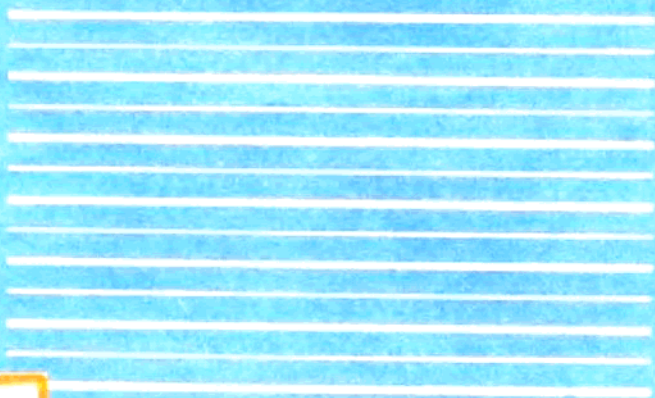


• 高等学校教学用书 •

控制轧制与控制冷却

GAODENG XUEXIAO JIAOXUE YONGSHU



冶金工业出版社

高等学校教学用书
控制轧制与控制冷却

东北工学院 王占学 主编

冶金工业出版社出版

(北京北河沿大街高碑店北街39号)

新华书店北京发行所发行

冶金工业出版社印刷厂印刷

787×1092 1/16 印张 11 3/4 字数278千字
1988年11月第一版 1988年11月第一次印刷
印数00,001~2,100册
ISBN 7-5024-0294-2
TG·51(课) 定价2.35元

引言

近十余年来控制轧制和控制冷却得到迅猛的发展。用这种方法生产出来的低合金高强度、高韧性并具有良好的焊接性能的钢材已在民用建筑、桥梁建造、船舶制造、汽车制造、机车和客车制造、农机制造、重型机械制造、矿山机械制造、干线管道以及海上采油平台的建造等各方面都得到了广泛的应用。在其它合金钢和合金的生产中,控制轧制和控制冷却也越来越多地得到了应用,并在许多方面已显示出其强大的优越性。

为发展控制轧制和控制冷却技术以及进一步开拓其内在潜力,必须深入开展控制轧制和控制冷却理论的研究。其中形变机理、强韧化机制、相变与析出、再结晶行为、控制轧制和控制冷却工艺与组织性能关系等就是其重要方面。

本书是根据近年来国内外所发表的有关文献资料和本书作者的部分试验研究成果写成的,是以阐述金属热加工变形机制、金属在变形过程中的硬化与软化、形变诱发相变、强韧化机理、变形抗力、奥氏体区控制轧制、 $(\gamma+\alpha)$ 两相区控制轧制、中高碳钢控制轧制和控制冷却、钢材轧后的控制冷却机理与技术等方面的基本理论和基本知识为主要内容。同时对控制轧制和控制冷却理论的应用也予以兼顾。本书包括有总论、钢的热加工金属学基础、强韧性能的基本概念及有关理论、钢的强韧化机理、控制轧制时的变形抗力、奥氏体区控制轧制、两相区控制轧制、中高碳钢的控制轧制和控制冷却、钢材轧后控制冷却技术基础、钢材轧后控制冷却各章。

本书为高等院校金属压力加工专业的研究生和高年级大学生所用教材,也可供金属材料、金属物理等专业的学生以及生产、科研和设计等部门的科技人员使用和参考。

本书由东北工学院王占学主编,于淑娴参加编写。其中王占学编写第一、二、三、四、七、八章;于淑娴编写第五、六、九、十章。本书经王廷溥教授和刘永铨教授审阅,编者对他们表示衷心感谢。由于编者业务水平有限和时间仓促,书中难免会有一些缺点和错误,请广大读者批评指正。

编者

1987年5月

目 录

1 总论	1
1.1 控制轧制的概念	1
1.2 控制轧制工艺特点	3
1.3 控制轧制的效应	4
1.4 控制轧制的发展历史	6
1.5 近十年来控制轧制与控制冷却技术的新发展	7
2 钢的热加工金属学基础	11
2.1 热变形机制	11
2.2 热变形过程中的硬化、软化和组织结构的变化	14
2.3 热加工变形后静态软化过程	22
2.4 控制轧制过程中的轧制诱发相变	34
3 强韧性能的基本概念及有关理论	39
3.1 强度指标和塑性指标	39
3.2 屈服现象及其理论	40
3.3 真应力—真应变曲线方程	43
3.4 颈缩和断裂	45
3.5 冲击功和冲击韧性	46
3.6 韧—脆转变温度	50
3.7 断裂韧性	52
4 钢的强韧化机理	55
4.1 固溶强化	55
4.2 位错强化	59
4.3 晶界强化及其与塑性、韧性关系	62
4.4 沉淀强化和碳化物的强韧化作用	67
4.5 相间沉淀	70
4.6 断裂理论	74
5 控制轧制中的变形抗力	82
5.1 影响变形抗力的金属学因素	82
5.2 轧制道次间变形抗力的变化	92
5.3 控制轧制过程中的预测轧制负荷模型	93
6 奥氏体区控制轧制	97
6.1 奥氏体再结晶区轧制时组织和性能的变化	97
6.2 奥氏体未再结晶区轧制时组织和性能的变化	101
6.3 奥氏体区控制轧制钢的组织的变化	104
6.4 奥氏体区控制轧制的实践	107
7 两相区控制轧制	111
7.1 $(\gamma + \alpha)$ 两相区控制轧制时钢材强韧性能的变化	111
7.2 $(\gamma + \alpha)$ 两相区控制轧制时强韧化的定量关系	116

7.3	($\gamma + \alpha$) 两相区轧制时显微组织的变化	118
7.4	($\gamma + \alpha$) 两相区轧材的组织 and 分层	122
7.5	控制轧制三阶段和 α 区轧制	125
7.6	($\gamma + \alpha$) 两相区轧制时的变形抗力	127
8	中、高碳钢的控制轧制和控制冷却	130
8.1	中、高碳钢强化机制	130
8.2	中、高碳钢的再结晶行为	132
8.3	中、高碳钢控制轧制材的组织	134
8.4	中、高碳钢控制轧制材的机械性能	136
8.5	高温形变淬火和回火	139
9	钢材轧后控制冷却技术的理论基础	144
9.1	CCT 曲线及转变产物	144
9.2	显微组织对控制冷却材的强度和韧性的影响	146
9.3	控制轧制工艺参数对控制冷却材料的强度和韧性的影响	150
10	钢材轧后控制冷却	154
10.1	线材轧后控制冷却	154
10.2	板带材轧后控制冷却	167
10.3	型材和管材轧后的控制冷却	176
	参考文献	180

1 总 论

1.1 控制轧制的概念

近年来控制轧制做为热轧新技术越来越被人们所重视。在荷兰阿姆斯特丹举行的“80年代钢铁会议”上指出，在轧钢方面，80年代主要集中在控制轧制、加强冷却以及线、棒材的无头轧制三项技术上。可见，控制轧制技术必将在理论 and 应用方面得到迅猛的发展。

控制轧制过去只是简单地理解为低温轧制，它是指在比常规轧制温度稍低的条件下，采用强化压下和控制冷却等工艺措施来提高热轧钢材的强度和韧性等综合性能的一种轧制方法。而现在更广义地被解释为从轧前的加热到最终轧制道次结束为止的整个轧制过程实行最佳控制，以使钢材获得预期良好性能的轧制方法。在有的文献中仍把对钢材轧后冷却的控制列入控制轧制范围内。但近年来的许多文献，把此二者分别称为控制轧制和控制冷却。不管怎样，此二者是紧密相联的，往往把控制冷却作为控制轧制之后继续进行的工艺措施。

控制轧制技术一般多用在结构钢上。对结构钢的要求是：高强度、高韧性和良好的焊接性能。可称为对结构钢要求的三要素。为使结构钢获得这些良好的性能，最好的方法是使钢的晶粒细化。

关于控制轧制的分类方法目前尚不统一，但多数将控制轧制分为奥氏体再结晶控制轧制（又称为Ⅰ型控制轧制）、奥氏体未再结晶区控制轧制（又称为Ⅱ型控制轧制）和 $(\gamma + \alpha)$ 两相区控制轧制，见图1-1所示。现将这三种控制轧制方式分述如下。

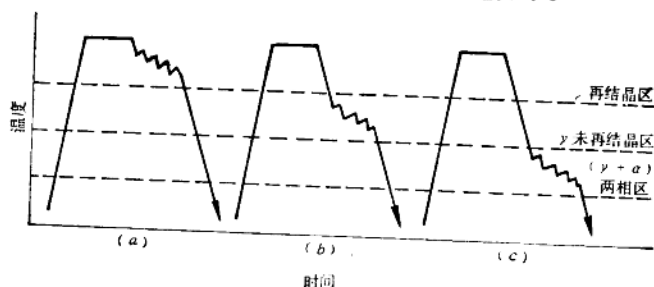


图 1-1 控制轧制方式示意图

(a) 奥氏体再结晶区控轧；(b) 奥氏体未再结晶区控轧；

(c) $(\gamma + \alpha)$ 两相区控轧

(1) 奥氏体再结晶区控制轧制（又称Ⅰ型控制轧制）

奥氏体再结晶区控制轧制的主要目的是通过对加热时粗化的初始 γ 晶粒反复进行轧制——再结晶使之得到细化，并从而 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变后得到细小的 α 晶粒。并且，相变前的 γ 晶粒越细，相变后的 α 晶粒也变得越细。把钢相变前的 γ 晶粒直径和相变后的 α 晶粒直径之比称为 γ/α 变换比。当 γ 晶粒粗大时此比值远远大于1，即由1个 γ 晶粒可以产生几个 α 晶粒。当相变前的 γ 晶粒细小时，该 γ/α 变换比接近于1，所以，在仅仅由于再结晶 γ 晶粒微细化

而引起 α 的晶粒细化方面存在一个极限。 γ 再结晶区域轧制是通过再结晶使 γ 晶粒细化，从这种意义上说，它实际上是控制轧制的准备阶段。 γ 再结晶区域通常是在约950℃以上的温度范围。

(2) 奥氏体未再结晶区控制轧制（又称为Ⅱ型控制轧制）

在奥氏体未再结晶区进行控制轧制时， γ 晶粒沿轧制方向伸长，在 γ 晶粒内部产生形变带。此时不仅由于晶界面积的增加，提高了 α 的形核密度，而且也在形变带上出现大量的 α 晶核。这样就进一步促进了 α 晶粒的细化。另一以伸长 γ 晶粒在板厚方向的短直径作为 γ 晶粒的直径，通过计算求 γ/α 变换比时，此值随未再结晶区的总压下率的上升开始变大，取极限值，其极大值接近于2。刚进入未再结晶区轧制之前的 γ 晶粒越细， γ/α 变换比的极大值越小，达一定值后又迅速收敛。总之，随未再结晶区的总压下率的增加，伸长的 γ 晶粒在厚度方向的尺寸变小。所以，相变后的 α 晶粒随着未再结晶区总压下率的增加变细。如果刚相变前的 γ 晶粒度和未再结晶 γ 晶粒的伸长程度相同，则 γ/α 相变温度越低，相变后的 α 晶粒越细。 γ 未再结晶的温度区间一般为950℃~ A_{r3} 。

(3) ($\gamma + \alpha$) 两相区轧制

在 A_{r3} 点以下的($\gamma + \alpha$)两相区轧制时，未相变的 γ 晶粒更加伸长，在晶内形成形变带。另一方面，已相变后的 α 晶粒在受到压下时，于晶粒内形成亚结构。在轧后的冷却过程中前者发生相变形成微细的多边形晶，粒而后者因回复变成内部含有亚晶粒的 α 晶粒。因此，两相区轧制材料的组织为大倾角晶粒和亚晶粒的混合组织。在本教材的后面将讨论到，由于亚晶的出现可使钢材的强度升高，脆性转变温度(vT_{rs})下降。

在控制轧制实践中常常把这三种轧制方式联系在一起而进行连续轧制，并称之为控制轧制的三阶段，图1-2示出控制轧制三阶段中轧材的组织变化。

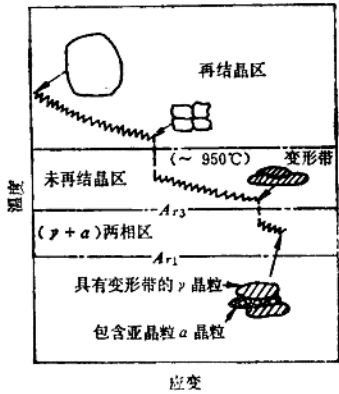


图 1-2 控制轧制三阶段示意图和各阶段的组织变化

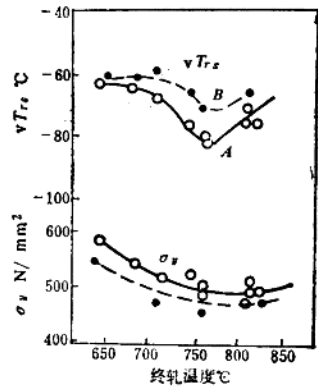


图 1-3 终轧温度对屈服强度

(σ_y)、脆性转变温度

A—奥氏体-珠光体钢，B—低碳贝氏体钢

(vT_{rs}) 的影响 (控制轧制温度850℃以下， $\epsilon=47\%$)

在有的文献中把 α 区轧制也列入控制轧制的第三阶段内，即第三阶段为($\gamma + \alpha$)两相区和 α 区轧制。从图1-3中可以看出，一般随着最终轧制道次的温度降低，强度单调地上升，而 vT_{rs} 在($\gamma + \alpha$)两相区或在以下的 α 区为最低，在更低温度区域轧制时再次升高。

这些变化可以说明铁素体亚结构的变化情况。随着温度的降低,发生如下的变化:通常的位错密度 $\rightarrow$ 轧制中动态的或轧制后静态的回复亚晶粒组织 $\rightarrow$ 冷加工组织。生成亚晶粒组织时 vT_{rs} 较低。但是,在 α 区轧制时,产生的织构影响较大。因此,在分析 σ_s 、 vT_{rs} 的变化时也必须考虑这一点。

1.2 控制轧制工艺特点

控制轧制工艺是在保证产品成形的基础上,根据产品性能的要求而制定的。因此,控制轧制工艺与一般的热轧工艺有所不同,其主要区别是:

(1) 控制加热温度

我国中厚板厂、板带连轧厂的生产一般皆采用常规轧制,其钢坯在连续式加热炉内的加热温度为1250°C左右。而在控制轧制中,在加热含铌钢时,当加热温度达1050°C时铌的化合物Nb(C、N)开始分解和固溶。因而奥氏体晶粒开始长大,至1150°C晶粒长大比较均匀。但达到1200°C晶粒就进一步长大。为了使加工后的钢材具有细小而均匀的晶粒,有人认为以1150°C加热温度为宜。如果加热至1050°C,此时奥氏体晶粒大小不均,使加工后的钢材易产生混晶。如果加热至1200°C或更高,则晶粒过分长大,使钢材在加工后晶粒难以细化。

自1973年世界石油危机以来,从节能的角度出发,可对不含特殊元素的普通钢实施钢坯和铸坯的低温加热制度。由于不含有Nb和Ti元素,没有这些元素的固溶问题,所以,可以把钢坯的加热温度下降到 γ 细晶粒区的1050°C以下。

也有人认为,对于含Nb钢,为了使其具有高韧性和低的脆性转变温度,可以将加热温度控制在950°C左右,以免加工前原始晶粒粗化和Nb(C、N)再次固溶而增加沉淀强化。否则,虽然使钢的强度得到进一步提高,但对冲击功和 vT_{rs} 不利。因此,在确定加热温度时可根据对强度和韧性的侧重要求不同而异。

(2) 控制轧制温度

在控制轧制中所采用的轧制温度是依所采用的控制轧制类型而异。在奥氏体区轧制时,终轧温度越高,奥氏体晶粒越粗大,转变后的铁素体晶粒亦越粗大,并易出现魏氏组织,对钢的性能不利。因此,要求最后几道次的轧制温度要低。一般要求终轧温度尽可能接近奥氏体开始转变温度,起到相似于正火的作用。对一般低碳结构钢约在830°C或者更低些。轧制含Nb钢时,由于 A_{rs} 下降到720°C左右,故终轧温度可控制在750°C左右。对16Mn钢,亦理应如此确定。

当采用($\gamma+\alpha$)两相区控制轧制时,也要根据对钢材性能的不同要求而确定其终轧温度(具体内容见本书第7章)。

(3) 控制变形程度

为了保证钢材的强度和韧性,要求在低温范围内要有一定大小的变形程度。

在奥氏体区轧制时,道次压下量必须要大于临界压下量,尤其在动态再结晶区间,否则将产生混晶。混晶形成的原因是由于变形后经再结晶的晶粒比没有经再结晶的晶粒软,再经继续变形则软的晶粒不断发生再结晶,而硬的晶粒就难以进行,最后形成晶粒大小不等,产生混晶。

因此,在采用I型控制轧制时的原则是:1)要连续轧制,不要间歇,尤其在 γ 区的

高温侧（动态再结晶区），使晶粒来不及长大；2）道次变形量应大于临界变形量，使全部晶粒能进行再结晶。总之，Ⅰ型控制轧制时是将加热后的钢坯随着温度的下降不断地轧制，每道次的变形量应大于临界变形量，尽可能直至临近 A_{r3} 时结束加工。这样就能使奥氏体晶粒逐道细化，最后得到充分细小的奥氏体晶粒，从而得到转变后细小的铁素体晶粒。在相同的总变形量和轧制不间断的前提下，道次少而变形量大的比道次多而变形量小的更有利于晶粒细化。

在轧制不含Nb的普通钢时，如在850℃，轧后3秒钟再结晶即完成（静态再结晶）。因此，必须强调道次变形量应大于临界变形量。在Ⅰ型控制轧制时，细化晶粒的效应，一般可认为与总变形量无直接关系。

但在轧制含Nb钢时，由于Nb（C、N）的析出，约从950℃起，可认为奥氏体晶粒变形后基本上不发生再结晶。因此在 γ 区自950℃至750℃的温度范围内多次道次轧制的变形量对晶粒细化能起到叠加效应，也就是要有足够的总变形量，而可以不需要过分强调道次压下量。因加工温度区间较宽（约200℃），有足够的加工时间，可以根据设备的允许负荷选用适宜的道次数和每道次压下量。这使Ⅰ型控制轧制在生产实际中易于付诸实施。但是也必须注意缩短道次间隙时间，尤其在低温侧（如850℃至 A_{r3} ）。若变形速度缓慢，拖延时间太长，对Nb而言等于析出处理，因而减少或丧失推迟再结晶的效应。

含Nb钢在950~750℃（没有再结晶）间的总变形量一般要求 $\geq 50\%$ ，最好接近70%；因小的变形量易产生贝氏体和粗大的铁素体混晶组织。对低碳Mn—Mo—Nb钢其总变形量甚至要达到85%。

在 $(\gamma + \alpha)$ 两相区轧制时，随着压下率的增加会使位错密度增大，亚晶发达和产生织构等，结果可使钢材的强度升高，低温韧性得到改善。具体的压下率大小应视对产品性能的要求和生产条件而定（详见本书第7章）。

（4）控制轧后冷却速度

控制冷却近年来也得到了很快的发展。钢材于轧后冷却除采用空冷外，还可以采用吹风，喷水，穿水等冷却方式。由于冷却速度的不同，钢材可以得到不同的组织和性能。

目前许多国家都在控制冷却方面开展了许多工作，并取得了良好的效果。现仅以苏联克里沃罗格钢厂在250×5小型轧机上采用控制冷却的试验结果为例予以说明。该厂通过控制冷却把直径为16~20mm的低合金钢20MnSi和20MnSi2钢筋强化到 A_T -Ⅰ~ A_T -Ⅵ级，直径为25~28mm的钢筋强化到 A_T -Ⅳ和 A_T -Ⅴ级；直径为16~18mm碳素钢（5号镇静钢和5号半镇静钢）钢筋强化到 A_T -Ⅲ级。根据他们的研究认为，钢筋的级别与轧制速度和水压的关系很大，当把冷却器中的水压由5个大气压升到15个大气压时，可以使直径16mm的5号镇静钢钢筋的极限强度由685提高到730N/mm²，同时使相对延伸率由20.5%降到19%。这种直径的钢筋随着轧制速度由15m/s增加到16m/s时，极限强度则由735降到670N/mm²。沿80米的长度 A_T -Ⅲ级钢筋的性能非常均匀。一般情况下，是用改变冷却器中冷却水的压力来控制强化过程的。这种强化钢筋具有优良的综合机械性能。

1.3 控制轧制的效应

控制轧制的效果主要是通过控制轧制工艺参数来改善钢材的组织结构，提高钢材的强度和降低延性—脆性转变温度。控制轧制的主要优点是：

(1) 使钢材的强度和低温韧性有较大幅度的改善。

如对结构钢最通常要求的性能是, 高强度、高韧性和良好的焊接性能。而提高结构钢综合性能的途径, 一般是提高合金含量, 调整Mn/C比, 经过常化处理。但往往存在两个难解决的矛盾, 即1) 强度和韧性; 2) 强度和可焊性。然而, 改善钢的组织并使铁素体晶粒细化, 这是最有效的和经济的提高钢材综合性能的内在因素。达到这一目的的好办法是控制轧制, 它可以使钢材的强韧性同时得到提高。例如, 普通低合金钢16Mn, 厚度为18mm的钢板一般热轧供货的性能是 $\sigma_y \geq 330 \text{ N/mm}^2$, $-40^\circ\text{C} a_K \geq 30 \text{ J/cm}^2$, 而英国相似成分(0.18%C—1.12%Mn)厚度为18mm的钢板, 通过控制轧制供货的性能是 $\sigma_y \geq 410 \text{ N/mm}^2$, $-50^\circ\text{C} a_K = 65 \text{ J/cm}^2$, 断口为95%纤维状。又如09MnNb钢, 厚为12mm的板材, 在用一般的热轧方法生产时, 其 $\sigma_y = 390 \text{ N/mm}^2$, $-40^\circ\text{C} a_K = 63 \text{ J/cm}^2$, 而采用控制轧制方法生产时, $-40^\circ\text{C} a_K = 60 \sim 120 \text{ J/cm}^2$ 。对于含Nb或含V的钢, 采用一般轧制工艺时, 其低温韧性比碳钢还要差, 而经控制轧制后, 在强度提高的同时, 低温韧性可有大幅度的提高。

控制轧制对细化晶粒有明显的作用, 按常规轧制工艺, 铁素体晶粒最好的情况为7~8级, 晶粒直径为 $>20 \mu\text{m}$, 而按控制轧制工艺, 铁素体晶粒可达12级, 其直径可为 $5 \mu\text{m}$ 。仅从这方面就可使钢材的强韧性得到明显的改善。

(2) 可节省能源和使生产工艺简化

采用控制轧制可以节省能源, 其基本途径主要有二, 一是降低钢坯的加热温度, 二是取消轧后的常化处理或淬火回火处理。实践证明, 在轧钢厂采用钢坯低温加热, 其燃料单耗的降低量大于低温轧制动力单耗的上升量。在控制轧制中由于低温轧制, 再结晶奥氏体细化, 使钢材的屈服强度和韧性得到一定的提高。此外, 采用控制轧制技术, 在一定条件下可以取代一般热轧的轧后常化处理或轧后淬火回火处理。这样, 既节约了燃料消耗, 又简化了生产工序。表1-1表明, 36CrSi钢采用高温控制轧制工艺, 也就是钢坯经 1250°C 穿孔、 830°C 定径, 然后急冷至室温, 再经 $550 \sim 570^\circ\text{C}$ 回火后, 所得到的钢材性能比常规工艺生产的更好些, 并省去了原工艺中再加热淬火的工序。

表 1-1 36CrSi钢用控轧工艺和用常规工艺后的机械性能

加工方式 \ 机械性能	σ_b (N/mm ²)	$\sigma_{0.2}$ (N/mm ²)	δ_5 (%)	ψ (%)	a_K (J/cm ²)	HRC
高温控制轧制工艺	1000~1030	785~835	12~14	38~46	60~75	31
常规工艺	850~850	600~640	8	40~42	40~45	—

(3) 可以充分发挥微量合金元素的作用

在普通低碳钢中加入微量Nb、V、Ti等元素后, 采用控制轧制工艺时, 可以使钢材有更好的综合性能。在一般的常规轧制工艺中, 在钢中加入Nb可以起到沉淀强化作用, 结果使钢材的强度提高, 韧性下降。而在控制轧制工艺中, 如在钢中加入微量的Nb, 可以使晶粒细化, 使钢材的强度升高, 韧性也升高。V在低碳钢中的作用与Nb相似。在常规轧制中, 钢中加入的V主要是提高钢材的强度, 但使钢材的韧性比含Nb钢还低。在控制轧制中, V主要起着沉淀硬化的作用, 但由于控轧材的晶粒较细, 轧后钢材的韧性又有所改善。在不少钢中是同时加入微量的Nb和V或Nb和Ti。这样可以同时发挥其细化晶粒

和沉淀硬化的作用，更能综合发挥其改善强韧性的作用。

但在采用控制轧制工艺时也需要考虑到轧机的设备条件。对有些钢，为改善其强韧性，在轧制时要求低温给予较大的压下率，这就增大了轧机的负荷。此外，为使终轧温度降低，除采用低温加热外，还需要在轧制过程中降低轧件的温度，这也要求有相适应的速冷措施。因此，为适应我国现有的大多数设备条件，在控制轧制工艺上需要有正确合理的选择，以保证控制轧制效应的充分发挥。

1.4 控制轧制的发展历程

关于轧制温度和压下率对钢材室温性能和显微组织的影响，很久以前就有人进行过研究。例如德国的斯塔特曼（1929年）和奥伯毫夫尔（1913年）曾做过锻造实验。哈诺曼等人（1925年）也进行过很有历史意义的实验研究。他们用热轧后再结晶的观点阐明了在 γ 区轧制时，随着轧制温度的降低，铁素体晶粒细化；在更低温的 α 区轧制时，铁素体晶粒粗大化等问题。哈诺曼等人的实验结果表明，一般情况下，在高于并接近于 A_{r3} 的温度下轧制时才可能使晶粒细化；此外，只有最终轧制道次终轧温度才能决定铁素体晶粒的大小。基于这种观点的实验，直至最近还在实验室和工厂大力地进行。

从第二次世界大战中全焊接结构船只发生脆性断裂事故以来，战后对造船用厚钢板（软钢）及其它结构用钢要求有很高的断口韧性。所要求的断口韧性，通过增加Mn/C比，用Al脱氧的镇静钢，采用常化处理等措施得到保证是可能的。但比利时、瑞典等各国的钢铁厂因当时没有热处理设备，故在工业生产上采用控制轧制代替常化处理，这就确定了今日控制轧制方法的原始基础。

1958年明确了添加微量的Nb在轧制状态下对提高钢的强度是有效的。进入六十年代后，含Nb高强度钢已广泛提供实际使用。然而，含Nb钢由通常的热轧方式来生产，还存在 vT_r 偏高的问题。为解决这个问题采取了一些措施，例如对Nb系大直径管线用X60钢厚板采用了控制轧制。在这种场合下，并没有把终轧温度仅仅局限在规范以内，而是在 830°C 以下给予了总计20%以上的压下量。在此期间，改善钢材性能的机理仍为Hanemann流派的高于并接近于 A_{r3} 的奥氏体再结晶细化理论。

六十年代中期，英国的BISRA对控制轧制进行了一系列的研究。通过这些研究使人们认识到，控制轧制对研究开发新钢种是不可缺少的，从控制轧制机理方面进行探讨也是很必要的。例如Duckworth等人提倡的PFS和PRS就是通过降低碳量来改善钢板的韧性和可焊性；通过加Nb或V获得强度并通过控制轧制来保证焊接性的。Phillips、Lrani以及Jones等指出，由于Nb具备控制奥氏体再结晶的效果，使用Nb来促使奥氏体晶粒细化是有效的，但是若轧制条件不当时容易产生混合晶粒。

六十年代后半期，人们越来越重视控制轧制基础理论（即奥氏体再结晶行为）的研究。六十年代末，人们也能从基础理论方面对低温总压下量的作用进行了合理的说明，并逐步认识到未再结晶区内轧制的重要性。在六十年代期间，特别是从六十年代后期，日本在控制轧制的研究上有了更为迅速的发展。

从七十年代以来，关于控制轧制及其基础理论方面的文章很多。不仅在奥氏体再结晶区轧制，奥氏体未再结晶区轧制以及奥氏体再结晶行为，Nb、V、Ti微量元素的作用等方面的研究越来越深入，而且在 $(\gamma + \alpha)$ 两相区的研究也越来越多。此外在控制轧制方法

的研究上也有不少论述。多坯交叉轧制法是一种比较先进的控制轧制技术。从常化温度开始轧制的SHT法和从细晶粒奥氏体区开始轧制的NIC法都引起了人们的广泛注意。

我国的控制轧制研究,在六十年代就有不少单位开展了这方面的工作。但发展较快还是从七十年代中后期开始,像北京钢铁研究总院,东北工学院,北京钢铁学院,太原、武汉,鞍山,本溪以及上海的几个钢厂等都大力地开展了控制轧制的研究工作,并已有不少成果在生产上得到了应用。在此期间,在控制轧制基础理论和机理方面也开展了大量的研究工作。特别是近几年来,并取得了许多新成就。例如,在高温奥氏体形变再结晶、形变诱导 $\gamma-\alpha$ 相变、 α 晶粒的细化和不均匀性、 $(\gamma+\alpha)$ 两相区轧制、低温控制轧钢的层状撕裂、形变和冷却过程中析出和溶解规律、控制轧制钢的强韧化机制以及控制轧制钢的抗腐蚀性等方面的研究上达到了本学科发展的世界前沿。

1.5 近十年来控制轧制与控制冷却技术的新发展

在1975年的微合金化国际会议,1983年的高强度低合金钢工艺与应用国际会议和1985年的高强度低合金钢国际会议上提出了大量的有关控制轧制和控制冷却的学术论文,它代表了现代科学技术的水平。近十年来控制轧制和控制冷却不仅在机理方面,如强韧化机制、形变诱起相变、再结晶行为的研究上有了很大的进展,而且在控制轧制、控制冷却技术上也取得了不少新成就。其中可包括有 $(\gamma+\alpha)$ 两相区控制轧制、SHT轧制法、再结晶热轧、型线材的控制轧制和控制冷却、板材的加速冷却以及中高碳钢的控制轧制和控制冷却等等。现仅对再结晶热轧和板材的加速冷却予以简述。

1.5.1 再结晶热轧

再结晶热轧是热机械处理的一种形式。在这种热机械处理中,将终轧保持在适当低的温度($900\sim 1000^{\circ}\text{C}$)以获得细小的静态再结晶晶粒尺寸。为了经过再结晶轧制在低合金高强度钢中获得有效的晶粒细化,必须实现下列的要求:

(1) 所设定的轧制规范能够保证在最后道次后所得到的奥氏体晶粒足够细小。

(2) 必须用某种方法限制在终轧温度(相对高的)和 A_1 之间冷却时的晶粒长大。

为了满足后一点要求,轧制后冷却时抑制奥氏体晶粒长大的常用方法是用TiN沉淀,这一点在合金设计上应加以考虑。轧制后确保限制奥氏体晶粒长大的另一个方法是在最后一道次后立即采用加速冷却。现在再回到确保最后轧制道次后奥氏体晶粒足够细小的问题上来。很明显,在轧制终了时细小的再结晶奥氏体晶粒尺寸的获得,敏感地取决于道次的压下量、温度和道次间的时间,总起来说也就是取决于轧制规范。一般来讲,假如涉及多于4~5道次的轧制,最终的显微组织主要决定于最后几道轧制道次所发生的情况。最终几道次中,于较低温度采用较大的压下量进行轧制,可以促进形成细小的再结晶晶粒尺寸。

采用在较低的温度($900\sim 1000^{\circ}\text{C}$)下用大的终轧压下量的轧制图表,有利于奥氏体显微组织有效的细化。但从限制轧制负荷和得到合格的钢板的平直度和尺寸公差的观点来看,采用这样的轧制制度可能是不适宜的。好的板形控制和轧制负荷都是与最终几道次轧制时小的压下量相伴而来的。目前设计轧制规范主要是为了实现这些要求,而不是单纯地从形成显微组织的观点出发。这种现象可从图1-4中看出。当轧制到第8道次时,奥氏体的晶粒尺寸被细化到 $15.3\mu\text{m}$ 。但是为了获得合格的板形,减小了最后两道次压下量,因此终轧后再结晶的晶粒尺寸增加到 $20.3\mu\text{m}$ 。

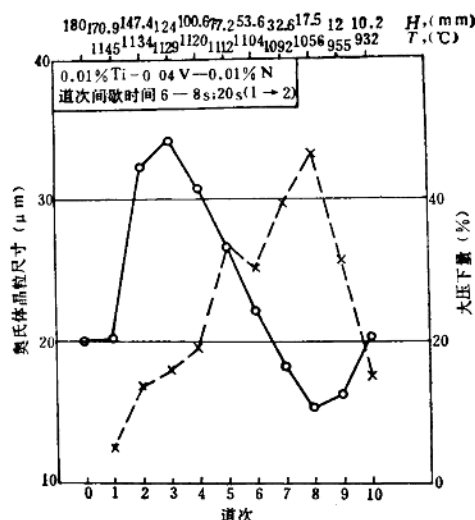


图 1-4 钛—钒钢再结晶热轧时，奥氏体晶粒尺寸的变化预测，由于最后几道小压下量轧制引起的晶粒尺寸的增加

为避免在轧制终了时，由于小压下量轧制而使 d_v 增加的一个方法就是确保最后几道次轧制时的压下量、温度条件能使奥氏体不发生再结晶。用这种方法，能使在前一道次大压下量轧制时所产生的细小 d_v 维持到轧制终了。为了这个工艺的切实可行，有必要用一种钢，它的化学成分比简单的碳—锰钢能在某种程度上抑制再结晶。事实上钛微合金化钢是较为合适的钢种。因为细小的TiN粒子可以明显地抑制着小变形（轧制时压下量小于10%）时的再结晶，而同时对大压下量轧制后的再结晶动力学几乎没有影响。根据上述基本原理设计的再结晶轧制规范可使成品钢板具有细小显微组织和可接受的形状和尺寸公差。这种方法的主要缺点是轧制时间将略微有些增加。

这一类型的钛—钒钢，经过再结晶轧制后获得铁素体晶粒尺寸是：对厚为12mm的钢板为7μm，厚为25mm的钢板为8.5μm，厚为40mm的钢板为9.5μm。在所有情况下，终轧温度都大于900℃。在这里TiN对晶粒长大的抑制作用有着极为重要的贡献。

1.5.2 板材加速冷却

水被称为“钢的最有效的合金化添加剂”，这种说法虽然不是正式的，但，这既说明了廉价水的作用，又概括了在线加速冷却的基本原则。

在低合金高强度钢板中，由于应用加速冷却技术而使其显微组织和性能得到改善，具体情况为：

- (1) 对于一定尺寸的奥氏体晶粒，由于降低 A_{r3} 温度，使多边铁素体细化；
- (2) 加入微合金元素增加了沉淀强化，较低的铁素体转变温度范围导致了较细小的粒子；
- (3) 若钢的化学成分适宜，它会促使强韧的低碳贝氏体形成；
- (4) 在不降低强度的情况下，有可能减少钢中碳当量，有利于改善焊接性、成形性

和韧性；

(5) 消除了珠光体条带。

钢板热轧后经水冷遇到的主要问题是保持合格的板形和平直度。瓢曲的产生是由于沿厚度不同点，奥氏体在不同时间发生相变，而且在边缘和心部之间的自然温差也被加强了。

再结晶奥氏体相变成多边铁素体时，有关 d_a 对 d_f 和冷却速率间存在着下述的依赖关系：

$$d_a = 3.8 + 0.18d_f + 1.4 \left(\frac{dT}{dt} \right)^{-1/n} \quad (1-1)$$

上述的关系与图1-5示出的Ouchi等人报告的数据相符合。此处假定 $d_f = 20 \mu m$ ，实验点所指的是终轧温度为 $800^\circ C$ 和在 $780^\circ C$ 到 $600^\circ C$ 之间加速冷却的碳—锰钢（钢板厚度为 $20mm$ ）的铁素体晶粒尺寸随冷却速率的变化规律。这些数据符合晶粒尺寸与冷却速度的平方根成反比的关系。这说明把冷却速度由自然空冷（在这种情况下冷速为 $0.5^\circ C/s$ ）提高到 $4^\circ C/s$ ，对细化铁素体晶粒是非常有效的，但其效果对于较高冷却速度条件下是有限的。注意上述方程式不适合于未再结晶的奥氏体相变。

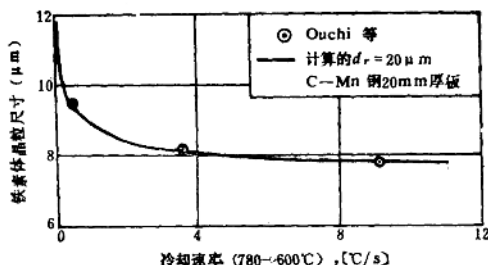


图 1-5 0.12%C—1.38%Mn钢应用快速冷却，终轧温度（FRT）为 $800^\circ C$ 在 $780^\circ C$ 和 $600^\circ C$ 之间强制冷却，使铁素体细化其晶粒直径与冷却速率关系

图中的曲线是以 $d_f = 20 \mu m$ 代入式1-1中计算出来的

Ouchi等人认为，图1-5示出的C—Mn钢，由于冷却速度从 $0.5^\circ C/s$ （厚为 $20mm$ 钢板在空气中的冷却速度）提高到 $9.5^\circ C/s$ ，结果使其屈服强度从 385 增加到 $420MPa$ ，其中所增加的 $20MPa$ 可用图1-5中所示的晶粒细化来加以说明。屈服强度的另外的那些增加值是形成贝氏体造成的。在这种情况下，这种组织具有高的碳含量，快速冷却时，实际上代替了珠光体。但是贝氏体是很小的（和铁素体晶粒尺寸是同一个级别），这样提高了强度而对韧性没有任何明显降低。Ouchi等人研究的碳—锰钢（ $0.12\%C-1.4\%Mn$ ）冷却速度为 $9.5^\circ C/s$ 时，所形成的贝氏体组织的量是 10% 。具有上述的碳、锰含量的控制轧制的铌钢，在给定的条件下，贝氏体的体积百分数相当大（在高的冷却速度下达 50% ）。这两个原因，首先铌中钢每个奥氏体晶粒的体积大于碳—锰钢，这是因为终轧时奥氏体再结晶完全受到抑制，其次是溶解的铌增加了贝氏体的淬透性。人们注意到，采用中等的加速冷却（高达 $4^\circ C/s$ ）对消除珠光体带状组织是有效的，否则在控制轧制的钢板中，空冷时不可避免地会有珠光体带状组织的存在。因此，只要终轧温度大于 A_{r3} 和采用加速冷却可使钢在冲击试验时实际上不产生分层。

提高冷却速度对增加沉淀强化也有明显的影响。现根据Siwecki等人报告的数据来评价。这些人认为,在控制轧制的0.04%钒钢中,当冷却速度从0.25提高到10°C/s时,沉淀强化对屈服强度的贡献大约提高65MPa。这和Ouchi等人对具有0.04%Nb—0.09%V的类似钢所报告的结果完全一致。对于0.03%Nb的微合金化钢,相应增加的强度数值是25MPa。一般说来,当冷却速率提高时,沉淀强化的增加,不降低韧性,因为显微组织细化了,同时由于小岛状贝氏体代替了珠光体。

图1-6示出采用加速冷却以达到碳当量降低的程度。为保持强度水平,当冷却速率为10°C/s时,碳当量可以减少0.04~0.06%。用加速冷却处理的钢,由于增加了对塑性破坏的阻力,使其它性能也得到重要的改进。这种作用是来源于用细小弥散的贝氏体小岛代替了珠光体。例如,最大强度一定时,加速冷却可使材料的面缩率升高,也使在冷成型能力,特别是弯曲能力有明显的改善。

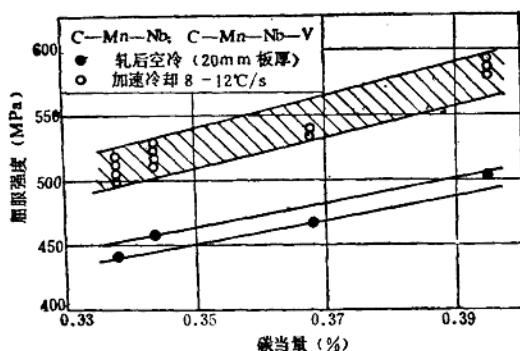


图 1-6 用控制轧制和加速冷却方法获得的低碳当量与强度的关系曲线

为使低合金高强度钢板采用加速冷却工艺获得最佳性能,必须要对工艺进行非常精确的控制。特别是必须精确地控制水冷终了而开始正常空冷的温度。例如在沉淀强化钢的情况下,假如水冷终了温度太低,屈服强度要比最佳的差些,因为在随后的空冷中没有足够的时间使微合金元素从固溶体中分解出来。另一个考虑重点是在加速冷却开始之前,存在的奥氏体晶粒尺寸。细小的晶粒组织是保证材料具有良好冲击韧性的重要因素。此外,在加速冷却的条件下,中心区域的粗大晶粒在转变中很可能产生大块的贝氏体和可能含有一些魏氏铁素体,这从韧性的观点来看是不理想的。因此,对标准铌钢实行控制轧制和加速冷却相结合的工艺时,应采用较低的温度再加热和或在低于奥氏体再结晶温度大压下量的两阶段轧制。虽然加速冷却的开始温度一般较低,因为控制冷却技术常在控制轧制后使用,对生产无大影响。此技术在高的终轧温度轧制后冷却时,对阻止再结晶奥氏体晶粒长大提供了相当大的潜力。这样做可使碳—锰钢或含有很少微合金元素的钢的轧制状态性能有明显的改善,因此不需要正火。

2 钢的热加工金属学基础

2.1 热变形机制

由于高温下扩散速度加快,所以在变形过程中也会发生回复、再结晶、析出物溶解以及晶界滑动等现象。并且,于固溶强化型合金中还会出现高温特有的加工软化现象。这些各式各样的现象交错在一起,使高温变形行为变得极为复杂。为此必须要对热变形机制予以了解。

2.1.1 变形应力和位错的运动

在实际的塑性加工条件下,变形是由于位错的运动而引起的。因此,变形速率取决于位错集团的运动速度,而变形应力则取决于位错运动的阻力。位错的运动阻力有两个不同的特性:一是受来自热激活过程可以越过的障碍物的阻力,二是受不能热激活的阻力。前者受位错运动速度(变形速率)和温度的影响很大,而后者几乎不受这些因素的影响。

固溶强化型合金还存在着另一种阻力的作用,溶质原子同位错之间相互作用,使位错受来自溶质原子的阻力。在溶质原子不能扩散的低温下,这种障碍对位错运动呈静止状态。但是,随着温度的升高,这种障碍变为活动状态,向着同位错相互作用能最低的位置流动。在这流动速度相当快的高温下,即使位错是运动的,也会在其周围形成溶质原子浓度高的区域(科垂耳气团)。如果温度达不到一定高度,在快速运动的位错周围就不可能形成这一气团。这样,位错周围溶质原子浓度的分布取决于溶质原子的流速同位错运动速度的相对关系。

溶质原子的流速可用下式表示:

$$\vec{v}_s = -\frac{D_s}{KT} \text{grad} U \quad (2-1)$$

式中 $\vec{v}_s$ ——溶质原子的流速;

D_s ——溶质原子的扩散系数;

U ——溶质原子同位错的相互作用能;

K ——波尔兹曼常数;

T ——绝对温度。

溶质原子流量($\vec{J}_s$)等于溶质原子流速与溶质原子浓度(C)的乘积,即 $\vec{J}_s = C\vec{v}_s$ 。设变形速率为 $\dot{\epsilon}$,根据Orowan公式,位错的平均速度($\bar{v}$)可用下式表示:

$$\bar{v} = \dot{\epsilon} / \phi \rho_m b \quad (2-2)$$

式中 ϕ ——取向因子(约0.5);

ρ_m ——运动位错密度;

b ——柏氏矢量。

由于相互作用能 U 随温度的变化不大,因此上述的速度比值 v_s/v 同温度和变形速率的关系可近似地用参数 $\alpha \equiv D_s \rho_m / T \dot{\epsilon}$ 表示。若 α 的大小相同,那么在位错周围溶质原子的浓度分布也将大体相同,随之接受来自气团的位错运动阻力(溶质气团的拖曳阻力)也基本一样。该阻力与位错速度关系示于图2-1中。图中位错运动阻力同温度的相互关系和同位

错速度的相互关系可作如下解释。假如位错静止，则在相互作用下，溶质原子会聚集到位错附近，形成溶质原子浓度较高的区域。此时，消除这一浓度梯度的溶质原子流量可用下式表示：

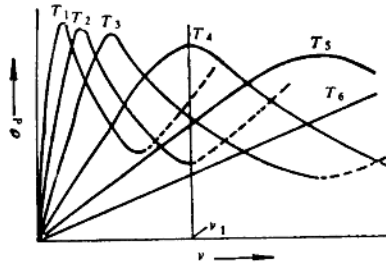


图 2-1 位错速度 v 和溶质气团的拖曳阻力 σ_d 的关系随温度 T 的变化

$$\vec{J}_c = -D_s \text{grad} C \quad (2-3)$$

当 $\vec{J}_c$ 与相互作用引起的流量 $\vec{J}_s$ 相平衡而使下式成立时，气团达到饱和。

$$\vec{J}_c + \vec{J}_s = 0 \quad (2-4)$$

当位错以远小于 v_s 的速度运动时，可形成几乎与静止位错相同程度的气团浓度。由于位错的运动，使气团的重心略落后于位错。因此，位错受科垂耳气团向后拉的作用力称为气团拖曳阻力。位错运动速度越快，则气团离开位错越远，阻力也随之增加。但是，当位错速度加大时，形成科垂耳气团的时间缩短，气团浓度减小，离开位错的距离增加。图2-2示出了位错与气团的这一关系。总之，在开始阶段，随着位错运动速度的加快，拖曳阻力增加，随后却减小。并且在同样位错运动速度条件下，随着温度的升高，气团浓度增加，离开位错的距离缩短。因此，刚开始时位错阻力随温度的升高而增加，达到峰值后减小。位错阻力

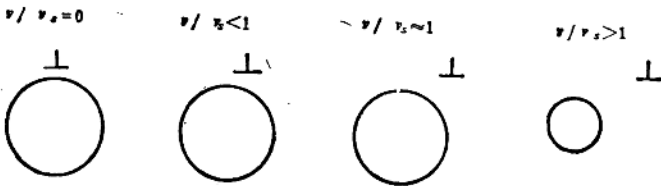


图 2-2 位错速度与溶质流速之比 v/v_s 对溶质气团与位错间相对位置的影响

同温度和变形速率这一相互关系并不是单调的，同静止障碍的阻力有本质的区别。例如，在图2-1的 T_4 温度下，以 v_1 为分界线。当 $v > v_1$ 时，位错速度越快，阻力越小。在该温度下，以 $v \leq v_1$ ，即 $\dot{\epsilon} \leq \phi \rho_m b v_1$ 的变形速率变形时，一部分位错被加速，出现了超过所给与的变形速率 $\dot{\epsilon}$ 的现象。这种不稳定变形一旦发生，应力—应变曲线便出现锯齿形。但是以 $\dot{\epsilon}_1 = \phi \rho_m b v_1$ 的变形速率于 T_5 和 T_6 的温度下，阻力随位错速度的升高而增加，因此不发生这种异常现象。

如图2-1所示，在高温下，温度越高位错阻力越小，位错运动速度（变形速度）越大，位错阻力越大。这种倾向与位错阻力受短距离静止障碍物的影响相同。因此，可以将拖曳