

控制轧制中铁素体晶粒的细化

金相教研室

戴品光 崔文暄

摘 要

本文研究了三种碳—锰、碳—锰—铌钢控制轧制中铁素体晶粒细化的规律。大量试验证明, 热轧后钢中铁素体晶粒尺寸 (d_F) 主要受形变量 (ϵ)、形变温度 (T_D)、原始奥氏体晶粒尺寸 (d_A) 及冷却速度、钢中成分的影响。在单道次轧制中这三种钢的铁素体晶粒尺寸与各参数的综合定量关系皆可用下式表达:

$$d_F = \frac{55 \operatorname{th} \left(\frac{d_A - 90}{25} \right) + a}{\epsilon} + b (T_D - 750)^{\frac{1}{2}} + c d_A$$

将式中的 d_A 改为“等效奥氏体晶粒尺寸”, 此式就可应用于多道次轧制, 预测多道次轧制后的铁素体晶粒尺寸。

在国外控制轧制已广泛应用于热轧板带的生产, 近年来国内在推广控制轧制新工艺中取得可喜的成果。控制轧制铁素体珠光体钢, 主要是依靠铁素体晶粒细化并辅以沉淀强化、亚界强化来达到强韧化的目的。大量研究证明在非调质钢中, 唯有晶粒细化可既提高强度又能降低低温脆性, 并建立起铁素体晶粒尺寸 (d , mm) 与性能间的定量关系[1, 2], $d^{-\frac{1}{2}}$ 每增加 1 (mm) $^{-\frac{1}{2}}$, 屈服强度可提高 1.5kg/mm², 脆性转化温度可降低 11.5℃。目前用控制轧制工艺生产的低碳含铌钢, 铁素体晶粒可达 5μm, 仅由铁素体晶粒细化就使屈服强度提高约 15kg/mm², 脆性转化温度降低到 -80℃[3]。正因为如此, 多年来人们对控制轧制中铁素体晶粒细化的机理, 铁素体晶粒尺寸与控制轧制工艺的关系进行了很多研究, 研究了铁素体晶粒尺寸与形变温度[4, 5, 6]、形变量[7, 8, 9]、加热温度[10, 11]、轧后冷却或卷取温度[9, 12]的关系, 这些工作只注重各工艺参数的独立作用和定性的影响, 对各参数之间的交互作用和定量的关系, 没有进行完整系统的研究。以前的工作中也很少涉及在细化铁素体晶粒方面单道次轧制与多道次轧制之间的关系, 因此根据已有的研究结果很难具体地预测实际生产中可以获得的铁素体晶粒尺寸。

本文的研究目的就是研究低碳钢、低碳含铌钢单道次热轧时工艺参数(加热温度、形变温度、形变量、冷却速度等)对铁素体晶粒尺寸的综合定量影响, 并将得出的数学表达式运用于多道次轧制, 预测多道次轧制后的铁素体晶粒尺寸, 为设计控制轧制工艺提供根据。

一、试验材料与试验方法

试验材料为三种C—Mn、C—Mn—Nb钢，化学成分见表1。4C取自武钢生产的板胚，06Mn、06MnNb钢为非真空感应炉冶炼的钢锭锻成25mm方钢。试样全部加工成阶梯形，一道次轧制后得到六种变形量：0、10、20、30、50、65%。轧制在实验室Φ260轧机上进行，平均变形速度为7秒⁻¹。每一钢种选取四种加热温度、自加热温度以下每隔50℃选一轧制温度，最低到800℃，轧制温度由焊入试样中心的热电偶控制，轧后的试样在800~500℃区间平均冷却速度为0.45℃/秒及0.6℃/秒。从试样各阶中部选取金相磨面，浸蚀后用定量金相法测量铁素体晶粒的平均直径，对每一试样统计的晶粒数目为200~400个。

表1 试验材料的化学成分(重量%)

钢种	C	Mn	Si	S	P	Cu	Nb
4C	0.13	0.61	0.23	0.037	0.015	0.15	—
06Mn	0.06	1.31	0.05	0.012	0.005	—	—
06MnNb	0.06	1.42	0.11	0.008	0.004	—	0.04

二、工艺参数对铁素体晶粒的影响

对轧制工艺和化学成分各不相同的500多个试样的铁素体晶粒尺寸进行分析，可以看出工艺参数及钢中成份对铁素体晶粒尺寸的综合影响。

1. 随形变量增大，铁素体晶粒尺寸逐渐减小，但减小的速度也逐渐变慢。形变量为10—30%时。增大形变量引起的铁素体晶粒细化比较显著，而达到50—60%以后继续增大形变量几乎不产生附加的细化效果。在细化铁素体晶粒方面，形变量与原始奥氏体晶粒尺寸、轧后冷却速度、钢中Mn、Nb的含量有交互作用。原始晶粒越细、轧后冷却越快或钢中Mn、Nb含量越高，形变量对铁素体晶粒尺寸的影响就越弱。形变量与形变温度的交互作用仅表现在小变形的情况下。形变温度越高，小变形对铁素体晶粒细化的贡献越小。(图1、图3及图4。)

2. 降低形变温度直到800℃，可使铁素体晶粒不断细化。降低形变温度的细化晶粒效果在1000℃以下比较突出，而在1000℃以上不太明显。形变温度与其它工艺参数的交互作用不大。但改变钢中的成份可以使形变温度对铁素体晶粒尺寸的影响发生显著变化。对于4C，形变温度在1000℃以下每降低50℃可使铁素体晶粒尺寸减少2—3μm，而对于06MnNb，仅减少1μm。(图2)

3. 加热温度越高，原始奥氏体晶粒越大，轧后得到的铁素体晶粒也越大。原始奥氏体

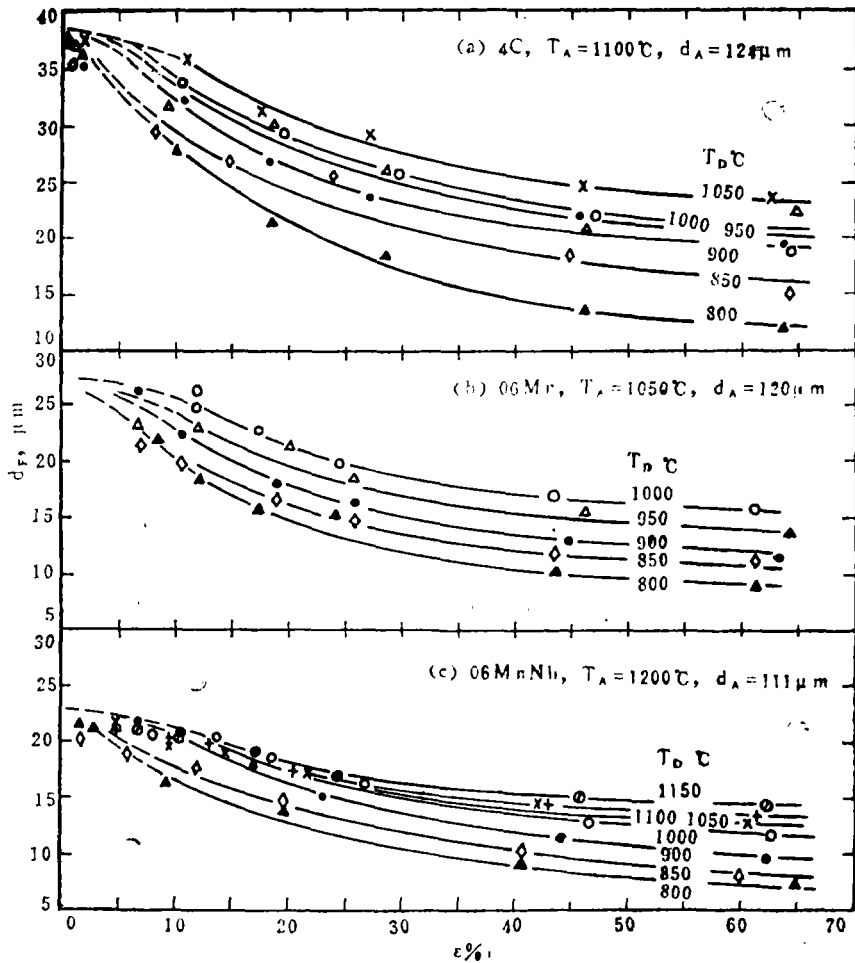


图1 铁素体晶粒平均直径 (d_F) 与形变量 (ϵ) 的关系, 800~500°C 平均冷却速度: a—0.45°C/秒, b, c.—0.6°C/秒

晶粒尺寸对铁素体晶粒尺寸的影响在形变量不大时非常显著, 但随形变量的增大逐渐减弱。(图3)

4. 提高轧后的冷却速度可使铁素体晶粒进一步细化, 其细化效果随形变量的增大而有所减小。(图4)

5. 在任何相同的轧制条件下, 三个试验钢种的铁素体晶粒以06MnNb最细, 4C最粗。提高钢中Mn含量, 特别是加入微量Nb, 对细化铁素体晶粒有显著的效果。虽然不同的钢种铁素体晶粒尺寸随形变量、形变温度而变化的幅度不一样, 但工艺参数对铁素体晶粒尺寸的综合影响的规律在这三个钢种中是一致的。

对参数 ϵ 在0—65%、 T_D 在800—1150°C、 d_A 在34—186 μm 范围内变化时各钢种的 d_F — ϵ 、 d_F — T_D 、 d_F — d_A 关系曲线进行曲线拟合和统计分析, 可以得到表达铁素体晶粒尺寸与各工艺参数综合关系的公式如下:

当 $\epsilon \geq 10$ (%) 时,

$$d_F = \left[55 \operatorname{th} \left(\frac{d_A - 90}{25} \right) + a \right] \epsilon^{-1} + b (T_D - 750)^{\frac{1}{2}} + C d_A \quad (1)$$

当 $\varepsilon = 0$ 时,

$$d_{F0} = Ath \left(\frac{d_A - 90}{25} \right) + B + 2Cd_A \quad (2)$$

在 $\varepsilon = 0 - 10$ (%) 的范围内,

$$d_F = d_{F0} - \frac{1}{10} (d_{F0} - d_{F10}) \cdot \varepsilon = \left(1 - \frac{\varepsilon}{10} \right) d_{F0} + \frac{\varepsilon}{10} d_{F10} \quad (3)$$

其中 d_{F10} 是 $\varepsilon = 10$ (%) 时由 1 式求出的 d_F 值, 公式 1、2 中的 a 、 b 、 c 及 A 、 B 是与钢中 Mn 、 Nb 含量有关的常数, 对于含铌钢, a 、 c 的值也与加热温度即 Nb 在奥氏体中的固溶量有关 (见表 2)。用试验实测的结果检验了上面的公式, 在 $\pm 2 \mu m$ 的置信区间公式的可信度为 90% 以上。

三、综合关系式在多道次轧制中的应用

在单道次轧制中, 轧前的奥氏体是加热形成的, 而多道次轧制中, 各道次轧前的奥氏体状态不都与加热形成的奥氏体相同。为考察多道次轧制与单道次轧制的关系, 对 06MnNb 钢进行了两阶段两道次轧制试验。加热温度为 $1200^\circ C$, I 阶段 (再结晶区, $T_D > 1000^\circ C$) 的形变量同单道次轧制试验、II 阶段 (未再结晶区, $T_D < 950^\circ C$) 的形变量为 20、40、60 (%)。结果发现, I 阶段的工艺参数对最终铁素体晶粒尺寸的影响随 II 阶段形变量的增加而减弱, II 阶段的形变量对铁素体晶粒尺寸的影响也随 I 阶段形变量的增大而减小; 为了获得平均尺寸相同的铁素体晶粒, 两个阶段的形变量可以互相补偿; II 阶段的形变温度对铁素体晶粒尺寸的影响与单道次轧制时基本相同 (图 5、图 6)。这些结果说明, 在两阶段两道次轧制中, I 阶段的作用是为 II 阶段提供细化程度不同的轧前奥氏体晶粒, II 阶段则是在 I 阶段所提供的奥氏体晶粒的基础上进一步形

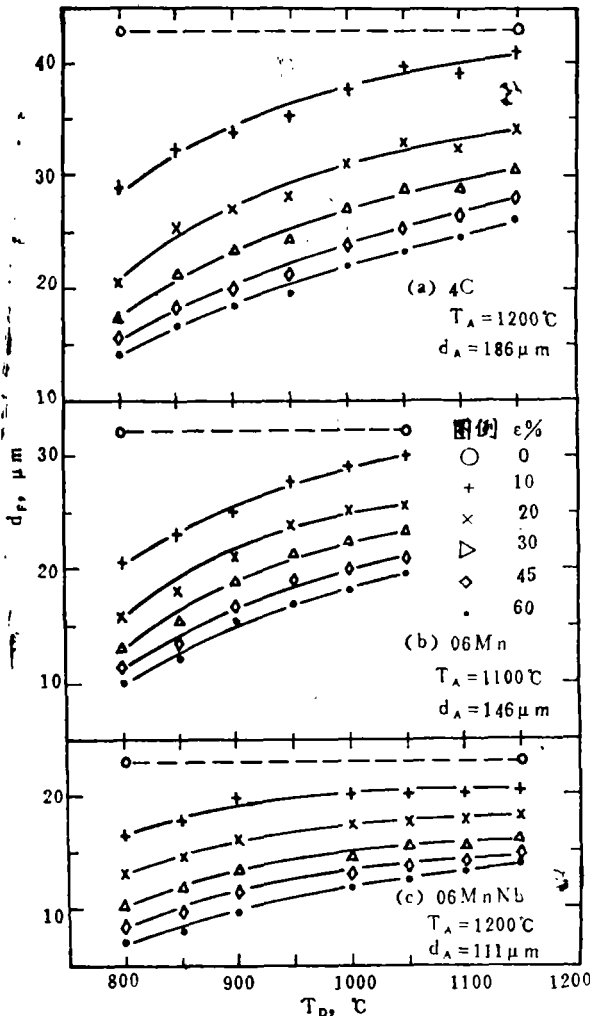


图 2 铁素体晶粒直径 (d_F) 与形变温度 (T_D) 的关系

变。II 阶段的形变量越大, II 阶段轧前的奥氏体晶粒尺寸即 I 阶段形变量的大小对最终 d_F 的影响就越弱; I 阶段的形变量越大, 即 II 阶段轧前的奥氏体晶粒越细, II 阶段的形变量对 d_F 的

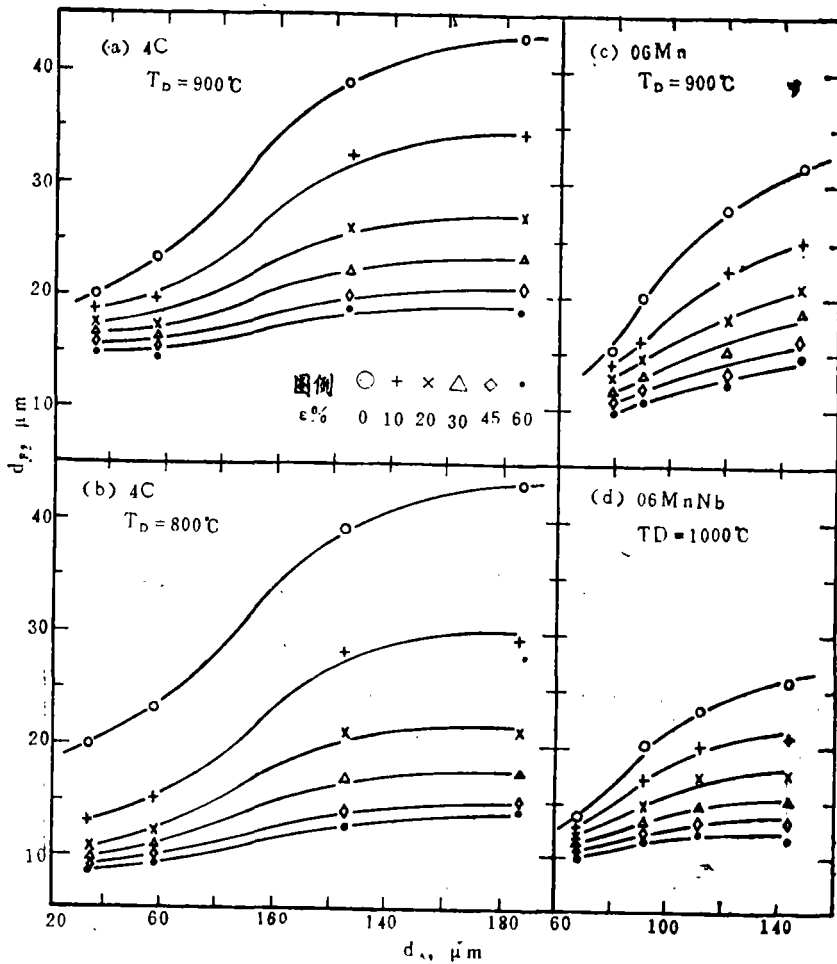


图3 铁素体晶粒平均直径 (d_F) 与原始奥氏体晶粒直径 (d_A) 的关系

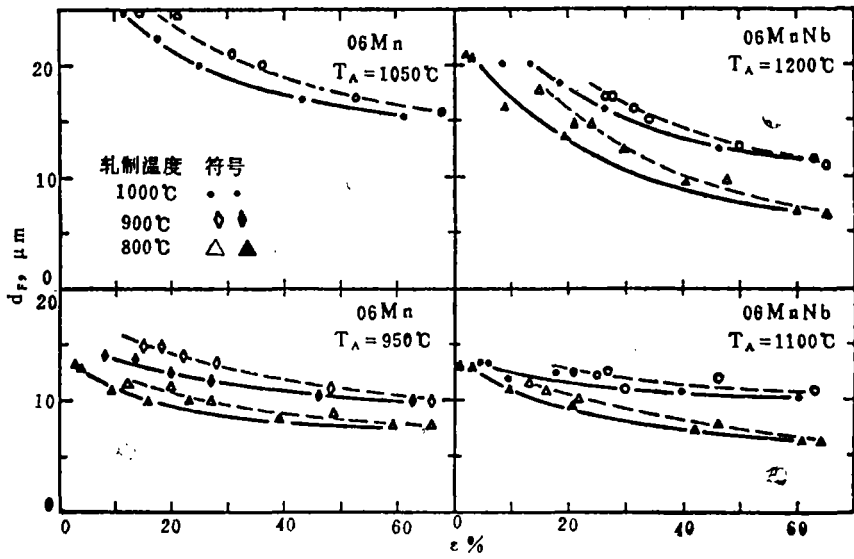


图4 轧后冷却速度对铁素体晶粒平均直径的影响, 800°C—500°C 的冷却速度: --- 0.45°C/秒, — 0.8°C/秒

钢 种	$T_A, ^\circ\text{C}$	a		b	c	A	B	
		V = 0.45	V = 0.60				V = 0.45	V = 0.60
4C	950—1200	110	95	1.0	0.027	7.5	26	24
06Mn	950—1100	90	75	0.7	0.027	7.5	17	15
	≥ 1200	75	60					
06MnNb	1150	80	65	0.5	0.026	5.5	15	13
	1100	85	70					

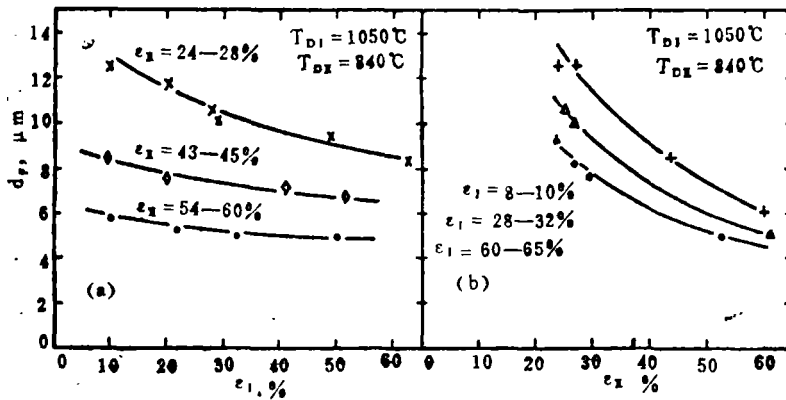


图 5 (a) I 阶段压下率、(b) I 阶段压下率对最终铁素体晶粒平均直径的影响

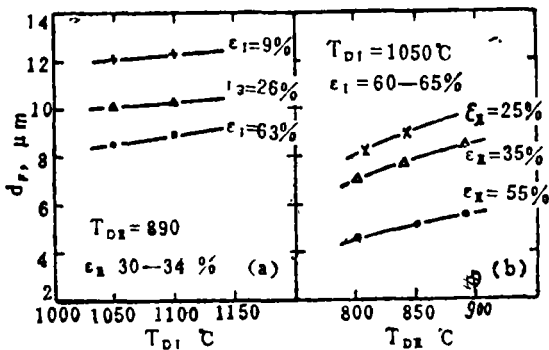


图 6 (a) I 阶段轧制温度、(b) I 阶段轧制温度对最终铁素体晶粒平均直径的影响

影响也越弱。显然，在道次更多的轧制中，只要每道次后奥氏体都发生完全再结晶，相邻道次之间的关系也与此相同。这样把每一道次都看作原始奥氏体晶粒尺寸不同的单道次是合理的，此时应用综合关系式计算某一道次后可得到的铁素体晶粒尺寸就问题不大。但是我们无法确定各道次轧前的原始奥氏体晶粒尺寸，何况在实际的多道次轧制中，由于工艺的不同，相邻道次之间奥氏体往往只发生部分再结晶，甚至完全未发生再结晶，直接测出这些数据是十分困难、繁琐

的。所以在多道次轧制中应用综合关系式还需作进一步处理。

为此，我们探讨建立轧后的奥氏体状态（包括再结晶、部分再结晶、未再结晶的状态）与加热形成的奥氏体晶粒尺寸在相变中的等效关系。从图 3 可以看出，一定晶粒尺寸的铁素体可以由一系列不同状态的奥氏体转变而来，例如 4C 钢，由加热形成、不经轧制的 $d_A = 35\mu\text{m}$

的奥氏体,或由 $d_A = 90\mu\text{m}$ 经 900°C 变形30%后的奥氏体,或由 $d_A = 90\mu\text{m}$ 经 800°C 变形10%后的奥氏体,……皆可转变成 $d_F = 20\mu\text{m}$ 的铁素体。尽管这些奥氏体在相变前各具不同的状态,但相变后的铁素体晶粒平均尺寸完全相同。而且从图8还可看到这些奥氏体再在同一条件轧制后,得到的铁素体晶粒尺寸仍然非常接近。在这一方面,这些状态不同的奥氏体与加热形成的 $d_A = 35\mu\text{m}$ 的奥氏体具有等效的作用。同样,对应于其它尺寸的铁素体也可以找到一系列具有相同转变效果的奥氏体状态。不同状态的奥氏体,如果它们转变后的铁素体晶粒平均尺寸相同,我们就称之为“等效奥氏体”,等效奥氏体的“晶粒尺寸”记为 d_A^* ,数值上等于加热形成的奥氏体晶粒平均直径。为了求出不同状态奥氏体的 d_A^* ,只需知道它们转变后的 d_F 并利用 $\varepsilon = 0$ 时的 $d_F - d_A$ 关系即公式2或它的图表形式。

这样我们就可以根据前一道次的形变条件用公式(1)求出 d_F ,然后用公式(2)或它的图形求出 d_A^* ,以 d_A^* 作为下一道次的原始奥氏体晶粒,并且反复交替地运用公式(1)和公式(2),就可以对多道次轧制后的铁素体晶粒尺寸进行预测。为了便于应用,根据上述思想设计了预测铁素体晶粒尺寸图解方法(图7)。图中各座标轴均按公式(1)(2)反映的关系进行刻度,平中 d_A 、 d_A^* 、 T_D 轴的刻度随钢种、冷却速度的不同而改变。下面举例说明图7的用法。

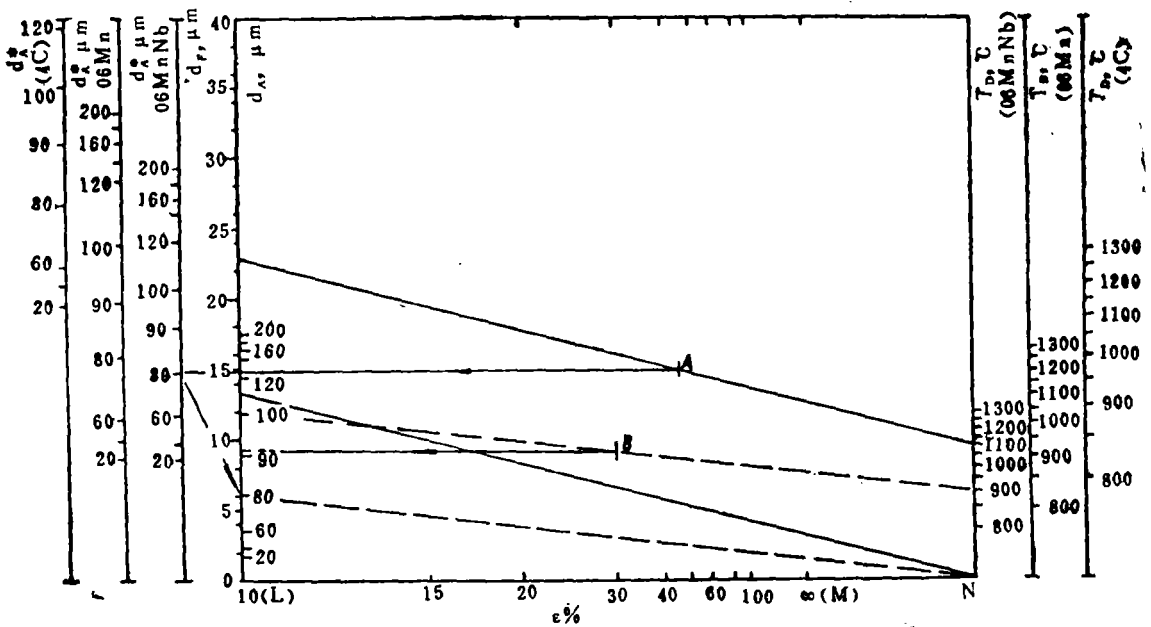


图7 根据轧制条件(d_A 、 T_D 、 ε)预测铁素体晶粒平均直径(d_F)的图解法。
图中 d_A 轴只给出06MnNb的刻度,用于06Mn或4C时应按 d_F 轴的刻度分别上移1或4.5单位。 d_A 及 d_A^* 轴刻度对应的相变区冷却速度:06MnNb、06Mn为 $0.6^\circ\text{C}/\text{秒}$,4C为 $0.45^\circ\text{C}/\text{秒}$ 。

06MnNb两阶段轧制的工艺参数为 $T_A = 1200^\circ\text{C}$ ($d_A = 111\mu\text{m}$) $T_{D1} = 1100^\circ\text{C}$, $\varepsilon_1 = 45\%$,
 $T_{D2} = 900^\circ\text{C}$, $\varepsilon_2 = 30\%$ 。为预测最终铁素体晶粒平均直径。首先在 d_A 轴上找到与 $111\mu\text{m}$ 对应的刻度点,自该点向N点连直线,将该直线沿 T_D 轴向上平移到 1100°C 的刻度处,在平移后的直线上找到与 ε 轴上刻度45%相对应的点A,自A点向左侧作与 ε 轴平行的直线,与 d_F 轴交于“14.8”,与 d_A^* 轴交于“80”。 $d_F = 14.8$ 表示如果轧制到此终止可以得到的铁素体晶粒

尺寸, 这与工艺相同的单道次轧制试样上实测的结果 ($d_f = 14.2\mu\text{m}$) 十分接近。 $d_A^* = 80$ 表示 I 阶段轧后的等效奥氏体晶粒尺寸。以 $d_A^* = 80\mu\text{m}$ 作为 II 阶段的原始奥氏体晶粒尺寸, 根据已知的 T_{DII} 、 ε_{II} , 重复上述方法, 可得 $d_f = 9.5\mu\text{m}$, 此值与试验结果 ($d_f = 10.6\mu\text{m}$) 也是接近的。

用 06MnNb 两阶段轧制试验的近百个数据和另一工作 [13] 中 4C 多道次轧制试验的结果检验了该方法的可靠性, 表明预测的误差在 $2\mu\text{m}$ 以内 (表 3)。从表 3 中可发现预测值存在某种系统误差, 这是因为本文公式中的 T_D 系指试样心部的实际温度, 而另一工作 [13] 中为试样表面温度, 两者可差 $10^\circ - 30^\circ\text{C}$ 。

表 3 4C 钢板多道次轧制后 d_f 的实测值及图解预测值
($T_A = 1200^\circ\text{C}$)

试样号	工艺规程(道次轧制温度, $^\circ\text{C}$ /道次压下率, %)					d_f , μm	
	第一道次	第二道次	第三道次	第四道次	第五道次	实测值	予测值
5	1182/22	1060/19	940/21	850/21		15.6	14.0
6	1190/22	1050/18	950/24	860/16	800/8	12.8	12.0
10	1100/20	1000/21	895/19	803/20	780/4	12.2	10.5
31	1150/21	1030/21	956/22	900/19		18.3	16.5
35	1150/12	1005/23	930/11	802/26		13.4	11.5

四、结 论

1. 4C、06Mn、06MnNb 三种钢单道次热轧后铁素体晶粒平均直径 (d_f) 与变形量 ($\varepsilon\%$)、形变温度 (T_D)、原始奥氏体晶粒直径 (d_A) 以及轧后冷却速度、钢中成分有关, 三种试验用钢的铁素体晶粒尺寸随各工艺参数的变化是符合着同一规律的, 他们的综合定量关系可用同一经验公式表达: $\varepsilon \geq 10$ 时,

$$d_f = [55 \operatorname{th} \left(\frac{d_A - 90}{25} \right) + a] e^{-1} + b (T_D - 750)^{\frac{1}{2}} + C d_A$$

$$\varepsilon = 0 \text{ 时, } d_{f_0} = A \operatorname{th} \left(\frac{d_A - 90}{25} \right) + B + 2 C d_A$$

$$0 < \varepsilon < 10 \text{ 时, } d_f = \left(1 - \frac{\varepsilon}{10} \right) d_{f_0} + \frac{\varepsilon}{10} d_{f_1}$$

文中给出常数 a 、 b 、 c 、及 A 、 B 。

2. 将综合关系式中的 d_A 推广为“等效奥氏体晶粒尺寸” d_A^* , 该公式即可应用于多道次轧制的各个道次。在此基础上建立的解析法和图解法能够予测多道次轧后的铁素体晶粒尺寸。

参 考 文 献

- [1] F.B Pickering, T.Gladman; Metallurgical Development in Carbon Steels, 1963, P.10.
- [2] T.Gladman, D. Dulieu and I.D.McIvor Proceedings of an international Symposium on High Strength low alloy Steels, 1975, P.32.
- [3] T.D. Boyd Materials Engineering in the Arctic, 1976, P.200
- [4] V.J. Pogoyzhelsky, Yu.J.Materosov. A.G.Nasibov 同(2)P.100
- [5] A.B.LeBon L.N.de Saiut—Martin 同(2)P.90
- [6] M.Fukuda, T.Hashimoto, K.Kunishige 同(2)P.136
- [7] K.J. Irvine. T.Gladman, F.B.Pickering Journ. Iron Steel Inst. 1970, V.208 P.717.
- [8] I.Kozasu, C.Ouchi et. 同(2)P.120
- [9] R.F. Dewsnep; Journ. Iron Steel Inst. 1970 V.208.P.727.
- [10] T.H. Kainen; Scand. Journ. Metall. 1974, V.3, P.158
- [11] P.J. Heedman et.al. Scand. Journ. Metall. 1980, V.9, P.21.
- [12] J.K.Abraham, P.J.Vanderarend 同[2] P.261.
- [13] 崔文暄 李文卿 戴品光; 钢铁, 1980.No.4.P.52