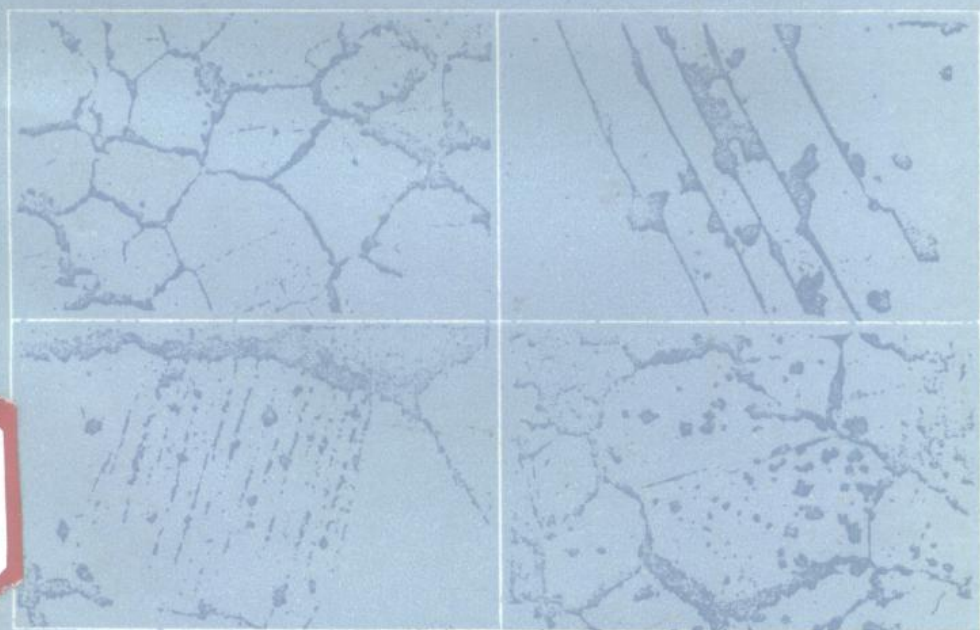


[日] 田村今男等著 王国栋 刘振宇 熊尚武 译

高强度 低合金钢的控制轧制 与控制冷却



冶金工业出版社

374232

高强度低合金钢的控制 轧制与控制冷却

〔日〕田村今男等 著

王国栋 刘振宇 熊尚武 译



冶金工业出版社

(京)新登字036号

92-2-21

内 容 提 要

本书以高强度低合金钢为研究对象,叙述了金属在热变形过程中组织的演变规律和特点,特别介绍了金属在未再结晶区变形中发生的应变积累。本书还阐述了变形对此后发生的软化过程及奥氏体 $\rightarrow$ 铁素体相变的影响,并分析了最终组织性能与工艺参数的关系,对钢的组织性能预报这项新技术也进行了较详细的介绍。

本书译自 Butterworths 出版公司1988年出版的、日本专家田村今男等人合著的《Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels》一书。

本书可供从事金属压力加工工作的工程技术人员、科研人员 and 高等院校有关专业教师、研究生、本科生参考。

高强度低合金钢的控制 轧制与控制冷却

〔日〕田村今男等 著

王国栋 邓振宇 熊尚武 译

冶金工业出版社出版发行

(北京北河沿大街高碑店北巷39号)

新华书店总店科技发行所经销

河北省阜城县印刷厂印刷

850 $\times$ 1168 1/32印张 8.875 字数 234 千字

1992年6月第一版 1992年6月第一次印刷

印数 00,001 $\sim$ 1,600册

ISBN 7-5024-1082-1

TG·151 定价9.90元

前 言

自1950年以来，在钢的形变热处理方面人们已经进行了大量的研究，并且出现了很多相应的工艺方法。在这些工艺方法中，控制轧制和形变淬火（直接淬火和锻造淬火等）已在实际应用中取得了成功。值得一提的是，控制轧制对轧态下的高强度低合金（HSLA）钢的发展起到了重要的作用。本世纪60年代，英国人所做的极有价值的研究对控制轧制的早期发展做出了重大贡献。自本世纪70年代起，控制轧制的发展则主要应归功于日本的几家钢铁公司在这方面所做的工作。

控制轧制是一种通过细化 α 晶粒而生产强韧化钢的工艺过程。在控制轧制工艺过程中，热轧中和热轧之后的再结晶主要由轧制条件和所添加的诸如铌、钛和钒等微合金化元素来控制。在控制轧制之后的加速冷却过程中，奥氏体（ γ ）的碳氮化物沉淀对强化也有一定程度的贡献。目的在于产生更细小 α 晶粒或更强化组织的控制轧制工艺目前也已经出现。

尽管目前关于控制轧制各个方面的研究已有很多文章发表，其中甚至包括一定数量的颇具见地的综述和展望，但是，始终没有以阐述控制轧制及其工艺过程的冶金学基础为主题的书籍出现。本书的目的就是要满足读者的这一需求。很多年以来，本书作者一直直接而深入地涉猎于日本各大钢铁公司研究中心的控轧研究领域，并且曾开发过一些较新的控制轧制工艺。本书的目的是向世界各地工作于此领域的冶金工作者和工程师们提供必要的信息。

本书阐述了控制轧制的一些最为先进的技术及其冶金学基础。本书适合已具备一定的冶金学知识的读者阅读，因而在编写此书的过程中略去了对问题的基础性解释。第1章描述了形变热处理思想并进行了历史回顾。第2章阐述了诸如相变动力学和晶粒细化等钢的基本问题。第3、4、5章阐述了再结晶区、

非再结晶区和 $(\gamma + \alpha)$ 两相区的控制轧制工艺。第6、7章讨论了热轧过程中的变形抗力及发生于轧制过程中或轧制之后随即发生的回复过程。第8章讨论了热轧后冷却过程中发生的相变。第9章总结了在加热、轧制和冷却过程中起重要作用的合金元素的作用效果。第10章讨论了控轧钢的力学性能。第11章总结了形变热处理过程中显微组织和性能的预报和控制。第12章阐述了形变热处理目前所面临的问题和今后可能的发展方向。

田村今男 (Imao Tamura)

关根 宽 (Hiroshi Sekine)

田中智智 (Tomo Tanaka)

大内千秋 (Chiaki Ouchi)

目 录

1 绪论	I
1.1 什么是形变热处理	1
1.2 历史回顾	1
1.2.1 造船板的低温控制轧制	1
1.2.2 低碳含铌钢的控制轧制	4
1.2.3 控制轧制概要	11
1.2.4 控制轧制的进一步发展: 贝氏体钢和超低温加热	13
1.2.5 钢板轧制中的加速冷却	16
参考文献	18
2 奥氏体向铁素体的转变和铁素体晶粒的细化	20
2.1 $\gamma \rightarrow \alpha$ 的相变	20
2.1.1 相变分类	20
2.1.2 合金元素对 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变的影响	21
2.1.3 由 α 中产生的合金碳化物沉淀	22
2.2 相变动力学	24
2.2.1 γ 的等温相变动力学	24
2.2.2 γ 的连续冷却相变动力学	25
2.3 γ 相变产生的 α 晶粒尺寸	26
2.3.1 控制轧制的主要目的	26
2.3.2 α 晶粒尺寸表达式 (等温)	27
2.3.3 连续冷却相变生成的 α 晶粒尺寸的估算	30
2.4 钢在高温下的变形行为	33
2.4.1 热变形过程中的恢复	36
2.4.2 热变形后的保持期内的静态恢复	39
2.4.3 合金元素延迟再结晶的效果	43
2.4.4 热变形产生的织构	45
2.5 γ 加工硬化引起的 α 晶粒细化	46
2.5.1 变形 γ 中 α 成核 (等温)	46

2.5.2	变形 γ 中 α 的长大 (等温)	51
2.5.3	由变形 γ 生成的 α 晶粒的尺寸 (等温)	51
2.6	加速冷却引起的 α 晶粒的细化	53
2.7	总结	55
	参考文献	56
3	再结晶区奥氏体的变形	58
3.1	恒定速率热变形过程中及热变形之后金属组织的变化	60
3.2	热轧变形过程中的动态和亚动态再结晶	66
3.3	温度-压下率-再结晶	70
3.4	细化再结晶 γ 晶粒的控制轧制	81
3.5	合金元素对再结晶行为的影响	89
3.5.1	再结晶动力学	89
3.5.2	再结晶晶粒尺寸	90
	参考文献	94
4	非再结晶区奥氏体的变形	96
4.1	γ 再结晶的延迟	96
4.2	变形带的形成和作用	103
4.3	应变诱发相变和 (或) 应变促进相变	111
	参考文献	120
5	两相区 (奥氏体 + 铁素体) 的变形	121
5.1	$(\gamma + \alpha)$ 两相区的变形行为	121
5.2	各向异性和织构	128
5.3	分层 (Separation)	132
5.4	分层的消除	137
	参考文献	138
6	高温下的变形抗力	140
6.1	应变硬化和恢复	140
6.2	影响热变形抗力的冶金学因素	145
6.3	热变形抗力公式	150
	参考文献	152

7 轧制后随即发生的软化行为及应变积累	153
7.1 热轧后随即发生的软化行为	153
7.2 影响软化的因素	155
7.3 将应变积累引入变形抗力公式	159
7.4 预报轧机负荷的计算机模拟	161
参考文献	165
8 形变热处理后奥氏体的相变行为	166
8.1 再结晶 γ 的相变	166
8.2 非再结晶 γ 发生的相变	171
参考文献	181
9 合金元素与夹杂	182
9.1 微合金化元素	182
9.1.1 溶度积(溶解度乘积)	182
9.1.2 γ 再结晶的延迟	185
9.1.3 晶粒细化和沉淀硬化	187
9.2 置换型合金元素	190
9.3 夹杂元素	193
参考文献	196
10 控制轧制钢材的性能	197
10.1 强化和韧化机制	197
10.1.1 力学性能解释	202
10.2 力学性能	203
10.2.1 拉伸强度为490MPa的高拉伸强度钢(HT-50钢)	203
10.2.2 管线钢	210
10.2.3 针状 α 钢	212
10.2.4 热轧状态双相钢	217
10.3 焊接性(Weldability)	222
10.3.1 焊接裂纹敏感性(Susceptibility to weld cracking)	223
10.3.2 热影响区韧性	224
参考文献	235
11 热轧过程中显微组织变化及力学性能的预报与控制	236

11.1 热轧过程中再结晶 γ 晶粒尺寸的预报模型	237
11.1.1 动态再结晶	238
11.1.2 静态再结晶	239
11.1.3 静态再结晶晶粒尺寸	240
11.1.4 晶粒长大	243
11.1.5 静态回复	244
11.1.6 影响 α 晶粒成核的有效 γ 晶粒边界面积	245
11.2 多道次轧制中 γ 晶粒尺寸的预报	247
11.3 碳氮化铌的应变诱发沉淀	252
11.4 低温 γ 区的应变积累	252
11.5 ($\gamma + \alpha$) 两相区的变形	257
11.6 显微组织与强度和韧性的关系	260
参考文献	262
12 形变热处理的进一步发展	263
12.1 控制轧制后的控制冷却	263
12.1.1 冷却变量对力学性能的影响	264
12.1.2 相变微观组织及强化机制	267
12.2 热装轧制与直接轧制	270
参考文献	274
13 结论	275

1 绪 论

1.1 什么是形变热处理

钢铁工业中的大多数商用产品，其外部形状均是热轧等热变形作用的结果，而所需的力学性能则是通过合金设计和热变形后的热处理而得到的。利用合金元素的作用来提高产品的力学性能，通常都必须通过热处理才能实现。

在加工用于机械设备的钢材时，锻造有时比机械加工和常化更能提高材料的力学性能。并且，经过直接淬火及随后回火的锻造钢材，与经锻造后空冷，然后再进行淬火及回火热处理的钢材相比较，其力学性能有所提高。在这些情况下，热变形本身成了热处理的必要组成部分。而且，由热变形而引起的金属组织的变化会对冷却或最终热处理后的钢材性能产生更加有利的影响。

形变热处理是一种通过控制热变形过程来提高材料力学性能的工艺过程。而在此以前，热加工仅是用于生产产品需要的外部形状而已。控制轧制、控制冷却和直接淬火是形变热处理的典型例子。形变热处理工艺因减少甚至取消了变形后的热处理而大大节约了钢材生产的能量消耗，因此，也就提高了优质钢材的生产能力。采用形变热处理工艺，一般需要改变钢材的合金设计，而且通常会降低热变形过程本身的生产率。但是，这种加工工艺却降低了合金元素的添加总量，提高了钢材的焊接性。并且，采用这种工艺，能够生产出具有崭新的有利特性的钢材。

1.2 历史回顾

1.2.1 造船板的低温控制轧制

本世纪50年代，采用控制轧制生产392MPa级别的碳-锰钢造船钢板，是世界上首次采用形变热处理工艺进行的商业性生

产^[1]。第二次世界大战期间，为了节省造船时间，大批运输船只采用了焊接结构。但是这种“特殊”的船只遭受了焊接接口发生脆性断裂的灾难。1945年以后，这一事实促使人们必须将韧性的概念与塑性的概念区别开来。而且这一事实使人们认识到，对于造船用钢和其他结构钢板来说，校核切口韧性是很必要的。本世纪50年代，人们还认识到，采用提高锰与碳的比例、添加铝进行还原及常化铝镇静钢等方法均可提高切口韧性。这时，细化 α 晶粒可以降低韧性断裂向脆性断裂转变的温度的概念也已经建立起来^[2,3]。常化铝镇静钢是细化 α 晶粒的有效手段之一。而且，除了常化，欧洲的一些钢板生产厂家为了细化 α 晶粒从而提高切口韧性（ α 细化同时也能提高屈服强度），在实际生产中，对于一定厚度范围内的钢板还采用了低温区控制轧制。尽管在不同轧机上所做的控制轧制实验在细节上有很大不同，但基本上都具有下列特征（图1.1（a）和（b））：

1）在板坯轧制到要求的厚度时，例如产品厚度的1.65倍时，中止热轧操作。

2）在板坯冷却到要求温度，例如890℃时，重新开始热加工，并且，在 γ 区温度范围内终止轧制操作。也就是说，终轧温度高于 A_{r3} ，但低于正常或常规轧制时的终轧温度。例如将终轧温度降低到800℃。

碳-锰钢的低温精轧过程显然和控轧含铌高强钢的精轧过程相当类似，但是它们各自的冶金学基础却是完全不同的。碳-锰钢控轧过程中的低温轧制细化了再结晶 γ 晶粒，却拉长了含铌钢中的未再结晶 γ 晶粒（如图1.1（c）），这一点在以后将详细阐述。在碳-锰钢的控制轧制中，对于某些大功率轧机，还要限制其各道次的轧制压下率^[1]。但在含铌钢的现代低温控轧生产过程中，却无需有这样的限制。据报道，通过控制低温热轧过程，有可能使20J韧-脆转变温度降低10~15℃。为降低板坯温度而中止或延迟轧制操作会降低轧制生产能力。对于厚度超过要求的钢板，例如厚度超过38mm，通常采用常化来保证钢板的韧性^[1]。

很多年前，人们就已懂得，在终轧温度较低时，轧制产品的力学性能会有所提高^[4]。1925年，哈尼曼（Hanemann）和（勒克（Lucke）发现，钢中铁素体晶粒（经过一道次锻造压下之后，缓慢冷却并在 γ 区保持）会因为采用较小的锻造压下率而粗化，而提高锻造压下率则可以细化 α 晶粒，而且，无论是否进行锻造，只要降低 γ 化温度或变形温度，也能使 α 晶粒细化^[5]。哈尼曼和勒克用热变形后的 γ 再结晶来解释这种行为，并且他们还讨论了在不增加附加热处理工艺的条件下，通过热轧或热锻而产生晶粒

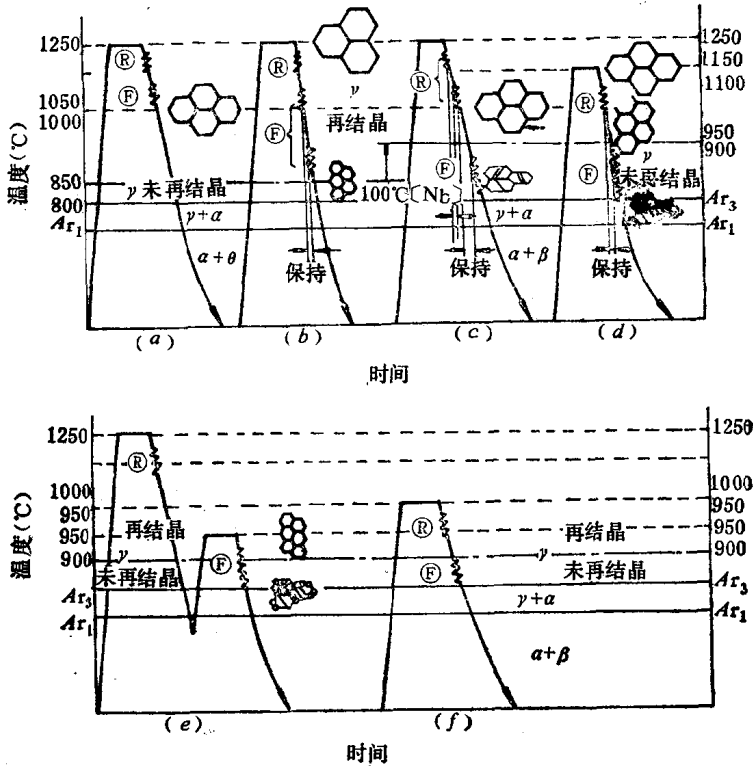


图 1.1 控制轧制的发展

(a) 常规轧制；(b) 碳-锰钢的控制轧制；(c) 铌钢的控制轧制 (I)；(d) 铌钢的控制轧制 (II)；(e) 住友高韧性处理^[46]；(f) 新日铁内临界控制工艺^[66]，Ⓡ粗轧，Ⓢ精轧

细化的可能性。这些研究结果表明 α 晶粒的细化只能通过降低最终热加工的变形温度而得到。1945年后,细化 α 晶粒既能提高屈服强度又能提高切口韧性这一关系变得更加明确了^[2,3]。

在欧洲已实践过的碳-锰钢的工业控轧生产中,曾经进行过仅降低最后一道次或两道次的温度^[6,7]或改变一道次内的温度的轧制实验研究^[8]。对于轧制温度和切口韧性关系来说,不可能始终得到彼此一致的结果。

用常规方法热轧较薄规格的钢板时,压下延续到较低的温度范围,终轧温度也必然降低。随着钢板厚度的降低, α 晶粒逐渐细化,屈服强度和韧性会得到进一步的提高。在以上描述的碳-锰钢的控轧实践中,轧制较厚钢板时的后期轧制条件的控制与较薄规格钢板的常规轧制时的轧制条件的控制类似。1964年,即哈尼曼和勒克的研究报告^[5]发表约40年后,格兰奇(Grange)^[9]通过实验将由于低温精轧而引起的 α 晶粒细化机制与热变形后的 γ 再结晶行为结合起来。通过描画出热轧或热锻后空冷试样的原 γ 晶粒边界,他发现变形前的 γ 晶粒越大,则再结晶速度越低,再结晶晶粒也就越粗大;变形温度越低,则再结晶速度越慢,再结晶晶粒越细。这些结果充分表明,只有重复不断地进行热变形直到较低的温度,才能有效地细化 γ 再结晶晶粒。

1.2.2 低碳含铌钢的控制轧制

1958年,世界上首次生产出了含铌高强度钢板^[10]。其后,在1959年,拜塞(Beiser)对含铌钢进行了详细的研究,给出了以下结论^[11]:

1) 在热轧钢中,添加少量铌(达到0.06%),可以使强度提高98MPa,但脆性转变温度上升40℃。仅将最后道次的温度降低到870℃,对力学性能几乎没有影响。

2) 与常化无铌钢相比,经过常化的含铌钢的拉伸强度降低到彼此相同的水平,但屈服强度和脆性转变温度却分别提高49~78.4MPa和降低25~70℃。

添加少量的铌对于提高力学性能是相当明显的,尤其是在轧

制状态下, 拉伸强度能提高约98MPa。为了尽可能减小轧态切口韧性的恶化, 很多国家都进行了对铌钢控制轧制应用的研究。

本世纪60年代上半期, 出现了下列用于提高轧态含铌钢切口韧性的措施的报道:

- 1) 增加附加元素锰的含量^[11,12]。
- 2) 将板坯加热温度降低到1200℃^[8]甚至更低^[12]。
- 3) 终轧温度降低到800℃^[13], 低于900℃的总压下率达到30%^[13], 或低于800℃的总压下率超过20%^[14]。与普通碳-锰钢相比, 低温精轧对含铌钢更为有效^[13]。

1963年, 开发了一种屈服强度为352.8MPa^[2] (X-52级) 的韧性的轧态含铌半镇静钢, 其钢坯的加热温度为1170℃^[12]。这是世界上第一次在工业生产中采用低温加热的控制轧制。瑞典^[8]和日本的研究人员^[12]都认为, 由于这种低温加热的控制轧制细化了 α 晶粒, 并抑制了在轧态含铌钢中很容易产生的上贝氏体, 从而有效地提高了钢材的韧性。日本开发的IN钢的控制轧制生产过程中, 为了保证能够得到可以和常化钢相比拟的韧性, 无论是否含铌, 轧制温度均须控制在1200~700℃范围内, 并且总压下率的20%以上要在1000℃^[15]以下完成。板坯的低温加热对低温控制轧制中开轧温度的控制很有利^[15], 而且已成了目前控制轧制的必要的技术要求之一。这是因为, 板坯的低温加热可使板坯在具有较细化的 γ 晶粒的温度下进行热变形, 而且可以至少在轧制前降低轧制温度, 因而低温轧制具有重要的冶金学意义。

60年代, 英国和日本研究了轧制或常化以及控轧状态下的含铌或钒钢的沉淀硬化。所得到的下述结果, 为开发现有控轧状态的低碳、低合金、沉淀硬化以及具有高韧性及高强度的钢种提供了基础。

第一, 由铌或钒添加元素引起的显著强化是由于与 α 基体共格^[16,19]的细化的二维含铌碳氮化物^[16]或含钒的碳氮化物引起的^[17,18], 这些碳氮化物在板坯加热时溶解在 γ 中, 在相变过程

中或相变之后,在 α 基体的 $\langle 100 \rangle$ 面上形成沉淀。碳氮化铌在 γ 中的溶解度很小^[9,16],因此,含铌钢在含铌量超过临界量时,例如在0.10%C钢中含铌量达到0.05%时,轧态含铌钢的强度达到恒定值,而且常化后或热轧前进行低温加热均会使其强度降低,这是因为大量的铌在相变前没有溶解在 γ 中,因而对 α 基体失去强化作用。VN和VC在 γ 和 α 中的溶解度比NbN和Nb(CN)的溶解度要大,因此,钒钢的强度随加入钒量的增加而升高,也就是说,不会出现前面提到的那种饱和效应,而且尽管添加单位钒引起的强度增量小于添加单位铌引起的强度增量,但钒钢不会在常化之后或板坯低温加热之后出现强度下降的现象^[21]。

第二,含碳量的降低使珠光体百分数下降,从而降低了极限拉伸强度,却不会改变屈服强度,而且还会提高碳-锰钢的切口韧性和焊接性^[22]。达克沃思(Duckworth),菲利普斯(Phillips)和查普曼(Chapman)^[23]提出了一种在超低碳钢中可以获得非常吸引人的性能的组合方式:用添加元素铌或钒来提高钢的强度,采用大压下低温精轧来保证切口韧性(无珠光体^[18]和低珠光体钢^[23])。

在含铌钢中,每增加单位锰,强度可提高1.5%,这种提高幅度大大超过了碳-锰钢。然而,铌钢中含碳量降低,尽管可以提高沉淀的碳化铌含量,但却并不能提高铌钢的强度^[21]。这一点可以用 A_{r3} 温度的变化和碳氮化铌在 α 中的溶解度极低来解释。由于含碳量的降低而引起 A_{r3} 温度的升高,这会导致 α 基体中沉淀的碳氮化铌的过时效(overaging)及晶粒粗化,而添加锰则可以降低 A_{r3} 温度并能够有效地抑制碳氮化铌过时效的发生。至于为什么较低的含碳量会提高碳氮化铌沉淀量,则需要进行某些探讨。有人认为,这种现象的发生,是因为碳氮化铌溶解度较小的 α 范围,已扩展到铌元素能够较快扩散的高温区一侧。因碳氮化铌的生长而消耗的,是溶解于 α 中的那些碳和氮,其含量仅与温度有关而与化学成分无关,而不是那些溶解于 γ 中的碳和氮,其含量是由钢的化学成分决定的。在钒钢中, A_{r3} 温度对沉淀硬

化的作用效果变得更加明显。也就是说,氮化钒和碳化钒在 α 中的溶解度较之碳氮化钒在 α 中的溶解度要大,因而不会表现出充分的过饱和而沉淀于在较高温度范围内发生转变的 α 基体之中^[21]。因而,显著降低碳当量不可能不引起强度的降低^[17,21]。

第三,添加铌延迟了热轧过程中 γ 晶粒的再结晶^[24~28]。含铌0.02~0.05%的钢中的粗晶 γ 的再结晶可以在温度降低到1050^[25]~1100℃^[26]时,经过一道次或几道次的变形而发生,但在这种条件下,往往完成再结晶的时间要达到100s以上。在添加钒的钢中^[27,28],也发现了这种现象,但较铌钢弱。久保田(Kubota)等人^[28]指出,至少在板坯加热温度下溶解的铌或钒也会发生这样的影响^[27,28]。

关于含铌钢的控制轧制,菲利普斯、达克沃思和科普利(Coploy)^[24]观察到了一个重要的现象,即由非再结晶 γ 而发生的相变与由于低温精轧而引起的切口韧性的提高之间可能存在着某种联系。

在工业实验中,控轧到850℃的厚度小于12.7mm的钢板,表现了良好的强度与韧性的结合^[26]。有人认为,在这一阶段,控轧操作中最重要的因素是实现薄规格钢板轧制中所采用的那种低温精轧。因而,有必要在连续轧制变形中,明确规定延迟时间(或待温时间),从而能够对较厚钢板实现合理而有效的低温精轧。

然而,在较厚钢板的轧制实验中,仅降低最末道次的温度^[28],以及在粗轧和精轧之间的约为1050~900℃温度下进行待温^[26],会产生混合晶粒组织并表现出不良的冲击韧性。较厚钢板在1050℃以上进行待温,可以表现出良好的韧性^[26]。这些结果可作如下解释:保持期温度区间选择不合理,会在保持期内或重新开始的连续轧制压下期间,产生部分再结晶组织,这些再结晶组织在连轧变形中不但不能消除,而且会因后续的变形而重新产生并得到加强,最终变成含有粗大上贝氏体的混合晶粒组织^[26]。有人建议,在整个温度范围内以相当均匀的时间间隔进

行大压下变形,或者如果可能的话^[26,29],在高于1100℃或低于950℃^[26]时进行待温。

久保田等人^[28]还报道了这样的关系:增加950~900℃以下的总压下率,切口韧性和 α 细化程度有显著提高,在此温度范围内,在道次间隔时间内不会发生 γ 的再结晶。同时,他们发现,粗轧变形在较高温度下完成并在粗轧之后进行延迟冷却的钢板,与总压下率集中在较低温度区间内的钢板相比,韧性很差^[28]。这种钢板还表现出混合晶粒组织^[28]。因而有人提出,在温度下降到950℃左右时进行变形可能引发由于再结晶而引起的 γ 晶粒的细化,而且这种 γ 晶粒的细化可能会有效地消除混合晶粒组织。

1969年,进行了通过控制轧制而批量生产碳当量($C + Mn/6$) $<0.40\%$,厚度为14.3mm的含铌钢板和厚度为11.7mm的含铌带卷的研究,这两种规格的产品,用于生产在美国的阿拉斯加州应用的API5-LX-X-65和API5-LS-X65管线钢材。根据钢的化学成分和轧制特性,采用了诸如板坯低温加热、再结晶 γ 细化的控制轧制、在适当温度下进行待温、低于再结晶温度时采用足够的压下量、临界温度(intercritical temperature)范围内的精轧、输出辊道上进行快冷及低温卷取等基本工艺的不同组合。表1.1和图1.1(c)给出了使用的化学成分和轧制条件的例子,但在这些例子中,没有采用低温加热和临界温度范围内轧制。表1.1给出的钢板轧制中,粗轧和精轧机组中的压下变形分别发生在再结晶和非再结晶温度范围内。由于这种工艺条件的确立,控轧低碳高强度低合金钢的实验性条件终于建立了起来。本世纪70年代报道了这些发展过程中所积累起来的研究成果和经验,并可以归纳如下:

- 1) 对连续轧制到900℃^[31,32]时的钢材,在同样强度水平的条件下,铌钢的切口韧性总是比钒钢要好。添加氮可以提高钒钢的强度和韧性却恶化了焊接性能^[32]。就降低含碳量引起的强化而言,添加0.05%以上的铌非常有效,但却恶化了钢材的焊接性