

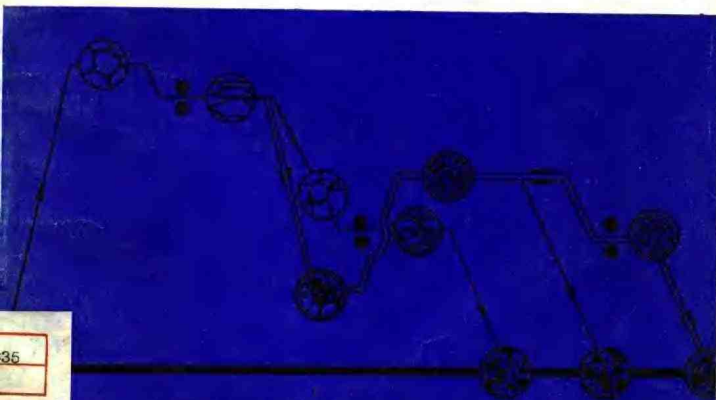
北京图书馆藏

41018

中文资料

ong h i h a h i
KZZZ

控制轧制 译文集



35

鞍钢钢铁情报研究所

一九八〇·三

目 录

关于厚板控制的研究.....	(1)
板材的控制轧制.....	(21)
控制轧制钢板的组织.....	(27)
高强度钢控制轧制的基本思想.....	(37)
低合金高强度钢的奥氏体、铁素体二相区轧制及其机械性能.....	(45)
低碳钢中 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变区轧制效果的基础研究.....	(54)
轧制状态下低温韧性良好、低屈服比、高强度厚板的制造方法.....	(64)
控制轧制生产厚钢板.....	(70)
用控制终轧温度生产厚板的经验.....	(71)
低温用高强度钢板的新轧制方法.....	(82)
终轧温度对控制轧制高强度钢板的组织.....	(84)
关于热轧钢板的冷却控制.....	(85)
关于用控制轧制方法提高 $10 \times \text{CHM}$ 钢的机械性能.....	(87)
控制轧制钢材中铁素体晶粒细化的起因.....	(90)
控制终轧温度的厚板生产.....	(96)
采用控制轧制生产中厚板的最新进展.....	(100)
控制轧制高强度钢板层状裂纹和板厚方向韧性的关系.....	(103)
用控制冷却改善线材的性能.....	(104)
对小型钢材和线材余热淬火的看法.....	(111)
小型钢材余热淬火.....	(116)
线材生产的冷却条件与机械性能关系.....	(120)
不同冷却条件对连轧非合金钢线材性能的影响.....	(128)
轧后高温形变热处理的应用.....	(135)
最近油井管和输油管线用管的冶金学问题.....	(140)

54.11/30



A792173

关于厚板控制轧制的研究

一、前 言

控制轧制是在轧制过程中钢板获得良好低温韧性的轧制技术,这种技术广泛应用在生产造船板和严寒地带管线用钢板上。控制轧制的内容,以前曾简单叙述过——即指的是以“较正常稍低的温度”进行轧制的所谓低温轧制;而现在,指的是从轧前的加热起至终轧道次结束止的全过程进行控制,以求获得预期良好性能的轧制方法。控制轧制的主要效果是通过相变组织(通常是铁素体和珠光体组织)的微细化提高强度和降低延性——脆性转变温度(νTs),特别是后者效果更为明显,现在,厚20毫米的钢板可获得 -100°C 以下的 νTs 。这种性能是任何常化等热处理所得不到的。总之,控制轧制不仅仅是把热轧看成是一种单一的成形工序,同时还要利用它积极地改善材质。

热轧是奥氏体(γ)区域的加工、控制轧制的相变组织(α)的微细化可从奥氏体组织的变化来解释。热轧是在高温下进行,一给与轧制变形,就立即发生再结晶并软化。选择适当的轧制条件(温度、压下率、道次),奥氏体就可再结晶细化,随后,发生相变的铁素体也可细化。如果给与奥氏体再结晶温度以下的轧制,奥氏体晶粒就变成“冷加工”伸长晶粒,但是,由于这种冷加工奥氏体在 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变时发生了许多微细的铁素体晶粒,因此,通过这种低温加工也可获得铁素体晶粒细化。实际的控制轧制可将这两种效果通过适当的配合加以利用。生成碳、氮化合物的Nb等微量元

素对这种奥氏体的组织变化有很大影响,其次,除轧制条件外初期的奥氏体晶粒度(加热温度)也有影响。由于实际的轧制是多道次轧制,故通过各道次的轧制程序最终使奥氏体组织大幅度变化这种现象也是复杂而无止境的。

非调质钢的机械性能的变化,包括电子显微镜观察的倍率在內,一般可用下面的组织因子来表示。即:

$$\sigma_y = \sigma_0 + \Delta\sigma_{ppt} + \Delta\sigma_{disl} + Kd^{-\frac{1}{2}} \dots (1)$$

$$\nu Ts = A + A' \Delta\sigma_{ppt} - Bd^{-\frac{1}{2}} \dots (2)$$

(1)式是哈勃—别兹(Hall—Petch)式,(2)式是简化的卡特—别兹(Cottrell—Petch)式。式中, σ_y 为屈服应力; σ_0 、 $\Delta\sigma_{ppt}$ 、 $\Delta\sigma_{disl}$ 分别为铁素体基体的摩擦应力、析出硬化摩擦应力的上升量、位错等亚组织摩擦力应力的上升量, d 为铁素体晶粒直径; K 、 A 、 A' 、 B 是常数。控制轧制就是促使向“随 d 值减小 σ_y 值上升、 νTs 值下降”这种好的趋势变化。但是实际上,轧制条件的变化带来了 $\Delta\sigma_{ppt}$ 和 $\Delta\sigma_{disl}$ 的变化,特别是控制轧制所特有的织构的影响和微细层状裂纹的影响,这些影响是双重的,所以有时很难加以说明。

从控制轧制对工业生产的重要性和上述现象的复杂程度来看,虽然从事控制轧制的研究人员取得了非常显著的成绩,但另一方面也会看到,从多种多样的变化机理角度去理解又是多么困难。

本章细节多少有些省略,尽量做到把控制轧制的现象和机理统一来理解。首先在第二章里将叙述控制轧制的历史发展过程,在第三章中将论述控制轧制的基础——奥氏体的再

结晶行为、“冷加工”的奥氏体相变行为和
控制轧制的定量化等问题；在第四章中叙述一下
Nb、Mn及其他合金元素的影响；第五章将举
出最近控制轧制的几个实例加以说明；最后，
在第六章里还将涉及一下控制轧制中固有的组
织等问题，此外，有关最近出现的问题—— $\alpha + \gamma$
区域、 α 区域中的轧制效果问题也想简单地加
以论述。由于篇幅所限，不得不舍去许多优秀
的研究报告，在此深表欠意。

二、控制轧制的发展过程

对于热轧时的温度和压下率等条件同室温
的显微组织及机械性能的关系问题，自很久以
前就有人进行过研究。例如德国的斯塔特曼
(1829年)和奥伯豪夫尔(1913年)就曾做过
锻造实验。但是，具有历史意义的实验是哈诺
曼等人(1925年)的实验。他们对在 γ 区域的
轧制温度随降低铁素体晶粒越细化，在更低温
 α 区域轧制时铁素体晶粒粗大化这些问题，从
热轧后再结晶行为的观点进行了说明。哈诺曼
等人的实验结果令人信服地表明：一般情况
下，在高于并接近于 A_{r3} 的温度下轧制才可能
产生晶粒细化；此外，在轧制时，只有最终轧
制道次温度(或终轧温度)才能决定铁素体晶
粒。基于这种观点的实验，不管是实验室规模
还是工场规模，直至最近都在大力进行。夫拉
齐尔和维斯特等人实验结果也常常被引用。
上述所有这些实验的共同点都是在高温下进
行通常的热轧之后使终轧道次(或终轧前1
道次)的轧制温度发生变化，这是现在一般人
们所知道的。也就是说，降低轧制温度提高强
度、降低 vT_s 等还未必被证实，此外，不同的
钢种试样和轧制方法所得出的结果也不尽一
致。我认为其原因之一恐怕是只用终轧1~2道
次的轧制方法来使再结晶奥氏体的晶粒细化
(结果却是铁素体晶粒细化)不充分所致。

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)及其他结构用钢要求有很高的切口韧性。
所要求的切口韧性，通过增加Mn/C比、用Al
脱氧的镇静钢，采用净化处理等措施得到保证
是可能的。但是比利时、瑞典等各国的钢铁厂
因没有热处理设备，在工业上采用控制轧制
代替常化作用，确立了今日控制轧制方法的
原始基础。例如，据1958年Vanderbeck的
视察报告报导，在荷兰的KNHS(IJmuiden)、
比利时的SA Cockerill—Ougree、瑞典的
Domnarfvetts Jernverk等的实验中，他们不
仅仅是停留在终轧温度的规范上，通过在900℃
以下给与合计20~30%的压下量、用3~6道次
轧制，改善了韧性。但是除列举了取得这样实
际成果的工厂以外，还有的在同时期进行了上
述的仅改变终轧道次的轧制温度的试验，可
以说还没有充分理解控制轧制的本质。

1958年明确了添加微量Nb在轧制状态
下对提高钢的强度是有效的，进入六十年代，
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_s 变
高的问题。据美国的Bethlehem Steel报告
说，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号钢原板采用了控制
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℃以下给与了合计
20%以上的压下量。澳大利亚的Port Kembla
工厂发表了同样的报道，加拿大的Stelco也取
得了类似的成果，他们除了把控制轧制应用于
生产高强度管线用板坯料以外，也应用在生产
结构用钢材上。在这期间，控制轧制的改善机
理，仍然还是来源于Hanemann流派的高于并
接近于 A_{r3} 的奥氏体再结晶细化理论，Grange
在C—Mn钢上实际形成了奥氏体组织，证明
了这种过程还是可能的。

六十年代中期，在英国的BISRA中对控
制轧制进行了一系列的研究，通过这种研究使
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 C 量改善钢板韧性和可焊性,通过使用 Nb 或 V 获得强度并由控制轧制来保证韧性的。特别是 Phillips、Irani 以及 Jones 等人的研究就更使人注意到控制轧制的作用,他们指出:由于 Nb 具备控制奥氏体再结晶的效果,所以使用 Nb 来促使奥氏体晶粒细化是有效的;如果轧制条件不适应,在轧制含 Nb 钢时就会容易产生混合晶粒。但是,这些研究都是在实验室性质的小型轧机上进行的,表示控制轧制的好坏的标准仅仅反映在终轧温度等方面,所以从内容上看,不能不认为还缺乏普遍性。

日本的控制轧制的研究及其在工业上的应用,从数年前就落后于欧美各国。至六十年代中期仅限于发表文献,对造船用板材的低温轧制效果、型钢的低温轧制和含 Nb 钢的韧性改善等也只是零星可见。此外,特别引人注目的产品是六十年代中期开发的神户制钢 60 公斤级高强度钢 DMS60,它是对含 Nb—V 低硫钢实施控制轧制而生产的。但是,从全国范围来看,这个时期采用控制轧制大量生产高强度钢还不普遍。

六十年代后半期,关心控制轧制的基础理论——即对奥氏体再结晶行为的重视程度开始高涨起来,日本各公司开始推进这方面的研究工作。如大森厂曾报道 Nb 的奥氏体再结晶控制效果和一道次轧制后机械性能的变化情况等;另外,关于控制轧制的机理,在六十年代末也能从基础理论方面对低温合计压下量进行合理的说明,逐渐认识到了未再结晶区域内轧制的重要性。然而,我认为这些独立进行的研究成果,与其说是一篇很好的研究报告,莫如说作为高性能的非调质高强度钢板的生产技术已经取得了很大收获。例如 1969 年,日本有三家大口径管线用管制造厂都接受了定货,制造并向阿拉斯加的 TAPS (现在的 Alyeska) 输

出了低温韧性良好的 X65 管线用钢;利用新型轧机的优点通过控制轧制制造了含 Nb、V 钢。以此为转机,日本的制造厂在该领域确立了全世界领先地位。

从 1970 年至今,有关控制轧制及其基础理论方面的报告飞跃增加,通过与世界各地进行情报交流对控制轧制的见解也统一了认识。但是,从本质讲,控制轧制在很大程度上受轧制设备的平面布置和操作方法的限制,所以,就极端而言,各工厂的控制轧制内容也都不同。例如对高温再结晶细化、未再结晶区域的合计压下量、低温加热,高 Nb 量等的成分配比以及 $\alpha + \gamma$ 区域的轧制等诸因素重要性的认识很不一致,从而妨碍了共同认识,这也是事实。本文特别注意到了这一点,沿着作者们最近的总论研究,就控制轧制的处理进行论述。

三、采用控制轧制引起的组织和机械性能的变化

1. 由于热轧工艺条件引起的各种变化

热轧工艺条件中对钢的组织和机械性能影响最大的是轧制温度。图 1 示出了 SM50 号钢在不同轧制温度进行多次轧制时的各种性能的变化情况。从该图可清楚看出,随轧制温度下降,铁素体晶粒开始细化,温度上升, vT_s 降低。关于这种组织变化的机理,细节将在下节中阐述,这里只简单用图 2 的模拟图即可理解。即可分三种情况考虑:在高温下,奥氏体发生粗大再结晶,远没有给与铁素体晶粒细化的温度区域 (I); 中温区奥氏体再结晶细化、相变后的铁素体也开始细化的区域 (II); 再结晶温度以下奥氏体产生“冷加工”变形,由于这种冷加工的影响,在 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变时铁素体发生晶粒细化的低温区域 (III) (例如 Baird、

1e Bon 等人也采用类似的图式表示)。

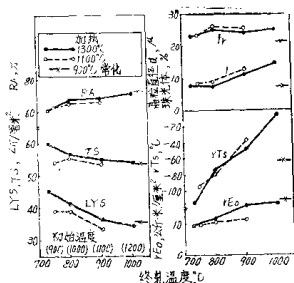


图 1 实验多道次轧制 SM50 钢时的组织和机械性能的变化 (在 200 °C 区域 内每道次压下 20% 的 9 道次轧制)

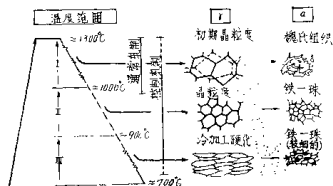


图 2 通过轧制奥氏体和铁素体组织变化的模拟图 (SM50 钢, 20 毫米厚)

最近比较详细地研究了热轧后奥氏体再结晶。若使加工保持在 1000°~900°C 左右, 则经过一定潜伏期从奥氏体晶界发生再结晶核, 这些再结晶核向着未再结晶的部分长大, 以此进行再结晶 (照片 1)。保持温度高时再结晶终止后晶粒长大 (照片 2)。这种过程和冷加工——退火一样是静态再结晶过程。但是, 当温度在 1100°C 以上时再结晶进行得很快, 在轧制变形中已经进行了再结晶, 轧制后即使急冷也

能见到结晶的等轴奥氏体晶粒 (动态再结晶)。再结晶过程 (动态或静态)、再结晶后的奥氏体晶粒度取决于轧制温度和压下率。图 3 表示轧制 1 秒后急冷时的奥氏体晶粒度。一般认为高温、高压下是动态再结晶领域, 中温中压下是静态再结晶领域。可以说当动态再结晶时再结晶后的晶粒度主要取决于轧制温度, 但当静态再结晶时取决于压下率。另外, Nb 钢时的同样结果示于图 4 中, 不过加 Nb 钢的和下述那样的再结晶明显地受到了抑制。

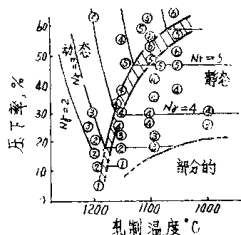
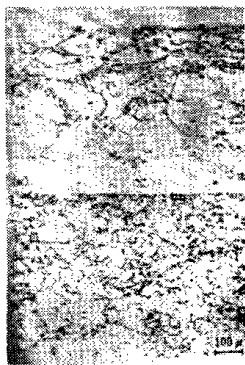


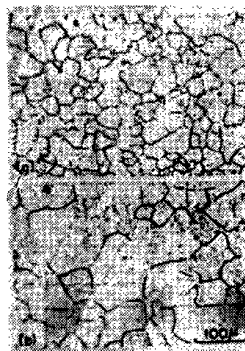
图 3 轧制一秒后的奥氏体组织 (0.1C—0.25Si—1.37Mn 钢, 初期晶粒度—0.2 级, 图中的数字表示为再结晶后奥氏体晶粒度的级别。)

γ - α 相交时在原奥氏体晶界上生成铁素体晶粒, 因而使奥氏体晶粒细化、奥氏体晶界面积增加, 这既增加了铁素体核数又可使相交后晶粒细化。通过在再结晶温度以下加工, 尽管奥氏体晶粒伸长, 单位体积的平均晶界面积也增加, 但实际上在此基础上所得到的却是铁素体核增加, 铁素体细化。

这种冷加工产生的铁素体晶粒细化, 虽然过去已由某些研究人员从表面现象上探讨过, 但通过最近的详细研究才清楚知道, 由于这种冷加工处理, 在奥氏体中产生了变形带, 这种变形带与奥氏体晶界一样, 有助于铁素体核的

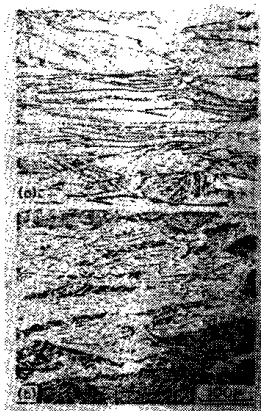


照片 1 进行奥氏体再结晶 (Si—Mn 钢, 在 900 °C 时 33% 轧制, 保持时间: a—1 秒, b—300 秒)



照片 2 再结晶后的晶粒长大 (Si—Mn 钢, 在 1100 °C 时 50% 轧制, 保持时间: a—3 秒, b—30 分)

生成 (照片 3)。



照片 3 在奥氏体再结晶温度以下轧制产生变形带 (a) 和从变形带生成铁素体核 (b) (Nb 钢, a—在 850 °C 时 64% 轧制, b—在 880 °C 时 57% 轧制, 从 690 °C 开始水冷)

以上是合乎一道次轧制时的现象, 但在连续冷却中多道次轧制时可以考虑下述几点。在图 2 中的区域 I 主要发生动态再结晶, 再结晶后晶粒直径不怎么受轧制前的晶粒直径影响, 随着轧制温度下降奥氏体逐渐细化。另外, 对区域 II 的静态再结晶来说, 初期晶粒度越细, 再结晶后的奥氏体晶粒就越细化, 并且也容易进行再结晶 (从表面上看再结晶温度降低)。因此, 在区域 II 的温度范围如果以每一道次都发生再结晶, 这样的压下反复操作, 那么每一道次奥氏体晶粒就会逐渐细化 (图 5)。因此, 可以认为, 该区域的细化程度是有效道次次数——大体上说就是该区域总压下率的函数。

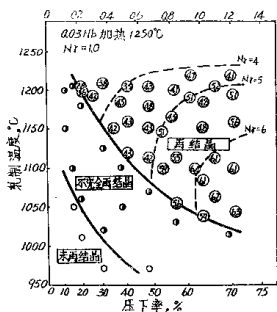


图 4 Nb 钢轧制 3 秒钟后奥氏体组织
(0.16C—0.36Si—1.41Mn—0.03
Nb, Nr—奥氏体晶粒度的级别)

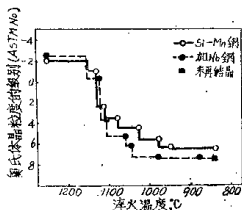


图 5 连续压下时奥氏体再结晶晶粒的变化

其次, 由于在区域Ⅱ选择的压下 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变时产生铁素体细化的效果, 既使从机理角度考虑, 也可以认为大体与各道次的累积压下率成正比。但区域Ⅲ和Ⅳ的铁素体细化的效果, 从各区域的不同机理的观点看是加法的关系。如果综合考虑以上各点, 那么铁素体细化的效果大体上可以由区域Ⅲ的特定温度(例如950°C)以下的总压下率的效果表现出来。但是, 该低温侧的总压下率始终是相对的参数, 虽然在各

轧机上, 各试验中总压下率对铁素体晶粒度的影响各有不同, 但仅仅终轧温度却是合理的量。实际现场轧制的总压下率与 vTs 的关系示于图 6 中。

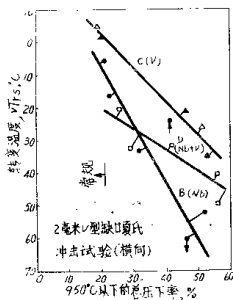


图 6 低温侧总压下率和 vTs (现场数据)的关系

从上述评论就可以断定, 控制轧制就是利用只在Ⅰ区域或在Ⅰ+Ⅱ区域的奥氏体组织变化, 但在加 Nb 钢中因奥氏体再结晶温度升高, 相对地增大了Ⅱ区域的效果, 根据不同情况, 有时也只利用Ⅱ区域的效果。

轧制条件变化时的铁素体晶粒直径(d)和 6γ 、 vTs 的关系都符合哈勒——别兹(Hall—Petch)、卡特——别兹(Cottrell—Petch)式的。但是, 轧制状态下的组织与常化板材时的组织相比较不均匀性还要大, 因此, 用这些关系整理时, 误差稍大些。如果对 Nb 钢进行控制轧制, 那么 Nb (C, N) 在奥氏体中析出粗大, 因为在铁素体中的析出硬化减少, 所以从表面上看哈勒——别兹式的 K_y 值变小。

2. 通过奥氏体再结晶使晶粒细化

奥氏体再结晶在本质上是一种瞬间发生的现象, 并且由于有 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变, 不能直接观察奥

氏体组织。因此，给研究带来一定困难。为此，采用急冷之后用苦味酸水溶液腐蚀使原奥氏体晶界直接显示方法，此外，还采用了解析热扭曲和热压缩的应力——变形关系的方法和观察通过两段变形引起的软化行为等的间接方法，它们各有优缺点。

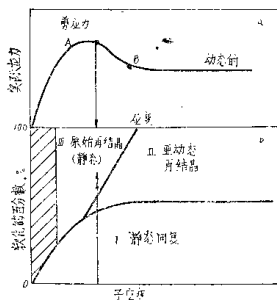


图 7 热变形的剪应力 (a) 和变形后的软化过程 (b)

如果高温变形引起加工硬化，那么可以得到同时进行回复（软化）的新过程。总之，当

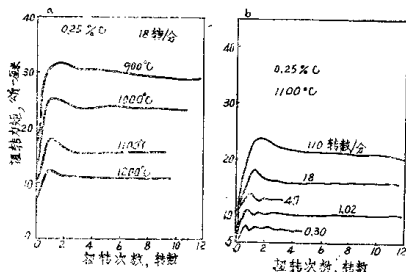


图 8 热扭曲试验的曲线对温度、变形速度的依赖程度

高温使钢变形时的应力——变形曲线图如图 7

(a) 所示那样，右侧的平坦部分处于稳定状态，当在 A 点以下中止变形时只引起回复，当最高负载左右 (A—B) 时进行静态再结晶。B 以上的变形时进行动态再结晶。最近详细研究的结果示于图 7(b) 中，变形大的一侧在再结晶状态一旦中止变形，就引起回复，紧接着就引起谓之亚动态 (meta—dynamic) 或后动态 (post—dynamic) 的再结晶。一般认为这是在变形中存在的含亚组织的等轴晶粒 (或亚晶粒) 向静的平衡状态过渡过程，中间的变形量显示出回复→亚动态→静态再结晶这种复杂的行为。综合大量的实验结果：形成应力——应变曲线图，如图 8 那样，随温度、变形速度变化而变化，由图可以判断，越是高温和低变形速度，就越容易引起动态再结晶。

以动态再结晶获得的晶粒直径 (d) 取决于温度 (T)、变形速度 ($\dot{\epsilon}$)，如果定量的话，可由兹诺——赫罗曼 (Zener—Hollomon) 的参数 Z (或温度与补偿应变比) 式求出。即：

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) \quad (3)$$

$$1/d \propto \log Z \quad (4)$$

式中 Q 是活化能，关根等人从实际轧制实验说明

了在一定条件下进行动态再结晶，以此来决定奥氏体晶粒度 (图 9)。因为在实际轧制中变形速度没有多大变化 ($\dot{\epsilon} 10 \sim 20$ /秒)，可以认为主要决定于轧制温度。Priestner 认为在多道次轧制中最终奥氏体晶粒度决定于温度，但一般认为这取决于动态再结晶过程。初期晶粒度对动态再结晶临界应变变量有影响，但对结晶后的晶粒度基本上没有影响。

高温的静态再结晶特征主要是只在晶界上可以看到核生成，即使在奥氏体中也普遍认为是这样。但

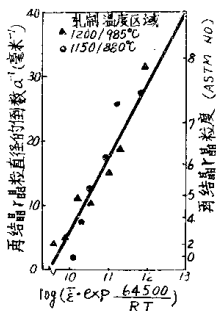


图9 最终压下条件和再结晶奥氏体晶粒直径 (加Nb钢, 横轴是 $\log Z$)

是, 如果初期晶粒度粗大, 就难以进行再结晶, 就容易产生不均匀的组织。进行再结晶的实例示于图10、11中, 但进行速度对温度依赖程度是非常大的。从该图中也可以清楚看到Nb、V等抑制再结晶的作用。从实用观点来看, (特别是空冷轧制时) 每一道次之后要迅速

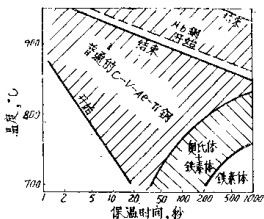


图10 50%变形后的奥氏体再结晶

进行再结晶, 在中、低温时每一道次间隔时间大幅度进行再结晶的情况不必过多考虑。当进行静态再结晶时必要的临界变形量, 如图3、4所示那样取决于温度, 温度越低, 越需要大压

下。临界变形量还受初期晶粒度的很大影响, 晶粒越细, 其变形量越低 (图12), 再结晶后的晶粒也细 (图13)。另外, 田中等人也证明了 (已经叙述过的) 压下率越高, 再结晶后的晶粒越细。通常轧制时每一道次的压下率在20%以下的为多, 因为晶粒粗大, 再结晶困难, 所以要靠逐渐再结晶使晶粒细化, 降低加热温度使初期晶粒度细化是很重要的。

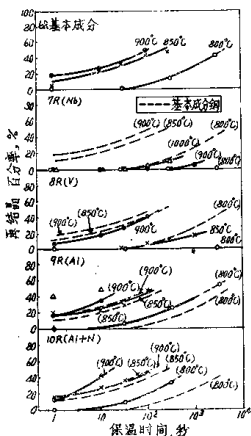


图11 33%轧制后的奥氏体再结晶 (C—Si—Mn 基本成分钢, 虚线表示该基本成分钢)

关于Nb抑制再结晶的效果已有很多研究。根据这些研究结果可知: 在轧制前加热时Nb固溶时的抑制作用强, 加热温度低, 未固溶时就观察不到这种抑制作用。一般认为抑制作用是由于加工产生位错使Nb(CN)向位错处析出阻止再结晶界面移动, 是溶质阻力效果等引起的。许多研究人员报告了实际上可以观察变

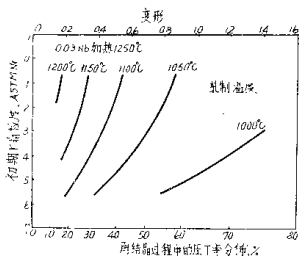


图12 轧制道次前的奥氏体晶粒度和再结晶的临界变形量 (Nb 钢, 初期晶粒度高因高温轧制而变化)

形诱起析出物。上述过程中哪一个是主要的? 是否合适? 尚不十分清楚。再结晶后在1200°C左右的高温时, 有无 Nb 都不影响晶粒长大, 但在1050°C左右时在含 Nb 钢中可以观察到抑制晶粒长大的效果 (图14)。

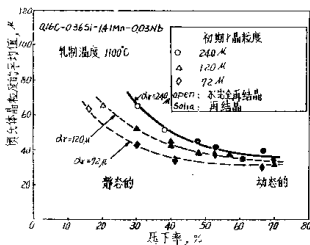


图13 初期晶粒直径对再结晶后的奥氏体晶粒直径的影响 (Nb 钢, 加热1250°C, 因高温轧制使初期晶粒变化)

因为在含 Nb 钢中进行再结晶很困难, 所以在多道次轧制中再结晶也不完全, 只重复低压下率的道次, 晶粒细化是不可能的, 要求严

格的 νT_s 时用获得逐渐细化的轧制表进行轧制是必要的。重复再结晶临界变形量以下的道次时对于再结晶是否有变形累积效果还是问题。含 Nb 钢时承认上述效果的报告也有, 但此时混晶粒的发生成为问题。如果含 Nb 钢在1050°C左右时不给与轧制道次, 就发生混晶粒, 即使以后给与轧制道次, 也不能消除, 这一点前面已经指出过了。一般认为由于在晶界附近局部再结晶软化部分比晶粒内部未再结晶部分软, 在下一道次只是该再结晶部分再次变形, 这是再结晶的原因。

3. 再结晶温度以下的轧制和相变行为

由于在奥氏体再结晶温度以下进行轧制,

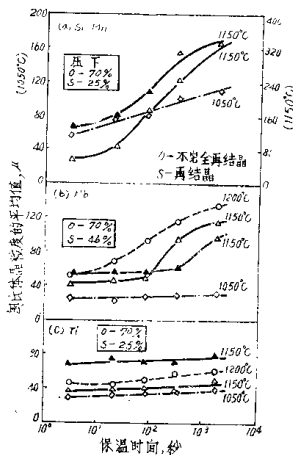
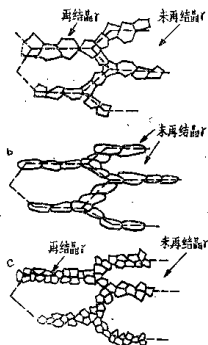


图14 奥氏体再结晶后的晶粒长大 (加热1250°C, (b) 0.03Nb, (c) 0.02 Ti)

随着晶粒伸长，晶内产生变形带，这是作为铁素体核生成的晶界面而起作用（参照照片3）。这一变形带的本质尚不清楚，但在形态上观察通常近似于两条直线，也有末端终止在晶粒内的。变形带的铁素体核生成未必是相同的，只生成有薄锯齿状铁素体。从加工了的奥氏体晶内也观察到核生成，但其频率不高。如果综合一些研究结果，就可以看出下述事实。变形



a 轧制前（部分再结晶状态）
b 由于轧制主要是局部再结晶部分变形
c 只是变形的结晶颗粒再结晶

图15 混晶粒奥氏体的发生（模式图）

带密度随着压下率而增加，如果轧制温度十分低，那么温度对变形带密度没有影响。也可以观察到变形的累积效果，但是，密度一般也采用一道次使其变形时低。初期晶粒度、变形速度对密度没有影响，晶粒度越细，变形带的均匀性就越好（以上参照图16）。从给与这样冷加工变形的奥氏体转变为铁素体的晶粒直径和珠光体比率示于图17。另外，如果对非常粗大的奥氏体晶粒给与变形使其相变，那么从奥氏体晶粒内部也能生成片状铁素体，但形成魏氏组织的针状铁素体呈现出不连续式的组织。

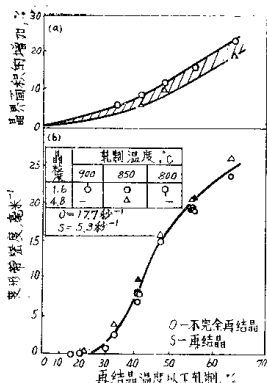


图16 由于在奥氏体再结晶温度以下轧制晶界面积增加和变形带密度增加（0.03Nb钢）

许多研究工作者报告了由于热加工 γ - α 相变点上升。奥氏体晶粒由于再结晶而发生细化时，按过去的观点可以知道由于细化相变点上升，但是在再结晶温度以下加工时相变点却急剧上升（图18）。如根据最近的研究，表明在进行强加工时即使在加工前加热到1200℃以上， Ar' 接近加热到常化温度（900℃左右）时的 Ar' 。在 γ - α 相变点附近轧制时除了这样的 Ar' 相变点偏移外，由于轧制加工温度上升，因此，对结果的解释有时不够清楚。关于上述促进相变的机理还不清楚。可以认为是由于加工扩散速度增加、奥氏体自由能（热函）及核生成晶界面的面积增加等缘故，除此之外，也是由于在晶界面附近加工而晶界面本身的核生成能增加的缘故。达到形成变形带不管再结晶还是未再结晶，沿板厚方向取截面，根据测量截片长得到的奥氏体晶粒直径， r/α 晶粒直径比是2.3~2.5，如果 r 晶粒直径变小，

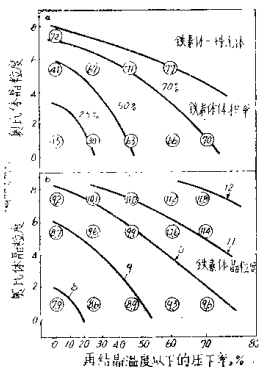


图17 再结晶后的晶粒度以及再结晶温度以下轧制和相变组织的关系 (0.03 Nb 钢)

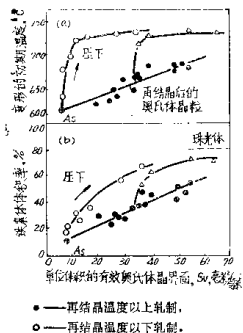
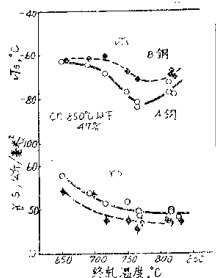


图18 有效奥氏体晶界面积和 γ - α 相变温度的变化 (0.03Nb钢)

那么这一比例就有下降的趋向。

上述议论是 γ - α 相变点以上的轧制情况，



A钢——奥氏体-珠光体钢，
B钢——低碳贝茵体钢

图19 终轧温度和机械性质



实验室多道次轧制的Nb钢：a—加热温度1300°C，终轧温度750°C；b—加热温度1100°C，终轧温度750°C
照片 4 在低温成品材上观察到的亚组织

但根据钢的成分或轧制温度，在最终或终轧前一道次发生一部分相变 ($\gamma + \alpha$)。有时或者在相变终了 (α) 的状态进行轧制。此时机械性能的变化由于实验条件不同而大不相同，如示于图19的一例。一般的变化是随着最终道次的温度变低强度单调地上升，而 σ_{TS} 在 $\gamma + \alpha$ 区域或在以下的 α 区域为最低，在更低温度区域时再次升高。这些变化可以说明铁素体亚组织变化的程度，随着温度降低，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（照片4） $\rightarrow$ 冷加工组织，生成亚晶粒组织时 σ_{TS} 最低。但是，对在 α 区域轧制组织的影响大，在 σ_y 、 σ_{TS} 的变化中也必须考虑这一点。

4. 实际轧制中的各种问题

在实际控制轧制中各操作因素是相互关联的,为了同一目的例如对 vT_s 的降低可寻求各种手段(图20)。可举出下述主要方法:奥氏

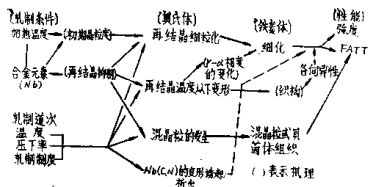


图20 控制轧制中各种因素的关系

体再结晶细化、再结晶温度以下加工、为使初期奥氏体晶粒细化加热温度降低等。例如在含Nb钢中要求 vTs 达到 -50°C 左右时,以上述三种方法中任何一种为重点都可做到。事实上主张单一方法的报告也很多。另外,适当地联合采用两种或三种方法也是可以的,这些手段都意味着是同样的效果,是互换的。在现场进行控制轧制时要考虑轧机的轧制力、轧制力矩等的制约、压下率和操作的稳定性,可以用那个

工厂现有的方法进行。但是,在管道用钢的坯料X70级的厚板中要求 -100°C 左右的 vT_s 时,同时采用上述三种手段是必要的。

对于许多厚板轧机来说轧机是由粗轧机架和精轧机架构成的，粗轧与通常的轧制是相同的，但根据情况可用较通常轧制较低的温度轧制，然后送向精轧机架。为了在精轧机架低温轧制时给与规定的总压下率，在钢板到达时或给与几道次轧制之后，于终轧前一道次上在达到指定温度之前应进行延滞，以期达到指定温度后在指定的终轧温度下完成终轧。虽然在最终轧制阶段增加了轧制负荷，前各道次的压下率减少了一些，但因这一温度范围相当于图2的第Ⅲ区域，有压下的累积效果，所以大体上只考虑总压下率也无妨碍。此时必须注意机架间移动和延滞的温度范围多符合于第Ⅲ区域，例如粗轧温度过高必须使延滞温度大幅度降低时（不在第Ⅲ区域进行轧制）在含Nb钢中就产生前面叙述过的混晶粒反常的组织，对韧性改善不大。初期控制轧制的这种例子示于图21中。加热温度降低除了对初期晶粒度细化之外，以粗轧温度降低意义来说也是重要的。另外，不涉及第Ⅰ区域，但含Nb钢时更有利于第Ⅱ区域的再结晶，予细化是重要的。另外，对此没有直接引用，但在第三章整篇中有与他相关的报告，希望参阅。

四、控制轧制和合金元素

过去,调查过在常化或通常轧制状态下合金元素的影响,但在控制轧制条件下关于这方面影响的报告不多。本文简单地叙述一下对高强度钢控制轧制影响大的元素。非调质高强度钢中不可缺少的元素有 Nb、V、Ti 等微量添加元素。Nb 首先作为析出元素加入,然后为了获得良好的 vTs,在控制轧制时被认为是必须的元素,并被广泛地使用。图22中表示以各

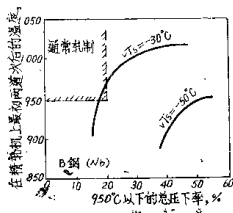


图21 精轧入口温度（以第二道次温度为代表）和低温侧合计压下率以及 vTs (Nb钢, 现场数据)

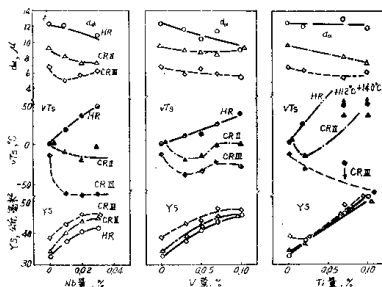


图22 微量添加元素和机械性质（加热温度1250℃，HR—1000℃精轧，CR II—900℃以下20%，CR III—900℃以下60%）

种微量添加元素系进行控制轧制时各种性质的变化。从该图可知，即使添加微量的Nb (0.01%) 进行控制轧制，也能有效地降低 vTs 。这主要是由于Nb使铁素体晶粒细化作用很大的缘故，此外也认为是Nb的特殊效果的作用。也有的人把这种效果归结为是Nb的碳化物和氮化物特别析出状态的结果。Nb使铁素体细化的原因之一被认为是Nb在轧制前

加热状态固溶和使奥氏体再结晶温度升高。而实际上是扩大了第Ⅲ区域的温度范围，从而提高了控制轧制的效果。进而考虑到，轧制促进了Nb(C·N)的析出，当有这种析出物时，在 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变时有可能抑制铁素体晶粒长大。这大概也是个原因（但实验报告只是常化时的情况）。通过直接或间接的测定可看出，轧制产生的Nb(C·N)的析出越在低温轧制越大，在轧制后保温时于900℃左右发现有析出的峰值。在高温侧这些析出物抑制再结晶后的晶粒长大，有助于晶粒细化。最近在0.1%以上的高Nb钢中即使用高温轧制也表明有可能使铁素体晶粒细化，尽管处于实验阶段，这也成立。

因为Nb(C·N)未固溶，初期晶粒度要细，然而据推断这也是由于与通常的Nb量相比再结晶温度升高的原因。

V和Nb一样，作为析出硬化型的强化元素使用，但在控制轧制中的晶粒细化作用没有象Nb的作用那样大（图22），V对奥氏体再结晶抑制作用还没有完成被确认，只在低温下轧制可看见这种作用，但是抑制作用显得很微弱。与Nb一起用，可以认为Nb使铁素体晶粒细化，V作为析出硬化元素，是有利的添加方法。如果添加多量的Ti(～0.1%)，那么由于TiC析出硬化的原因强度升高了，通过进行控制轧制和晶粒细化 vTs 也降低不少，由于轧制条件不同变化很大，这是不稳定的因素，并且报告指出在这种程度添加量可抑制奥氏体再结晶。如果考虑和N的比例添加适量的Ti，那么由于微细的TiN使奥氏体初期晶粒直径微细化，能抑制再结晶后的晶粒长大。

如果Mn量添加到1.3%，那么进行控制轧制时主要元素中的C对 6γ 、 vTs 没有影响（仅指Nb系的场合，以后也以Nb系为前题）（图

如果Mn量添加到1.3%，那么进行控制轧制时主要元素中的C对 6γ 、 vTs 没有影响（仅指Nb系的场合，以后也以Nb系为前题）（图

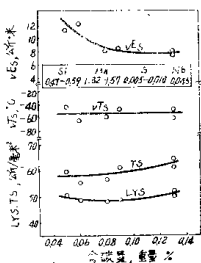


图23 含碳量对机械性能的影响(900°C 以下60%轧制)

23)。这是因为铁素体晶粒度靠控制轧制来决定。由于C量降低和珠光体量减少，TS下降，冲击韧性增加。尽管在控制轧制中强度·韧性平衡，Si量也在0.3~0.5%左右为好，与过去的常化钢材的报告一致。

Mn是控制轧制中的主要元素，这是因为Mn使 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变的 $A_{r'}$ 温度下降，有利于把控制轧制区域Ⅱ向低温侧扩大。例如，控制轧制Mn量低的软钢时，如图24所示，在低温侧引起铁素体晶粒粗大化。因为铁素体再结晶温度比奥氏体再结晶温度低，所以如果在低成分系

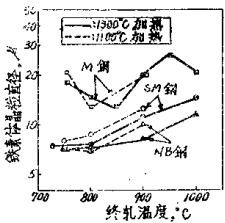


图24 多道次轧制的轧制温度对铁素体晶粒直径的影响(M—软钢, SM—SM50, NB—Nb钢)

$A_{r'}$ 比铁素体再结晶温度要高时靠给与低温多次使铁素体晶粒粗化是可以理解的(图25)。

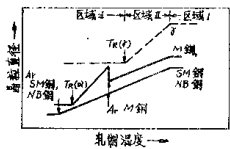


图25 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变温度对铁素体晶粒直径的影响($A_{r'}$ — $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变温度, T_R —连续冷却时的实际再结晶温度)

此外，由于Mn使 $A_{r'}$ 降低而相变组织细化和由于Nb(C·N)析出硬化增加是重要的效果。

Cu、Ni、Cr等单独或复合少量添加(合计0.5%以下)无损于 vTs 并使强度提高。一般认为这是由于这些元素使 $A_{r'}$ 点降低所致。但只是在含有Nb或V时才观察到这种效果。另外，与此相反，没有观察到这种效果的报告也有。Mo当然可使强度提高，但同时有使 vTs 变坏的趋势，因此加强控制轧制的程度来补偿是必要的。从 vTs 的观点来看Al若是必要的最小量为好，即使添加过最小量对 vTs 也没有本质上的影响。最近，被称为低C—高Mn—(Mo)—Nb系的低碳贝茵体钢或针状铁素体钢的相变强化型高强度钢正在实用化，正在做管道用管的原板使用，即使在这些钢中其控制轧制效果与铁素体·珠光体钢效果也是一样的，随轧制温度降低，全体组织细化。另外，这种钢的特点是由于控制轧制贝茵体组织比例减少，多边形铁素体比例增加。除了钢板之外，有在型钢上进行控制轧制的，而在线材上应用的例子也有。

五、最近控制轧制的实例

关于实际控制轧制的详细数据的报告并不

多。另外，一个工厂的轧制方法不可能原样照般应用于另一个工厂。本章简单地介绍一下文献中收集的1970年以后的数据。

(1) 日本钢管·福山厂

寒冷地带用 X 70 管道管的原板(厚 20 毫米)的控制轧制法是采用图26那样的 间歇制度。调整温度：在中间厚度100毫米时为870℃，70毫米时为830℃。轧制制度和轧制负荷的实例示于图27中。

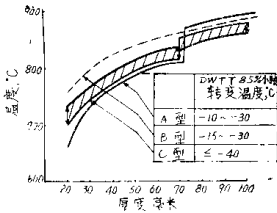


图26 低温侧轧制制度和DWTT
断口转变温度

(2) 英国钢铁公司普通钢铁部

延滞后在1000°~800℃时进行总压下率为

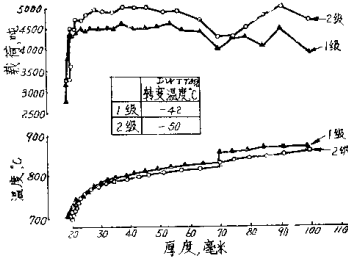


图27 低温轧制制度和轧制负荷

50~70%的控制轧制。以此获得的钢材机械性能示于表1中。作为轧制图表尽可能和轧制负荷一样(图28)，另外为了提高强度在 $r + \alpha$ 、 α 区域也给与道次。

根据控制轧制获得的典型的性能 表 1

成分系范围	钢板厚度 毫米	6y 牛吨/毫米 ²	温度, °C	
			27J	50% F.A.T.T.
C.E.V*.0.35~0.39	17.8~ 25.4	428	-45	-50
%Nb 0.027~0.037		483	-70	-70
%Si 0.22~0.33	12.4~ 17.8	417	-35	-20
		530	-100	-110
C.E.V.0.39~0.46	10.2~ 18.0	445	-25	-25
%Nb 0.037~0.058		573	-100	-115
%Si 0.24~0.40				

$$*C.E.V. = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15}$$

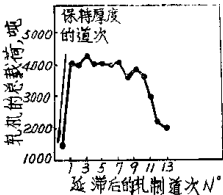


图28 延滞后轧制道次的轧制负荷
(BSC)

(3) 意大利冶金公司塔兰托厂

1970年该厚板轧机为四辊单机架轧机(宽140°, 公率11000HP, 负荷9000吨)，而现在又增加了粗轧机。该工厂控制轧制的特征是低温加热和强压下轧制。四辊单机架时轧制的各种数据示于图29~31中。工艺 A, 当无 Nb 时加热温度为通常的温度，但当Nb系的B时加