

**钢的控制轧制
和
控制冷却技术手册**

冶金工业出版社

TG 335-62
L 33

钢的控制轧制和控制冷却 技术手册

李曼云 孙本荣 主编

冶金工业出版社

内 容 提 要

钢材控制轧制和控制冷却工艺是一项节约合金、简化生产工序、节约能源消耗的先进轧钢技术。它通过工艺手段充分挖掘钢材潜力，大幅度提高钢材综合性能，给冶金企业和社会带来巨大的经济效益。本手册前三章介绍控制轧制和控制冷却的工艺特点、理论基础和工艺设计，是选择钢的控制轧制工艺制度的基础；后三章是一些主要钢种的奥氏体再结晶曲线图、CCT曲线图和应力-应变曲线图共268幅，它们为制定钢的控制轧制工艺提供了可靠的技术数据。

本书是一本控制轧制和控制冷却的理论专著，也是一本数据图册。它可供从事轧钢和热处理工作的工程技术人员学习和使用。

钢的控制轧制和控制冷却技术手册

李曼云 孙本荣 主编

冶金工业出版社 出版发行

(北京北河沿大街嵩祝院北巷39号)

新华书店总店科技发行所经销

冶金工业出版社印刷厂印刷

787×1092 1/16 印张 20 3/4 字数 490千字

1990年9月第一版 1990年9月第一次印刷

印数00,001~1,800册

ISBN 7-5024-0690-5

TG·107 定价 13.30元

前 言

“控制轧制和控制冷却”专题是“六五”、“七五”国家重点科技攻关项目“低合金钢及合金钢技术开发”的一部分。在“六五”期间进行了大量的科研工作，积累了许多数据。为了将这些科研成果更快更好地推广到生产中去，在“七五”科技攻关课题“控制轧制及控制冷却”专题任务中确定编写《钢的控制轧制和控制冷却技术手册》。手册中包括有关钢种的变形奥氏体再结晶、相变、变形抗力及组织状态与轧制工艺参数关系等方面的资料。介绍了控制轧制和控制冷却工艺的选择与设计及其在板带、型钢和钢管生产中的应用。手册的内容对制订有关钢种的控制轧制和控制冷却工艺制度、充实控制轧制和控制冷却理论有一定指导作用。

参加有关科研工作的单位有北京科技大学、冶金工业部钢铁研究总院、东北工学院、上钢三厂、上钢一厂、大冶钢厂、武汉钢铁公司、鞍山钢铁公司和重庆钢铁公司等。

本手册由北京科技大学李曼云和冶金部钢铁研究总院孙本荣主编。参加各章编写的人员是：第一章—孙本荣，第二章—孙本荣、李曼云，第三章—王有铭，第四章—芦红、王连忠，第五章—孙本荣、赵佩祥，第六章—管克智、朱荣林、周继华。

在控制轧制和控制冷却基础数据的整理工作和本手册的编写过程中韦光、徐曙光、姚健、曾秀珍、朱晔、陶玲、王伟、黄敏文参加了部分工作，并得到了冶金部科技司和各单位有关领导和同志们的支持和帮助，在此一并表示感谢。

由于编者业务水平有限和时间仓促，本手册中一定会有某些缺点、不足和错误，请读者给予指正。

编者

一九八九年七月 北京

目 录

第一章 绪论	1
第一节 控制轧制、控制冷却工艺及其特点	1
一、控制轧制工艺的优缺点	2
二、控制冷却工艺的优缺点	3
三、控制轧制、控制冷却工艺参数控制特点	3
第二节 我国控制轧制、控制冷却技术的发展	4
一、生产应用取得积极效果	4
二、基础理论研究取得重大进展	6
参考文献	7
第二章 控制轧制、控制冷却技术的理论基础	8
第一节 热变形过程中钢的奥氏体再结晶	8
一、钢的奥氏体化过程	8
二、钢的变形再结晶	8
三、热变形过程中钢的奥氏体再结晶行为——动态再结晶	10
四、热变形间隙时间内或变形后钢的奥氏体再结晶行为——静态再结晶	13
五、微量元素对奥氏体再结晶的影响	17
六、铁素体变形和两相区轧制	20
第二节 钢的轧后冷却相变过程	28
一、低碳钢热轧材的奥氏体向铁素体的转变	28
二、中高碳钢热轧材的奥氏体向珠光体的转变	39
三、控轧、控冷工艺参数对CCT曲线的影响	40
第三节 控制轧制过程中钢的变形抗力	45
一、影响变形抗力的各种因素	45
二、热轧时钢的变形抗力与高温组织	51
三、控制轧制时变形抗力的数学模型	54
四、 $(\gamma+\alpha)$ 两相区变形抗力	57
五、控制轧制变形抗力模型举例	59
参考文献	63
第三章 控制轧制和控制冷却工艺的选择与设计及其在轧制生产中的应用	65
第一节 控制轧制和控制冷却的基本内容及工艺参数设计	65
一、控制轧制工艺的主要内容	65
二、控制冷却工艺设计	68
第二节 控制轧制和控制冷却工艺在中厚板和带钢生产中的应用	73
一、钢板控制轧制的特点	73
二、国内典型中厚板轧机所采用的控制轧制和控制冷却工艺	74

三、二辊—四辊或四辊—四辊宽厚板轧机的控制轧制和控制冷却工艺	75
四、热连轧带钢的控制轧制和控制冷却	76
五、炉卷轧机上的控制轧制和控制冷却	77
六、控制轧制和控制冷却工艺在双相钢板生产中的应用	77
第三节 控制轧制和控制冷却工艺在型钢生产中的应用	79
一、型钢控制轧制的特点	79
二、型钢控制轧制工艺设计与参数选择	79
三、型钢的轧后控制冷却	80
第四节 控制轧制和控制冷却工艺在钢管生产中的应用	86
一、钢管的控制轧制和控制冷却	87
二、钢管轧后控制冷却的各种方法	88
参考文献	89
第四章 变形奥氏体再结晶规律的研究方法及其曲线图	91
第一节 变形奥氏体再结晶规律的研究方法	91
一、应力-应变曲线法	91
二、显微组织观测法	91
第二节 变形奥氏体再结晶曲线图	92
一、08Mn2Si钢	92
二、09V钢	95
三、ZCD船板钢	97
四、ZCA船板钢	97
五、16Mn钢	101
六、含铈16Mn钢	104
七、含钛16Mn钢	104
八、16NbCub钢	107
九、20g钢	109
十、20MnSi钢	110
十一、45钢	114
十二、45 VS钢	114
十三、GCr15钢	118
十四、09MnNb钢	118
参考文献	123
第五章 变形奥氏体相变规律的研究方法及其动态CCT曲线图	124
第一节 变形奥氏体相变的研究方法	124
一、热膨胀法	124
二、其他几种方法	126
第二节 钢的动态CCT曲线应用举例	128
一、热轧双相钢板卷轧后在线控制冷却工艺的确定	128
二、棒材轧后在线穿水冷却工艺的确定	129
第三节 钢的CCT曲线	131

一、16Mn钢	131
二、09MnNb 钢	141
三、20MnSi钢	145
四、09MnVTiN钢	149
五、10MnVTiN钢	151
六、10SiMn钢	153
七、09V 钢	154
八、10Ti钢	159
九、PCrNi3MoV钢	162
十、42CrMo钢	170
十一、55SiMnMo钢	178
十二、62Si2MnA 钢	180
十三、GCr15钢	182
十四、U74钢	185
十五、U71Mn钢	189
十六、4C船板钢	192
十七、20g钢	194
十八、45钢	195
十九、45VS钢	196
参考文献	197
第六章 变形抗力试验方法及其应力-应变曲线	198
第一节 变形抗力的试验研究方法	198
一、金属塑性变形抗力的研究方法	198
二、几种常用的变形抗力测试设备	201
第二节 常用控制轧制钢的单道次变形的变形抗力曲线	207
一、14MnMoV钢	208
二、20Mn钢	209
三、10Ti钢	210
四、15Ti钢	211
五、12Mn钢	212
六、12MnNb钢	213
七、20MnSi钢	216
八、09Mn2钢	221
九、20MnSiTi钢	222
十、20MnV钢	223
十一、27SiMn钢	224
十二、40MnSiV钢	225
十三、42CrMo钢	226
十四、65Mn钢	227
十五、60Si2MnA 钢	228
十六、GCr9钢	229

十七、GCr15钢	230
十八、09MnNb钢	232
十九、09V钢	237
二十、16Mn 钢	241
二十一、10SiMn钢	246
二十二、55SiMnMo钢	252
二十三、U74钢	257
二十四、U74Nb钢	261
第三节 常用控制轧制钢两道次变形的变形抗力曲线	266
一、16Mn 钢	266
二、09MnNb钢	277
三、20MnSi钢	288
四、GCr15钢	299
五、16MnNb钢	310
参考文献	321

第一章 绪 论

控制轧制和控制冷却工艺是一项节约合金、简化工序、节约能源消耗的先进轧钢技术。它通过工艺手段充分挖掘钢材潜力,大幅度提高钢材综合性能,给冶金企业和社会带来巨大的经济效益。由于它具有形变强化和相变强化的综合作用,所以既能提高钢材强度又能改善钢材的韧性和塑性。轧钢厂生产的中厚钢板、热轧板卷、棒线型材和钢管都可以采用控制轧制,控制冷却工艺生产〔1〕。

过去几十年来作为热轧钢材的强化手段,或是添加合金元素,或是热轧后进行再加热处理。这些措施既增加了成本又延长了生产周期,在性能上,多数情况下是在提高了强度的同时降低了韧性,焊接性能变坏。控制轧制与普通热轧不同,其主要区别在于它打破了普通热轧只求钢材成形的传统观念,不仅通过热加工能使钢材得到所规定的形状和尺寸,而且要通过钢的高温变形充分细化钢材的晶粒和改善其组织,以便获得通常需要经常化处理后才能达到的综合性能。因此,从工艺效果上看,控制轧制既保留了普通热轧的功能,又发挥出常化处理的作用,使热轧与热处理有机结合,从而发展成为一项科学的形变热处理技术和节省能源的重要措施。

60年代中期英国钢铁研究人员对控制轧制开始进行系统研究,之后日本和法国的科技人员也相继重视了这方面的探索 and 开发。60年代末到70年代初,世界上从事控制轧制机理研究的人越来越多,生产上的应用也日渐增多,70年代逐步开发出寒冷地带输油输气管线用X60、X65、X70等热轧板卷。实践证明:应用控制轧制、控制冷却方法比用合金化法、调质处理法、正火方法更易获得低的碳当量,良好的塑性和焊接性能,高的强度,同时又具有良好的低温韧性的钢材。

近20年来,由于控制轧制、控制冷却技术得到了国际冶金界的极大重视,全面研究了铁素体-珠光体钢各种组织与性能的关系。将细化晶粒强化、沉淀强化、亚晶强化等规律应用于热轧钢材生产,并通过调整轧制工艺参数来控制钢的晶粒度、第二相沉淀以及亚晶的尺寸与数量。由于将热轧变形与热处理有机地结合在一起,所以获得了强度、韧性都好的热轧钢材,使普通碳素钢的性能有了大幅度的提高〔2〕。然而,控制轧制工艺一般要求较低的终轧温度或较大的变形量,因而会使轧机负荷增大,为此,控制冷却工艺的研究与发展应运而生。热轧钢材轧后控制冷却是为了改善钢材组织状态,提高钢材性能,缩短热轧钢材的冷却时间,提高轧机的生产能力。轧后控制冷却还可以防止钢材在冷却过程中由于冷却不均而产生的因不均匀变形造成的钢材扭曲和弯曲,同时还可以减少氧化铁皮损失。

第一节 控制轧制、控制冷却工艺及其特点

控制轧制工艺包括把钢坯加热到最适宜的温度,在轧制时控制变形量和变形温度以及轧后按工艺要求来冷却钢材。通常将控制轧制工艺分为三个阶段,如图1-1所示〔3〕:(1)

变形和奥氏体再结晶同时进行阶段，即钢坯加热后粗大化了的 γ 晶粒经过在 γ 再结晶区域内的反复变形和再结晶而逐步得到细化的阶段；（2）低温奥氏体变形阶段，当轧制变形进入 γ 未再结晶区域内时，变形后的 γ 晶粒不再发生再结晶，而呈现加工硬化状态，这种加工硬化了的奥氏体具有促进铁素体相变形核作用，使相变后的 α 晶粒细小；（3） $(\gamma + \alpha)$ 两相区变形阶段，当轧制温度继续降低到 A_{r3} 温度以下时，不但 γ 晶粒，部分相变后的 α 晶粒也要被轧制变形，从而在 α 晶粒内形成亚晶，促进 α 晶粒的进一步细化。

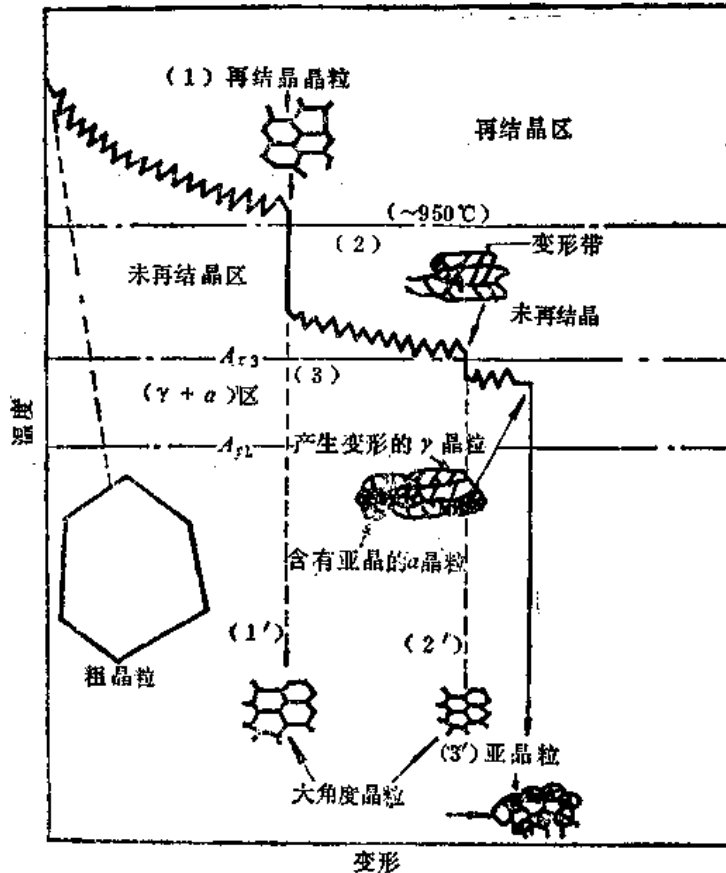


图 1-1 控制轧制的三个阶段

（1）—变形和奥氏体再结晶同时进行阶段；（2）—低温奥氏体变形不发生再结晶阶段；（3）— $(\gamma + \alpha)$ 两相区变形阶段

轧后控制冷却工艺一般也分成从终轧开始到变形奥氏体向铁素体开始相变温度 A_{r3} 间的冷却，从 A_{r3} 温度至奥氏体相变完了的整个相变过程的冷却和奥氏体相变完了至室温的冷却三个阶段。其中第一阶段冷却的目的是为相变作组织上的准备，第二阶段冷却控制了奥氏体的整个相变过程，因此十分重要。

一、控制轧制工艺的优点和缺点

控制轧制的优点如下：

1) 可以在提高钢材强度的同时提高钢材的低温韧性。采用普通热轧生产工艺轧制16Mn钢中板，以18mm厚中板为例，其屈服强度 $\sigma_s \leq 330\text{MPa}$ ， -40°C 的冲击韧性 $A_k \leq 231\text{J}$ 。当采用控制轧制工艺生产时，其屈服强度 $\sigma_s \geq 400\text{MPa}$ ， -40°C 的冲击韧性 $A_k \geq$

431J, 断口为95%纤维状断口。当钢中加入微量铌后, 仍然采用普通热轧工艺生产时, -40°C 的 A_k 值会降到78J以下, 然而采用控制轧制工艺生产时 -40°C 的 A_k 值可以达到628J以上。在通常热轧工艺下生产的低碳钢 α 晶粒只能达到7~8级, 经过控制轧制工艺生产的低碳钢 α 晶粒可以达到12级以上(按ASTM标准), 通过细化晶粒同时达到提高强度和低温韧性是控制轧制工艺的最大优点。

2) 可以充分发挥铌、钒、钛等微量元素的作用。在普通热轧生产中, 钢中加入铌或钒后主要起到沉淀强化作用, 其结果使热轧钢材强度提高、韧性变差, 因此不少钢材产品不得不进行正火处理后交货。当采用控制轧制工艺生产时, 铌将产生显著的晶粒细化和一定程度的沉淀强化, 使轧后钢材的强度和韧性都得到了很大提高, 铌含量少至万分之几就很有效。钢中加入的钒由于具有一定程度的沉淀强化的同时还具有较弱的晶粒细化作用, 因此在提高钢材强度的同时没有降低韧性的现象。加入钢中的钛虽然具有细化加热时原始 γ 晶粒的作用, 但在普通热轧条件下钢中的钛不能发挥细化热轧变形过程中 γ 晶粒的作用, 仍然得不到同时提高钢的强度和韧性的效果, 当采用控制轧制工艺生产含钛钢时才能使钢中的Ti(C,N)起到沉淀强化和晶粒细化的双重作用, 如有的文献中报导控制轧制工艺生产的含钛钢的强度75%来自沉淀强化, 25%来自晶粒细化。由于有中等程度的晶粒细化效果, 钢的低温韧性提高。

控制轧制工艺的缺点是要求较低的轧制变形温度和一定的道次压下率, 因此增大了轧制负荷。此外由于要求较低的终轧温度, 大规格产品需要在轧制道次之间待温, 降低轧机生产率。为此世界各国开始对轧机进行技术改造, 采用大负荷轧机, 安装升降辊道, 道次间中间冷却来减少轧制待温时间, 提高轧机生产率。

二、控制冷却工艺的优点

1) 节约能耗、降低生产成本。利用轧后钢材余热, 给予一定的冷却速度控制其相变过程, 从而可以取代轧后正火处理和淬火加回火处理, 节省了二次加热的能耗, 减少了工序, 缩短了生产周期, 从而降低了生产成本。

2) 可以降低奥氏体相变温度, 细化室温组织。轧后控制冷却能够降低奥氏体相变温度, 对同一晶粒度级别的奥氏体, 低温相变后会使 α 晶粒明显细化, 使珠光体片层间隔明显变薄。例如, 在 800°C 终轧的16Mn钢材, 当轧后冷却速度从 $0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 提高到 $9.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时 α 晶粒平均直径从 $12\mu\text{m}$ 细化到 $7.5\mu\text{m}$, σ_s 从360MPa增加到420MPa。

3) 可以降低钢的碳当量。采用轧后控制冷却工艺有可能减少钢中的碳含量及合金元素加入量, 达到降低碳当量的效果。低的碳当量有利于焊接性能、低温韧性和冷成形性能, 这是当前各国所追求的大规模生产工业用钢材的最经济工艺路线。

4) 道次间控制冷却可以减少待温时间, 提高轧机小时产量。在道次间采用控制冷却, 可以精确地控制终轧温度, 减少轧件停下来等待降温的时间。在控制轧制时, 为了保证能在奥氏体未再结晶区轧制, 一般均采用待温轧制的工艺, 待温将延长轧制节奏, 降低产量。为了少影响产量, 采用多块钢坯循环交叉轧制的方法, 虽然补救了一些, 但需要增建离线旁路辊道及移送设备, 增加了场地和设备。采用道次间控制冷却, 在保证冷却均匀的条件下, 可以取消待温和循环轧制, 从而提高产量。如生产3.0mm厚、1000mm宽热轧板卷时, 开动连轧机机架间的冷却装置可以使轧机小时产量从550t增加到720t。

三、控制轧制、控制冷却工艺参数控制特点

控轧和控冷的工艺参数控制与普通热轧工艺相比具有如下特点:

1) 控制钢坯加热温度。根据对钢材性能的要求来确定钢坯加热温度, 对于要求强度高而韧性可以稍差的微合金钢, 加热温度可以高于 1200°C 。对以韧性为主要性能指标的钢材, 则必须控制其加热温度在 1150°C 以下。

2) 控制最后几个轧制道次的轧制温度。一般要求终轧道次的轧制温度接近 A_{r3} 温度, 有时也将终轧温度控制在 $(\gamma + \alpha)$ 两相区内。

3) 要求在奥氏体未再结晶区域内给予足够的变形量。对于微合金钢要求在 $900 \sim 950^{\circ}\text{C}$ 以下的总变形量大于50%, 对于普通碳钢通过多道次变形累积达到奥氏体发生再结晶。

4) 要求控制轧后的钢材冷却速度、开始快冷温度、快冷终了温度或卷取温度, 以便保证获得必要的显微组织。通常要求轧后第一冷却阶段冷速要大, 第二阶段冷速根据钢材性能要求不同而不同。

现将提高控制轧制和控制冷却钢材强韧性的各种因素整理归纳如表1-1所示。

表 1-1 提高控轧、控冷钢材强韧性的因素

因 素	控 制 途 径 及 其 行 为
晶 粒 细 化	发生奥氏体的动态再结晶和静态再结晶; 在 γ 未再结晶区轧制变形, 使 γ 晶内产生变形带, 促使相变细化; 控制轧后 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变时的冷却速度, 防止 α 晶粒长大
析 出 强 化	铌、钒、钛元素碳氮化物应变诱导析出
加 工 硬 化	在 $(\gamma + \alpha)$ 两相区轧制变形时变形铁素体的恢复和再结晶
相 变 强 化	针状铁素体钢、贝氏体钢的单相强化; 二相分离型相变

第二节 我国控制轧制、控制冷却技术的发展

我国有丰富的铌、钒、钛和稀土资源, 具有发展微合金钢控制轧制、控制冷却技术的广阔前途。近十年来, 尤其是第六个五年计划期间以来, 控制轧制、控制冷却技术在我国取得了不小的进展。目前每年采用控制轧制、控制冷却工艺生产的钢材已经超过100万吨, 涉及到20多个钢种, 已经应用到造船、石油、天然气输送管线、锅炉及压力容器、钢板桩、汽车大梁、螺纹钢筋、钢丝绳、轴承及地质管等方面。其中板材占40%左右, 棒、线材占60%左右, 管材和型材所占比例较小。目前控制轧制、控制冷却技术在工业性试验和生产上的应用状况如表1-2所示。国内各厂采用控制轧制、控制冷却工艺在提高产品综合性能方面所获得的效果, 举出其中的一部分例子列于表1-3。

一、生产应用取得积极效果

我国现有轧钢设备多数是50年代产品, 机械化自动化水平低, 机架强度差, 轧制压力小, 工艺布置拥挤, 测试仪表短缺。就是在这样的装备条件下, 我国科技人员根据钢种和性能要求, 三种控轧方式配合使用, 控轧控冷结合使用生产出8~20mm厚的低(微)合金钢板, 如上钢一厂2350mm二辊-四辊中板轧机与武钢2800mm二辊-四辊中板轧机, 采用两阶段控轧工艺, 生产了合乎劳氏船规要求的09MnNb、16MnNb钢DH360N级和320N级船板; 上钢三厂的2300mm三辊-四辊中板轧机采用混合型控轧工艺与轧后控冷相结合, 生产出了

表 1-2 控制轧制、控制冷却技术在工业中的应用

钢材品种	控轧、控冷工艺类型	应用钢种
板带材	再结晶控制轧制法	低碳钒钛氮钢, 含铌中高碳钢
	未再结晶控制轧制法	低碳硅锰钢, 20g钢, 低碳锰铌钢
	($\gamma + \alpha$) 两相区控轧法	低碳锰铌钢, 低碳锰铌钒钢
	控制轧制 + 控制冷却	低碳锰铌钢, 低碳钛钢, A2F钢, 20g钢, 含铬钼热轧双相钢
棒线材	钢筋轧后穿水冷却	20MnSi钢, 3号钢, 5号钢
	线材轧后穿水冷却	硬钢线, 低碳钢线材
	线材穿水冷却 + 相变冷却	硬钢线, 冷墩钢丝, 结构钢丝
	轴承钢轧后控制冷却	GCr15钢
钢管	旋转内冷射流冷却	石油钢管, 地质钢管
	钢管轧后控制冷却	低碳硅锰钢
型材	角钢降温控制轧制	16Mn钢
	角钢轧后控制冷却	16Mn钢, ZC造船角钢
	高碳钢型材控制冷却	中、高碳钢
	高碳钢型材控制轧制	中、高碳钢, 含铌中、高碳钢

性能达到国外同类产品实物水平的容器钢板。武钢热轧厂1700mm热连轧机采用I型和II型控轧工艺, 或配合使用轧后控冷, 研制出7~12mm厚的合乎API-5L标准要求的X60和X65级含铌微合金钢板卷。太钢五轧厂中板轧机采用控轧工艺, 解决了20g钢时效冲击值及16Mn钢屈服强度偏低的问题, 使热轧性能合格率提高15%以上; 武钢轧板厂采用控轧工艺, 提高了4C船板热轧性能合格率38%以上, 邯钢钢铁总厂2300mm三辊劳特式中板轧机采用IB型控轧工艺, 轧后水幕冷却, 提高了A2F、20g中板综合性能合格率。

对于管、棒、型、线材轧机, 主要采用了轧后控冷技术, 国内开发了多种高效冷却装置。如沈阳线材厂和鄂城钢厂对 $\phi 6.5$ mm的65钢硬线采用湍流管式轧后穿水冷却, 细化晶粒组织, 晶粒度提高1~2级, 组织性能改善, 特别是通条均匀性好, 表面氧化铁皮减少8.5~10kg/t, 拉拔性能大大提高, 由 $\phi 6.5$ mm一次生拉至 $\phi 3.2 \sim \phi 2.46$ mm。上钢三厂开发的钢筋轧后余热控冷设备, 将20MnSi钢I级螺纹钢的 σ_s 和 σ_b 分别提高到444MPa及588MPa。上钢一厂 $\phi 100$ mm无缝钢管轧机采用旋转内冷射流式冷却器对热轧钢管进行轧后余热处理, 使 $\phi 73 \times 5$ mm的DZ40级地质管的性能提高到DZ55~DZ60级, 使用50Mn优质碳素钢取代40Mn2Mo或40MnVB等合金钢成为可能。鞍钢大型厂800mm大型轧机上对16Mn钢的200×200、160×160、120×120、100×100mm等大型角钢采用轧后在线控制冷却, 使强度合格率由50%提高到100%。已有不少中小轧机生产钢筋、线材采用了轧后穿水冷却工艺。湍流管式冷却器被认为是一种好的高效水冷却器。

大冶钢厂和齐齐哈尔钢厂在小型轧机上分别采用轧后控冷, 生产了 $\phi 22 \sim 43$ mm和 $\phi 32$ mm以下的GCr15轴承圆钢, 降低了钢材的网状碳化物级别, 缩短了其后的球化退火时

表 1-3 国内控轧、控冷技术使用效果举例

钢种及品种	传统工艺存在问题	控轧、控冷工艺效果
14MnVTiRe 钢板	轧态低温韧性不稳定, 必须热轧后正火交货 轧态: $\sigma_s = 450 \sim 610 \text{MPa}$ -40°C时 $A_k = 39 \sim 612 \text{J}$ 正火态: $\sigma_s = 411 \sim 470 \text{MPa}$ -40°C时 $A_k = 766 \sim 1380 \text{J}$	控轧工艺达到正火处理效果 控轧态: $\sigma_s = 480 \sim 529 \text{MPa}$ -40°C时 $A_k = 796 \text{J}$
4C (D) 级船板	热轧态 -40°C时 A_k 值不合格	控轧态提高低温韧性, 使合格率达到90%以上
09MnNb钢板	热轧态低温韧性差, 必须正火交货 轧态: $\sigma_s = 382 \text{MPa}$ -40°C时 $A_k = 48 \text{J}$ 正火态: $\sigma_s \geq 343 \text{MPa}$ -40°C时 $A_k = 926 \text{J}$	控轧态性能优于正火态性能 控轧态: $\sigma_s \geq 392 \sim 411 \text{MPa}$ -40°C时 $A_k = 463 \sim 926 \text{J}$
16MnR 容器钢板	热轧态低温韧性偏低成分偏下限时 $\sigma_s < 343 \text{MPa}$	控轧控冷工艺使综合性能提高控轧控冷态: $\sigma_s = 382 \text{MPa}$ -40°C时 $A_k = 690 \text{J}$
15MnV 容器钢板	热轧后低温韧性不合格 正火后 σ_s 有时偏低	控轧控冷工艺使综合性能提高控轧控冷态: $\sigma_s > 392 \text{MPa}$ -40°C时 $A_k > 246 \text{J}$
16MnG钢板	热轧态 σ_s 偏低	控轧态 σ_s 满足要求
20g钢板	热轧态冲击韧性偏低	控轧后提高性能合格率9~15%
20MnSi钢筋	热轧态达 II 级钢筋	控冷后达 III 级钢筋
A3钢筋		控冷后达 II 级钢筋
A3F, 65Y 线材	热轧态冷拔延性差	控冷后可增大一次冷拔变形量, 减少中间退火次数
A3, 16Mn A3F棒材	热轧态强度有时偏低	控冷后使性能合格率提高15%
GCr15钢	热轧态球化退火时间长	控冷后缩短球化退火时间四分之一

间, 提高轴承使用寿命1.5倍以上。

二、基础理论研究取得重大进展

我国冶金工作者, 尤其是冶金工业部钢铁研究总院、北京科技大学、东北工学院等科研院所和大专院校与生产厂合作的同时对控制轧制、控制冷却过程中钢的奥氏体形变再结晶、形变诱导相变和析出、奥氏体变形抗力模型、强韧化机制、工艺最优化及控轧、控冷钢的使用性能等方面进行了大量的试验研究工作, 建立了控制轧制、控制冷却模拟实验室, 包括热加工模拟试验机、高温扭转试验机、 $\phi 300 \text{mm}$ 高刚度二辊可逆式热轧试验机及板带轧后控冷试验装置。此外还建立了棒材、线材控冷实验室, 掌握了模拟试验技术[4]。

1. 奥氏体形变再结晶

结合09MnNb、14MnVTiRe、10Ti、15MnV、16Mn、16MnNb、GCr15等许多钢种

进行了热轧奥氏体再结晶行为的研究,分别得到了完全再结晶、部分再结晶及未再结晶的轧制温度范围,发生再结晶及完成再结晶的临界变形量;测定了奥氏体晶粒尺寸与轧制温度、道次变形量与总变形量之间的关系,有的求出了定量表达式。研究了锰对低碳铌钢热变形奥氏体再结晶作用的机制,指出锰含量的增加会加速奥氏体再结晶过程的机理是锰阻碍Nb(C, N)从奥氏体中析出,减弱Nb(C, N)对奥氏体晶界的钉扎作用。还研究了高碳的GCr15钢热变形动态再结晶行为和09MnNb钢在热连轧机精轧机组间变形时发生的动态再结晶行为,指出这种动态再结晶是细化铁素体晶粒获得高性能热轧板卷的主要原因之一。

2. 形变诱导相变、控轧钢组织细化

在测定了09MnNb、10Ti、09V、16Mn、20MnSi、GCr15钢等二三十种钢的轧后动态CCT曲线的基础上,结合16Mn钢系统地研究了奥氏体晶粒尺寸、奥氏体未再结晶区的热轧工艺参数及轧后控冷工艺参数对 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变温度的影响,得到了表达这些参数与相变温度之间的定量表达式。通过研究未变形、变形后再结晶和处于变形状态的奥氏体晶界有效面积对铁素体晶粒形核及长大的影响,得到了晶界有效面积的增大并不是细化铁素体晶粒的主要原因,处于变形状态奥氏体的晶界性质的变化才是提高铁素体形核率的主要原因。

3. 形变诱导析出及强韧化机制

由于开发了铌、钒、钛析出相的定量相分析方法,把100Å以下超细析出颗粒不受侵蚀地原貌萃取下来,发现铌钒微合金钢中铌钒的碳氮化物存在着4种典型的形变诱导等温析出动力学曲线,钒微合金钢中钒的碳氮化物存在着3种类型等温析出动力学曲线。在系统地研究了部分微合金钢沉淀强化及相间析出的基础上建立了相适的强韧化关系式,提出了进一步强韧化的措施及改善综合性能的途径。

4. 变形抗力及应变残留效应

在测定了三四十种控轧钢的变形抗力的基础上,重点研究了09MnNb、20MnSi、16Mn、16MnNb及GCr15钢5个钢种二道次变形时变形抗力的变化及应变残留效应,建立了16Mn钢及09MnNb钢控制轧制变形抗力模型以及控轧优化规程试验及设计方法。

近10年来,基础理论研究工作积累了大量的数据、图表和论文资料,直接指导了有关工厂采用控轧、控冷工艺进行新产品的研制、老产品质量的改善及热轧性能合格率的提高。本书作者的目的是将这些数据资料加以整理,使之成为推动我国控制轧制、控制冷却技术发展的重要财富。

参 考 文 献

- [1] T. Gladman *et al.*, *Met. Sci.*, 8(1974), 167.
- [2] T. Tanaka *et al.*, *Proceedings of Microalloying 75*, Union Carbide Corp., New York (1975), p. 107.
- [3] 田中智夫, 鉄鋼の高温变形挙動, p. 55. 日本鉄鋼協会, 1979, 東京.
- [4] 孙本荣等, 钢铁研究总院学报, 8(1938), №3, 17.

第二章 控制轧制、控制 冷却技术的理论基础

第一节 热变形过程中钢的奥氏体再结晶

一、钢的奥氏体化过程

钢的热变形过程一般是在奥氏体区进行的。因此，在加工前将钢加热到奥氏体区，称为奥氏体化。钢的奥氏体化过程是一个形核、长大和均匀化过程。一般根据不同钢种，将钢加热到 A_{c1} 、 A_{c3} 或 A_{cm} 以上温度。对于共析钢来说加热到 A_{c1} 以上保温，进行形核、长大、剩余渗碳体溶解和奥氏体均匀化4个阶段。对于亚共析钢和过共析钢来说，加热到 A_{c1} 以上，仅使珠光体变为奥氏体，进一步加热至 A_{c3} 或 A_{cm} 以上保温足够时间，才能使铁素体或渗碳体溶解，获得单相奥氏体组织。

加热温度的提高及保温时间的延长都能使奥氏体晶粒长大。这时所生成的奥氏体晶粒称为原始奥氏体晶粒。其大小直接影响形变再结晶过程。

在研究钢中奥氏体晶粒度变化时，应分清下列三种不同的概念^[1]：

1) 起始晶粒度。在奥氏体化过程中，当奥氏体成核、长大时，奥氏体转变刚完成时的晶粒大小称为起始晶粒度。

2) 实际晶粒度。在某一具体加热或热加工条件下所得到的奥氏体实际晶粒大小称为实际晶粒度。

3) 本质晶粒度。在加热过程中，奥氏体的晶粒长大倾向存在两种情况。一种是奥氏体晶粒随温度升高而迅速长大的钢，称为本质粗晶粒钢；另一种是奥氏体晶粒长大倾向较小，直至超过某一温度后，奥氏体晶粒才会急剧长大的钢，称为本质细晶粒钢。奥氏体晶粒急剧长大的温度称为晶粒粗化温度。

我们在此研究的是实际晶粒度，即在一定加热条件下的晶粒大小。由于某些元素加入形成微小质点，能够阻止奥氏体晶粒长大，即提高奥氏体粗化温度。如加入铝形成氮化铝能提高奥氏体晶粒的粗化温度，使加热到较高温度下的奥氏体晶粒不急剧长大。

在控制轧制中，常常使用微合金化钢，其微合金化元素为铌、钒、钛等。这些元素在钢中形成的碳化物、氮化物和碳氮化物呈弥散析出，起到抑制晶粒长大的作用，即提高了钢的粗化温度。对这类钢，可提高其热加工温度。

二、钢的变形再结晶^[1, 2]

金属塑性变形的物理实质基本上是位错运动。在塑性变形中位错要增殖，密度要提高。在塑性变形中，也就是在位错的运动过程中，位错之间、位错与溶质原子、间隙位置原子以及空位之间、位错与第二相质点之间都会发生相互作用，引起位错的数量、分布和组态的变化。

金属变形所施加的外部能量大部分消耗在以滑移或孪生为主的变形功上，并转变为热

而逸散到周围环境中去，只有一少部分能量或以弹性应变或以各种缺陷的形式储存在金属内部，其中弹性应变能约占5~10%，其余则分布在变形所产生的各种缺陷中。前者反映在变形后各种内应力的的大小上，后者表现在所增加的缺陷的类型和数量上。缺陷所储存的能量也称畸变能。其大小一方面取决于每一缺陷能量的高低，另一方面又取决于缺陷的数量及分布状态。在由变形产生缺陷中，以位错和空位为最重要。但空位能占储存能的比率较小，所以储存能大部分由位错的增殖而引起，位错能约占总储能的80~90%。

随条件不同，位错分布也有所不同，当变形温度较低、位错的活动性较差时，变形后位错大多是相当紊乱且无规则地分布在晶体中。当位错活动性较大时，并可以进行交滑移时，位错大多集聚在局部地区，组成位错发团。这样，金属中便出现许多由位错发团分隔开的、位错密度较低的区域，这些区域之间有不大的取向差别，称为亚晶。变形后组织中，每个晶粒总包含许多细微的亚晶（胞状组织），亚晶界纠集大量位错。

变形所引起的各种变化集中表现为能量的升高，也就是说，变形后的钢较之变形前处于不稳定的高的自由能状态，即从热力学条件来看处于不稳定状态。因此，具有一种向变形前低自由能状态自发恢复的趋势。只要动力学条件允许，例如温度较高，原子具有相当的扩散能力时，变形后的金属和合金就会自发地向着自由能降低的方向转变。进行这种转变的过程称回复和再结晶。前者指在较早阶段所发生的转变过程；后者则较晚阶段所发生的过程。

变形后的金属加热则发生再结晶过程。根据温度不同，由3个阶段组成，即回复、再结晶及晶粒长大。在回复过程中显微组织不发生变化，仍为拉长的晶粒，但储存能降低，根据不同金属及合金储存能降低数量不同，剩余部分为再结晶过程的驱动力。在此阶段性能上也有所变化，如硬度降低等。与回复过程不同，再结晶是一个显微组织彻底重新改组的过程。再结晶过程是一新晶粒的形核及长大过程，形似相变，但并不是相变。一般来说，再结晶前后晶粒的晶体类型不变，成分也不变。再结晶是无畸变能或畸变能较低的晶粒在畸变能较高的基体中进行生核和生长过程。驱动力应是畸变能差，阻力则来自晶界能。实验表明，再结晶随形变量及金属不同，核心一般通过两种形式产生。其一是原晶界的某些部位突然迅速成长而变为核心，其二是某些亚晶的迅速成长而变为核心。在再结晶阶段，晶核的形成速率 \dot{N} 和其随后的长大线速度 G 决定了再结晶晶粒的大小，是再结晶过程的重要参数，而两者都受形变量及原始晶粒度的影响，如图2-1所示〔1〕。

杂质对 G 有强烈的阻碍作用，对 \dot{N} 一般使其增大，对温度的影响如下式所示：

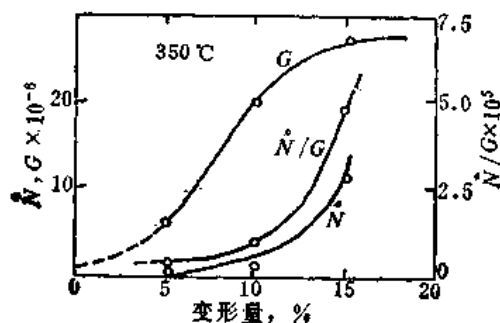


图 2-1 铝在350°C再结晶时 \dot{N} 及 G 与预先冷变形量的关系