

# 薄板坯连铸连轧工艺生产的 Nb、Ti 复合微合金化 热轧带钢的强化机制\*

王瑞珍 章洪涛

(钢铁研究总院结构材料研究所, 北京 100081)

**摘要** 对具有高、低屈服强度的薄板坯连铸连轧工艺生产的 Nb、Ti 复合微合金化钢的热轧板进行了组织分析, 研究了强化机制. 组织分析表明, 板卷均为铁素体组织. 但具有高屈服强度的板卷铁素体呈现出非多边形特征, 位错密度较高, 晶粒明显小于低屈服强度的板卷. 两类板卷中的复合型星形析出物较多, 平均尺寸 140—150 nm, 消耗了钢中 50% 的 Nb. 强化机制研究表明, 铁素体晶粒细化强化是主要强化机制, 占总屈服强度的 (43—46)%; 两类板卷的析出强化效果微弱, 只占总屈服强度的 (4—6)%. 位错强化与晶粒细化强化是板卷具有高屈服强度的原因.

**关键词** 薄板坯连铸连轧工艺, 热轧带钢, 强化机制, 微合金化, 显微组织, 析出

中图法分类号 TG142.1

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2007)10-1082-09

## STRENGTHENING MECHANISM OF Nb AND Ti COMPLEX MICROALLOYED STRIP STEEL PRODUCED BY THIN SLAB CASTING AND DIRECT ROLLING PROCESS

WANG Ruizhen, ZHANG Hongtao

Institute of Structural Materials, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081

Correspondent: WANG Ruizhen, senior engineer, Tel: (010)62182761,

E-mail: wangruizhen@nercast.com

Manuscript received 2006-12-04, in revised form 2007-06-07

**ABSTRACT** The Nb and Ti complex microalloyed steels with two strengths were produced by thin slab casting and direct rolling (TSCR) process. The microstructural analyses show that both coils mainly consist of ferrites and have the same precipitation characters. The ferrites in the coil with higher yield strength present non-polygonal morphology, finer grain size and higher dislocation density. A large number of complex star-like precipitates exist in both coils, which have the average sizes of 153—142 nm and account for about 50% of the total Nb content. Ferrite grain refinement strengthening is the predominant mechanism and contributes (43—46)% to total yield strength. Precipitation strengthening effect is very weak and only contributes (4—6)% to total yield strength. Dislocation strengthening and grain refinement strengthening make coil possess higher yield strength.

**KEY WORDS** thin slab casting and direct rolling, strip steel, strengthening mechanism, microalloying, microstructure, precipitation

微合金钢的屈服强度可以通过扩展的 Hall-Petch 公式<sup>[1]</sup>准确预测如下:

$$\sigma_y = \sigma_0 + \Delta\sigma_s + \Delta\sigma_G + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_p + \Delta\sigma_T \quad (1)$$

式中,  $\sigma_y$  为测量的屈服强度;  $\sigma_0$  为基体点阵阻力即

P-N 力;  $\Delta\sigma_s$ 、 $\Delta\sigma_G$ 、 $\Delta\sigma_d$ 、 $\Delta\sigma_p$ 、 $\Delta\sigma_T$  分别为由固溶强化、晶粒细化强化、位错强化、析出强化、织构强化引起的屈服强度增量. 通过分析各项贡献, 可以确定钢材的主要强化机制, 进而也可以了解微合金元素在钢中的作用.

薄板坯连铸连轧 (TSCR) 工艺与传统的厚板坯、再加热轧制工艺相比, 有诸多不同之处. 在 TSCR 工艺中, 50—80 mm 厚的薄板连铸坯直接被送入隧道加热炉, 保

\* 收到初稿日期: 2006-12-04, 收到修改稿日期: 2007-06-07

作者简介: 王瑞珍, 女, 1965 年生, 高级工程师

温 15—20 min 后, 喂入 5—7 机架的连轧机组, 最终轧制成 1—12 mm 厚的板带材. 整个工艺过程在更少的总轧制变形量、更大的轧制道次变形量、更短的时间内完成. 两种工艺特征的不同导致加工过程中组织演变、以及微合金碳氮化物的溶解析出行为的不同, 最终可能导致不同的产品性能. 例如, 用 TSCR 工艺生产的普碳钢具有明显细化的铁素体晶粒尺寸, 从而使板带材具有相对高的屈服强度, 这归因于相对高的轧制道次压下量和输出冷床上相对高的冷却速率 [2]. 在对不同成分体系微合金钢的 TSCR 工艺的实验室模拟中, Baker 等 [3] 发现, 向 V-N 及 Nb-V 微合金化的钢中加入微量的 Ti, 提高了 Nb、V 微合金碳氮化物的析出温度, 导致铸坯在均匀化保温过程中形成了复合的十字形微合金碳氮化物 (V,Ti)N 或 (V,Nb,Ti)(C,N), 从而减少了 V、Nb 在铁素体中形成细小析出的数量导致屈服强度下降. Wang 等人 [4] 对工业生产的薄板坯轧制工艺生产的复合微合金化钢板带材中研究也发现了较多类似的复合析出物. 但是上述研究中缺乏对微合金元素析出的定量分析或是这种特殊的析出所带来的对组织、性能的影响.

在本研究中, 对采用 TSCR 工艺生产的 Nb、Ti 复合微合金化热轧带钢进行了组织分析, 利用电子显微镜并结合相分析方法对析出物进行定量分析. 通过分析各组分对强度的贡献, 阐明了实验钢板卷的主要强化机制以及微合金元素的作用.

## 1 实验材料及方法

### 1.1 实验材料

实验钢为低碳锰钢, 采用 Nb、Ti 复合微合金化, 化学成分 (质量分数, %) 为: 0.064C-1.26Mn-0.017Si-0.0625Nb-0.0435Ti- $80 \times 10^{-6}$ N. 实验钢由 150 t DC-EAF 超高功率直流电弧炉冶炼, 在 LF 炉中进行成分调整与精炼, 浇铸成 50 mm 厚的铸坯. 铸坯直接送入隧道式加热炉, 保温 20 min, 出炉温度为 1150 °C. 铸坯经过 6 个机架连轧轧制成 6.4 mm 厚板卷. 终轧温度约为 900 °C, 卷曲温度约 650 °C.

图 1 显示本实验钢一些板卷的屈服强度值. 可以看到虽然它们具有同样化学成分与基本相同的加工工艺, 但屈服强度值却在一大范围内波动. 在本研究中, 取具有最高屈服强度的 3 号板卷和最低屈服强度的 7 号板卷作为研究对象, 对其组织全面分析, 研究其强化机制. 3 号板卷的  $\sigma_y = 490\text{—}495$  MPa,  $\delta_5 = 38\%$ ; 7 号板卷的  $\sigma_y = 415\text{—}420$  MPa,  $\delta_5 = 32\%$ .

### 1.2 组织分析

平行于轧制方向的全厚度金相样品经标准步骤磨制、抛光后, 用 2% 硝酸酒精溶液侵蚀, 在光学显微镜

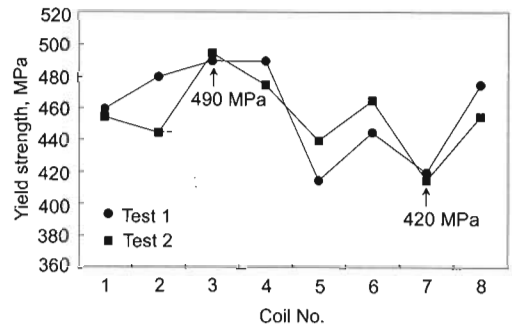


图 1 TSCR 工艺生产的热轧板卷屈服强度值的波动

Fig.1 Fluctuations of yield strength for the hot rolled coils produced by TSCR process

下观察组织并利用图像分析软件统计铁素体的平均等效直径.

电子背散射衍射 (EBSD) 用于确定铁素体晶粒晶界特征和织构. 样品取自金相样品 1/4 厚度位置, 经过机械磨制和抛光后, 用 95% 乙酸和 5% 高氯酸溶液进行电化学抛光.

采用金属薄膜样品, 应用透射电子显微镜和带有 EDS/EELS 能谱分析系统的扫描透射电子显微镜分析钢中的位错及析出物. 薄膜样品取自 1/4 厚度位置, 观察位错组态并测量位错密度 [5]; 对析出物的形态、尺寸和化学成分进行分析.

析出物的物理化学相分析用来确定微合金元素析出数量、成分及析出物的尺寸分布. 采用直径 6 mm, 长 100 mm 棒状样品, 实验基本步骤是 [6,7]: 首先电解抽取所有析出相; 用化学方法测定 Nb、Ti 含量; 然后从所有萃取物中分离出含有 Nb、Ti 微粒; 用 X 射线衍射方法进行物相分析. 最终, 用 X 射线小角衍射方法测定 Nb、Ti 微合金析出物的尺寸分布.

## 2 实验结果

### 2.1 显微组织

图 2a,b 显示 3 号和 7 号样品 1/4 厚度位置的光学显微组织, 主要为铁素体, 此外含有少量的珠光体和贝氏体. 7 号样品的铁素体为多边形铁素体, 而 3 号样品的铁素体晶粒多呈现出规则形状, 即铁素体晶界不像多边形铁素体那样光滑和平直. 图 2c 显示了两板卷沿厚度方向的铁素体晶粒尺寸的变化. 3 号样品的铁素体晶粒明显细于 7 号样品, 它们的铁素体平均晶粒尺寸分别为 5.3 和 7.1  $\mu\text{m}$ .

在两个样品中, 均存在少量的粗晶粒区域, 如图 3 所示. 在这些区域, 通常包含一些粗大的多边形铁素体或非多边形铁素体. 这种组织常产生于板卷厚度的 1/4 位置

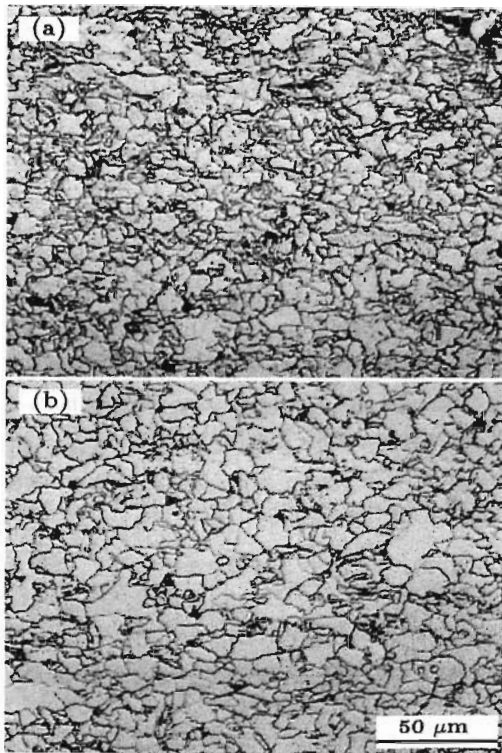


图 2 两板卷的光学显微组织及沿厚度方向铁素体晶粒尺寸变化

Fig.2 Metallographs at quarter thickness of coil No.3 (a) and coil No.7 (b), and ferrite grain sizes changed along the thickness direction (c)

到中心位置处，特别是在中心位置处，大约占总体积分数的 (10—15)%，对材料的强度影响不大，但是将会降低钢的韧性。

### 2.2 铁素体晶粒边界特征

Fig.4a,b 是通过 EBSD 分析得出的铁素体晶粒取向图。图中黑线代表大于 15° 的大角晶界，灰线代表小于 15° 的小角度晶界。 Fig.4c 为晶界取向的频率分布：3 号样品中小角度晶界略高于 7 号样品。但是两样品中大多数晶界为高于 15° 的大角度晶界。铁素体晶粒尺寸的强化主要来自大角晶界。

EBSD 结果还表明两板卷中的织构非常微弱，这与板卷较高的终轧温度有关，与相关文献报道也是一致的。在

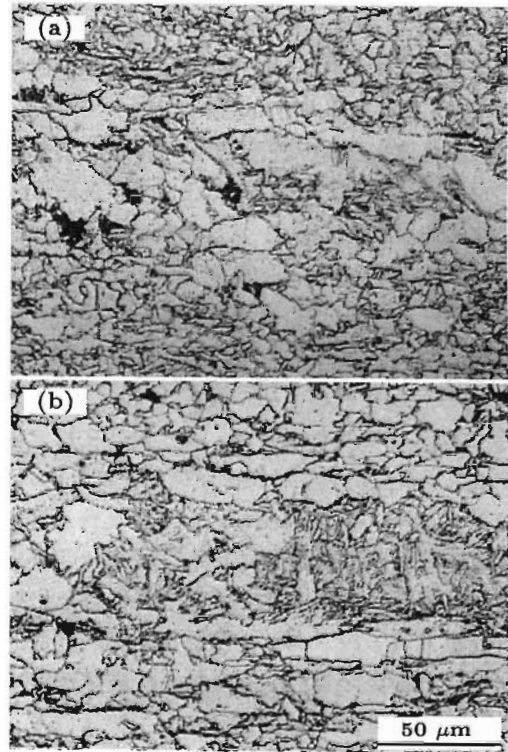


图 3 板卷中的粗晶粒带

Fig.3 Coarse grain bands in coil No.3 (a) and coil No.7 (b), their volume fractions are only (10—15)%

本研究中，织构对强度的贡献将被忽略。

### 2.3 位错组态与位错密度

图 5a, b 为两个样品中均匀铁素体区域的典型位错组态。3 号样品位错成较密集的网状 (位错密度被定义为单位体积内位错线的总长度)。测量结果表明，3 号和 7 号样品中的位错密度分别为： $2.47 \times 10^{10}/\text{cm}^2$  和  $0.6 \times 10^{10}/\text{cm}^2$ ，即 3 号样品中的位错密度明显高于 7 号样品。与文献报道的铁素体内位错密度 [5,8,9] 相比，如图 5c 所示，7 号样位错密度值与多边形铁素体符合较好；而 3 号样品的位错密度值位于一个过渡区域，即多边形铁素体的上限位置与非多边形铁素体的下限位置。这一结果与光学显微镜下观察到的过渡型的铁素体组织相吻合。

### 2.4 析出物特征

3 号和 7 号两个板卷中的析出物具有相同的特征。根据析出物的形貌及尺寸，将析出物分成 3 种类型：大尺寸富 Ti 粒子、中等尺寸富 Nb 星形析出物以及细小立方和球形析出物。

2.4.1 大尺寸富 Ti 析出物 如图 6a 所示，大尺寸方形粒子其边长在 0.5—2 μm 之间，图 6b 的能谱分析表明粒子为含有很少量 Nb 的 TiN 粒子。扫描电镜下测得其体积分数为 0.015%，相应的质量分数为 0.01%。显然这种大粒子对析出强化没有贡献。

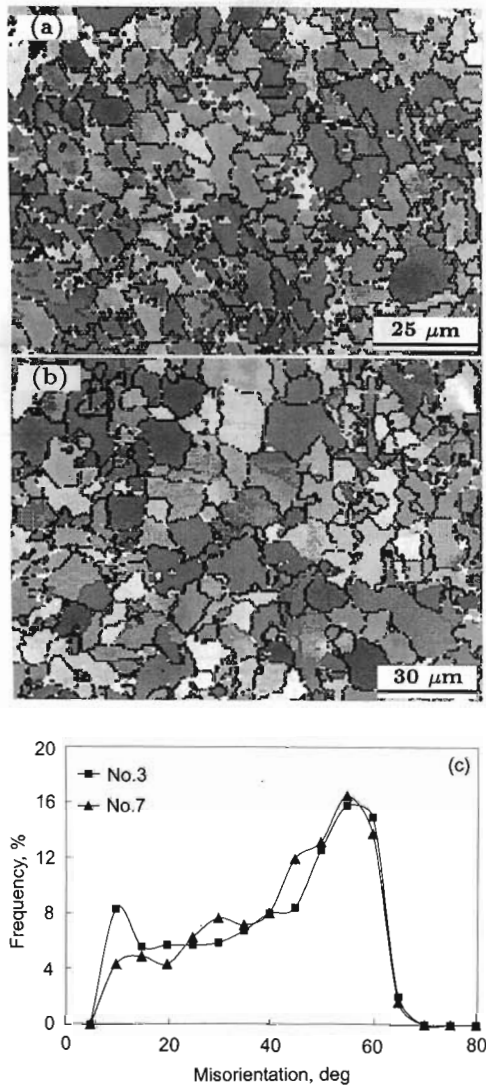


图 4 均匀铁素体晶粒区域的晶粒取向图

Fig.4 EBSD orientation maps of coil No.3 and coil No.7 (b), and frequency distributions of ferrite grain boundary misorientation taken from a uniformly fine ferrite area (c)

2.4.2 中等尺寸富 Nb 星形析出物 在两样品中, 普遍观察到了星形析出物. 图 7a 为铁素体中的一些星形析出物, 它们通常具有 4 条臂或 6 条臂 (arm). 有的星形粒子中可以观察到方形核心的存在, 也观察到了一些破碎的星形析出物. 图 7b 能谱分析表明, 星形析出物为富 Nb 的 Nb、Ti 复合型析出, 并且 Nb/(Nb+Ti) 的比值在臂处比在中心位置稍高. 这可能是 TiN 核心首先形成, 然后富有 Nb 的析出在其表面沉淀形成臂<sup>[10]</sup>. 与立方形或球状沉淀物比较, 星形析出物的尺寸通常较大, 一般在 80 nm 以上, 其尺寸分布如图 8 所示. 3 号和 7 号样品中的星形析出物平均等效直径分别为 153 和 142 nm.

2.4.3 细小析出物 细小析出物主要包括球状和方

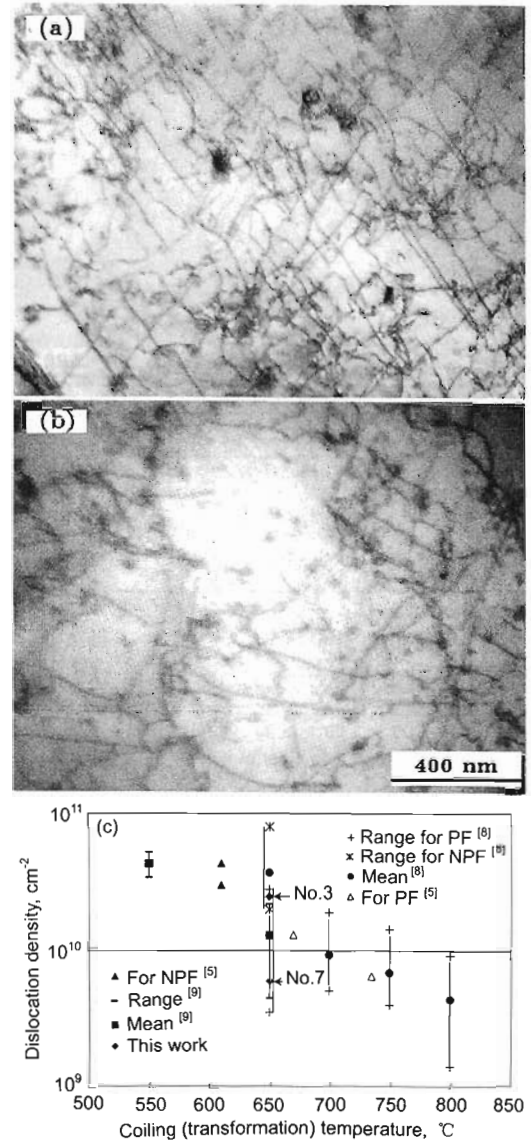


图 5 两样品中典型的位错组态及测量的位错密度

Fig.5 Typical dislocation configurations in coil No.3 (a) and coil No.7 (b), and dislocation densities measured by this work and other works<sup>[5,8,9]</sup> (c)

形析出物. 与星形析出物相比, 这些粒子尺寸较小. 如图 9a 所示的球形粒子直径范围在 10—70 nm 之间, 能谱分析显示为富 Nb 的 Nb、Ti 复合型粒子, Nb/(Nb+Ti) 比值与星形析出物臂的比值基本相同. 图 9b 显示立方形粒子的形貌, 其尺寸大都在 40—80 nm 之间, 能谱分析表明这些粒子中 Nb/(Nb+Ti) 比值明显小于球形粒子, 表明它们含有更多的 Ti. 3 号样品和 7 号样品中这类细小粒子的平均直径分别为 41 和 36 nm.

### 2.5 析出物的物理 - 化学相分析

2.5.1 析出相数量分析 表 1 列出了微合金碳氮化物的析出总量以及 Nb、Ti、C、N 各元素的含量. 3 号样品中 90%Ti、7 号样品中 94%Ti 存在于析出物

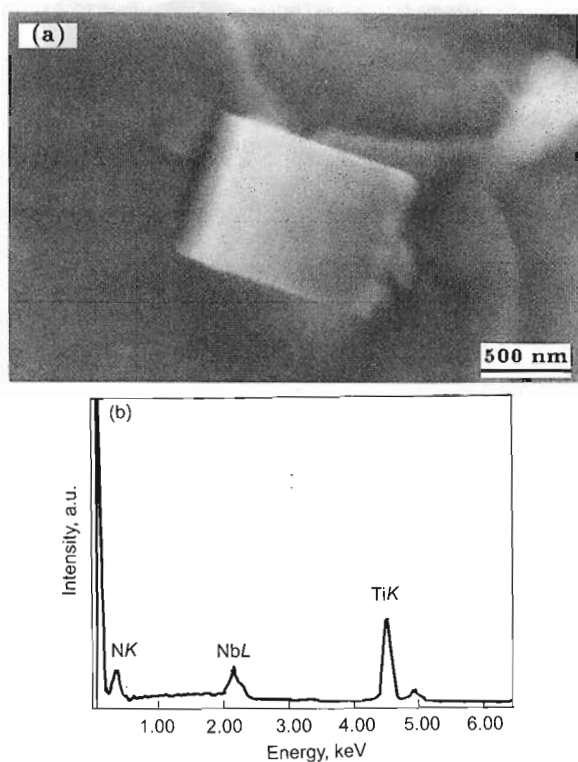


图 6 大尺寸富 Ti 粒子的 SEM 像和能谱

Fig.6 SEM image (a) and EDS (b) of Ti-rich precipitate with large size

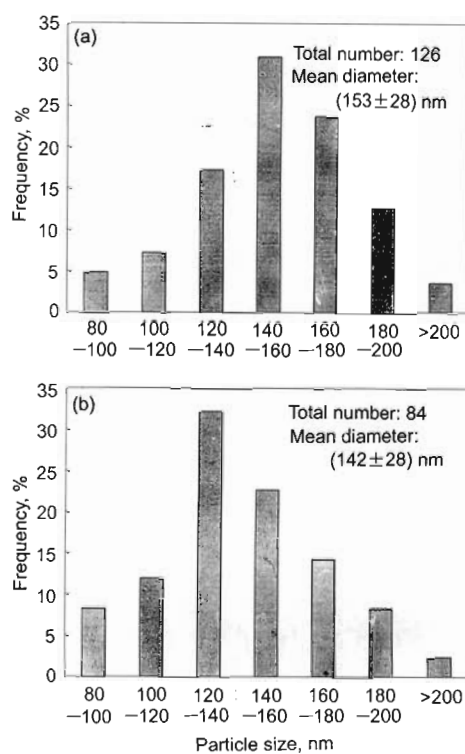


图 8 星形析出物的尺寸分布

Fig.8 Size distributions of star-like precipitates in coil No.3 (a) and coil No.7 (b)

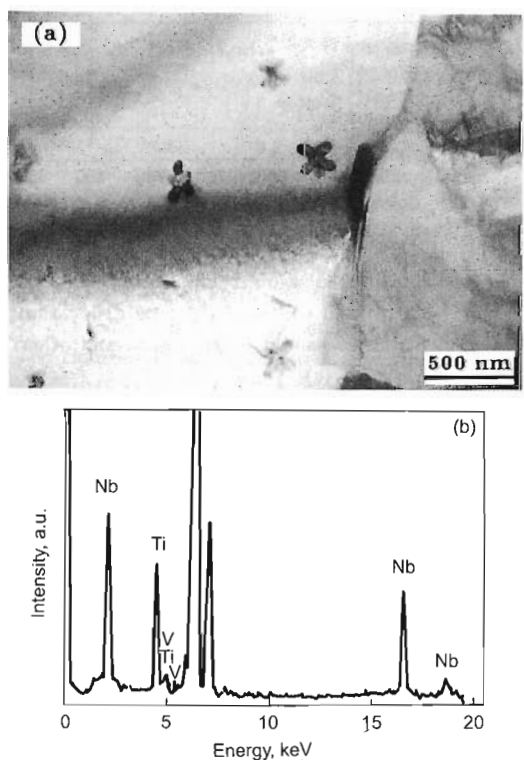


图 7 星形析出物的 TEM 像和能谱

Fig.7 TEM image (a) and EDS (b) of star-like precipitates in ferrite grains

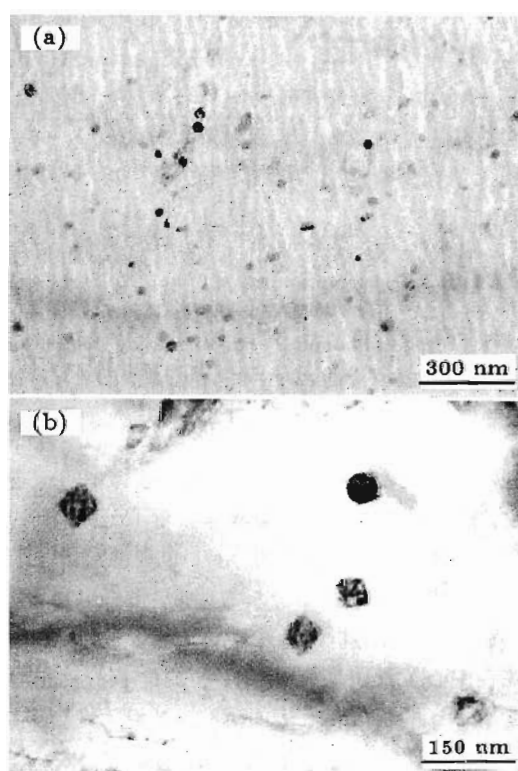


图 9 细小析出物的 TEM 像

Fig.9 TEM images of spherical (a) and cubical precipitates with fine size (b)

表 1  $M(C,N)$  及  $Fe_3C$  析出量及成分  
Table 1 Precipitated amounts and compositions of  $M(C,N)$  and  $Fe_3C$

Coil No.	Amount of $M(C,N)$	Composition of $M(C,N)$				Amount of $Fe_3C$	Composition of $Fe_3C$			N in AlN
		Nb	Ti	C	N		Fe	Mn	C	
3	0.102	0.046	0.039	0.010	0.007	0.635	0.579	0.014	0.043	0.001
7	0.114	0.055	0.041	0.011	0.007	-	-	-	-	0.001

表 2 计算析出强化增量的参数与结果  
Table 2 Parameters and calculated results of precipitation strengthening increments

Parameter	Coil No.3			Coil No.7		
	Star-like	Fine	Total	Star-like	Fine	Total
$f, 10^4$	5.12	5.77	10.89	5.40	7.12	12.52
Diameter $D, mm$	0.153	0.041	0.067	0.142	0.036	0.05
$\Delta\sigma_p, MPa$	6.6	20.7	19.1	7.3	25.5	23.1

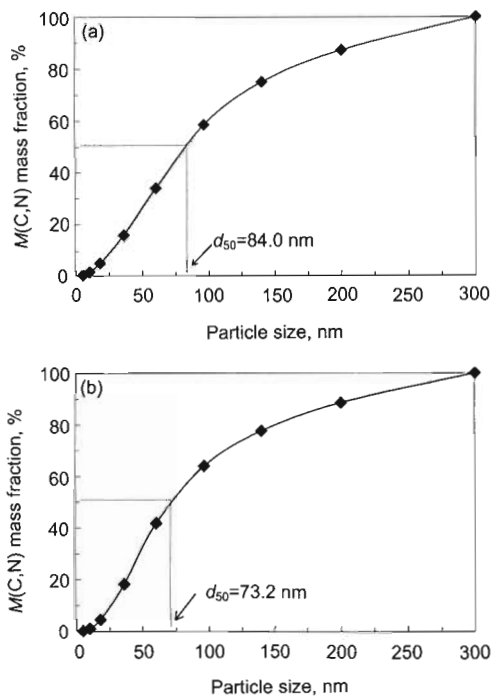


图 10 微合金碳氮化物粒子尺寸与析出量的关系

Fig.10 Mass fraction of  $M(C,N)$  precipitated vs particle size for coils No.3 (a) and No.7 (b)

中。3 号样品中析出物中的 Nb 含量为 0.046%，消耗了钢中总 Nb 含量的 74%；7 号样品 0.055% Nb 存在于析出物中，消耗总 Nb 量的 88%（微合金元素的分析误差小于 10%）。尽管大多数的微合金元素存在于析出物中，能否产生明显的析出强化作用还决定于它们的尺寸分布。

表 1 还列出了 3 号样品中  $Fe_3C$  相的数量。根据此结果，可以推算出铁素体中各溶质元素的含量如 C、N、

Mn，进而可以用来估算铁素体的固溶强化效果。对溶质元素 N 的分析表明，全部的 N 存在于析出物  $M(C,N)$  和 AlN 中。

2.5.2 微合金碳氮化物的尺寸分布 如果忽略大尺寸 TiN 粒子，微合金碳氮化物粒子的尺寸分布（包括星形析出物以及方形和球形粒子）则如图 10 所示。图中数值  $d_{50}$  代表析出粒子的质量分数达到析出总量的 50% 时所对应的粒子直径，它表明在 3 号样品中 50% 的粒子（质量分数）尺寸大于 84 nm，在 7 号样品中 50% 的粒子尺寸大于 73 nm，即钢中的析出粒子尺寸普遍较大。根据透射电镜检测结果，星形析出物的尺寸一般在 80 nm 以上。作一个近似考虑，以直径大于 80 nm 的粒子为星形析出，则它们的质量分数在 3 号样品中占到 52%，在 7 号样品中为 45.8%。这与在 SEM 和 TEM 下观察到大量的星形析出物的结果是相符的。

结合物理 - 化学相分析对微合金碳氮化物的数量分析和透射电镜对析出物的尺寸、成分分析，可以推算出星形析出物和细小析出物各自的体积分数  $f$ ，其结果如表 2 所示。

### 3 讨论

#### 3.1 实验钢的强化机制

公式 (1) 中对屈服强度的各项贡献可计算如下：

基体点阵阻力  $P-N^{[1]}$ :  $\sigma_0 = 48 MPa$ 。

固溶强化  $^{[11]}$ :

$$\Delta\sigma_s = 4750[C] + 3750[N] + 84[Si] + 37[Mn] \quad (2)$$

式中， $[M]$  为固溶于铁素体基体中的溶质  $M$  的数量（质量分数，%）。从表 1 结果可得 3 号板卷的  $[C]=0.010$ ；7 号板卷的  $[C]=0.011$ （近似地，7 号板卷中  $Fe_3C$  固定

的 C 与 3 号板卷相同). N 全部被碳氮化物所固定. Si 为铁素体形成元素, 全部存在于铁素体中, Mn 几乎全部存在于铁素体中.

铁素体晶粒细化强化:

$$\Delta\sigma_G = k_y d_F^{-1/2} \quad (3)$$

式中:  $k_y$  取  $16.20 \text{ MPa}\cdot\text{mm}^{1/2}$  [5];  $d_F$  为铁素体平均晶粒尺寸 (平均等效直径), mm. 3 号和 7 号样品的铁素体平均晶粒尺寸分别为  $5.3$  和  $7.1 \mu\text{m}$ .

位错强化 [12]:

$$\Delta\sigma_d = \alpha G b \rho^{0.5} \quad (4)$$

式中:  $\alpha$  为依赖于晶体学结构的数值因子,  $\alpha=0.38$ ;  $G$  为剪切模量,  $8.3 \times 10^4 \text{ MPa}$ ;  $b$  为位错 Burgers 矢量模,  $0.248 \times 10^{-7} \text{ cm}$ ;  $\rho$  为位错密度,  $1/\text{cm}^2$ . 3 号和 7 号样品中位错密度分别为  $2.47 \times 10^{10}/\text{cm}^2$  和  $0.6 \times 10^{10}/\text{cm}^2$ .

析出强化 [13]:

$$\Delta\sigma_p = 5.9(f^{1/2}/x) \cdot [\ln(x/2.5 \times 10^{-4})] \quad (5)$$

$$x = D(2/3)^{1/2}$$

式中,  $f$  和  $x$  分别为微合金析出物的体积分数和平面截径 ( $\mu\text{m}$ ),  $D$  为在透射电镜薄膜样品中观察到的粒子平均直径.

析出强化效果的计算通过如下 3 种方式: 单独的星形析出物、单独的细小析出物以及二者的共同作用. 相关数据及计算结果亦列于表 2 中. 它清楚地表明析出强化效果主要来自相对细小的方形或球形颗粒, 3 号和 7 号板卷的析出强化效果分别计为  $20.7$  和  $25.5 \text{ MPa}$ .

图 11 示出了上述各项对屈服强度的贡献, 包括绝对值和相对比值, 两个板卷的测量值也在图中标出. 可以看到, 预测的屈服强度与实际测量值很接近. 从此图可以总结出如下几点: 首先, 无论是强度高的 3 号板卷还是强度

低的 7 号板卷, 晶粒细化强化均是主要的强化机制, 由晶粒细化而引起的屈服强度增量占总强度的 (43—46)% ; 其次, 两板卷的析出强化作用都很小, 仅占总强度的 (4—6)%. 最后, 3 号板卷中, 因位错引起的强化效果明显高于 7 号板卷. 3 号板卷中高的位错强化和晶粒细化强化使其屈服强度明显高于 7 号板卷. 因此对于 3 号板卷, 其强化机制由大到小依次为晶粒细化强化、位错强化、固溶强化、基体强化以及析出强化. 晶粒细化强化、位错强化使得此钢不仅具有高的强度, 而且具有高的延伸率.

### 3.2 钢中微合金元素 Nb、Ti 在 TSCR 工艺中的作用

TSCR 工艺与传统的厚板坯再加热轧制工艺在热循环过程、轧制工艺过程上有着本质上的区别, Nb、Ti 微合金元素在 TSCR 工艺中的作用似乎有其自己的特点.

3.2.1 微合金元素 Ti 在钢中 Ti 与 N 的亲合力很强, 容易形成 TiN. TiN 可以在液态析出, 这种粒子尺寸通常较大; 也可以在凝固后期溶质原子的偏析区内、或在高温奥氏体中析出, 此类粒子尺寸约在十几到几十纳米. 本研究也表明, 两板卷中 (90—94)% 的 Ti 存在于析出物中, 也观察到了两种尺寸明显不同的粒子. 在传统的再加热轧制工艺中, 已经析出的 TiN 粒子可以在很高的再加热保温过程中 (如  $1250 \text{ }^\circ\text{C}$ ) 不发生溶解, 提高了再加热状态下奥氏体晶粒粗化温度. 当 Nb、Ti 共同添加时, 铸坯中存在的 (Ti、Nb)CN 复合型粒子在高温下发生溶解, Ti 与 N 结合在奥氏体晶粒边界上重新析出 [14]. 无论是未溶解的 TiN 粒子还是在奥氏体边界上重新析出的 TiN 粒子, 可以有效地阻止再加热状态下奥氏体晶粒的长大, 保证轧制前奥氏体晶粒的细小. 在 TSCR 工艺中, 连铸坯直接送入隧道炉, 入炉和出炉后奥氏体晶粒尺寸无明显变化 [15], 即进入轧机前的晶粒为铸态凝固后奥氏体晶粒尺寸. 在此工艺中, TiN 粒子对奥氏体钉扎作用的情形也发生了变化. 有研究表明 [16], 在凝固过程中, 因偏析而产生的富集于二次枝晶间的溶质原子或 TiN 粒子在随后的冷却过程中, 可以阻止铸态奥氏体晶粒的长大, 而对隧道炉中保温过程中的奥氏体晶粒没有影响. 通过对 Nb 的析出分析表明, 在 TSCR 工艺中 TiN 的作用还在于对随后析出 Nb 的形核方式产生影响: Nb 的析出既可以独立形核形成细小的球形粒子, 也可以在 TiN 粒子上形核. 当 TiN 成为 Nb 碳氮化物不均匀形核的核心时, 将影响着 Nb 析出粒子的尺寸以及 Nb 在钢中的分布.

3.2.2 微合金元素 Nb 根据对析出物的相分析结果, 可以推算出 Nb 在钢中的分布情况, 如表 3 所示. Nb、Ti 复合添加的薄板坯连铸连轧的热轧带钢中, Nb 的析出比例比传统轧制工艺有所提高. 在本实验钢中, 3 号板卷中 74% 的 Nb 与 7 号板卷 88% 的 Nb 存在于析出物中, 相应地 3 号板卷中 26.4% 的 Nb 和 7 号板卷中 12% 的 Nb 存在于固溶体中.

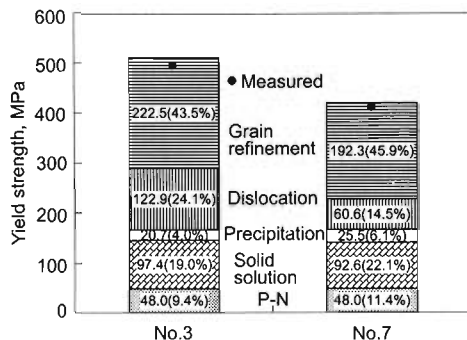


图 11 预测与实测的屈服强度对比

Fig. 11 Comparison between predicted and measured yield strengths

表 3 热轧板卷中元素 Nb 的分布情况  
Table 3 Nb distribution in the coils

Coil No.	(mass fraction, %)		
	Precipitate		Solid solution
	Star-like	Fine	
3	0.0304 (48.6%)	0.0156 (25.0%)	0.0165 (26.4%)
7	0.0309 (49.4%)	0.0241 (38.6%)	0.0075 (12.0%)

Note: the amount in parenthesis is the percentage of total Nb content

当 Nb 以析出物形式存在时, 只有形成细小的粒子才具有明显的强化效果. 由表 3 可知, 两板卷中有 (25—38)% 的 Nb 存在于细小的粒子中, 但实际上这部分粒子的尺寸还是相对较大, 在 10—70 nm 之间, 导致了两板卷中低的析出强化作用, 只占总屈服强度的 (4—6)% (含方形 TiN 粒子的作用). 此外, 低的析出强化作用与钢中形成了大量星形析出物密切相关.

如前所述, 两板卷中的星形析出物的平均粒子尺寸为 140—150 nm, 占去了钢中总 Nb 量的 50%. 星形析出物衍射分析表明, 它们在高温奥氏体区域形成 (热力学计算表明钢中 Nb 的平衡开始析出温度为 1190 °C). 星形析出物的形成减少了 Nb 固溶于奥氏体中的数量, 降低了 Nb 在铁素体中形成细小析出的驱动力.

实际上, 星形或十字形析出物的存在早有报道<sup>[17,18]</sup>, 它普遍存在于 Nb 或 V 与 Ti 复合存在的连铸厚板坯中. 在 Nb、Ti 复合添加的薄板连铸坯中 (与本实验钢成分相同) 也观察到大量星形析出物的存在<sup>[15]</sup>. 但是在板带产品中如此大量的大尺寸星形析出物很少见. 研究表明<sup>[19]</sup>, 星形析出物的形貌与钢成分有关, 高的 Ti/N 比值导致星形析出物臂的数量增加和尺寸增大, 这是因为复合析出物的核心为富 Ti 的 (Ti,Nb)N, 当钢中 Ti/N 比值高时, Ti 原子取代臂中的 Nb, 使得核心与臂两相的点阵常数拉近, 减少了形核过程中的应变能, 因而星形析出物相对发达. 本实验钢中 Ti/N 比值为 5.44, 可能是本钢中形成较多星形析出物的一个主要原因. 此外, 对 TSCR 工艺过程本身进行分析以及相关的实验研究表明, 星形析出物的形成与工艺过程有关. 在 TSCR 工艺中, 连铸板坯直接进入辊底式加热炉, 经过低温短时均匀化后进入轧机. 原铸坯中形成的星形析出物只经过短时、部分扩散, 导致 Nb、Ti 溶质原子在基体中和原析出物周围分布的不均衡, 溶质原子主要在靠近原析出物的局部区域内分布, 从能量角度考虑随后的析出更容易在原粒子基础上形核而最终形成星形析出物. 在传统的再加热轧制工艺中, 厚板坯经过高温到室温, 再由室温到高温的两次扩散型相变过程, 然后再在高温 (1250 °C 左右) 长时间保温, 溶质原子在基体

中完全扩散而分布均匀. 析出时, Nb 独立形核的机会会增加, 形成星形析出物的概率相对减少.

为减少薄板坯连铸连轧板带产品中星形析出物数量, 降低钢中 Ti/N 比值, 适当提高隧道炉温度, 或者是在进入隧道加热炉之前保证铸坯表面温度在 1100—1150 °C 以上, 即避免温度低于 TiN 粒子大量形成温度, 是行之有效的方法<sup>[20]</sup>.

组织观察表明, 在两个板卷中均存在少量的粗大晶粒组织, 这种组织经常产生于 TSCR 工艺生产的 Nb 微合金化的板带产品中. 普碳钢和含 V 微合金钢很少出现这种现象. 从这些粗大组织的几何形貌看, 它与相变前粗大的奥氏体晶粒尺寸相关. 研究表明<sup>[21,22]</sup>, 含 Nb TSCR 工艺热轧带钢中经常出现的组织不均匀现象除了与轧制前粗大的铸态组织有关 (TSCR 工艺中轧前奥氏体晶粒尺寸通常为 600—1000 μm, 且晶粒尺寸分布极不均匀, 大晶粒有的可以达到 2000—2500 μm) 外, 还与 Nb 对再结晶的显著阻碍作用有关. 当 Nb 存在于钢中, 无论是固溶或以析出形式存在都将明显阻止奥氏体的再结晶. 解决混晶的方法是在薄板坯轧制的初始 2—3 道次中, 确保铸态下的粗大奥氏体组织发生完全的再结晶过程. 这可以通过适当提高开轧温度, 增加初始 2—3 道次的压下量等来实现; 而随后的轧制需要控制在奥氏体未再结晶区<sup>[20]</sup>.

Nb 对组织的影响还表现在固溶 Nb 对铁素体组织的影响. 固溶于铁素体中的 Nb 元素表明在终轧后,  $\gamma \rightarrow \alpha$  转变前是固溶于奥氏体中的. 由表 3 可知, 3 号板卷中固溶的 Nb 含量明显高于 7 号板卷中的 Nb 含量. 以往研究表明<sup>[23]</sup>, 固溶于奥氏体中的 Nb 具有降低  $\gamma \rightarrow \alpha$  相变温度、促进低温组织生成的作用. 相变温度的降低有利于细化相变组织. 本研究结果也表明了此点, 具有较高固溶 Nb 含量的 3 号板卷有着明显细化的铁素体晶粒尺寸, 而且铁素体晶粒呈现出由多边形铁素体向针状铁素体过渡的形貌特征并具有较高位错密度. 晶粒细化及非多边形铁素体的形成不仅使钢具有高的强度, 同时具有高的塑性. 通过 TMCP 工艺控制获得非多边形铁素体 (针状铁素体) 是提高含 Nb 钢性能的一个途径.

#### 4 结论

(1) 实验钢两个板卷的显微组织主要为铁素体组织, 屈服强度高的 3 号板卷铁素体平均晶粒尺寸为 5.3 μm、屈服强度低的 7 号板卷为 7.1 μm.

(2) 两样品的铁素体晶界大部为大角晶界. 7 号板卷铁素体为典型的多边形铁素体组织, 而 3 号板卷的铁素体晶粒呈现出由多边形铁素体向针状铁素体过渡的形貌特征, 具有较高的位错密度. 这与 3 号板卷中较高的固溶 Nb 含量有关.



(3) 两样品中的析出物类型有: 粗大富 Ti 粒子, 中等尺寸富 Nb 的 Nb、Ti 复合型星形析出物以及细小的方形或球形粒子. 星形析出物在钢中普遍存在, 平均粒子尺寸 140—150 nm, 消耗掉钢中近 50% 的 Nb.

(4) 晶粒细化是两板卷的主要强化机制, 占板卷总屈服强度的 (43—46)% ; 微合金碳氮化物的析出强化作用很小, 只占总强度的 (4—6)%. 3 号板卷具有较高的位错强化和晶粒细化强化, 使其具有高的强度和塑性配合.

#### 参考文献

- [1] DeArdo A J, Garcia C I, Palmiere E J. *ASM Handbook*, Vol.4, Heat Treating, Materials Park, OH, ASM International, 1990: 237
- [2] Kang Y, Yu H, Wang K, Fu J, Liu D, Wang Z, Li L, Chen G. *Proc Int Symp Thin Slab Casting Rolling*, Guangzhou, China: The Chinese Society for Metals, 2002: 313
- [3] Baker T N, Li Y, Wilson J A, Craven A J, Crowther D N. *Mater Sci Technol*, 2004; 20: 720
- [4] Wang R, Hua M, Zhang H, Garcia C I. *HSLA Steels 2005*, Sanya, China, The Chinese Society for Metals, 2005: 292
- [5] Thillou V. Basic Metal Processing Research Institute Report, University of Pittsburgh, PA, USA, 1997
- [6] Ma X. *Phys Test Chem Anal. Part B: Chemical Analysis*, 1985; 21(4): 215  
(马翔. 理化检验化学分册, 1985; 21(4): 215)
- [7] Jia Y H, Lu C F, Liu Q B. *Metall Anal*, 2004; 24(Suppl): 463  
(贾云海, 卢翠芬, 刘庆斌. 冶金分析, 2004; 24(Suppl): 463)
- [8] Honeycombe R W K, Smith G M. In: Gifkins R C ed., *Int Conf ICSMA 6 Strength Met Alloy*, Pergamon Press, 1982: 407
- [9] Garcia J E. *Master Thesis*, University of Pittsburgh, 2002
- [10] Jun H J, Kang K B, Park C G. *Scr Mater*, 2003; 49: 1081
- [11] Yong Q L, Ma M T, Wu B R. *Microalloyed Steels—Physical and Mechanical Metallurgy*. Beijing: China Machine Press, 1989: 57  
(雍岐龙, 马鸣图, 吴宝榕. 微合金钢 — 物理和力学冶金. 北京: 机械工业出版社, 1989: 57)
- [12] Ashby M F. *Strengthening Methods in Crystals*. London: Applied Science Publishers Ltd, 1971: 137
- [13] Gladman T, Dulieu D, Mcivor T D. *Proc Int Conf Microalloying'75*, New York: Union Carbide Corporation, 1977: 32
- [14] Hong S G, Jun H J, Kang K B, Park C G. *Scr Mater*, 2003; 48: 1201
- [15] Garcia C I, Ruiz-Aparicio A, Cho K, Ma Y, Graham C, Vazquez M, Ruiz-Aparicio L. *Proc Int Symp Thin Slab Casting Rolling*, Guangzhou, China: The Chinese Society for Metals, 2002: 397
- [16] Kothe A, Kunze J, Backmann G, Mickel C. *Mater Sci Forum*, 1998; 284–286: 493
- [17] Kneissl A C, Garcia C I, DeArdo A J. *Proc Int Conf Processing, Microstructure and Properties Microalloyed Other Modern High Strength Low Alloy Steels*, Warrendale, PA: ISS, 1991: 145
- [18] Kejian H, Baker T N. In: Baker T N ed., *Proc Conf Titanium Technol Microalloy Steel*, London: The Inst Mater, 1997: 115
- [19] Craven A J, He K, Garvie L A J, Baker T N. *Acta Mater*, 2000; 48: 3857
- [20] DeArdo A J, Marraccini R, Hua M J, Garcia C I. *HSLA Steels 2005*, Sanya, China, The Chinese Society for Metals, 2005: 23
- [21] Fernandez A I, Uranga P, Lopez B, Rodriguez-Ibabe J M. *Mater Sci Eng*, 2003; A361: 367
- [22] Fernandez A I, Uranga P, Lopez B, Rodriguez-Ibabe J M. *ISIJ Int*, 2000; 40: 893
- [23] de Ardo A J. *Conf Proc Niobium Science Technology*. Orlando, Florida, USA: Niobium 2001 Limited, 2001: 427