率最高，对水质要求不严，冷速调节范围小。
气水冷却	采用压缩空气使水雾化，冷却速度调节范围最宽，设备管线复杂，噪声大。

1.3.4 控制冷却的机理

来自日本的天野等几位学者认为：如果模拟控制冷却，使加工后的未再结晶状态的奥氏体发生恒温相变，温度越低，与奥氏体晶界相比，晶粒内变形带从双晶界面产生晶核的量越大，使铁素体晶粒变细，某种程度上缓和了控制轧制。通过添加 Mn 或 Nb 等元素来细化铁素体的做法是非常有效的，但是未再结晶区奥氏体的控制冷却会更有效，往往可以在不损坏韧性的条件下提高强度。

1.3.5 控制冷却的实质

对控制轧制后的奥氏体用高于空冷的速度从 A_{r3} 以上的温度冷却至相变温度区域，对铁素体进行控制冷却，使其进一步细化。控制冷却引起的 A_{r3} 降低，对再结晶奥氏体水冷的影响并不大，但对未再结晶奥氏体进行控制冷却，会明显的细化晶粒。控制后细化了的变形奥氏体组织经过快速冷却，使相变组织相应变化，钢种的析出物的数量，大小，以及析出部位都发生变化，得到了所期望的组织，从而提高了钢的强韧性。

1.3.6 钢的轧后冷却相变过程

1.3.6.1 变形奥氏体对相变铁素体的细化

热轧变形后的钢材在冷却过程中奥氏体发生相变，相变时形成的新相直径由在单位体积内所形成的新相的细化数目 n 来决定^[19]，新相直径 D ：

$$D = \left(\frac{2}{3n} \right)^{\frac{1}{3}} \quad (1.5)$$

$\gamma \rightarrow \alpha$ 相变过程是形核和长大同时进行的过程，相变中的形核只能在没有发生相变的区域内形核。

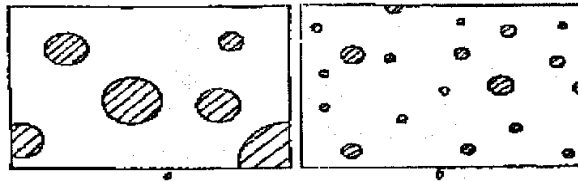


图 1.4 相变过程模拟图

Fig. 1.4 Sketch of phase transition process

图 1.4 中 a: 形核速度低于核长大速度的时候，已形成的晶核快速长大，而使新相形核区域变小，最终使已成核晶粒长的粗大。图 1.4b 是形核速度大于长大速度，长大速

度慢，为后面的形核提供了足够的区域，使形核数量增多，最终得到细小的晶粒。

1.3.6.2 变形奥氏体向铁素体转变的特征

钢在奥氏体未再结晶区域变形后，奥氏体被压扁，拉长，晶内形成了大量的形变带，退火孪晶和析出的第二相颗粒，这些都将成为 $\gamma \rightarrow \alpha$ 提供新的形核位置。

1.3.6.3 轧后快速冷却的强韧化机制

1、轧后快速冷却对钢材强度的影响

控冷钢材的强韧性提高主要是由铁素体晶粒细化，珠光体片层间距减小，碳氮化合物的析出而引起的，这与材料的成分，冷却工艺以及组织的转变有关。控冷钢材的强化主要是由铁素体晶粒细化，贝氏体量增多，和碳氮化物的析出而引起的，控冷钢材强度的提高量 ($\Delta\sigma_s$ 、 $\Delta\sigma_b$) 可用表达式：

$$\Delta\sigma_s = K_y(\Delta d^{-1/2}) + \Delta\sigma_{ppt} + \alpha \quad (1.6)$$

$$\Delta\sigma_b = K(\Delta d^{-1/2}) + \Delta\sigma_{ppt} + K_B f_B + \beta \quad (1.7)$$

式中 K_y K -----Petch 式中与晶粒度有关的系数

d -----铁素体晶粒的直径

K_B -----贝氏体强化系数

$\Delta\sigma_{ppt}$ $\Delta\sigma_{ppt}$ -----快速冷却引起的析出强化的增量

α β -----修正项

强度随冷却速度不同而变化，依钢种不同而异。

2、轧后快冷对钢材韧性的影响

经控制冷却的钢材，其晶粒得到了进一步的细化，即提高了强度，又维持了较高的韧性。加速冷却，形变温度下降，铁素体形核速度增大，因而铁素体形核多，同时也抑制了铁素体晶粒的长大，得到了比经过控制轧制更细小的铁素体晶粒。由于初期奥氏体的细化，抑制晶粒长大，随再结晶温度上升以及未再结晶区累计压下量增大等原因，引起奥氏体组织细化，因而具有更高的韧性。

1.4 铁素体相变形核以后的长大机制

铁素体形核以后，铁素体的长大是通过 C 原子的远程扩散来完成的，铁素体的长大速率被定义为^[20]：

度慢，为后面的形核提供了足够的区域，使形核数量增多，最终得到细小的晶粒。

1.3.6.2 变形奥氏体向铁素体转变的特征

钢在奥氏体未再结晶区域变形后，奥氏体被压扁，拉长，晶内形成了大量的形变带，退火孪晶和析出的第二相颗粒，这些都将成为 $\gamma \rightarrow \alpha$ 提供新的形核位置。

1.3.6.3 轧后快速冷却的强韧化机制

1、轧后快速冷却对钢材强度的影响

控冷钢材的强韧性提高主要是由铁素体晶粒细化，珠光体片层间距减小，碳氮化合物的析出而引起的，这与材料的成分，冷却工艺以及组织的转变有关。控冷钢材的强化主要是由铁素体晶粒细化，贝氏体量增多，和碳氮化合物的析出而引起的，控冷钢材强度的提高量 ($\Delta\sigma_s$ 、 $\Delta\sigma_b$) 可用表达式：

$$\Delta\sigma_s = K_y (\Delta d^{-1/2}) + \Delta\sigma_{ppt} + \alpha \quad (1.6)$$

$$\Delta\sigma_b = K (\Delta d^{-1/2}) + \Delta\sigma_{ppt} + K_B f_B + \beta \quad (1.7)$$

式中 K_y K -----petch 式中与晶粒度有关的系数

d -----铁素体晶粒的直径

K_B -----贝氏体强化系数

$\Delta\sigma_{ppt}$ $\Delta\sigma_{ppt}$ -----快速冷却引起的析出强化的增量

α β -----修正项

强度随冷却速度不同而变化，依钢种不同而异。

2、轧后快冷对钢材韧性的影响

经控制冷却的钢材，其晶粒得到了进一步的细化，即提高了强度，又维持了较高的韧性。加速冷却，形变温度下降，铁素体形核速度增大，因而铁素体形核多，同时也抑制了铁素体晶粒的长大，得到了比经过控制轧制更细小的铁素体晶粒。由于初期奥氏体的细化，抑制晶粒长大，随再结晶温度上升以及未再结晶区累计压下量增大等原因，引起奥氏体组织细化，因而具有更高的韧性。

1.4 铁素体相变形核以后的长大机制

铁素体形核以后,铁素体的长大是通过 C 原子的远程扩散来完成的,铁素体的长大速率被定义为^[20]:

率被定义为^[20]:

$$r^2 - r_0^2 = \frac{(C_\gamma - C_\alpha)}{(C_0 - C_\alpha)} Dt \quad (1.8)$$

其中: r_0 -----铁素体的形核半径;

r -----铁素体的最终半径;

t -----是长大时间;

C_0 -----母相中的碳浓度;

C_γ -----两相界面上的碳浓度;

C_α ----- α 相中的碳浓度,

D -----是碳原子的扩散系数.

如果铁素体的形核率很高,奥氏体晶界上形核的铁素体就会迅速的饱和,因为铁素体彼此互相碰撞.正在长大的铁素体晶界非常的坚固,于是新相和母相之间的 C 原子和合金元素的扩散也会受到阻碍,从而铁素体的长大速率降低,如果形核率很低,晶界上的铁素体形核点不会饱和,长大的铁素体之间也不会互相碰撞,从而有足够的空间供铁素体长大,除此之外,由于铁素体的形成和长大,形成了许多界面,界面能是铁素体长大的驱动力,晶粒长大可以下式来描述

$$\bar{D}^2 - \bar{D}_0^2 = \frac{2M\sigma V}{\beta} t \quad (1.9)$$

\bar{D}_0 -----是铁素体形核半径;

\bar{D} -----铁素体的最终半径;

t -----铁素体晶粒长大时间,

σ -----是表面能;

β -----与晶粒形状有关系的常数;

M -----晶界处的原子迁移率;

M 可以用 Wilson-Frank 公式表达为:

$$M = \frac{av}{RT} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1.10)$$

其中: a -----为晶格常数;

v -----界面处的原子震动频率;

Q -----为原子扩散激活能;

R -----波耳兹曼常数;

R -----为绝对温度;

其中,扩散激活能 Q 的众多影响因素中,位错密度对其影响非常大,位错的存在对晶体中的扩散有非常明显的促进作用,即位错密度越大,扩散激活能越小,越有利与新相的长大。

1.5 钢的强化机制

金属的屈服过程是塑性变形过程,它是在结晶学的优先平面上产生一种间断的滑移步骤,从而形成位错运动。因此增加位错运动的难度就相当于提高钢的屈服强度。根据金属点阵中阻碍位错运动的障碍物类别,可以将强化机制分为几种:

- (1) 置换的或间隙固溶的异质原子以点状障碍物的形式起作用(固溶强化、激冷强化);
- (2) 位错以线状障碍物形式起作用(形变强化);
- (3) 晶粒界作为面状障碍物形式起作用(细晶强化);
- (4) 非内聚的析出和内聚的析出为空间障碍物形式起作用(弥散强化)。

1.5.1 固溶强化

一般,固溶体的强度总是要比基体金属的强度高。也就是说金属形成合金后,其应变强化能力一般比纯金属的高。

固溶强化可以看作是很小的可变形质点引起的强化^[21]。关于固溶强化的机理大体上可以分为三类,即(1)位错钉扎机制。位错可被运动的溶质原子钉扎,从而造成强化,这种钉扎主要在合金发生屈服时产生作用;(2)摩擦机制。运动的位错受到相对不动的原子所引起的应力场的阻碍,而增加位错运动的阻力;(3)结构机制。溶质原子通过影响合金中的位错结构,而间接地影响使位错运动所需要的应力大小。

固溶强化是通过在固溶体中添加溶质元素使强度升高的方法,也就是说固溶强化改变了金属的化学成分,保留了晶格中铁素体的组织状态,它强化的金属学基础是运动位错与异质原子之间的相互作用。固溶强化可以分为间隙式和置换式。根据文献^[22],间隙原子可以与刃型位错和螺型位错都发生交互作用,并且会产生 Cottrell 气团和 Snoek 气团,它们对溶质原子的运动有很大的钉扎作用。间隙式固溶强化会造成晶格的强烈畸变,因而对强度的提高十分有效,但同时由于间隙原子在铁素体晶格中造成的畸变不对称,

所以随着间隙原子浓度的增加塑性和韧性明显降低。螺型位错应力场不存在驱动置换式原子有序换位的作用力，因此螺型位错可以顺利地通过置换原子区域而不受阻碍。置换式溶质原子造成的晶格畸变较小，且大多球面对称，所以置换式原子的强化作用较小，属于弱强化，对韧性的影响不明显。

1.5.2 形变强化

金属的变形主要通过原有位错的运动和许多附加位错的产生而进行。金属及合金（包括多晶体）经过强烈的冷加工变形后，在其显微组织中，较大区域内基本没有位错，只有在周边区域产生位错，从而形成位错胞。这种组织，位错密度高，可以视为由位错构成的亚晶。亚晶细小，位错密度高，且亚晶之间存在位向差，它如同晶界一样阻止位错的运动，从而产生强化作用。通过位错增加实现的加工硬化，其强度的增加可用下式来表示：

$$\Delta\sigma_V = BbG\zeta^{1/2} \quad (1.11)$$

式中：

B—无量纲系数，数量级为 1，它包括了位错的排列；

b—柏氏矢量；

G—抗剪模数；

ζ —位错密度。

从上式可知，位错密度越高，强度增加越大。

1.5.3 弥散强化

弥散强化是由合金组织中一定数量的异相粒子阻碍位错的运动所造成的强化。当晶体中的位错在运动过程中遇到第二相粒子时，它将以不同的方式通过质点：(1)位错切过第二相质点；(2)位错绕过第二相质点，这种机制是 1948 年由 Orowan 首先提出的，所以又称为 Orowan 机制。

1.5.4 晶界强化

晶界强化的本质是在于晶界对于位错运动的阻碍作用，晶粒越细小，晶界越多，阻碍作用也越大，强化的效果越好。

为了提高低碳钢、微合金化钢等强度和韧性，人们往往同时采用多种强化机制组合的方法。其中细晶强化是唯一能在提高钢铁强度的同时，不损害其韧性的方法。晶粒越细小，晶界越多。晶界是位错运动的障碍，细化晶粒可以使钢的屈服强度升高，这可以由 Hall-Petch 公式（见 1.12）来证明：

$$\sigma_s = (\sigma_0 + \sigma_{ss} + \sigma_{ppt} + \sigma_d) + (kd^{-1/2} + k'd_s^{-1/2}) \quad (1.12)$$

并且晶界可以把塑性变形限定在一定的范围内，使塑性变形均匀化，因此细化晶粒可以提高钢的塑性。晶界又是裂纹扩展的的阻碍，所以晶粒细化可以改善钢的韧性，这也可以从韧性（FATT）公式（见 1.13 式）看出：

$$FATT = A + B\sigma_{ss} + C\sigma_{ppt} + D\sigma_d - Ed^{-1/2} - Fd_s^{-1/2} + \phi(x) \quad (1.13)$$

其中： σ_{ss} 、 σ_{ppt} 、 σ_d 分别是固溶、析出、位错引起的强化应力；

k 、 k' 一常数；

d 一铁素体晶粒直径；

d_s 一亚结晶晶粒直径。

晶粒细化是微合金钢中最为重要的一种既强化有韧化的强韧化方式^[23]。因此用较为经济的方法获得尽可能细小的有效晶粒尺寸，是微合金钢的理论研究及实际生产的最重要的问题之一。

传统的晶粒细化的方法有^[24-33]细化基体组织、奥氏体未再结晶变形、加速冷却和在奥氏体晶粒内分布适当的析出物和非金属夹杂物等四种。具有代表性的 TMCP 工艺在三个温度区间的轧制包括再结晶奥氏体区轧制、未再结晶奥氏体区轧制、两相区轧制。在晶粒细化中，不同的轧制方法对应不同的晶粒细化方法。

怎样实现晶粒细化包括两个方面的问题，其一是如何使晶粒由大变小，其二是如何使晶粒不长大。使晶粒由大变小的方法很多，然而，由于钢材生产成本及生产条件等方面的限制，普通碳素钢和微合金钢不可能采用太复杂的生产工艺，而只能在现行的生产工序中适当地控制有关的参量，通过控制形变再结晶行为以及 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变特性来实现。

对于低碳钢来说，形变细化晶粒方法可以分为奥氏体区形变细化和铁素体区形变细

化以及两相区形变细化。由于在铁素体区和两相区进行轧制,需要轧制能力很强的设备,这在微合金钢轧制中采用的不多。相对来说,通过奥氏体区形变获得细小的形变组织是普通碳素钢和微合金钢细化晶粒常用的方法。因为奥氏体区是轧制过程中不可避免的一个区域;并且只要合理控制一些轧制参数即就可以得到显著的形变奥氏体晶粒或者细小、等轴的奥氏体晶粒。再结晶细化晶粒也可以分为奥氏体再结晶细化晶粒和铁素体再结晶细化晶粒。

再结晶细化晶粒和形变细化晶粒都是同一形变过程之后发生的。若发生了再结晶轧制,则细化晶粒的效果主要来自于再结晶而形变细化的效果就不明显;若未发生再结晶,则形变细化将是晶粒细化的主要来源。

总之,奥氏体区形变细化晶粒和再结晶细化晶粒也是微合金钢中最为中要的强韧化方式之一,控制轧制的主要目的是为了获得最大的晶粒细化作用。

相变细化晶粒最重要的是控制轧制形变后 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变晶粒。钢中 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变是最为重要的相变过程,因为钢的使用状态正是 α 状态,而 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变是决定钢材使用状态的显微组织和力学性能的最重要因素。目前控制 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变主要是靠采用控制冷却来实现,即通过控制冷却速度来控制相变的过冷度,尽可能地压低相变温度以及尽量增加 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变的形核点来实现 α 晶粒细化。

在本文的研究中, α 晶粒尺寸的大小和最终需要的性能之间是一对矛盾,铁素体晶粒尺寸越小,抗拉强度和屈服强度都会有很大程度上的提高,但是随之而来的问题就是冷成型性恶化,主要表现为屈强比过高,焊接性能差,对于本文所研究的 HP325 焊瓶用钢的技术指标而言,我们需要控制铁素体和珠光体的晶粒大小,使其合理匹配,在抗拉强度和屈服强度都满足国标要求的情况下降低屈强比,提高综合力学性能。

1.6 本课题的研究背景

通过以上的分析可以看出,焊瓶钢的组织性能受多种物理冶金因素的影响,但在评价其板材冷成型性能的主要技术指标中比较直观且最常用的是屈强比值,国家新标准要求焊瓶钢板 $\sigma_s / \sigma_b \leq 0.80$,而攀钢的企业标准中也对这一指标作了明确要求,但目前攀钢热轧板厂所能达到的实际水平为 0.75-0.82。表 1.11 和表 1.12 分别为 HP295 和 HP325 钢板的随机抽验结果,从表中数据可以看出,攀钢生产的 HP295 和 HP325 热轧钢板强度指标和塑性指标都达到了 GB6653-1994 标准的要求,而且富余量很大,只是屈强比偏高,据统计每年约有 10% (近 6000 吨) 左右的焊瓶钢屈强比不能达标,年损失约 300 余万元,可见屈强比值偏高已成为制约攀钢焊瓶钢生产规模和市场占有率的瓶颈问题。

表 1.11 HP295 钢板力学性能抽验结果
Table 1.11 Mechanical properties of HP295 steel by Random inspection

卷号	厚度 (mm)	σ_s (Mpa)	σ_b (Mpa)	σ_s / σ_b	δ_5 (%)
302906901	3.0	400	515	0.7767	34
302906905	3.0	440	540	0.81481	33
302906914	3.0	410	530	0.77358	35
302906925	3.0	430	535	0.80374	32
302906941	3.0	440	535	0.82243	32

表 1.12 HP325 钢板力学性能抽验结果
Table 1.12 Mechanical properties of HP295 steel by Random inspection

卷号	厚度 (mm)	σ_s (Mpa)	σ_b (Mpa)	σ_s / σ_b	δ_5 (%)
40704103020	3.5	495	605	0.81818	29
40704103040	3.5	400	515	0.7767	31
40704103070	3.5	435	530	0.82075	29
40704103070	3.5	420	525	0.80	29
40704103070	3.5	440	535	0.80189	29

东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室曾与国内其他厂家合作研究过“焊接气瓶用 HP325 热轧钢板”和“溶解乙炔气瓶用 SP325 深冲钢板”等，在焊瓶钢成分设计、生产工艺控制方面积累了一定的经验；并且与攀钢集团公司在热轧板厂层流冷却系统的改造中已有良好的合作基础。本次拟结合改造后的装备条件，以优化攀钢焊瓶钢板生产工艺，降低屈强比、提高综合使用性能为目的，确定“攀钢焊瓶钢组织性能分析研究”项目。项目的预期目标是：通过生产工艺措施的改善，将焊瓶钢屈强比 $\sigma_s / \sigma_b \leq 0.80$ 的合格率由目前的不到 90% 提高到 98% 以上，其余各项力学性能满足国家标准要求；使攀钢焊瓶钢板的整体质量达到国内一流水平。

2 实验材料及试验方案

2.1 实验材料

实验材料由攀钢热轧厂提供，其化学成分如表 2.1、2.2 所示。

表 2.1 第一次工业实验及热模拟用 HP295 实验钢化学成分

Table 2.1 Chemical composition of HP295 test steel for the first industrial trial and thermal simulation test

炉号	C	Si	Mn	P	S	Als	Ceq
40711801	0.15	0.06	0.78	0.013	0.011	0.062	0.28
40711802	0.14	0.06	0.79	0.018	0.012	0.025	0.2717

表 2.2 第二次工业实验 HP295 实验钢化学成分

Table 2.2 Chemical composition of HP295 test steel for the second industrial trial

炉号	C	Si	Mn	P	S	Als	Ceq
50720600	0.16	0.06	0.89	0.012	0.011	0.059	0.32

2.2 实验设备及仪器

热模拟实验在东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室的 Gleeble1500 试验机上进行，试样规格为： $8 \times 15\text{mm}$ ；热轧试验在东北大学国家重点实验室 $\phi 450\text{mm}$ 试验轧机上进行。首次工业实验于 2004 年 7 月 12 日在改造后的攀钢热轧厂 1450mm 机组上进行；第二次工业实验于 2005 年 6 月在攀钢热轧厂 1450mm 机组上进行。

2.3 试验方案

2.3.1 热模拟试验

(1) 绘制试验钢的动态 CCT 曲线

热膨胀法是目前最常用的一种测定相变温度的方法（如图 2.1），它是利用热模拟试验机对试样进行热变性之后，立刻采取控温以不同的冷却速度开始恒速降温，测量出试样的温度-膨胀量变化曲线，根据这种曲线上的特点，来确定奥氏体的各种相变点的一种方法。它要求试验机除具备在不同温度下变形的能力以外，还要配备不同冷却速度的控制系统，以及快速测量并记录温度、膨胀量、时间三个参数的自动记录仪，此外还要

求变形之后与开始冷却的时间间隔越短越好，根据在不同冷却速度下测得的温度-膨胀量曲线，进行绘制钢的动态 CCT 曲线。当冷却速度很快时，试样外表面的冷却速度和试样内部的冷却速度不均匀，会给测定得到的数据带来一定影响。

热膨胀法测量的原理是钢的各相有不同的热膨胀系数和比容，后者按照由小到大的顺序排列依次为：奥氏体，铁素体，珠光体，贝氏体，马氏体；前者恰恰相反，所以在钢的组织中，凡是发生铁素体析出，奥氏体转变为珠光体或者马氏体，都会伴随着体积的膨胀。

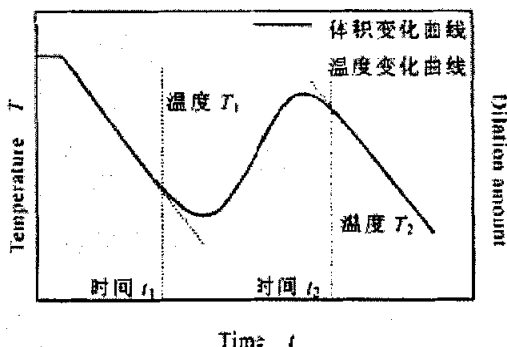


图 2.1 热膨胀曲线示意图

Fig. 2.1 The dilation curves during continuous cooling

相变开始点和相变结束点并没有统一的准则，一般多采用温度-膨胀量曲线上最先与直线偏离的那点所对应的温度来标定，亚共析钢热轧变形以后，变形奥氏体相变产生的先共析铁素体与珠光体的分界线，按照以下方法确定：当过冷奥氏体冷却至珠光体区时，首先析出铁素体，试样开始膨胀，经过一段时间以后，达到一定温度的剩下的奥氏体分解为珠光体，因为珠光体比铁素体的比容大，因此试样的膨胀过程就会出现一个非常明显的转折点。此点就是先共析铁素体析出完了和珠光体转变开始的温度点。

将变形完后的试样以不同冷却速度冷却测得一组不同形状的温度-膨胀量曲线，对曲线加以整理，从曲线的不同拐点得到数据，然后分别将这些数据在坐标上描点，就可以得到完整的 CCT 曲线。

CCT 曲线反应了钢材在不同的冷却速度下，过冷奥氏体的转变产物、转变量和硬度的变化，钢的过冷奥氏体转变曲线是制定 TMCP 工艺必不可少的依据。它可以提供各种临界冷却速度，为控冷工艺中选择合适的冷却速度提供参考；也可以用来研究冷却速度对显微组织的影响，进而研究其组织与性能之间的关系。本次试验在东北大学国家重点实验室的 Gleeble-1500 上进行，试验用试样规格为 $\Phi 8 \times 15\text{mm}$ ，为防止加热以及保温过程中试样氧化脱碳，整个试验在真空状态下进行。试验方案如图 2-2 所示。

将试样以 30°C/s 速度加热到 1150°C ，保温 5min ，然后以 10°C/s 冷却到变形温度 $T1$

(860℃)保温 10 min 进行压缩, 变形量 40%, 变形速率为 1/s, 然后以不同冷却速度(0.1, 0.2, 0.5, 1, 2, 5, 10, °C/s,) 冷却至 200℃, 记录冷却过程的膨胀量—温度曲线。从膨胀量—温度曲线的变化可以确定各相变的开始和结束温度, 绘制 CCT 曲线。从而得到了不同冷却速度下的奥氏体向铁素体转变以及珠光体转变的温度。

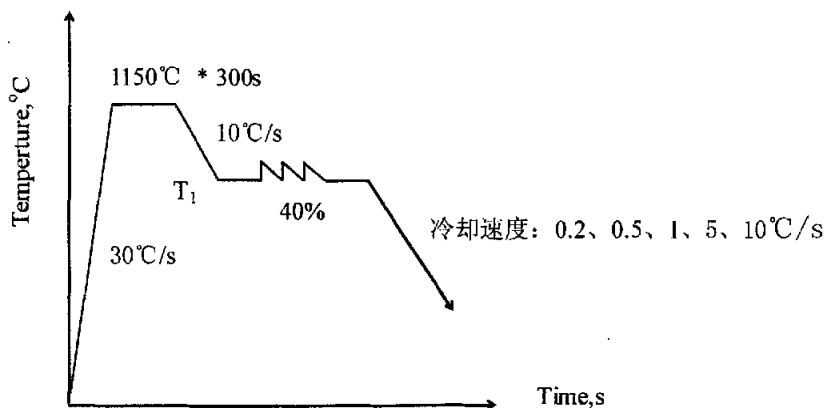


图 2.2 测定动态 CCT 曲线示意图

Fig.2.2 The schematically illustration of dynamic CCT

(2) 两段冷却对铁素体形态影响热模拟试验。

为了研究低温变形后不同冷却路径对铁素体形态的影响, 将试样加热至 1150℃, 保温 3 分钟之后, 以 10℃/s 的冷速降至 950℃进行第一次压下, 压下量为 40%, 然后以 10℃/s 的冷速冷至 800℃进行第二次压缩, 压下量为 50%, 然后采取三种不同冷却路径冷却至目标温度 640℃。这三种冷却方式为: [1]直接以 10℃/s 的冷速冷至目标温度。[2]以 10℃/s 的冷速冷至 720℃, 空冷 4s, 然后冷至目标温度。[3]以 10℃/s 的冷速冷至 720℃, 空冷 6s, 然后冷至目标温度。

冷却试验所得试样用 4%硝酸酒精腐蚀, 抛光后采用 Leica 图象分析仪观测分析微观组织。

2.3.2 实验室轧制试验

为了研究冷却路径对抗拉强度, 屈服强度的影响。以从中找到冷却路径对屈强比的影响规律, 为工业试验工艺的制定提供一定的理论依据。在东北大学 $\phi 450\text{mm}$ 小型试验轧机上进行了小坯料试验轧制, 通过试验轧机后的小型层流冷却系统来调整冷却路径, 以试验不同的终轧温度和终冷温度, 以及冷却路径对钢板力学性能的影响, 本试验在固定的压下规程下, 分别改变了终轧温度、终冷温度、冷却路径。从最终得到的钢板的力学性能检测中找到规律, 为工业试验轧制制度和冷却制度的制定提供理论依据。

实验室热轧试验的坯料规格为 200×100×20mm, 实验时所采用压下规程如表 2.3 所示。

表 2.3 实验室热轧实验压下规程

Table 2.3 The controlled rolling rule of laboratory experiment

道次	1	2	3	4
出口厚度 mm	15	8	5	3
相对压下率%	25	46	37	40

其冷却方式如下表 2.4 所示。

表 2.4 实验室轧制试验的冷却方式

Table 2.4 The cooling mode of laboratory experiment

编号	终轧温度℃	第一段冷后温度℃
1	920	690
2	920	660
3	920	630
4	920	590
5	900	650
6	870	650
7	850	650
8	820	650

另外, 两段冷却试验的的冷却制度为第一段冷却从 900℃冷至 720℃, 空冷至 700℃然后通过第二段冷却系统冷却至 640℃。

2.3.3 工业试验

第一次工业实验在攀钢热轧厂 1450mm 热连轧机组上进行, 其粗轧机组和精轧机组的压下规程如表 2.5 和表 2.6 所示。

表 2.5 粗轧机组压下规程

Table 2.5 Rolling schedule of rough rolling

道次	1	2	3	4	5	6
出口厚度 mm	162.42	124.44	95.20	65.35	50.29	30.26
相对压下率%	18.8	23.5	23.5	31.4	23.1	39.8
出口温度 ℃	1129	1132	1150	1126	1068	1041

表 2.6 精轧机组压下规程

Table 2.6 Rolling schedule of finish rolling

道次	F1	F2	F3	F4	F5	F6
出口厚度 mm	15.46	8.50	5.21	3.40	2.78	2.48
相对压下率%	47	45	39	35	18	14
出口温度 ℃	950	923	899	874	850	848

第一次工业实验的试验方案如表 2.7、2.8 所示。

表 2.7 01 炉 HP295 工业实验条件

Table 2.7 Process parameter of 01 batch HP295 test steel

试样编号	成品厚度 (mm)	精轧开轧温度 (°C)	终轧温度 (°C)	卷取温度 (°C)	冷却方式
0105	2.2	980	845	640	前段冷却
0106	2.2	980	845	640	两段冷却
0108	2.2	950	840	690	前段冷却

表 2.8 02 炉 HP295 工业实验条件与力学性能

Table 2.8 Process parameter of 02 batch HP295 test steel

试样编号	成品厚度 (mm)	精轧开轧温度 (°C)	终轧温度 (°C)	卷取温度 (°C)	冷却方式
0204	2.5	980	850	660	前段冷却
0205	2.5	980	850	660	后段冷却
0207	2.5	980	850	660	两段冷却
0209	2.5	980	850	690	两段冷却

不同冷却路径的实现是通过攀钢 1450 热轧板厂的层流冷却系统来实现的，该厂的层流冷却线位于精轧机组末架的 17m 远处，图 2.3 是改造后的攀钢 1450mm 热连轧机组层流冷却区设备布置简图，冷却区总长 62.4m，辊道上下方分别布置 12 组层流冷却集管，前 9 组为粗冷段，后 3 组为精冷段。采用了上部层流，下部喷射的喷水方式，冷却装置主要由上部冷却，下部冷却，和侧喷装置三部分组成。

本次试验主要通过冷却集管的不同开闭组合，对钢板实施不同方式的冷却，比较分析前后端一段冷却及两段冷却对钢板力学性能的影响，重点研究两段冷却及卷取温度对屈强比的影响规律，试验时的具体操作模式如表 2.9 所示。

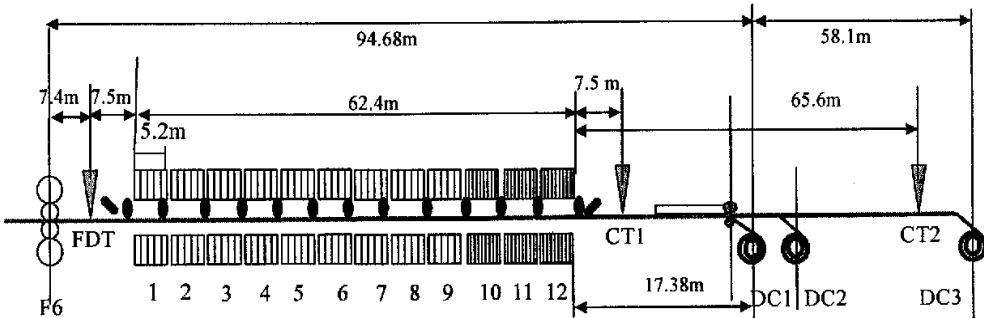


图 2.3 攀钢 1450mm 热连轧机组层流冷却区设备布置简图

Fig. 2.3 Sketch of laminar cooling equipment

表 2.9 HP295 试验钢轧后冷却控制模式
Table 2.9 Cooling mode of HP295 steel test rolling

控冷模式	前段冷却	后段冷却	两段冷却
集管开启方式	1、2、3 10、11、12	1、2、3... 空冷 ... 11、12
工艺特点简述	终轧后快速冷却到目标的卷取温度	终轧后通过空冷方式控制开始冷却温度	终轧后快冷至铁素体相变温度域区内、空冷数秒后经二次快冷至目标的卷取温度

试验过程通过计算机控制并记录相关数据，两段冷却时的中间空冷温度用红外线测温仪监测，试验的热轧板按 GB/T2975 和 GB/T228 标准制样并采用 Instron 拉伸实验机等测定力学性能；采用 Leica 图象分析仪等观测分析微观组织。

3 实验结果及分析

3.1 热模拟试验

3.1.1 CCT 曲线

在 GLEEBLE1500 上测试得 HP295 动态 CCT 曲线如图 3.1 所示。

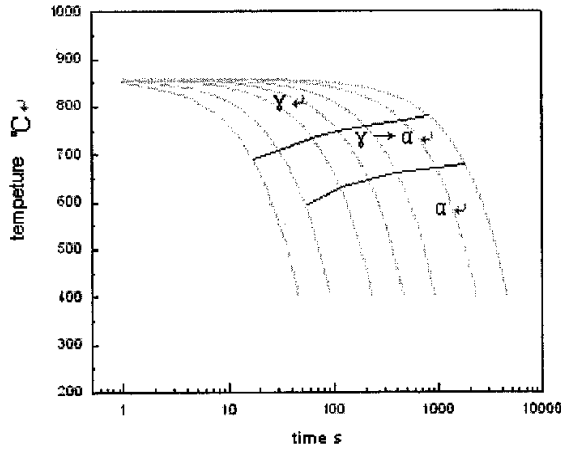


图 3.1 HP295 CCT 曲线

Fig. 3.1 CCT curve of HP295 steel

根据热模拟试验机的冷却能力，以及本次试验的特点，针对 HP295 的组织结构，主要是要确定 HP295 焊瓶用钢在连续冷却时候的奥氏体向铁素体的转变点和奥氏体向珠光体的转变点，所以，部分拐点并没有测量，从本次试验得到的 CCT 曲线可以看出，第一段冷却速度很快的时候，即使排除工业生产上冷却能力的制约因素，所得到的最终组织可能不会是我们所期望得到的组织，而冷却速度过慢时，先析出的铁素体在第一段冷却的同时已经得到了充分的长大，并且由于过冷度小，伴随着粗大的等轴铁素体出现的同时，珠光体的球团也很粗大，此时已经没有必要使其空冷，否则，必然会导致抗拉强度大幅度降低，即使满足了屈强比小于 0.80 的要求，也不能保证抗拉强度的合格率。所以对后段冷却的具体结果，将在后面的实验中加以证明。如果要采用两段冷却的冷却方式，将试样以一个合适的冷却速度，冷却至一个合适的温度点，以提供足够的铁素体晶核，然后给予一定时间的空冷，使铁素体晶粒迅速长大，以增加铁素体含量，这其中有个很关键的温度点，就是第一段冷却的冷后温度，从测得的动态 CCT 曲线上看，最

理想的温度应该是在 720℃ 上下。于是初步将随后要进行的两段冷却的第一段冷却温度定为 720℃，根据试验结果再做调整。

3.1.2 两段冷却热模拟试验

根据 CCT 曲线所确定的温度范围，用热模拟试验机对试样分别进行一段冷却和两段冷却试验，通过改变空冷时间的长短，以考察在两段冷却的方式下，空冷时间的长短对最终组织的影响以及冷却路径对最终组织的影响。

本次试验的金相照片如图 3.2 所示，其中试样 (a) 为 800℃ 变形之后直接以 15℃/s 冷却至 640℃；试样 (b) 为 800℃ 变形后先冷却至 720℃，然后空冷 4s 之后继续冷却至 640℃；试样 (c) 为变形之后先冷却至 720℃，空冷 6s，然后继续冷却至 640℃；本实验中的变形温度以及终冷温度均为 800℃ 和 640℃，区别在于冷却方式以及两段冷却间隔的空冷时间。从本实验的实验结果可以得出在相同的变形温度和终冷温度条件下，不同的冷却路径对组织的影响规律。

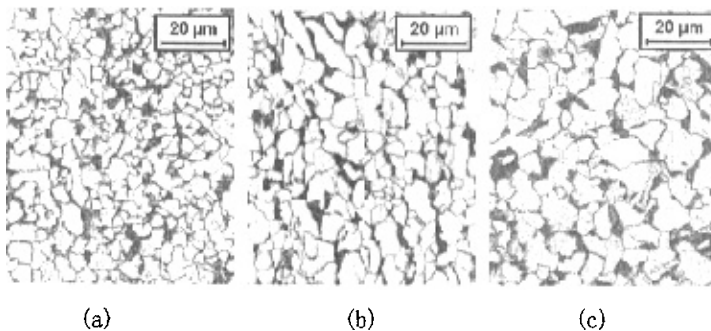


图 3.2 热模拟实验金相照片

Fig. 3.2 Microstructures of thermal simulation test

本次试验的前提是在比较低的温度下给予了很大的压下量，所以在冷却时的形核点非常地多，必然导致晶粒细化。在一段冷却直接从 800℃ 冷至 640℃ 的情况下，晶粒尺寸非常细小，约为 3.41 μm。从图 3.2 (a) 中可以看出，因为冷却速度较快，许多铁素体晶粒形核之后并没有得到充分的长大，平均晶粒尺寸虽然小，但是晶粒大小非常不均匀。图 3.2 (b) 在变形之后，应用了两段冷却，即，第一段冷却至 720℃，然后空冷 4s，在这段时间内，铁素体会迅速的长大，晶粒尺寸约 4.33 μm，在此过程中，在大变形后的形变带上密集形核的铁素体长大速度比正常形核的铁素体长大速度快，从而使最终组织趋于均匀。图 3.2 (c) 是同样的变形条件下，应用两段冷却空冷 6s 得到的最终组织，晶粒都得到了充分的长大，晶粒尺寸约为 6.34 μm 相对均匀且更趋近于等轴状。

试样(a)的珠光体含量为16.33%，从照片中可以看出，大变形后，铁素体在形变带上密集形核之后，如果立即冷却到目标温度，这些铁素体没有充分的时间长大充满周围的空间，从而导致大量珠光体析出。试样(b)的珠光体含量为13.76%，这足以说明在应用两段冷却之后，空冷时间内可以给铁素体以足够的时间析出、长大，铁素体的大量析出必然会减少珠光体可以转变的空间，使珠光体含量降低。试样(C)的珠光体含量为11.17%。这说明在两端冷却中，随着空冷时间的增加，铁素体含量增加，珠光体的含量会减小。在实际生产中，空冷时间必须合理控制，从而使铁素体和珠光体的含量达到合理的配比，才可以得到理想的性能。

3.2 实验室轧制试验结果及分析

3.2.1 终轧温度对强度以及屈强比的影响规律

通过实验室轧制试验，我们获得终轧温度对抗拉强度和屈服强度的影响规律，如图3.3所示。

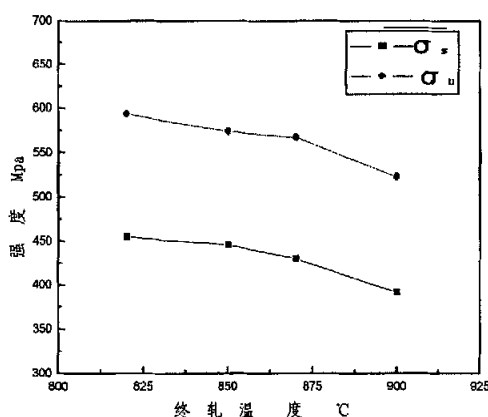


图 3.3 终轧温度对强度的影响规律

Fig. 3.3 Effect of finish rolling temperature on intensity

由试验所得的数据可以看出，随着终轧温度的升高，抗拉强度和屈服强度有所降低，但是从图 3.4 可以看出，由于抗拉强度和屈服强度降低的幅度不同，屈强比值随着终轧温度的升高而降低，这将有利于提高成型性。这是因为，终轧温度越低，铁素体晶粒的形核点就越密集，在最终的组织上体现为晶粒尺寸越小，晶粒细化的效果自然增加，抗拉强度和屈服强度同时提高，但是晶粒细化对屈服强度的影响幅度大于对抗拉强度的影响，即，晶粒越细，屈强比越高。但是依靠铁素体的长大来降低屈强比是以牺牲抗拉强度和屈服强度为代价的，在细晶粒铁素体/珠光体钢的生产中，屈强比往往和强度值是一

对矛盾,在制定生产工艺的时候,需要找到一个平衡点,使产品在抗拉强度和屈服强度都合格的情况下,还具备较低的屈强比。

针对这一想法,可以尝试在比较低的终轧温度下进行终轧,但是对终轧过后的冷却方式加以控制,通过对冷却路径的改变来调节铁素体的百分含量,使钢板最终既具备相对较高的抗拉强度和屈服强度,又具备合格的屈强比。

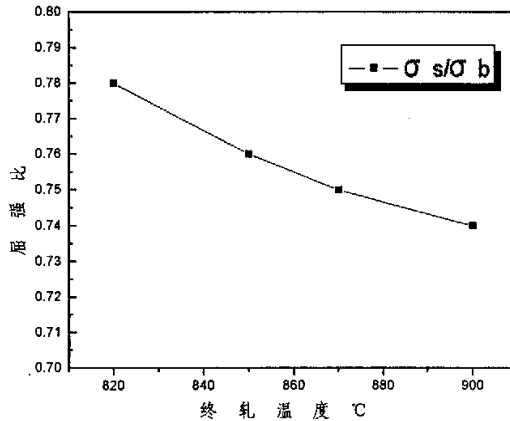


图 3.4 终轧温度对屈强比的影响

Fig. 3.4 Effect of finish rolling temperature on yield ratio

3.2.2 终冷温度对强度以及屈强比的影响规律

对于热轧带钢来说,控制冷却周期的主要工艺参数就是控制终冷温度即所谓的卷取温度,奥氏体晶粒向铁素体的转变并非在快速冷却中全部完成,其相当部分是在卷取温度下的缓慢冷却过程中完成的,因此,卷取温度对钢材的组织性能的影响实质上应该理解为是相变转变温度的影响。

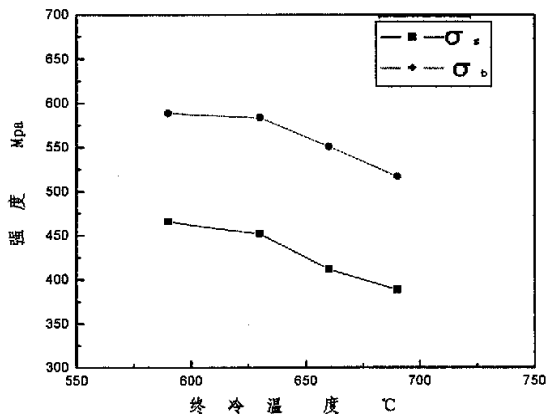


图 3.5 终冷温度对抗拉强度和屈服强度的影响规律

Fig. 3.5 Effect of final cooling temperature on tensile strength and yield strength

图 3.5 是终冷温度对抗拉强度和屈服强度的影响规律,由图可以看出,随着终冷温

度的升高，抗拉强度和屈服强度都降低。屈强比也随之降低（如图 3.6）。同样，终冷温度的高低在一定程度上决定了最终组织的铁素体尺寸和铁素体形态，产品如果在较高的终冷温度下卷取，就可以给铁素体足够的时间长大，有利于增加铁素体含量，降低屈强比，较低的终冷温度会导致晶粒细化，对于 HP295 焊瓶用钢而言，当终冷温度低于 600℃时，就会有贝氏体组织出现，使得钢材的冷成型性能恶化，所以在冷却工艺的制定中，选择合适的终冷温度也是非常重要的。

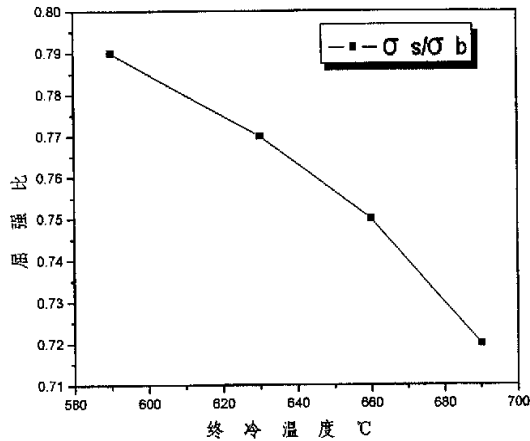


图 3.6 终冷温度对屈服比的影响

Fig. 3.6 Effect of final cooling temperature on yield ratio

图 3.7 是在不同终冷温度时的金相组织。

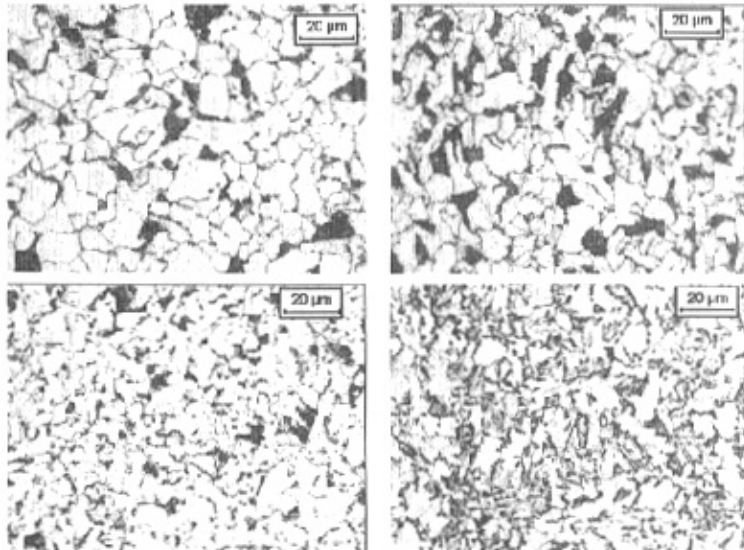


图 3.7 不同终冷温度时的金相组织

Fig. 3.7 Microstructure of HP295 steel under different final cooling temperature

由图 3.7 可以看出,不同终冷温度所对应的金相组织有比较明显的区别,随着终冷温度的降低,铁素体的晶粒尺寸有减小的趋势,而珠光体含量相对增加,同时铁素体形态也发生了微小的变化,终冷温度较高时,铁素体有足够的时间长大,其形态更趋近于等轴状,当终冷温度低于 600°C 的时候将出现贝氏体相,这些组织导致强度增加,延伸率下降,屈强比升高,使最终产品的冷成型性严重恶化,所以我们认为在生产 HP295 这种对冷成型性能要求很高的产品时,不宜让卷取温度太低。

3.2.3 冷却路径对强度以及屈强比的影响规律

在前面试验的基础上,在 840°C 终轧的情况下,对钢板分别进行了前段冷却和两段冷却。得到的最终金相组织如图 3.8 所示。

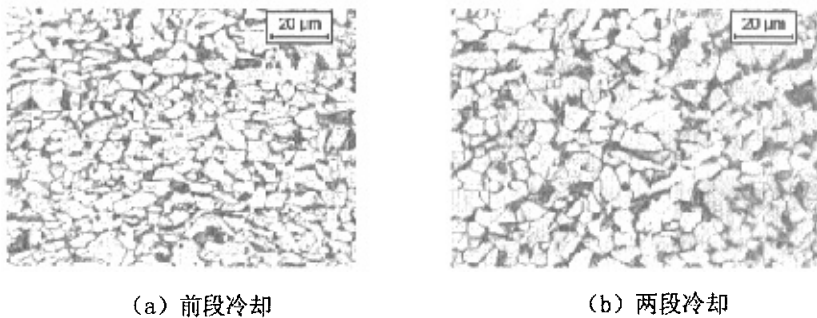


图 3.8 前段冷却和两段冷却的晶相照片比较

Fig. 3.8 Microstructure of steel cooled by fore-stage cooling and two-stage cooling

图 3.8 (a) 是在 840°C 终轧之后,直接冷却到 640°C 时候的组织,由图我们可以看出,晶粒相对比较细小,但是组织并不均匀,许多在形变带上形核的晶粒在相对比较大的冷速下迅速冷却到卷取温度的时候,没有足够的时间长大。这样,平均晶粒尺寸比较细。图 3.8 试样 (a) 的屈服强度为 389Mpa ,抗拉强度为 483Mpa ,屈强比为 0.80。

图 3.8 试样 (b) 是在 840°C 终轧之后,第一段冷却到 720°C ,空冷数秒之后通过第二段冷却冷却至 640°C ,从照片上我们可以看出,最终组织与前段冷却得到的组织相比,虽然铁素体的晶粒尺寸较前段冷却所得到的晶粒尺寸稍大,但铁素体晶粒相当均匀且更趋近于等轴状。此试样的屈服强度为 334Mpa ,抗拉强度为 449Mpa ,屈强比为 0.74。力学性能比较理想。

3. 3 第一次工业实验

3.3.1 金相组织及分析

根据攀钢现有的生产条件以及工艺参数，参考热模拟试验中测出的 HP295 钢的 CCT 曲线，可以得到铁素体转变以及珠光体转变的温度区间，并以此确定了精轧机组的主要工艺参数，进行了第一次工业实验，实验结果如表 3.1 所示。

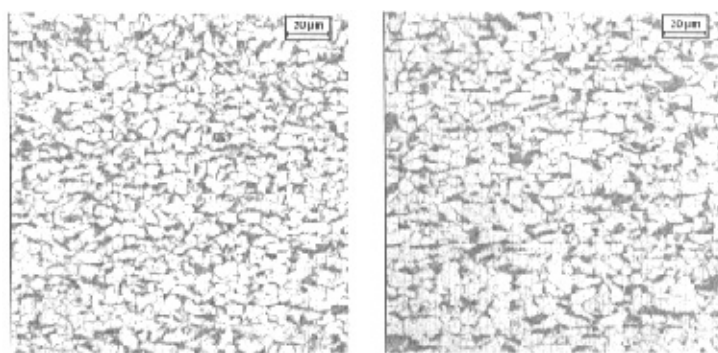
表 3.1 第一次工业实验工艺参数及实验结果

Table 3.1 Process parameter and mechanical properties of first industrial test rolling

试样 编号	精轧开 轧温度 (°C)	终轧 温度 (°C)	卷取 温度 (°C)	冷却方式	σ_s (Mpa)	σ_b (Mpa)	σ_s/σ_b	δ_5 (%)	晶粒度 级别
0105	980	845	640	前段冷却	415	505	0.82178	37	12.0
0106	980	845	640	两段冷却	405	505	0.80198	35	11.5
0108	950	840	690	前段冷却	365	485	0.752577	41	11.0

表 3.1 中的 0105 号试样为正常工艺的前段冷却+640°C 卷取，0106 号试样为两段冷却+640°C 卷取，0108 号试样为前段冷却+690°C 卷取，表中数据显示三种不同工艺条件下的强度指标和塑性指标都达到了 GB6653 标准的要求，但屈强比间的差值却比较大。05 号试样 $\sigma_s/\sigma_b = 0.82$ ；06 号试样 $\sigma_s/\sigma_b = 0.80$ ；08 号试样 $\sigma_s/\sigma_b = 0.75$ ，由此可见在相同的化学成分和粗精轧条件下，仅通过改变轧后冷却条件也可以达到降低屈强比的目的。

实验结果表明：C 当量为 0.28 的 01 炉钢，在表 2.5、表 2.6 所示的粗精轧条件下，按现行工艺的 640°C 卷取，如将前段冷却改为两段冷却方式可使屈强比由较高的 0.82 降到 0.80；而将卷取温度由 640°C 提高到 690°C 则可以将屈强比降低到 0.75 左右。从表 3-1 的晶粒度评级中可以看出改变冷却工艺后晶粒度由 12 级依次降到 11.5 和 11 级，图 3-9 是与其对应的室温金相组织，由图 3.9 (a) 可见采用两段冷却+640°C 卷取工艺后获得的铁素体晶粒为等轴、均匀的细晶粒组织，铁素体晶粒尺寸约为 8.46 μm ，铁素体含量高达 87.04%；由图 3.9 (b) 可见采用前段冷却+690°C 卷取工艺后得到略为粗大的铁素体+珠光体组织，铁素体晶粒尺寸约为 12.3 μm ，铁素体含量为 79.80%。可以认为两段冷却方式使屈强比降低的原因是钢中铁素体百分含量增加带来的积极效果，而卷取温度提高使屈强比降低的原因是纯粹的铁素体晶粒尺寸增大所致。



(a) 两段冷却+640℃卷取 (b) 前段冷却+690℃卷取

图 3.9 改变冷却工艺后 01 炉热轧带钢的室温组织

Fig. 3.9 Microstructure of 01 batch steel cooled by new process

表 3.2 是 02 炉钢的工业试验条件与力学性能测试结果，表中 0204、0205、0207 号试样是将卷取温度提高到 660℃后前段、后段和两段冷却效果的试验比较；0209 号试样是卷取温度提高到 690℃并采用两段冷却方式时的力学性能。从表中数据可以看出碳当量为 0.27 的 02 炉钢，按表 2.5、2.6 所示的工艺粗精轧，在试验的几种冷却工艺条件下，钢板的力学性能范围为：屈服强度 $\sigma_s=355\sim370\text{MPa}$ 、抗拉强度 $\sigma_b=465\sim485\text{MPa}$ 、延伸率 $\delta_5\%=35\sim38\%$ ，屈强比 $\sigma_s/\sigma_b=0.75\sim0.78$ ，屈服强度和抗拉强度的匹配比较合理，屈强比显著降低。由此可见，在攀钢目前的化学成分和粗精轧条件下，最简单易行的措施是：将钢板的目标卷取温度由现行的 640℃提高到 660℃~680℃，则各项力学性能指标不仅能够达到 GB6653 和攀钢企业标准的要求，而且具有足够的富余量。这样将有助于提高屈强比的总体合格率。

表 3.2 02 炉 HP295 工业实验条件与力学性能

Table 3.2 Process parameter and mechanical properties of industrial test rolling

试样 编号	成品 厚度 (mm)	精轧 开轧 温度 (℃)	终轧 温度 (℃)	卷取 温度 (℃)	冷却方式	σ_s (Mpa)	σ_b (Mpa)	σ_s/σ_b	δ_5 (%)	晶粒 度级 别
0204	2.5	980	850	660	前段冷却	370	485	0.762887	35	11.0
0205	2.5	980	850	660	后段冷却	355	465	0.763441	37	11.5
0207	2.5	980	850	660	两段冷却	370	470	0.787234	38	11.5
0209	2.5	980	850	690	两段冷却	360	480	0.75	36	11.0

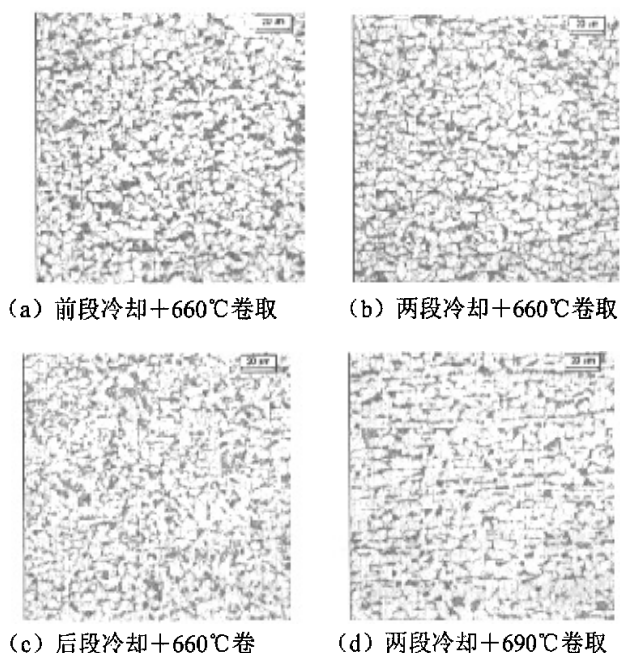


图 3.10 改变冷却工艺后 02 炉热轧带钢的室温组织

Fig. 3.10 Microstructure of 02 batch steel cooled by new process

图 3.10 是与表 3.2 试样号相对应的带钢室温组织，0204、0207、0205、0209 试样对应的组织分别为(a)、(b)、(c)、(d)，从图中可以看出几种不同冷却工艺所得到的钢材室温组织都是典型的铁素体+珠光体组织，但仔细观察却发现它们之间存在某些微妙的差别。

图 3.10 中 (a) 与 (b) 粗精轧条件相同、卷取温度相同，只是中间的冷却过程不同，(a) 是常规的一段冷却方式，而 (b) 所采用的两段方式是钢带终轧后先通过开启第 1、2、3 组集管，在冷速大于 30℃/S 的前提下迅速将其快冷到 720℃左右，然后通过关闭第 4~9 组集管使钢带在近于空冷的条件下缓慢冷却 3~4 秒，最后再通过开启第 10、11、12 组集管将钢带快冷到卷取的目标温度。

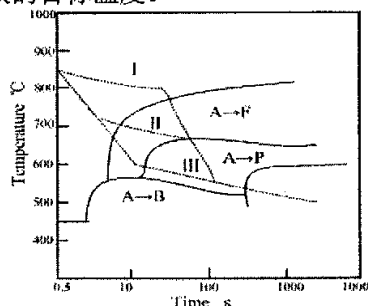


图 3.11 不同冷却模式示意图

Fig. 3.11 Sketch of different cooling mode

这种冷却模式大致如图 3.11 中曲线 II 所示, 在铁素体+珠光体钢的控冷中所希望达到的效果是: 第一次冷却时通过增加过冷度促进铁素体形核、增加相变驱动力, 当钢材冷却到有利于铁素体转变的某个温度区域时终止冷却并持续短时间的空冷是为了促进铁素体的大量析出、增加铁素体百分含量, 由于铁素体析出量的增大必然使铁素体中的碳向未转变的奥氏体中富集, 因此第二次快速冷却将起到两个作用, 其一是抑制铁素体的继续长大, 其二是促进高碳浓度奥氏体的珠光体相变过程, 获得强韧性好且弥散分布的珠光体组织, 两段冷却过程的综合效果将导致铁素体均匀长大、百分含量增大, 从而使钢材屈服强度稍有降低; 而高碳浓度奥氏体的珠光体相变产物则可能使抗拉强度不降或有所提高, 达到降低屈强比的目的。比较图 3.10 (a)、3.10 (b) 照片可观察到两段冷却的这种明显效果, 相同卷取温度时, 一段冷却 (a) 所获得的铁素体晶粒较细, 但晶粒大小分布不均, 由于小晶粒所占的比例较大, 所以平均晶粒尺寸较小, 约为 $7.44\mu\text{m}$; 另外由于一段冷却过程不可能给小晶粒提供足够的长大时间, 铁素体析出过程对珠光体的析出形态的影响相对较弱, 因此一段冷却 (a) 所获得到的珠光体球团较为粗大、弥散性差、百分含量高, 约为 17.36%。而两段冷却 (b) 由于上述的原因, 其铁素体晶粒尺寸虽然稍有增大, 约为 $8.77\mu\text{m}$, 但铁素体晶粒的大小分布非常均匀且多数为等轴状, 另外其珠光体球团细小、弥散性好、百分含量低, 约为 15.53%。由此可见实施两段冷却工艺, 不仅可使钢材的铁素体百分含量得到有效提高, 而且可以获得相对均匀的等轴状铁素体+珠光体组织, 这对降低焊瓶钢的屈强比有利, 想必对提高应变硬化指数 n 值和塑性应变比 r 值等成型性指标也有益处。对照图 3.9 (a) 01 炉钢两段冷却+ 640°C 卷取时的金相照片也有相同的组织特征, 说明本次对攀钢焊瓶钢实施两段冷却工艺的试验研究达到了预期的效果。

图 3.10(d)是两段冷却+ 690°C 卷取时的室温组织。试验目的是借助两段冷却和提高卷取温度的综合效果, 进一步降低屈强比, 由表 3.2 中 0209 号试样的数据显示, 本工艺条件下可达到的力学性能为: $\sigma_s=360\text{MPa}$ 、 $\sigma_b=480\text{MPa}$ 、 $\delta_5\%=36\%$, 屈强比 $\sigma_s/\sigma_b=0.75$, 是本轮试验的最低值。金相分析结果是: 铁素体晶粒尺寸 $10.50\mu\text{m}$, 珠光体含量 16.31%, 呈轻微的带状分布, 具有一般热连轧钢板相同的显微组织特征。由一段冷却后检测的温度为 745°C 判定, 轻微带状形成的原因可能是一段冷却速度不足所致, 改善的措施之一是增加一段冷却集管水量、严格控制一段冷却终了温度为 720°C 左右, 另一措施是通过提高终轧温度来保证一段冷却速度。根据实验室的试验结果, 适当提高终轧温度不但有利于减少带状组织还可以达到降低屈强比的目的。

图 3.10(c)是后段冷却+ 660°C 卷取时的室温组织。所谓后段冷却是通过关闭第 1、2、

3…组集管,使钢材在终轧后的较高温度下空冷至某一温度范围后,再通过开启…10、11、12组集管将钢材快冷到目标的卷取温度,其冷却模式大致如图4中曲线I所示。这种冷却方式在以细晶强化为主的钢材生产中忌讳使用,因其在终轧后的较高温度下空冷,将使奥氏体中残余的变形缺陷得到回复,减弱形变诱导相变的效果,造成铁素体晶粒粗化,由图3.10(c)可以看到这种结果。采用后段冷却方式+660℃卷取所得到的铁素体晶粒直径为10.06μm、珠光体含量为16.45%,该组织条件下屈强比同样可以降到0.76的较低水平,其原因除铁素体粗化带来的影响外,冷却开始温度降低导致铁素体固溶碳含量降低、从而使铁素体基体中可移动位错密度增大也是屈强比降低的重要原因之一。针对攀钢1450mm机组的特点,精轧机组难于实现升速轧制,轧制薄规格钢板时终轧温度过低,也许是造成屈强比超标的原因之一,从保证屈强比合格率的角度考虑,象焊瓶钢这样要求成型性的钢种、通过后段冷却方式调整屈服强度和抗拉强度的合理匹配也值得深入探讨。

3.3.2 透射电镜照片及分析

为了在微观上研究冷却路径对屈强比的影响规律,我们通过透射电镜来观察位错和珠光体形态。从02炉中抽取0204,0207,0205试样进行观察,从而对比前段冷却,后段冷却和两段冷却对微观组织的影响规律。

(1) 珠光体形态

珠光体的金相形态是铁素体和渗碳体交替排列成的层片状组织,这种组织的粗细取决于珠光体形成时的温度条件,过冷度越大,转变温度越低,珠光体就越细;珠光体的片层间距也决定于珠光体形成时的温度条件,随着过冷度的增大,奥氏体转变成珠光体的温度越低,则片层间距越小,有人更据大量的实验数据提出了如下经验公式^[17]:

$$s_0 = \frac{8.02}{\Delta T} \times 10^3 \text{ nm} \quad (3.1)$$

而珠光体的机械性能主要取决于珠光体的片间距,珠光体的硬度和断裂强度与片间距的关系如图3.12所示。

如图所示,珠光体的硬度和断裂强度均随片间距的缩小而增大。这是因为珠光体在受外力拉伸时,塑性变形基本上在铁素体片内发生,渗碳体则有组织滑移的作用,滑移的最大距离就等于片间距,片间距越小,铁素体和渗碳体的相界面就越多,对位错运动的阻碍就越大,因而硬度和强度都增高。

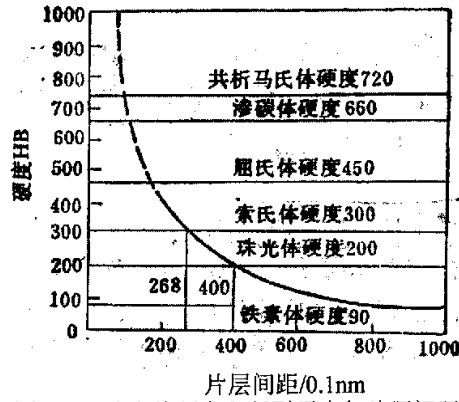


图 3.12 珠光体硬度和断裂强度与片层间距的关系

Fig. 3.12 Relationship between pearlite hardness and lamellar separation

珠光体的塑性也随着片间距的减小而增大，这是因为片间距越小，铁素体和渗碳体片就越薄，从而使塑性变形能力增大。此外，片间距较小时，珠光体中层片渗碳体是不连续的。因此，相变温度低的层片状珠光体具有更高的极限塑性，从而反映出了更大的断面收缩率

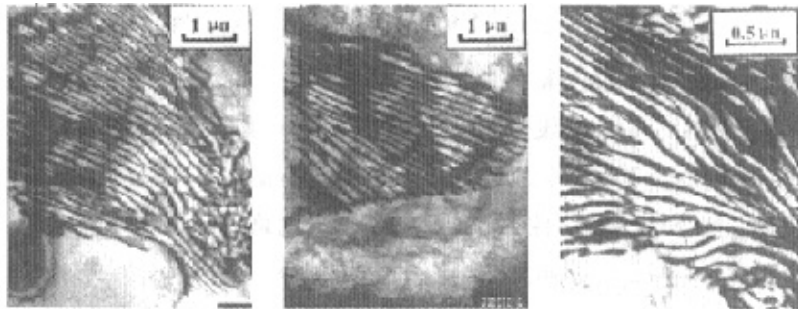


图 3.13 前段冷却+660°C卷取时的珠光体形态

Fig. 3.13 Pearlite profile of hot strips cooled by fore-stage cooling and coiled at 660°C

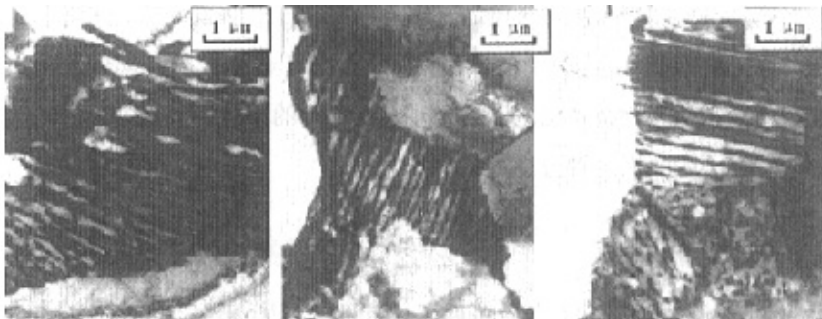


图 3.14 两段冷却+660°C卷取时的珠光体形态

Fig. 3.14 Pearlite profile of hot strips cooled by two-stage cooling and coiled at 660°C

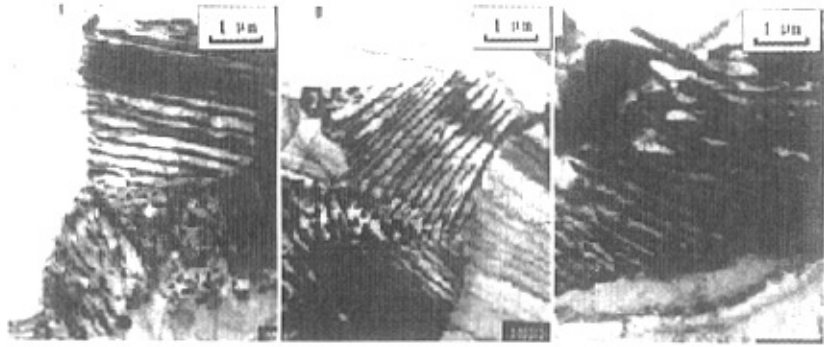


图 3.15 后段冷却+660℃卷取时的珠光体形态

Fig. 3.15 Pearlite profile of hot strips cooled by aft-stage cooling and coiled at 660°C

图 3.10 (a)、(b) 两种不同冷却状态下的珠光体微观形态如图 3.13、3.14 的透射电镜照片所示。由图可见，两段冷却 (b) 所获得的珠光体球团相对较小且碳化物片层较厚，这是由于两段式冷却过程中，一段冷却的效果主要是通过增加过冷度提高相变驱动力，促进铁素体形核，当钢材冷却到有利于铁素体转变的临界温度区域时终止冷却并持续短时间的空冷是为了促进铁素体的大量析出、增加铁素体百分含量，由于铁素体析出量的增大必然使铁素体中的碳向未转变的奥氏体中富集，因此二段快速冷却将起到两个作用，其一是抑制铁素体的继续长大，其二是促进高碳浓度奥氏体的珠光体相变过程，获得强度较高且弥散分布的珠光体组织。如图 3.15 所示后段冷却的珠光体片层间距就比较大，因为在终轧结束后并没有给予冷却而是让奥氏体及先析出的铁素体晶粒自由长大，相对于前段冷却和两段冷却而言，碳原子向未转变的奥氏体内富集的速度减小，总富集量减少，且由于奥氏体向铁素体相变温度区间内总的冷却速率有所降低，从而导致珠光体的片层间距增大，其硬度和强度都会比两段冷却和前段冷却得到的珠光体低。由此我们可以推断用后段冷却的方式来降低屈强比在细晶粒铁素体/珠光体钢的生产中并不适用。因为后段冷却中钢材终轧结束后没有足够的过冷度来促进形核，形核点少，已形核的铁素体晶粒有很大的长大空间，同时因为温度很高导致长大速度非常快，最终会导致铁素体晶粒粗大，再加上珠光体的强度也低，虽然可以达到降低屈强比的目的，但是很大程度上是以降低抗拉强度和屈服强度为代价的，因此，在攀钢的 HP295 焊瓶用钢生产中，我们不主张用这种方式来降低屈强比。

(2) 位错形态

金属的变形主要是通过原有微错的运动和许多附加位错的产生而进行，所以位错的形态和密度也是影响金属变形抗力的一个非常重要的因素。

金属材料的流变应力（以及屈服强度）与位错之间的关系为^[17]：

$$\tau = \alpha \mu b \rho^{\frac{1}{2}} \quad (3.2)$$

其中 α 为比例系数。这一关系已经得到了大量实验事实的证明。关于位错强化效果的理论，目前已经提出了许多，比如说：

(a) 林位错理论 (forest dislocation) : 当一个滑动位错在晶体中运动时，邻近的所有位错都有一个空间分布的应力场与它作用，这就产生了组织位错运动的长程应力。由位错理论可以得知，这种长程应力主要来自于与滑动位错平行的位错（即林位错）的作用，设林位错的间距为 x ，林位错与滑动位错的柏氏矢量均为 \bar{b} ，则滑动位错所受的作用力大小为：

$$\tau_s = \alpha_s \frac{\mu b}{x} = \alpha_s \mu b \rho^{\frac{1}{2}} \quad (3.3)$$

其中， ρ 为林位错的面密度，故 $x = \rho^{-\frac{1}{2}}$ 。

(b) 网长度理论(mesh length): 晶体位错在位错胞壁处将与滑动位错作用而形成了一个缠结的位错网络，滑动位错的两端与位错胞壁联结而被牢固的钉扎，必须要提供比较大的作用力才可以让滑动位错弓出而继续运动。显然，滑动位错所受的作用力与网络的长度成正比。

$$\tau_m = \alpha_m \frac{\mu b}{x} = \alpha_m \mu \rho^{\frac{1}{2}} \quad (3.4)$$

其中 ρ 为林位错的密度， $x = \rho^{-\frac{1}{2}}$ 。

材料通过基体中分布有细小弥散的第二相质点而产生的强化方法叫做第二相强化或者分散强化，第二相质点的尺寸可以从几个 nm 到 mm 的数量级。第二相质点与运动位错之间产生相互作用，从而可以导致屈服强度和流变应力的提高。根据第二相质点与运动位错的相互作用的特点，可以将其作用机制分为两种，一种是位错不进入质点，只是绕过它并在周围留下位错环，这被称之为 Orowan 机制或者绕越机制(如图 3.16 所示)，第二种是位错穿过即切过质点，我们通常称之为切过机制。

根据攀钢 HP295 焊瓶用钢的显微组织特点，这里主要介绍一下 Orowan 机制，根据这一理论，当质点的强度足以抵抗位错作用在上面的局部应力而不发生切变或者断裂时，位错的运动将受到阻碍，位错线只能按照图 3.16 那样从质点之间弓出，最后继续运动，在质点周围留下位错环^[34]。

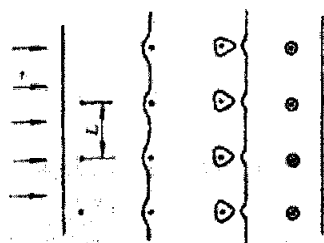
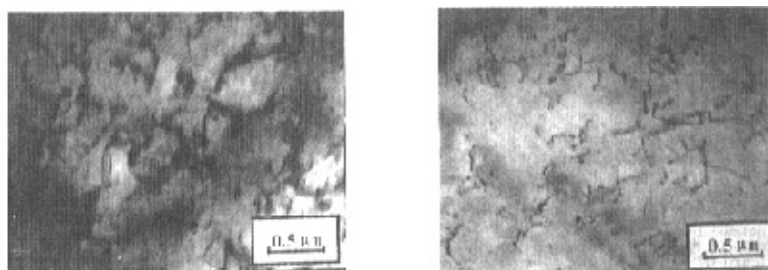


图 3.16 Orowan 机制示意图

Fig. 3.16 Diagrammatic sketch of Orowan rule

图 3.17 是图 3.10 (a)、(b) 两种不同冷却模式时铁素体晶内的位错形貌。



(a) 前段冷却+660℃卷取

(b) 两段冷却+660℃卷取

图 3.17 不同冷却工艺下试验钢 TEM 照片

Fig. 3.17 TEM photographs of test steels under different cooling process

由图 3.17 可见，两段冷却过程所形成的铁素体晶内位错密度较低。这不难说明，两段冷却过程不仅可使钢材的铁素体百分含量得到有效提高，而且可以获得相对均匀的等轴状铁素体、且铁素体晶内位错密度降低，根据前面所述各种理论，低位错密度可以使钢材屈服强度稍有下降；而高碳浓度奥氏体的珠光体相变产物则可能使抗拉强度不降或有所提高，从而达到降低屈强比的目的。

3.3.3 自然时效试样的力学性能分析

表 3-3 是 02 炉 HP295 钢工业试验料、经过 25 天自然时效后复验的力学性能。对照表 3-2 的初检数据，总的趋势是屈服强度和抗拉强度均有不同程度的降低，因而屈强比也随之有所变化，其中一段常规冷却的试样屈强比波动值较大，如：前段冷却+660℃卷取的 0204 号试样初检屈强比为 0.763 而复检屈强比为 0.813，两次检验值相差 0.05，除检测条件不同可能带来的误差以外，不同冷却路径形成的晶粒组织内，碳、氮原子浓度不同、热激活能不同、时效过程中对位错的钉扎效果也同是引起屈强比波动的主要原因。但值得注意的是两段冷却的试样初检与复检时的屈强比基本没有变化，波动值为 10^{-2} 级，这说明两段冷却的试样具有更为稳定的屈强比值，其微观机制有待于深入研究。

表 3.3 02 炉 HP295 钢自然时效后的力学性能
Table 3.3 Mechanical properties of 02 batch steel after aging test

试样 编号	σ_s Mpa	σ_b Mpa	σ_s/σ_b	δ_5 (%)	纵向	应变	铁素	珠光
					塑性	硬化	体晶	体百
					应变	指数	粒尺	分含
					比 r	n 值	寸 μ m	量%
0204	366	450	0.813	36.4	0.80	0.19	7.44	17.36
0205	353	447	0.790	40.6	0.84	0.19	10.06	16.45
0207	352	449	0.784	38.4	0.84	0.20	8.77	15.53
0209	353	467	0.756	38.6	0.80	0.21	10.50	16.31

从表 3.3 中还可以看出, 两段冷却方式对提高应变硬化指数 n 值和塑性应变比 r 值也有积极的作用, 表中 0204 号试样为常规的前段冷却+660℃卷取, 纵向塑性应变比 r 值为 0.80, 应变硬化指数 n 值为 0.19; 而 0207 号试样为两段冷却+660℃卷取, 纵向塑性应变比 r 值为 0.84, 应变硬化指数 n 值为 0.20, 可见在化学成分、初精轧条件和卷取温度等均相同的条件下, 采用两段冷却方式更有利于提高焊瓶钢板的冷成型性能。

3.4 第二次工业实验

在第一阶段的生产试验以及试验室试验中, 已经肯定了利用两段冷却方式对降低 HP295 焊瓶用钢屈强比的积极作用, 在此基础上, 结合攀钢热轧厂的具体生产条件, 对终轧温度和卷曲温度等热轧工艺参数进行了适当调整, 如: 目标卷曲温度从原工艺规程的 640℃提高到 660℃, 终轧温度由原工艺规程的 840℃向上调整了 20-30℃, 其中, 50720600 号钢最终产品的力学性能抽样检验结果如表 3-4 所示:

表 3.4 第二次工业试验的工艺参数及试验结果

Table 3.4 Process parameter and mechanical properties of second industrial test

试样 编号	冷却方式	终轧温 度℃	卷取温 度℃	σ_s MPa	σ_b MPa	σ_s/σ_b	平均塑	应变硬
							性应变	化指数
							比 r	n 值
C1	前段冷却	870	660	358	478	0.74	0.9749	0.2109
C2	两段冷却	870	660	334	465	0.72	0.9852	0.2123
C3	两段冷却	870	660	351	480	0.72	0.9515	0.2191
C4	两段冷却	840	660	349	473	0.73	0.8905	0.2201

由表 3.4 可以看出, 在终轧温度均在 870℃, 卷取温度为 660℃时, 利用前段冷却所得到的产品屈强比平均值为 0.74, 而用两段冷却方式所得到的产品屈强比平均值为 0.72, 降低了 0.02, 在同样应用了两段冷却方式而终轧温度不同的抽检样中, 还可以看到提高终轧温度对降低屈强比也起到了积极作用, 当终轧温度为 840℃时, 采用两段冷

却方式可将屈强比的平均值降低至 0.73，而终轧温度为 870℃时，同样是采用两段冷却方式则可将屈强比的平均值降低至 0.72。

将表 3-4 的数据与第一次工业试验的结果对比后发现，利用改进后的工艺生产的产品，塑性应变比 r 值由原来的 0.80-0.84 的水平上升到了 0.89-0.97 的水平，应变硬化指数 n 值达到 0.21-0.22，并且拉伸试验的延伸率都在 33%以上，这表明采用调整后的生产工艺所生产的 HP295 焊瓶用钢已经具备良好的综合力学性能。 r 值所表示的意义可以表述如下： r 值越大，板料在宽向容易变形，而在厚向不容易变形，这样一来，板料在冲压的过程中就会以板面方向的变形来抵抗破裂，从而表现为良好的冲压性能， n 值越高，材料就不容易出现细颈，杯突性能就好，所以从 r 值和 n 值的检测结果以及屈强比的平均值来看，调整后的工艺非常有利于提高 HP295 焊瓶用钢的冷成型性。

第二次工业试验抽检试样的金相照片如图 3.18 所示。

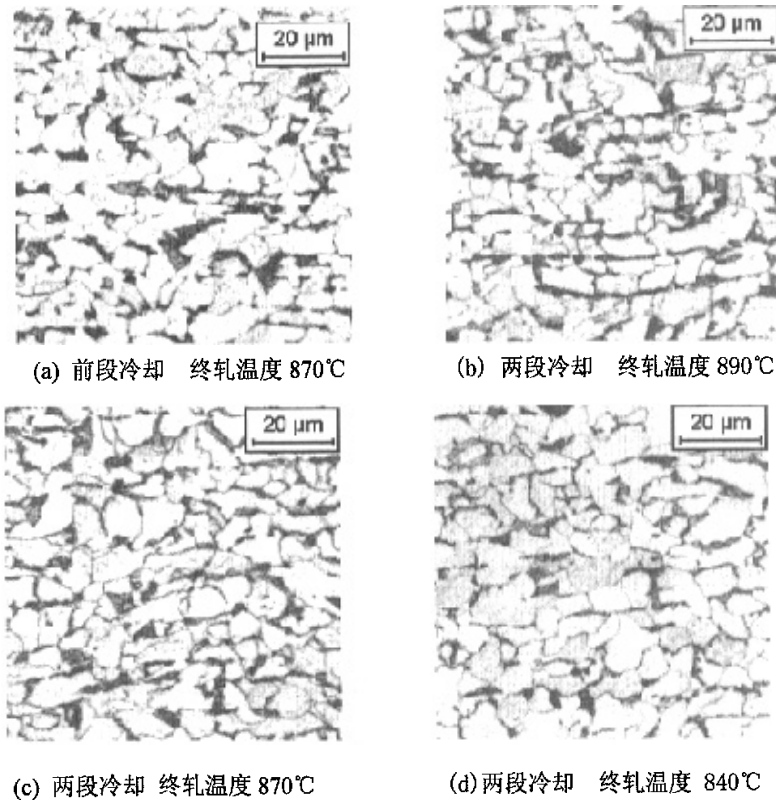


图 3.18 第二次工业试验金相照片

Fig. 3.18 Microstructure of second industrial test rolling

从照片中可以看出，图 3.18 (a) 为 870℃终轧之后用传统的前段冷却工艺直接冷至 640℃试样的组织，铁素体大小约 $7.70\mu\text{m}$ ，其主要特点是铁素体晶粒相对比较粗大且不均匀，同时珠光体球团也相对粗大，分散亦不均匀，珠光体含量约为 18.94%。和在同样

870℃终轧、但应用了两段冷却的图 3.18 (c) 试样相对比就可以看出, 图 3.18 (c) 铁素体尺寸约 $7.74\ \mu\text{m}$, 就晶粒的均匀分布而言, 应用两段冷却所得到的组织要优于前段冷却所得到的组织, 并且两段冷却得到的组织中避免了局部异常粗大的珠光体球团的产生, 珠光体整体上细小且分布弥散, 其性能上也体现出了一定的差异, 前段冷却的产品屈服强度为 358Mpa, 抗拉强度为 478Mpa, 而两段冷却得到产品的屈服强度为 351Mpa, 抗拉强度为 480Mpa, 与前段冷却相比, 屈服强度降低了, 而抗拉强度升高了, 从而使屈强比也从 0.74 降至 0.72, 这一试验结果也充分证明了两段冷却通过改善组织的均匀性和珠光体的弥散分布而带来的积极效果。图 3.18 (b) 和图 3.18 (d) 分别为终轧温度为 890℃ 和 840℃ 的时候应用两段冷却所得到的组织, 可以看出, 890℃ 终轧之后应用两段冷却得到的组织并不是非常均匀, 比较粗大和部分较小的铁素体晶粒共存, 铁素体平均尺寸约 $7.51\ \mu\text{m}$ 。这是因为终轧温度高, 先析出的铁素体在进入冷却区之前就已经开始迅速长大, 且温度较高的情况下, 相邻晶粒取向比较相似的晶粒很容易合并成一个比较大的晶粒, 这是造成晶粒粗大的主要原因, 相比之下, 840℃ 终轧后应用两段冷却得到的组织非常理想, 晶粒呈等轴状而且均匀分布, 铁素体平均尺寸约 $7.49\ \mu\text{m}$, 珠光体含量约为 13.6%, 是这一批试验中的最低值, 珠光体球团弥散且细小, 屈强比平均值为 0.73, 具备非常好的冷成型性, 这是因为终轧温度比较低的时候, 未再结晶的奥氏体内产生了大量的形变带, 铁素体会在这些形变带上密集形核, 也就是我们经常提到的形变诱导铁素体 (Deformation Induced Ferrite), 在较低温度的热加工过程中, 未再结晶奥氏体晶粒内部出现的形变带上, 位错密度非常高, 相变驱动力非常大, 而晶界处的位错密度一般相对较低, 在随后的冷却过程中, 如果一段冷却冷至适合铁素体长大的温度范围内, 给予一定的空冷时间, 则这段时间内无论是晶界处析出的铁素体还是形变带上析出的形变诱导铁素体都会长大, 但是因为晶界上形核的铁素体周围位错密度比较小, 相对形变带上形核的铁素体而言长大速度比较小, 在这段时间内, 形变诱导铁素体本来细小的晶粒因为具备很高的长大速度迅速长大, 迅速的充满了未形核区域并且和相邻的晶粒发生碰撞, 在这一过程中, 碳原子也迅速的向未发生相变的区域聚集, 在进行了第二段冷却之后, 析出细小且弥散的珠光体组织, 具备高碳浓度的珠光体球团具备相对更高的强度和硬度, 而相对均匀分布的细小铁素体又使组织具备很高的铁素体百分含量, 最终达到了降低屈强比的作用。

4 应用情况总结

4.1 工艺改进前生产状况

2004年一月份到八月份,攀枝花钢铁集团热轧厂生产的HP295焊瓶用钢采用原有的工艺生产,屈强比不合格的问题非常严重,批量生产的检验合格率仅80%左右,综合力学性能差,图4.1为2004年1~8月份焊瓶钢HP295屈强比初验不合格情况统计情况。

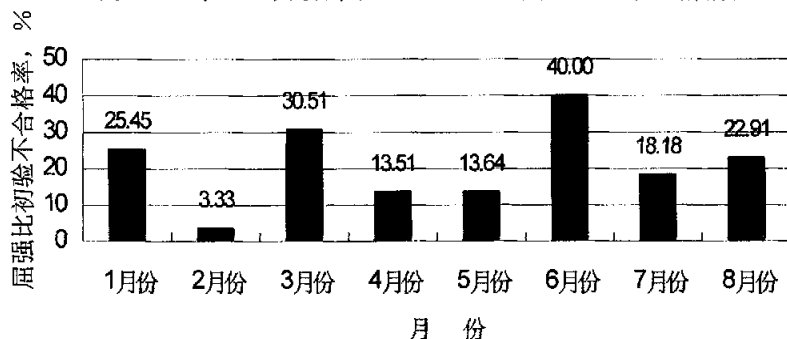


图 4.1 1~8 月份焊瓶钢 HP295 屈强比初验不合格分布情况

Fig. 4.1 Diagram of off-grade condition of HP295 steel between January-august

由图 4.1 可以看出,HP295 焊瓶用钢的屈强比合格率很低,最低的 6 月份抽取结果中有 40% 的产品不合格,对攀钢热轧板厂造成了极大的经济损失。

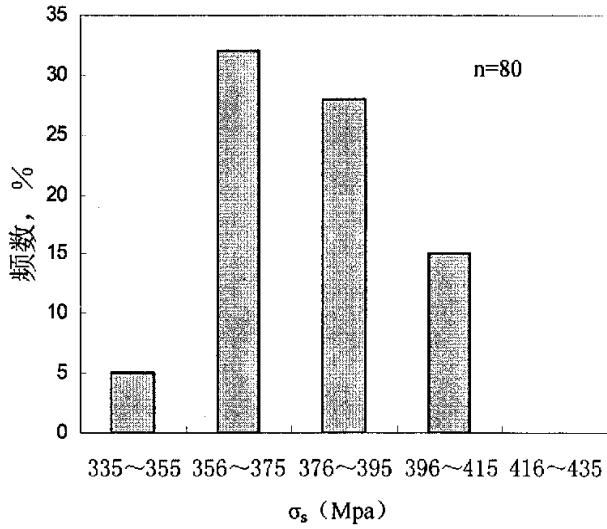
4.2 工艺改进后生产状况

在 2004 年 7 月份进行第一次工业实验后,基本确定了两段冷却方式对降低 HP295 焊瓶用钢的屈强比的积极作用,尝试在不改变压下规程的情况下,通过调整冷却路径的方法来降低屈强比,并且根据这一次工业试验的结果调整了原工艺流程中的部分参数,组织了多批次的生产并进行产品质量跟踪监测。

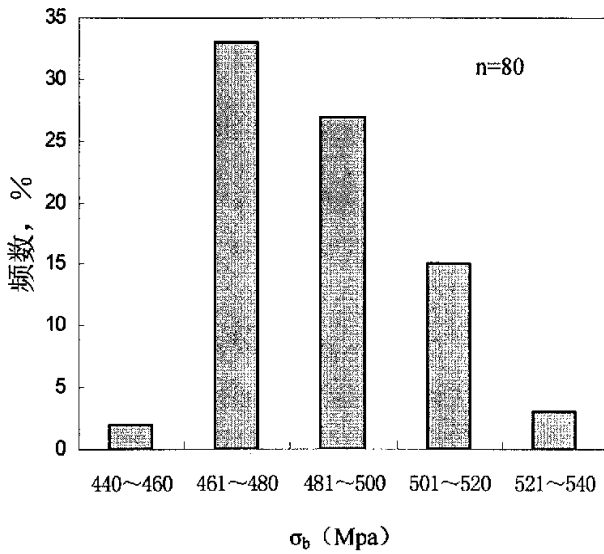
在跟踪监测的 80 个批次的焊瓶钢板中仅出现 4 个批次(其中 3 批次每批仅 1 卷)屈强比超过 0.80,占总量的 5.00%,屈强比不合格率明显下降,仅为屈强比不合格率最高月份的八分之一,初验合格率提高了 15.0%。

根据一个月产品质量的跟踪情况,工艺改进小组对焊瓶钢 HP295 的热轧生产工艺进行了固化,并按此工艺进行了大规模地批量生产。2004 年 9 月~2005 年 5 月,累计生产 HP295 焊瓶钢板近 43000 吨,屈强比合格率达到 97.79%,较改进前平均提高 17.79%,成效非常显著。

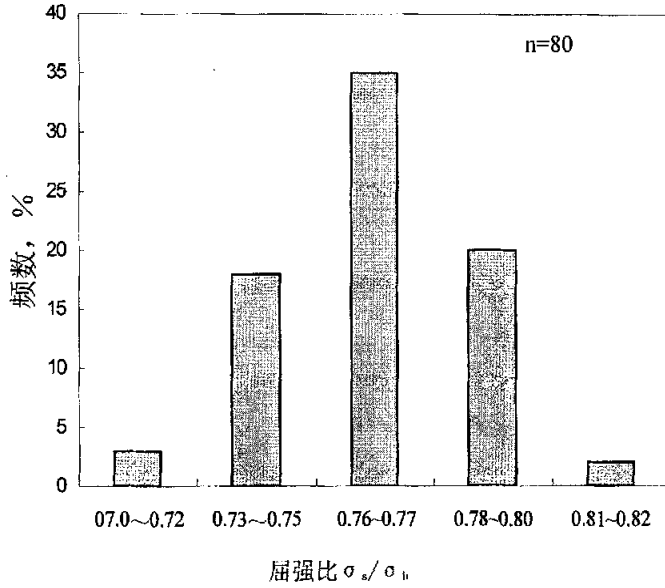
用改进过的生产工艺生产的产品力学性能的监测结果分布图如图 4.2 所示。由图可见，工艺改进后，HP295 焊瓶钢板的力学性能都满足相关标准要求，且分布合理。



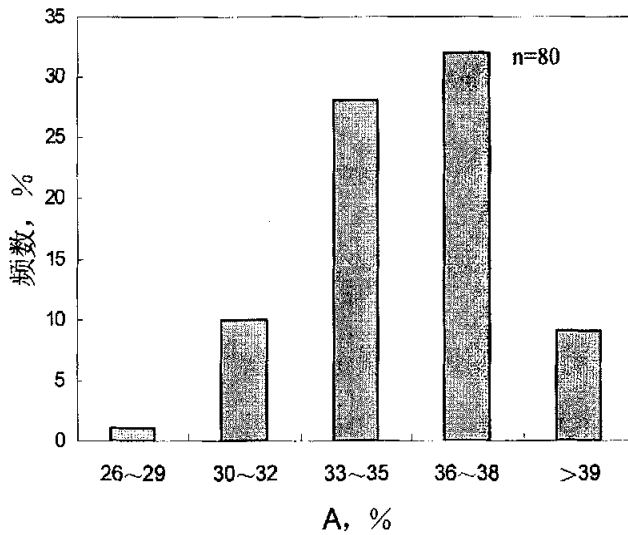
(a) 屈服强度分布



(b) 抗拉强度分布



(c) 屈服比分布



(d) 延伸率分布

图 4.2 产品力学性能检测结果分布图

Fig. 4.2 Scatter diagram of mechanical properties

如图 4.2a 所示, 采用新工艺生产的 HP295 焊瓶钢板的屈服强度绝大多数在 356MPa 到 395MPa 之间, 而根据国标的规定, 屈服强度 $> 295\text{MPa}$ 就算符合标准, 由图 4.2b 可以看出, 绝大多数产品的抗拉强度分布在 460MPa-500MPa 之间, 完全满足国标规定的

440MPa-570MPa 的要求, 图 4.2c 是屈强比分布情况示意图, 根据国标规定 HP295 焊瓶用钢的屈强比小于 0.8 即视为合格, 而改进工艺后批量生产的产品中, 屈强比主要分布在 0.73-0.77 之间, 部分板卷的屈强比已经达到了 0.70-0.73 之间, 只有极少数的产品屈强比超过了 0.8, 显然屈强比的分布状况也是非常令人满意的, 图 4.2d 是延伸率的分布状况, 国标中规定延伸率超过 26%即为合格, 而改进工艺后的产品延伸率合格率为 100%, 绝大多数产品的延伸率都在 30%-40%之间, 对于 HP295 这种非常强调冷成型性的产品而言, 延伸率这一指标无疑是非常优越的。

2005 年 6 月, 通过对前期大量生产数据进行汇总分析, 并结合实验室的大量试验结果, 充分肯定了两段冷却方式在降低屈强比和提高焊瓶钢综合力学性能方面的积极作用, 根据攀钢热轧板厂 1450 热轧机组的具体情况, 认为在保证抗拉强度和屈服强度都符合国家标准的情况下, 屈强比还有进一步降低的潜力, 因此, 根据前期工业生产及实验室试验所总结的规律, 对 HP295 焊瓶用钢的终轧温度和卷取温度进行了适当调整, 利用调整、优化后的生产工艺所生产的焊瓶用钢屈强比大幅度降低, 综合力学性能得到进一步提高。

目前, 攀钢的 HP295 焊瓶用钢已经完全采用改进后的新工艺组织生产, 屈强比平均值在 0.75 左右, 产品的合格率已经达到了 98%以上, 属于国内领先水平, 采用新工艺生产的焊瓶钢冲压件如图 4.3 所示。由图可以看出, 表面光滑, 壁厚均匀, 说明采用新工艺生产的 HP295 钢板具备很好的冲压性能。

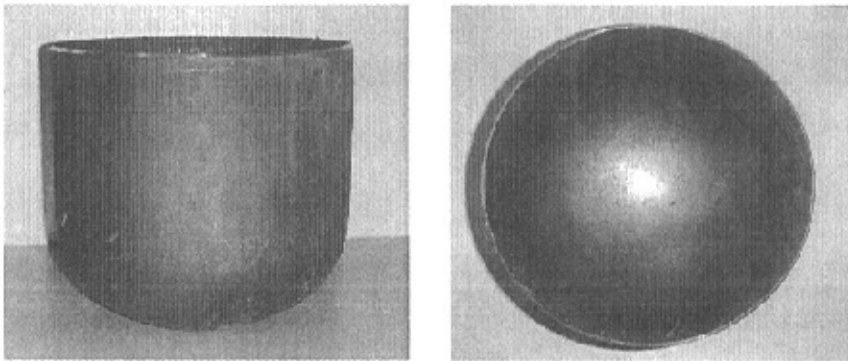


图 4.3 HP295 焊瓶钢板的冲压件外形
Fig. 4.3 Gas cylinder punched by HP295 steel

5 结 论

通过改变轧后冷却方式和冷却工艺参数,研究分析了前段、后段和两段冷却方式对 HP295 焊瓶钢板屈强比的影响规律,得出结论:

(1) 适当调整终轧温度和卷取温度并采用两段冷却方式,可显著降低 HP295 焊瓶钢板的屈强比,获得比较理想的组织状态和良好的综合力学性能。

(2) 采用两段冷却方式可以有效地增加铁素体体积分数,缩小珠光体片层间距以及得到细小弥散的珠光体组织,有利于在保持抗拉强度不变,甚至提高抗拉强度的情况下降低屈服强度,从而达到降低屈强比的目的。

(3) 采用本研究结果所确定的冷却工艺制度,攀钢焊瓶钢板的屈强比合格率已由此前的不足 90%提高到 98%以上,综合力学性能指标达到国内同类产品的先进水平。

(4) 本研究成果对超细晶粒钢及其产业化技术的研究开发具有参考价值,冷却路径影响钢材微观结构的相关理论问题有待于深入研究。

参考文献

- [1]. Conference Proceedings of International Conference on Technology and Applications HSLA Steels[J], 3-6 October 1983, Philadelphia, Pennsylvania, American Society for Metals, Metals Park, Ohio 44073
- [2]. Transactions of The Iron and Steel Institute of Japan[J], (special Issue on Physical Metallurgy of Hot Working), Vol.27, No.6, 1987
- [3]. G. E. Ruddle and A.F. Crawley et al. Proc. CIM Int. Symp. on 'Accelerated Cooling of Rolled Steels[J],1988, New York, NY, Pergamon
- [4]. Tamura. Physical metallurgy of thermo-mechanical processing of steel and other metals-
- [5]. THERMECHANIC-88[J], 1988, Tokyo, Iron and Steel Institute of Japan
- [6]. Tamura, C. Ouchi, T. Tanaka, and H. Sekine et al. Thermomechanical processing of high-strength low alloy steel [J], 1988, London, Butterworth.
- [7]. P. D. Southwich. proc. Accelerated Cooling of Rolled Steels (Winnipeg)[J], Pergamon press, New York, 1988
- [8]. J. DeArdo. proc. Thermomechanical Processing Microalloyed Austenite (Pittsburgh), TMS-AIME, Warrendale,1984
- [9]. D. P. Dune, T. Chandra. Proc. High Strength Low Alloy Steels (Wollongon, NSW), South Coast Printer, NSW, 1986.
- [10].J. M. Gray, T. Ko, S. H. Zhang et al. Proc. HSLA Steels (Beijing),TMS-AIME, Warrendale, 1986
- [11].G. X. Liu, H. Stuart, S. H. Zhang et al. Processing of HSLA Steels'95, (Beijing), China Science & Technology Press, 1995
- [12].Astushiko YOSHIE, Takashi FUJITA, Masaaki FUJIOKA et al. Formulation of Flow Stress of Nb Added Steels by Considering Working-hardening and Dynamic Recovery, ISIJ International, Vol.36(1996), No.4:467-473
- [13].M.科恩。钢的微合金化及控制轧制[M],北京:冶金工业出版社, 1984
- [14].谢良法, 赵文忠, 吴道新。舞阳压力容器用钢板[J], 宽厚板, 2003, 9(4):6-11
- [15].T. Tanaka. Controlled Rolling of Steel Plate and Strip[J]. International Metals Reviews, 1981, No.4:185-212
- [16].刘雅政等。有效控制产品质量的轧制技术[J], 钢铁轧制, 2003.6 (20, 3) 19~22
- [17].崔忠圻、刘北兴。金属学及热处理原理[M], 哈尔滨工业大学出版社, 1998.8
- [18].李宏图。中厚板轧制控制冷却技术[J], 钢铁技术, 2002.6 19~20
- [19].李曼云、孙本荣。钢的控制轧制和控制冷却技术手册[M], 冶金工业出版社, 1990
- [20].The Effect of Delay Time after Hot Rolling on the Grain Size of ferrite[J], ISIJ international, vol.44(2004), No.4, pp.710-716
- [21].杨德庄。位错与金属强化机制[M], 哈尔滨工业大学出版社, 1991
- [22].董成瑞、任海鹏、金同哲等。微合金非调质钢[M], 北京:冶金工业出版社, 2000, 66-70
- [23].王占学。塑性加工金属学[M],北京:冶金工业出版社, 1999
- [24].K. Redko, I. Ulrich, C. Biegus. The influence of Thermomechanical Treatment on the transformation Behavior of Steels[J], Steel research, 1994,65(6):242
- [25].Kepima, W.Yoshiyuki, T.Yoshio,A. yoshie and H.Tamehior. Ferrite Grain Refinement by Large Reduction Per Paass in Non-recrystallization Temperature Region of Austenite[J], ISIJ International., 1996. 36(5):6301.

- [26]. 扬明钢, 胡安民, 孙祖庆等。低碳钢奥氏体晶粒大小控制, 新一代钢铁材料重大基础研究, 论文集(上册): 48-52.
- [27]. 田村今男。高强度低合金钢的控制轧制和控制冷却[M], 王国栋, 刘振宇, 熊尚武(译) 北京: 冶金工业出版社, 1992
- [28]. 殷瑞钰。钢的质量现代进展(下篇)[M], 北京: 冶金工业出版社, 1995
- [29]. M. Umemoto, H. Ohtsuka, I. Tamura. Transformation to Pearlite From Work-hardened Austenite[J], Trans ISIJ, 1983, 23(9): 775
- [30]. K. Tsukada and I. Watanable. The Progress of Thermomechanical Control Process for HSLA Plate in Japan[J], ICFA'92:141
- [31]. M. 科恩。钢的微合金化及控制轧制[M], 北京: 冶金工业出版社, 1984
- [32]. [日]小指军夫著, 李伏桃等译。控制轧制·控制冷却——改善材质的轧制技术发展[M], 北京: 冶金工业出版社, 2002
- [33]. S. Hiroyuki. Grain refinement through Deformation on Heating[J], CAMP-ISIJ, 1999:1135-1137
- [34]. 雍歧龙、马鸣图等。微合金钢—物理和力学冶金[M], 机械工业出版社, 1989

攻读硕士学位期间发表论文

- [1]. ZHU Fuxian, Li Xin, Liu Yanchun, Liu Xianghua. Effect of Cooling History on Yield Ratio of Fine-grain Ferrite/pearlite Steel , Journal of Materials Science & Technology.
- [2]. 朱伏先, 余广夫, 张中平, 李鑫, 刘相华。冷却工艺对 HP295 焊瓶钢板屈强比的影响《钢铁》, 2005. 8 Vol. 40 38-42

致 谢

本文是在朱伏先教授的精心指导下完成的，从 2003 年 9 月开始攻读硕士学位到论文完成期间，导师在学习，工作，生活的各个方面都给予我很大的帮助，在学术上，他治学严谨，成果丰硕，教导我要在科学研究工作中坚持实事求是的态度，在生活中，他教会了我乐观向上的人生态度，在论文完成之际，衷心地感谢导师对我的培养。

感谢攀钢集团热轧厂的余广夫总工程师、张中平科长和刘勇高级工程师在本课题涉及到的工业试验中给予了积极的配合和大力支持，提供了非常好的试验条件。

特别感谢在硕士学位攻读期间，刘彦春和李艳梅老师给我的关心和指导，在与他们的交流和讨论中我收获颇丰，还有赵乾，高展展，他们在我的实验以及课题的完成上给予了极大的帮助，在此表示真诚的谢意。

读研期间，父母和哥哥在背后默默地给我极大的支持，在此向我的家人表示感谢。