

国外钢的控制轧制概况

上海科学技术情报研究所
上 海 交 通 大 学 编

上海科学技术情报研究所,

国外钢的控制轧制概况

上海科学技术情报研究所
上海交通大学^编

*

上海科学技术情报研究所出版
新华书店上海发行所发行
上海科学技术情报研究所印刷厂印刷

*

开本: 787×1092 1/16 印张: 2 字数: 48,000

1977年4月第1版 1977年4月第1次印刷

印数: 1—3,900

代号: 151634·336 定价: 0.30元

(限国内发行)

目 录

一、概述

二、钢的控制轧制的分类

1. 高温控制轧制..... 1
2. 低温控制轧制..... 2
3. 联合控制轧制..... 2

三、控制轧制过程的影响因素

1. 钢的化学成份的影响..... 2
2. 变形温度的影响..... 4
3. 变形程度的影响..... 6
4. 变形速度的影响.....10
5. 变形时间的影响.....10
6. 其它因素的影响.....12

四、控制轧制的实例

1. 板、带材的控制轧制.....14
2. 型材的控制轧制.....18
3. 管材的控制轧制.....16
4. 线材的控制轧制.....23
5. 高温合金的控制轧制.....24

国外钢的控制轧制概况

一、概述

伟大领袖毛主席教导我们：“一个粮食，一个钢铁，有了这两个东西就什么都好办了。”

钢铁工业生产中，除少量的钢是用铸造、锻造方法制成产品外，绝大部分（约占80~90%以上）是通过轧制方法生产出不同尺寸、形状与性能的钢材，供应各部门的需要。近十多年来，钢的控制轧制，愈来愈广泛地被人们所重视，它不仅成倍地提高钢材强度（现可达 $\sigma_b = 320$ 公斤/毫米²），而冲击韧性也大大得到了改善。当前，由于高速、连续、自动化的第三代轧机的出现，使轧钢生产工艺过程开始采用电子计算机全面控制，不仅大大提高了产量，降低了劳动强度，而且使产品质量控制变为现实，为钢的控制轧制，开辟了更加广阔的发展前景。

所谓控制轧制，就是把钢加热到比传统的热轧温度低些的奥氏体化温度（950~1100℃左右），保温一定时间，然后把开轧温度，变形程度，变形速度，终轧温度，冷却程序控制在一定范围的轧制方法。它与传统的轧制工艺不同之处，在于为了尽量提高钢材的综合机械性能，经过控制轧制的钢材，内部组织必须是微细的铁素体晶粒，为此，要得到细晶粒的铁素体，首先必须使奥氏体的晶粒，加热时不要粗化，所以常常加入Nb、V、Ti、Al等合金元素，使奥氏体再结晶得到推迟，并通过降低加热温度，使未完全固溶的碳（氮）化物析出在奥氏体晶界处，从而阻止奥氏体晶粒的长大。另外，严格控制奥氏体向铁素体转变过程中的变形量，终轧温度及急冷速度等，借以使晶粒进一步细化，促进位错密度的增加，强化相弥散均匀地分布，亚结构的形成以及晶界的特殊形状等，这些极为有利的组织，为进一步提高钢的综合机械性能，发挥钢的潜力开辟了新的途径。

根据所需产品尺寸形状的不同，对轧制、锻造、挤压、拉拔等都可采用控制加工工艺，尤其是控制轧制应用最为普遍。

总结控制轧制工艺的应用，在五十年代初就已开始，并逐渐应用于实际生产。目前，许多国家都开始研究采用，并得到了极好效果，现将国外钢的控制轧制的基础研究及应用的现状分述如下。

二、钢的控制轧制的分类

钢在控制轧制时，由于所处温度范围不同，也与一般轧制过程一样，伴随有加工硬化过程与软化过程，则变形的结果也有所不同。据此，把钢的控制轧制分为高温控制轧制，低温控制轧制及两者的联合三种类型。

1. 高温控制轧制

钢的高温控制轧制是将钢或合金，加热至奥氏体化温度，→冷至再结晶温度以上，但低

于 $A_3 + 100 \sim 150^\circ\text{C}$ 温度范围进行变形→急冷(以固定变形时形成的组织)至室温→回火或时效。如图 1a 所示。这种轧制方法,可适于各种结构钢、工具钢、轴承钢、奥氏体耐热合金以及镍基合金、钛合金等是一种最有前途的一种控制轧制方法。经过高温控制轧制后的钢材,在高温及应力作用下,比低温控制轧制较为稳定,并且高温轧制时,变形抗力小,在现有轧钢设备上完全可以实现,与现行轧制工艺较易结合,因此,发展的可能性较大,特别对低温难变形的钢及合金,高温控制轧制更显得重要。

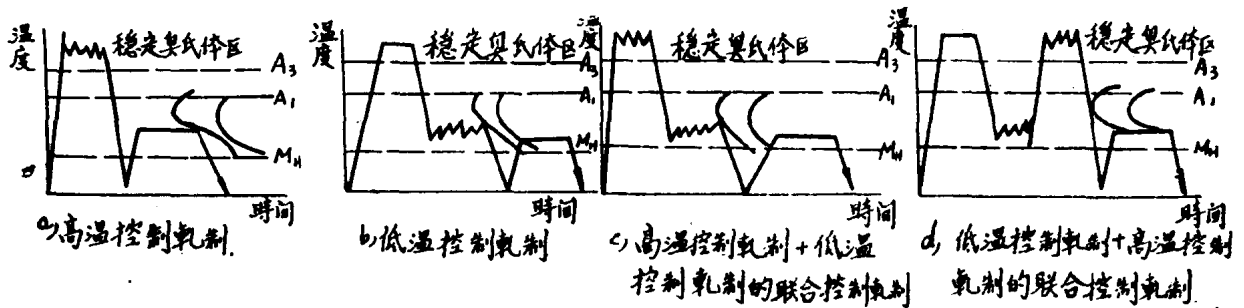


图 1 钢的控制轧制的分类示意图

2. 低温控制轧制

钢的低温控制轧制是将钢或合金加热至奥氏体化温度→急冷至再结晶温度以下奥氏体区域→低温控制轧制→急冷至室温→回火或时效,如图 1b 所示。

低温控制轧制,又称“奥氏体成形”,是五十年代初出现的一种新工艺。为使低温控制轧制时不产生奥氏体分解,所用钢种的珠光体与贝氏体区之间,应有较大温度间隔,因此,大部分用于低温控制轧制的钢,都含有合金元素 Cr、Ni、Mo 等的合金结构钢、工具钢、马氏体型不锈钢和耐热钢和高强度低合金钢等。采用低温控制轧制的钢材强度高,并轧制时没有发生再结晶的危险,所以可以采用各种压力加工方法。但低温控制轧制变形抗力大,需要专用设备。

3. 联合控制轧制

联合控制轧制是把高温控制与低温控制轧制同时采用,如图 1c、d 所示。这样可继承两者的长处。如 37CrNi3A 钢经过联合控制轧制,不仅继承了高温控制轧制后塑性好的特点,冲击韧性比单纯低温控制轧制高两倍,强度指标至少不低于低温控制轧制后的水平。

三、控制轧制过程的影响因素

1. 钢的化学成份的影响

钢中的含碳量,对控制轧制后钢材的机械性能影响如一般热处理一样是很大的,如图 2 所示。由图 2 看出,在低温控制轧制时,随着碳含量的增加,强度指标呈正比例的提高,而塑性指标,特别是断面收缩率有所下降,但降低的并不十分严重。

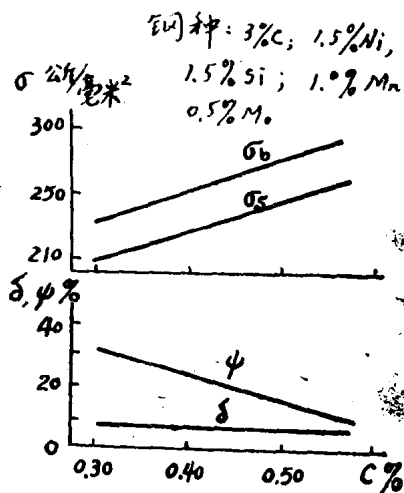


图 2 对含C3%,Ni1.5%,Si1.5%
Mn1.0%Mo0.5%的钢经低温
控制轧制后($\epsilon=90\%$),钢中含
碳量与机械性能关系,回火温
度为100℃

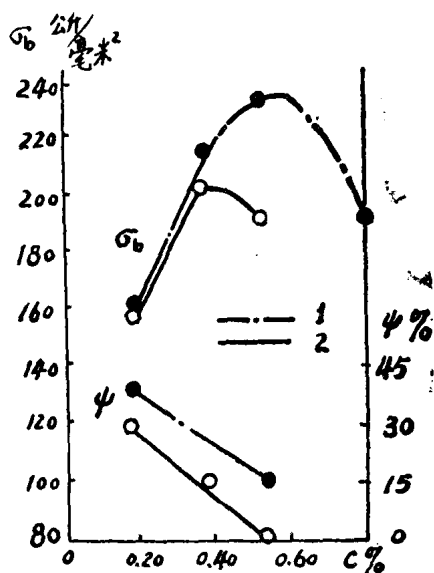


图 3 含碳量对Cr-Mn 弹簧钢在高温
控制轧制后与机械性能的关系
1. 高温控制轧制
2. 一般淬火工艺

对高温控制轧制时如图 3 所示,随着钢中含碳量的增加,开始时钢的强度指标急剧提高,当钢中含碳量超过0.6%时,强度则开始下降,而塑性指标却随含碳量的提高而有所降低。但试验指出,对真空熔炼的钢,即含杂质较少的钢,可提高钢的塑性储备,因此,钢中的含碳量允许提高些。

为使控制轧制后钢材的铁素体晶粒细化,珠光体量减少,以便提高钢的韧性及可焊性,希钢中碳的含量愈低愈好,同时通过添加Mo、Mn、W、Cr、Ni、Si、B、V、Nb、Al等合金元素,使钢的C曲线右移,奥氏体转变延迟, A_s 点下降,这样有利于变形及冷却过程中使铁素体晶粒细化。

一般对低温控制轧制的钢,所含合金元素量如不超过C0.4%,Mn0.6%,Si0.25%,Cr1.2%,Ni1.5%和Mo0.3%的低合金钢,一般都没有足够宽广的界稳奥氏体区域,而不适于低温控制轧制,但可进行高温控制轧制。轧制后急冷可以达到改善产品机械性能的目的。

至于钢中的Nb元素,对含C量高时含Nb量可达0.04~0.05%,含C量低时可达0.07%,Nb加入钢中可形成碳化铌和氮化铌,相互溶解沉淀在奥氏体内,使奥氏体再结晶温度提高,并减少再结晶的速率,有效地推迟了奥氏体向铁素体的转变并细化了晶粒,如一般碳钢当870~880℃热轧后一秒钟内就完成了奥氏体再结晶,但加入少量的Nb,再结晶开始及完成被延迟一个数量级。但铌钢轧制负荷高,约增加25%左右或更多。钢中加入的V与Nb相似,除厚板外,用控制轧制可使钒钢和铌钢取得相同的机械性能,含V量一般认为0.04~0.05为宜。钢中Al的含量0.03~0.05%较好。

钢中加入Nb或Nb-V,Nb-Ti,Nb-Al相比,Nb-V和Nb-Ti钢可允许轧制温度较高,板厚

可以增加, 其轧后铁素体晶粒度仍比单加Nb的晶粒细。钒化物在均热温度下, 有相当数量再固溶, 轧制过程冷却时, 细化弥散析出, 而钛化物则相反, 在均热温度下是稳定的, 使奥氏体保持细晶粒状态。Ti的含量一般在0.03%以下, Mn含量大于1.4%。对铌钢来说, Mn是个特别重要的元素, 通过Mn本身固溶硬化细化晶粒, 并通过相互作用, 促进Nb的强化作用。Mn还能使奥氏体中的铌碳化物析出缓慢, 它能降低相变点, 降低铁素体中铌碳化物析出温度。

此外, Mo也对钢的强度及韧性起到有利作用。对S、P等钢中夹杂物, 应尽量减少, 以防止韧性的恶化。

2. 变形温度的影响

控制轧制时的温度因素对轧制过程再结晶速度、晶粒尺寸大小、力能参数、特别对钢材的机械性能等, 都有很大影响。

控制轧制时的温度因素进一步可区分为: 加热奥氏体化温度, 开轧温度, 终轧温度等。

钢在低温控制轧制时的加热温度对奥氏体晶粒及机械性能有影响, 曾从900~1150℃之间进行试验, 其结果列在图4中, 由图中看出, 当加热温度降低时, 机械性能略有提高, 奥氏体晶粒度变细, 温度>1100℃时晶粒将长大至0~1级。

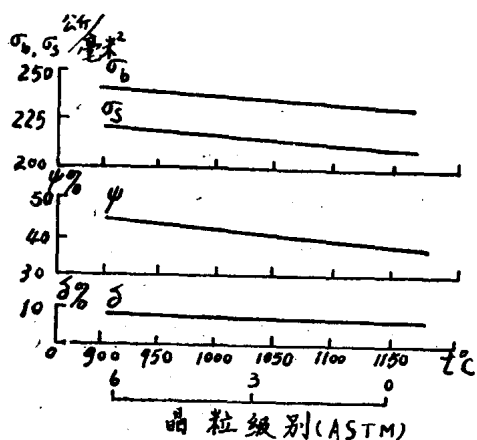


图4 含C0.3%钢经低温控制轧制时, 加热温度与机械性能的关系。

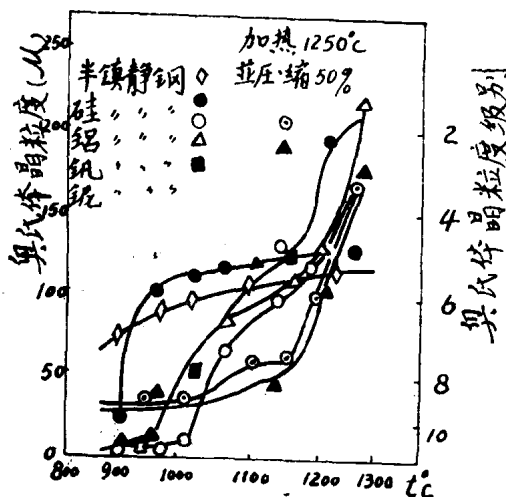


图5 加热温度与奥氏体晶粒度关系

对高温控制轧制时, 钢的加热温度与奥氏体晶粒关系可参看图5所示。对Si镇静钢的晶粒粗化温度在900℃左右, V钢Nb钢的粗化温度在1000℃左右, Al镇静钢1050℃左右。因此, V, Nb, Al镇静钢在1000~1100℃温度范围内, 其晶粒粗细不均, 这种不均的现象, 即使经过热加工、再结晶、相变也不能消除掉这种不均现象, 从而使性能变化, 因此, 选择加热温度不应选用1000~1100℃之间。在1100~1150℃晶粒变为均匀, 再提高至1200℃附近, 又出现第二次晶粒粗化。半镇静钢在900~1200℃渐次发生晶粒长大, 但没一个明显的粗化温度。

因此, 合理的选择及控制轧制前奥氏体化温度, 对得到微细的铁素体晶粒是十分重要的。所以一般奥氏体化温度(即加热温度)在900~1000℃或1100~1150℃较适宜, 温度超过

1150℃将开始出现二次再结晶，使晶粒粗化，这是我们应当设法避免的。

为了研究开轧温度对低温控制轧制效果的影响曾对 30CrNiMoA 钢进行了研究，首先将 30CrNiMoA 钢加热到 1150℃ 进行奥氏体化，然后在空气中快冷到一定温度（用焊在试样表面的热电偶测量试样所冷到的温度）然后在开轧前，再放入保温炉中，保温 20 分钟后取出，进行轧制，压下量 $\varepsilon = 50\%$ 。轧后在油中冷却，并在 200℃ 回火 4 小时。由图 6 看出，低温控制轧制温度降至 500℃ 时，钢的强度指标增加 15~20%，而塑性指标则稍有下降。当在 400℃ 进行低温控制轧制时，强度极限由 210 公斤/毫米² 降至 160 公斤/毫米²，屈服极限由 180 公斤/毫米² 降至 130 公斤/毫米²。

奥氏体在较低温度下，进行控制轧制后，强度的增加与晶粒碎化及大量滑移面的形成，促使马氏体细化，并具有一定的取向有关。

但是当轧制温度降至 400℃ 后，强度指标反而急剧下降，这可能由于发生了贝氏体转变之故。

因此，对低温控制轧制的过冷奥氏体温度在 450~600℃ 变形，对综合机械性能改善是有利的。

对高温控制轧制的钢，由于变形温度在再结晶温度以上进行，再结晶现象的发展是不可避免的，不过对强度的降低极少，而对塑性的提高，抗疲劳强度的增加是有益的。但集聚再结晶及重结晶的出现，在轧制过程中是不允许的。

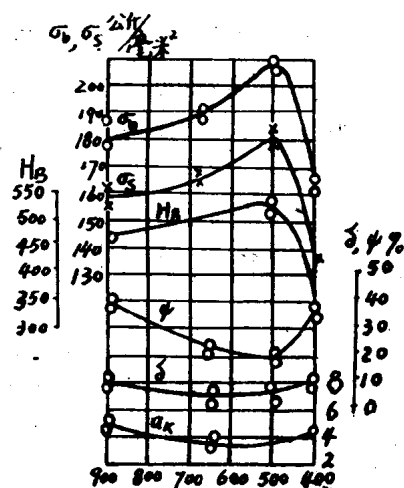


图 6 30CrNiMo 钢的机械性能与低温控制温度的关系

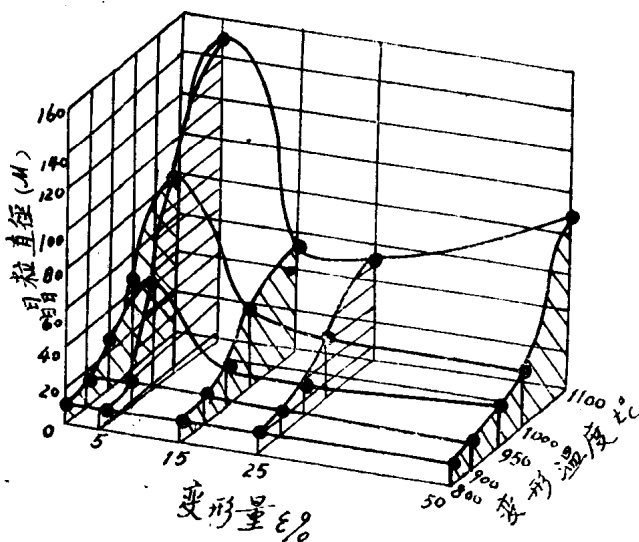


图 7 55CrMn 弹簧钢高温控制轧制的再结晶图

图 7 是 55CrMn 弹簧钢经高温控制轧制时的再结晶图。从图中清楚看出，当轧制温度超过 950℃ 时，奥氏体晶粒度将显著增加，轧制后变形率为 15%、25% 和 50% 时，温度为 850℃ 时，在结构中发现被拉长的晶粒，在 900℃ 进行变形时晶粒度无论变形程度是 5% 还是 50% 都十分均匀，而 950℃ 轧制时就出现晶粒长大的危险区，特别是 $\varepsilon = 5\%$ 时晶粒最大。因此，55CrMn 弹簧钢的变形温度 $< 950^\circ\text{C}$ 较适宜。

终轧温度对控制轧制过程的影响如图 8 所示。

图 8 所用的钢为含有 0.17% C 和 0.5%、1% 或 1.5% Mn，含 Nb 及不含 Nb 的钢。轧制程序为连轧，以保证总压缩比为 87%，然后进行空冷测得的机械性能。将终轧温度从 950℃ 下降到 800℃ 时，普碳钢的奥氏体再结晶晶粒减小了，Nb 钢也表现了同样结果，因此，分解后产生的铁素体晶粒度也产生明显的细化现象。含 1.5% Mn 的钢，在较高温度终轧后，其显微组织内出现贝氏体和针状铁素体部分，但终轧温度低时，却有效地促使多边形铁素体-珠光体的生成。

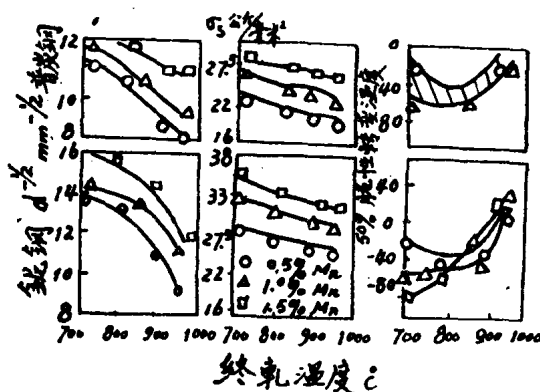


图 8 终轧温度对性能和铁素体晶粒度影响

终轧温度对机械性能影响，直接与显微组织变化有关，降低终轧温度，所有钢的屈服强度都增高，这是由于获得较细铁素体晶粒结果，随着终轧温度从 950℃ 下降到 800℃ 左右，脆性转变温度也下降，但终轧温度进一步下降到 700℃ 时，脆性转变温度稍微或十分明显升高。因此，对高温控制轧制的终轧温度一般都在 AC_1 以上温度进行。

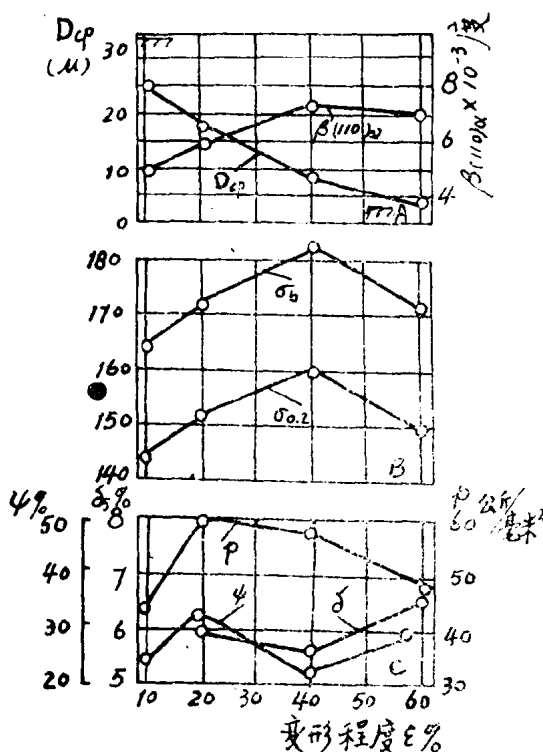
至于轧后的急冷温度，特别是对高温控制轧制过程，应严格控制，否则会造成强度及塑性下降。一般说来，轧后至急冷的间隔时间在生产条件可能情况下尽量缩短。详细讨论可参看后面时间参数影响一节。

3. 变形程度的影响

高温控制轧制时的变形量对轧制过程的影响，曾在工业生产条件下熔炼 50CrMnA 钢，在 $\phi 360$ 轧机上进行高温控制轧制，其轧制速度为 $V = 1.5$ 米/秒，变形程度为 10%、20%、40% 和 60% 都是轧制一道，开轧温度为 900℃，轧后直接淬火，并在 400℃ 回火一小时，其试验结果见图 9 所示。产品机械性能的好坏与变形程度关系很大。当变形量较低时 $\varepsilon = 10\%$ 没出现强化。当变形量 $\varepsilon = 20\%$ 时，逐渐产生强度提高，轧后快冷出现了细小晶粒组织，并位错密度 $\beta(110)\alpha$ 也增加如图 9 A。当变形量 $\varepsilon = 40\%$ 时，晶粒平均直径 D_{cp} 大小急剧降低，位错密度 $\beta(110)\alpha$ 继续增加到最高点(见图 9 A)这时轧后急冷所得到的强度指标也最高(图 9 B)。但塑性指标却略有下降，这是因为变形时形成亚结构，阻碍了再结晶发展的结果。

当 $\varepsilon = 60\%$ 时，强度降低而塑性增加，从显微分析看出，这时变形量较大，使大量的细晶粒围绕原来晶粒被拉长，部分出现动力学再结晶，这是由于变形热效应使金属温度增加所致。

图 9 高温控制轧制时变形程度对 50CrA 钢结构及性质影响
(一次变形) $t=900^{\circ}\text{C}$. $\tau=1$
秒 $\tau_{\text{冷}}=15$ 秒 $t_{\text{回火}}=400^{\circ}\text{C}$
1 小时



轧制时由于变形热效应使金属温度变化的情况如下

表 1

变形程度 $\varepsilon\%$	10	20	40	60
变形热 $\Delta t^{\circ}\text{C}$	15	25	40	50~60

控制轧制时, 由于变形的热效应存在, 再结晶过程也就难免会出现, 所以使强度降低, 塑性提高, 并且轧制力也降低 (图 9 C), 由图中看出, 变形程度 $\varepsilon=60\%$ 时比 $\varepsilon=40\%$ 时, 单位轧制力减少 10 公斤/毫米² 左右, 因此, 在选择控制轧制压下量时, 必须考虑使金属不产生再结晶结构。这样得到的钢材强化效果最好, 当其它条件不变时, 认为高温控制轧制变形量 $\varepsilon=20\sim40\%$ 可以得到满意的效果。

低温控制轧制时变形量对机械性能影响, 曾对含碳 0.43%, 锰 0.74%, 硅 0.8%, 铬 1%, 镍 3%, 钨 1% 的钢进行了试验, 奥氏体化加热温度为 900°C , 然后在硝盐槽中冷却到 $500\sim550^{\circ}\text{C}$ 进行低温控制轧制, 然后急冷到室温并经 100°C 回火, 其机械性能变化见表 2。

表 2

变 形 量 $\varepsilon\%$	强度极限 σ_b 公斤/厘米 ²	塑 性 指 标 $\delta 5\%$
0	168	1.09
50	215	6.4
90	271	6.0

由上表看出,随着变形程度的增加,低温控制轧制后的钢材强度也随之增加。如变形量 $\varepsilon=50\%$ 时比不变形的一般热处理后的强度 σ_b 增加47公斤/毫米²而塑性指标 δ_5 提高5.3%,并且变形量 ε 再提高,则强度还增加($\varepsilon=90\%$ 时), σ_b 可达271公斤/毫米²,而塑性仍保持原水平,所以,低温控制轧制的变形量都控制 $>50\%$ 以上效果最明显。

在实际生产中,由于低温控制轧制时,变形温度低于再结晶温度,变形量又都大于 50% 以上,所以变形抗力就较高,轧制设备的负荷就会过大而损坏,如图10所示,曾对W18Cr4V高速钢,在低温控制轧制温度下进行变形抗力测定。当毛坯的直径 D_0 与其高度 H_0 之比为2.5时,变形量 $\varepsilon=50\%$ 条件下,在 500°C 时变形,其单位压力为200公斤/毫米²左右,在 600°C 时,其变形抗力为160公斤/毫米²,在 700°C 变形时单位压力为130公斤/毫米²都远远超出了一般热轧时的单位压力。

为此,有人开始研究,在总变形量一定的条件下,分几道变形来完成,即对变形分散度对轧后机械性能的影响进行了研究。这对实际生产中应用,以便减少变形抗力意义是较大的。

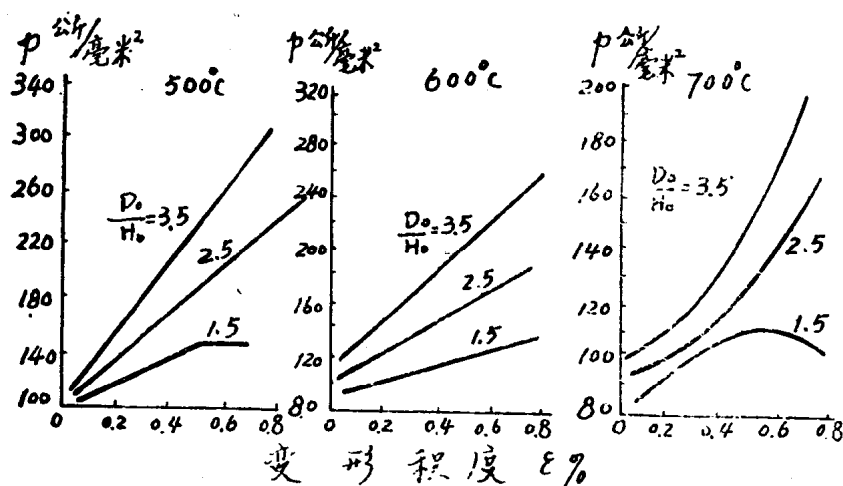


图 10 变形程度, 变形温度对单位变形抗力的影响

大多数研究结果表明,当总变形量一定时,多道次变形,对钢的性能,奥氏体的强化效果的影响,比一次变形工艺还优越如图11、12所示。

从图11低温控制轧制时看出,轧制道次为4道时,强度最高。当高温控制轧制时,从图12看出同样轧制四道次强度与塑性指标达到较好配合,这可能由于变形道次增加,变形热效应减少有关。

对变形量一定时,每道压下量大小的分配,可以是递增的,也可以是递减的或平均分配三种,由于道次变形量分配方法不同,终轧温度也将不一样。轧制终了变形量越大,变形热效应也会增加,使终轧温度提高,造成钢材强度下降,所以试验结果认为,钢材综合机械性能最好的轧制制度是递减的道次变形量分配较好,即第一道次变形量 $\varepsilon=50\%$ 左右,以后各道次变形量 $\varepsilon\geq 15\sim 20\%$,由于终轧道次变形量较小,终轧温度低,使钢材晶粒细化,发生再结晶较困难。因此得到的产品机械性能较好,并与传统的轧制变形量分配接近,孔型设计及轧制工艺的掌握较易进行。

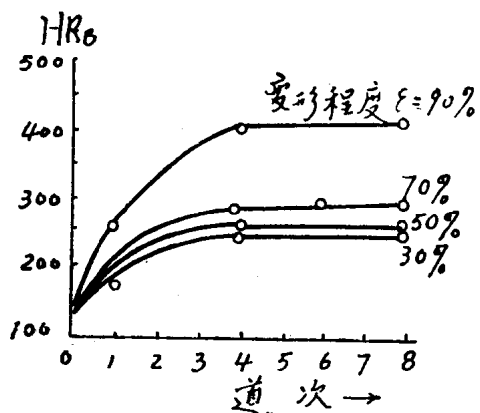


图 11 铬锰钢低温控制轧制时轧制道次与变形量对机械性能的关系

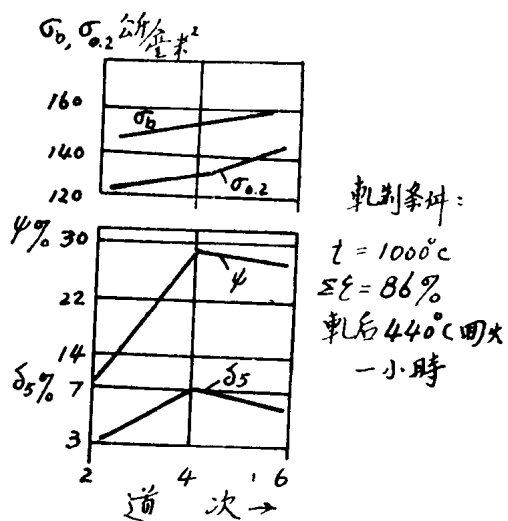


图 12 50CrMn 钢高温控制轧制时轧制道次与机械性能的关系

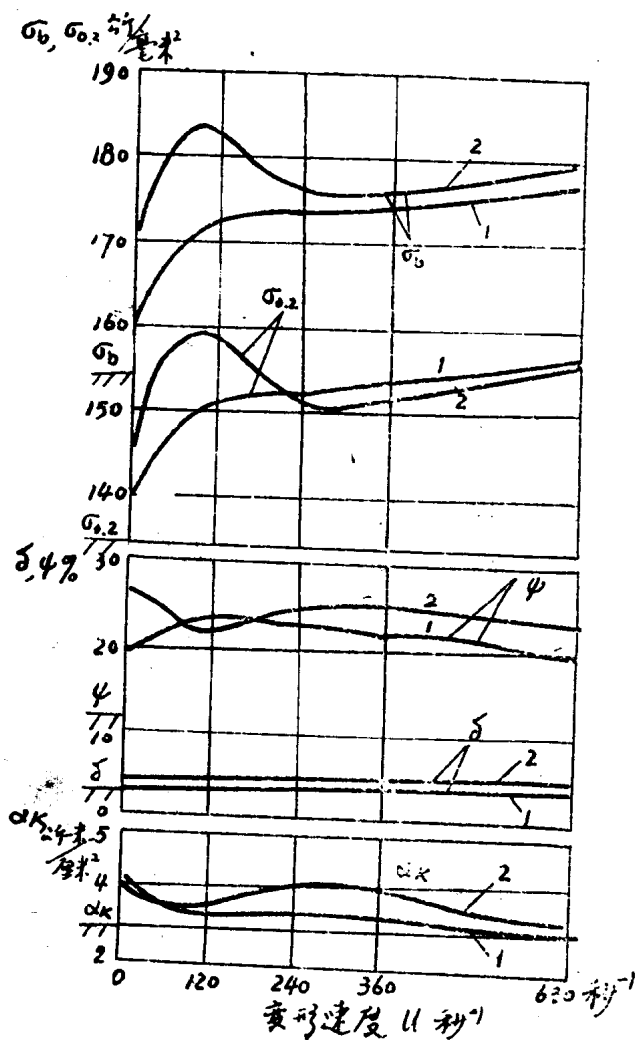


图 13 50CrMnA 钢高温控制轧制时变形速度参数对机械性能影响
 1—10% 2— $\varepsilon = 40\%$

4. 变形速度的影响

变形速度的大小, 对变形时的热效应及金属结构的变化影响也较大, 对 50CrMn 钢在 $\phi 250$ 轧机上轧成带材, 坯厚为 6.8 毫米和 10.2 毫米压下率为 10% 和 40%, 最终轧成带材厚度均为 6.1 毫米, 轧制温度为 900℃, 轧制速度 0.3~54.7 米/秒 (其变形速度变化在 6~900 秒^{-1}) 轧后在水中淬火, 然后在 400℃ 回火一小时。

图 13 高温控制轧制 50CrMn 钢变形-速度参数对钢材机械性能的影响。当变形程度为 10% 时, 随着轧制速度提高, 强度也随之提高, 而塑性保持原水平, 当变形速度 $U = 6 \text{ 秒}^{-1}$ 提高到 180 秒^{-1} 时, 强度极限比一般热处理的 σ_b 提高 20 公斤/毫米² 左右。由于变形程度不大, 所以随变形速度的提高, 仍存在加工硬化, 使强度及塑性都达到较高水平。

这种加工硬化的存在可从图 14 平均轧制压力的变化看出, 变形速度 $U = 6 \text{ 秒}^{-1}$ 提高到 $U = 180 \text{ 秒}^{-1}$ 时, 平均轧制力增加 5~7 公斤/毫米², 当变形速度高于 180 秒^{-1} 以后继续提高时, 强度增大不多。

当变形程度 $\varepsilon = 40\%$ 时, 机械性能与变形速度之间的关系, 变化较剧烈如图 13。曲线 2, 最高机械性能的出现是在变形速度为 $U = 90 \text{ 秒}^{-1}$ 时, 这时的 $\sigma_b = 185$ 公斤/毫米², $\delta = 6\%$ 和冲击韧性 $\alpha_k = 3.4$ 公斤·米/厘米²。如继续提高变形速度, 产生变形热增多, 使金属温度提高, 如图 15 所示。当 $\varepsilon = 25 \sim 40\%$ 时, 变形热可使钢材温度提高 60~80℃ 左右, 使轧件产生再结晶, 降低了机械性能。

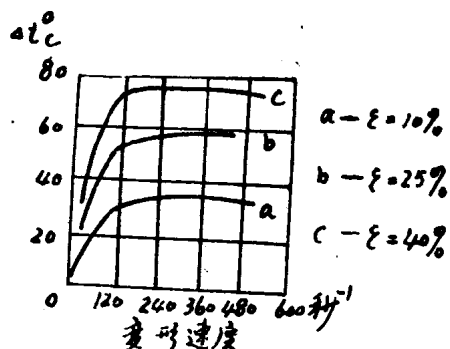


图 14 变形速度与变形程度对 50CrMn 钢轧制压力影响

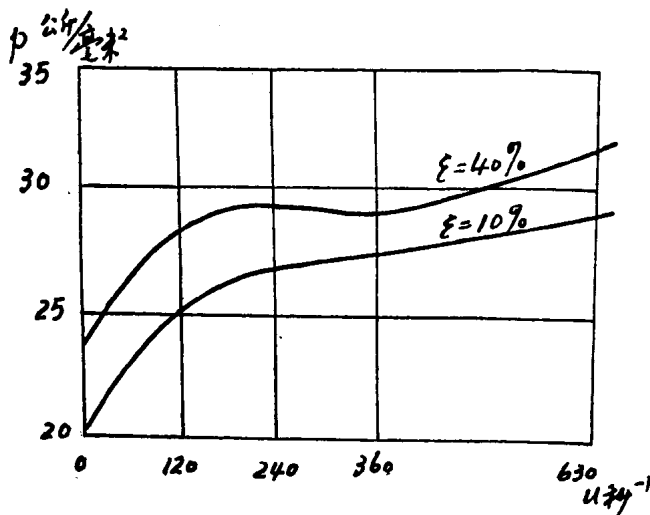


图 15 变形速度与变形热效应的关系

变形速度与变形程度增加对金属性能影响相类似, 所以为了理想地控制轧制过程必须通过变形及变形速度两个参数共同配合, 才能得到需要的高质量的产品, 这样为控制轧制揭示了新的可能性, 来控制轧制过程。

5. 变形时间的影响

控制轧制过程的时间因素包括加热时奥氏体化的时间, 加热后到开轧的时间, 轧后至急冷的时间等。

对控制轧制后急冷的试样测定的奥氏体晶粒度与空冷试样所显示的铁素体晶粒度进行多次比较表明,两者之间存在密切的关系,因而要得到细化晶粒的铁素体组织,就必须在转变前细化奥氏体晶粒度,这样在高温加热(奥氏化)时间,在保证烧透的前提下,时间愈短愈好,不仅可防止奥氏体晶粒长得过大,从而影响转变后铁素体的晶粒度大小,而且对防止氧化、脱炭也是有利的。

至于加热后到开轧的间隔时间,特别对低温控制轧制时尤为重要,为使奥氏体在冷却过程中不致分解,必须有较快的冷却速度冷到界稳奥氏体温度区进行轧制。

如对一般碳钢的连续冷却时转变看出,如图16所示。当奥氏体以 $V_1 = 1^\circ\text{C}/\text{秒}$ 很小的速度连续冷却时,奥氏体转变温度 A_{r1} 为 710°C 附近,转变产物是粗珠光体。

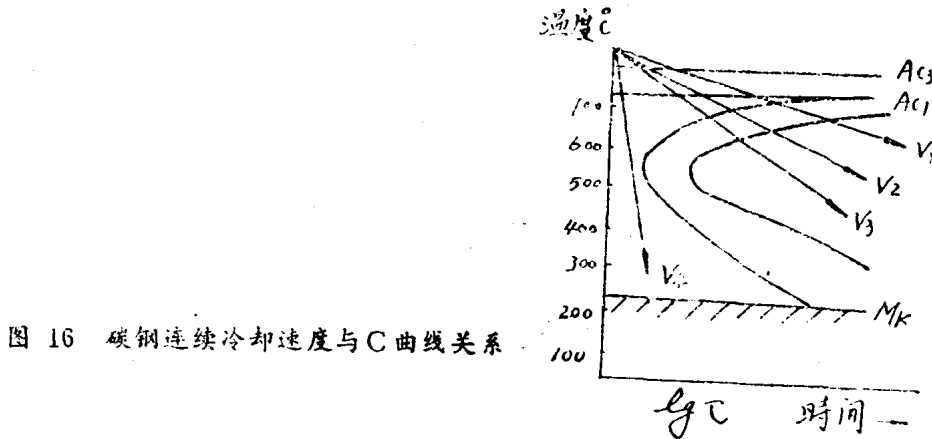


图 16 碳钢连续冷却速度与 C 曲线关系

继续增加冷却速度, $V_2 = 10^\circ\text{C}/\text{秒}$ 奥氏体过冷度增大到 650°C 附近转变成索氏体当 $V_3 = 70^\circ\text{C}/\text{秒}$ 时奥氏体过冷到 550°C 附近才转变得到屈氏体组织。

如果冷却速度 $V_4 > 100^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上时奥氏体不再分解而全部过冷到界稳奥氏体区,如在马氏体转变前低温控制轧制完了,再冷到马氏体区,便完全转变为马氏体组织,这对低温控制轧制时,加热后到开轧的冷却速度一定大于 V_4 的冷却速度,其具体多少随钢种的 C 曲线位置不同而异, C 曲线靠右,冷却速度可慢些,一般用油、水冷却速度是完全可以达到要求的。

当高温控制轧制时,为了控制终轧温度,有时用间歇轧制工艺制度,即加热好的钢坯待冷到终轧温度再进行轧制,通过试验发现,这种操作制度会降低轧机生产率,并得到粗大的晶粒组织,降低了钢材的强度及塑性,一般不建议采用,而常用的是降低奥氏体化温度,加热后,紧接着轧制,最后再控制终轧温度,其效果较好。

轧后至急冷前的间歇时间对钢材机械性能的影响也是较大的,对一般的碳钢在高温控制轧制后(约 800°C 左右)约一秒钟便完成了奥氏体再结晶,但加入少量的 Nb,可以把再结晶开始及完成时间延迟一个数量级。图 17 是对 50CrMnA 钢高温控制轧制后到急冷前停留时间大小对机械性能影响。

由图 17 中清楚看出,对 50CrMnA 钢高温控制轧制时,当变形量 $\varepsilon = 40\%$ 时,最高机械性能出现在变形速度 $U = 90 \text{秒}^{-1}$ 的条件下这时的强度指标 $\sigma_b = 185 \text{公斤/毫米}^2$, 相对伸长率 $\delta = 6\%$, 冲击韧性 $\alpha_k = 3.4 \text{公斤-米/厘米}^2$, 这时热加工后的亚结构较稳定。由图中同样看出,轧后至急冷的间隔时间不大于 10 秒钟时,实际上对机械性能影响不大,但变形速度增大,即

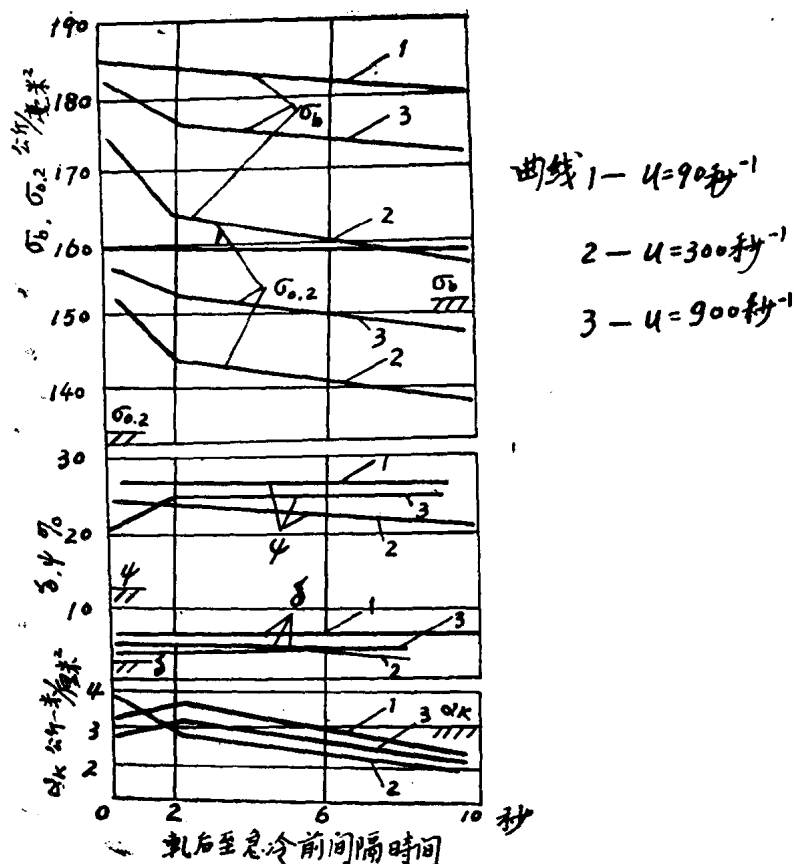


图 17 高温控制轧制50CrMnA钢轧后至急冷前间隔时间
对机械性能影响 $\varepsilon=40\%$ 轧制温度 900°C

$U=300 \text{ s}^{-1}$ 时, 由于变形热效应强力发展, 再结晶出现, 使机械性能开始变坏较多, 甚至低于一般热处理后的性能。

同样对60Si₂Mn弹簧钢经高温控制轧制后, 至急冷前不同的停留时间长短对机械性能影响结果表明, 当停留时间不大于60秒时对强度指标影响不大, 控制轧制后急冷速度愈大, 则时间愈短, 所得到的铁素体晶粒度愈细, 性能愈好, 一般由于钢中含碳量及合金元素的种类与数量不一致, C曲线的位置也极不相同, 如C曲线的位置愈靠右即意味着冷却速度可减小, 例如。45钢与T8钢比较, 后者C曲线位置靠右些, 故T8钢冷却速度可以小些。一般钢在 $500\sim 600^\circ\text{C}$ 时, 由于C曲线鼻部过冷奥氏体极易分解为铁素体及珠光体所以希望在这段温度冷却快些, 而一般水冷恰好在这个温度范围内, 冷却速度最快(约 $600^\circ\text{C}/\text{秒}$)而矿物油仅 $150^\circ\text{C}/\text{秒}$, 肥皂水只有 $30^\circ\text{C}/\text{秒}$, 所以控制轧制冷却剂最适用、最经济的是水。仅对易出现裂纹的钢材使用油冷却。

6. 其它因素的影响(回火制度, 变形方式等)

1) 回火制度的影响

控制轧制过程中的回火与一般热处理的回火目的大致一样, 即主要是消除轧后急冷过程中钢材内部的内应力, 使急冷后的组织趋于稳定, 降低脆性, 并使钢材得到满意的综合机械性能。

对低温控制轧制后的回火温度一般认为 $100\sim 200^\circ\text{C}$ 左右, 个别情况为提高塑性可达 $300\sim$

350℃进行回火。如图18对含有0.3%及0.45%碳，其它合金元素都是一样的两种钢，低温控制轧制后回火温度对机械性能影响，由图看出，100℃回火强度最高，而塑性稍低，但200℃回火时塑性可达到较高水平。

对高温控制轧制的钢，常希望低温长时间回火，以达到强度与塑性良好的配合，图19对50CrNi4Mo钢高温控制轧制后，不同回火制度对机械性能的影响。由图看出，回火温度在100℃左右强度最高，特别对变形温度为900℃变形量为90%的钢(曲线2)综合机械性能100℃回火可达到较好的配合，对变形温度750℃总变形量 $\epsilon = 75\%$ 的高温控制轧制后在200℃回火强度与塑性也可达到较好配合，对不经变形的一般热处理(淬火+回火)的钢(图19中曲线1)，其回火后性能都比控制轧制后的性能差。

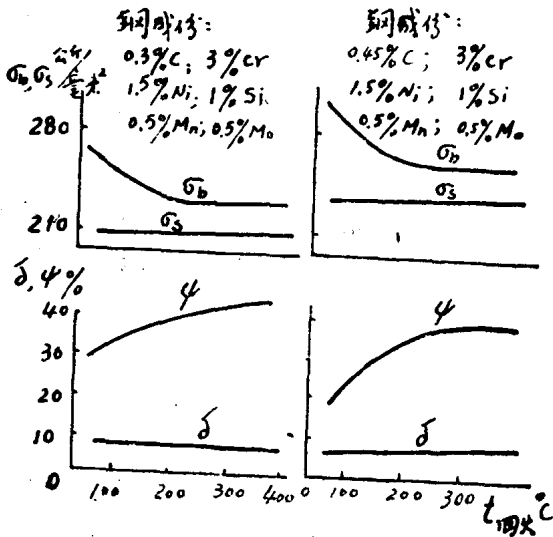


图 18 低温控制轧制后回火温度对机械性能影响

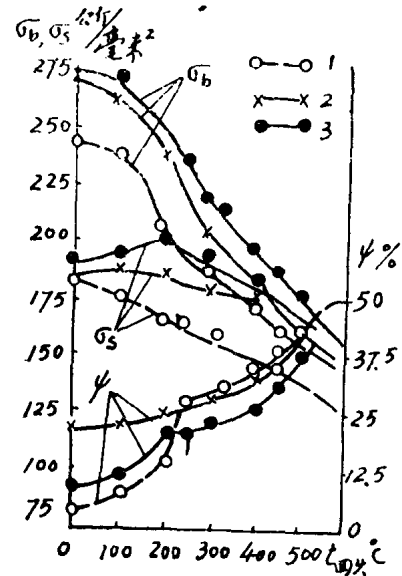


图 19 高温控制轧制后50CrNi4Mo钢回火温度对机械性能的影响

2) 应力状态的影响

应力状态对控制轧制过程的影响，曾在型钢轧机上进行试验，如在孔型中进行限制宽展的轧制，以保证实现不同的变形强度以 ϵ_i 表示。变形强度 ϵ_i 的大小，近似地可由下式计算：

$$\epsilon_i = \sqrt{2/3} \sqrt{(\epsilon_1 - \epsilon_2)^2 + (\epsilon_2 - \epsilon_3)^2 + (\epsilon_3 - \epsilon_1)^2}$$

式中 $\epsilon_1 = \ln(h_0/h_k)$; $\epsilon_2 = \ln(b_k/b_0)$; $\epsilon_3 = \ln(l_k/l_0)$

h_0, b_0, l_0 —— 变形前原料坯的高度，宽度，长度，毫米。

h_k, b_k, l_k —— 变形后K道次的高度，宽度，长度，毫米。

为了确定变形强度 ϵ_i 对钢控制轧制时的结构与性能的影响，用原料为 $\phi 42 \times 42$ 毫米方坯，经六道次轧制，在平辊(阶梯式)上进行，和在孔型中(椭-方-平-平-立轧孔-平辊)轧制，各道变形量大小，接递减法分配，轧后成品尺寸为6毫米厚带材，在孔型中进行高温控制轧制的变形强度 ϵ_i 根据上式计算其结果列入表3中，在平辊(阶梯辊)上轧制时的变形强度 $\epsilon_{i平}$ 按上式计算后也列入表3中。

表 3

变形强度	道次	1	2	3	4	5	6
σ_s		1.1515	0.7900	0.4386	0.3912	0.3699	0.3688
σ_L		1.5299	1.3290	1.1554	1.1376	0.3522	0.5518

高温控制轧制的工艺是：加热温度为1000℃，轧制道次为6道，道次间间隔时间为3秒钟，轧后至急冷前停留时间为二秒钟，急冷后经440℃回火一小时，其组织性能变化如表4所示。

表 4

轧制方式	晶粒度平均直径 D_{CP} MKM	位错密度 $\beta_{(100)2} \times 10^3$ 度	强度极限 σ_b 公斤/毫米 ²	屈服限 σ_s 公斤/毫米 ²	相对伸长率 $\delta\%$	断面缩减率 $\psi\%$
在平辊上轧制	7.1	5.8	166	155	5.0	26
在孔型中轧制	10.5	8.2	180	160	6.0	25

由上述试验结果看出，当其它变形条件相同时，在孔型中轧制，由于侧向压应力明显增加，对改善产品机械性能是有利的，轧后钢材的强度，比平辊上轧制高14公斤/毫米²，相对伸长率 δ 也较高。

四、控制轧制的实例

1. 板、带材的控制轧制

控制轧制法一开始就应用于钢板生产。目前，已建成轧制力为9000吨的、专为控制轧制应用的厚板轧机。但大多数国家仍在现有轧钢设备上，采用多道次，小压下量的控制轧制工艺，通过严格控制轧制温度，压下量等工艺参数，达到控制轧制的目的。为使控制轧制的板坯达到规定的温度一般采用在输送辊道上缓慢移动或喷水冷却来达到。最近加拿大在钢板轧后直接快冷装置已应用于生产。这种快冷装置由钢板上面的纵向喷水管和钢板下面的交叉十字喷射管组成，其特点是每根喷射管底侧旁装一根精巧的提升杆，快冷时同时动作，使钢板离开辊道，因而使钢板上下表面喷水分布均匀。喷射的水每200份混入1份可熔性油。

下面介绍几种钢板的控制轧制实例；

①低碳含铌钢板的控制轧制

控制轧制宽度为3600毫米的厚板，其化学成份如表5所示。

表 5 钢的化学成分(重量%)

炉号	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb
A	0.15	0.29	1.23	0.023	0.018	0.039	0.038
B	0.16	0.23	1.43	0.029	0.019	0.033	0.047