微Ti处理钢中TiN沉淀颗粒大小、分布及其对奥氏体晶粒尺寸的影响

杜万泉 曾梅光 郭启志 钱永兰

（东北工学院 攀枝花钢铁研究院）

实验测定了经微Ti处理的16Mn，20g钢再加热时的TiN沉淀颗粒尺寸、数量和分布及奥氏体晶粒直径．结果表明，TiN尺寸随加热温度的升高而增大，且与加热时间的1/3次幂成比例．文中提出了一个简单的模型描述沉淀粒子与晶界的相互作用，由此导出的奥氏体晶粒直径与TiN粒子的尺寸和分布的关系与实验结果相符．

前 言

实践证明，细化晶粒既可以提高钢的强度，又可改善其韧性。而细化晶粒的方法有多种，其中较为广泛采用的是加入微合金化元素。利用这些元素的细小弥散的碳氮化物抑制晶粒长大。碳锰钢的微Ti处理就是这一方法的典型例子。钢中形成的细小的TiN沉淀粒子，在再加热时能阻止奥氏体晶粒长大，而TiN的颗粒尺寸、体积分数则是控制晶粒粗化的主要因素。

本文主要研究微Ti处理钢中TiN粒子的形貌和分布，再加热时它的溶解、聚集和析出过程，及其对奥氏体晶粒大小的影响，并给出简单的理论说明。

1 材料与实验方法

实验用钢是由攀研院参照16MnR和20g钢成分用高频感应电炉熔炼的两炉钢（记为A，B钢），重钢生产的经微Ti处理的20g，16MnR两种钢（记为C，D钢），以及鞍钢生产的经微Ti处理的两炉16Mn钢（记为E，F钢）。除A，B两种钢为铸锭后锻成φ15mm的细棒外，其它实验用钢均为热轧商品板材。

TiN沉淀颗粒的形状、尺寸和数量是通过碳萃取复型透射电镜观察确定的。每个试样取5片薄膜，每片薄膜至少取10个视场进行分析。

2 实验结果

2.1 TiN颗粒大小和数量与加热温度的关系

将A，B钢分别加热到900，1000，1100，1200，1300℃，保温25分钟，盐水淬火。由透射电镜测定其TiN颗粒尺寸与体积分数。绝大部分沉淀的TiN粒子形状为小方块，其线度尺寸在几十Å到1000Å之间。TiN平均颗粒尺寸由下式计算：

$$r=(\sum_{l} N_l L)/\sum_{l} N_l \qquad (1)$$

式中 N_l为粒子边长为l的个数。测定结果如表1，2所示。

由表1可见，当加热温度低于1200℃时，沉淀的TiN总量并无显著改变，温度高于1200℃时，沉淀的TiN总量大幅度减少。由此可说明TiN的固溶温度为1200℃

沉淀的TiN体积分数f（$\times 10^{-4}$）与加热温度的关系　　表1

钢　种	900℃	1000℃	1100℃	1200℃	1300℃
A　钢	1.41	1.35	1.31	1.25	0.83
B　钢	1.25	1.21	1.18	1.13	0.72

沉淀的TiN颗粒尺寸r（$\times 10^{-2}\mu m$）与加热温度的关系　　表2

钢　种	900℃	1000℃	1100℃	1200℃	1300℃
A　钢	2.35	2.67	2.92	3.74	5.22
B　钢	2.65	2.86	3.53	3.87	5.73

左右。同时由表2可见，在加热时间相同的情况下，TiN平均颗粒尺寸随加热温度的升高而增大。

2.2　TiN颗粒尺寸与加热时间的关系

将C，D，E，F钢分别在1150，1250，1350℃下加热2，3，4小时。尽管由X射线物相分析表明，在C钢中还有TiC沉淀，但本文仅讨论TiN沉淀的情况。用透射电镜测定每种钢的TiN平均颗粒尺寸r。根据实验结果作出log r～log t曲线，如图1所示。这些曲线都是直线，其斜率均为1/3。也就是说，在一确定的加热温度下，TiN颗粒尺寸与加热时间的1/3次幂成比例，即遵从公式（2）的关系：

$$r = At^{1/3} \qquad (2)$$

式中　r为TiN平均颗粒尺寸，t为加热时间，A为常数，它随钢种不同而变化。

（2）式说明沉淀TiN颗粒的体积随加热时间成比例增大。这一实验结果与

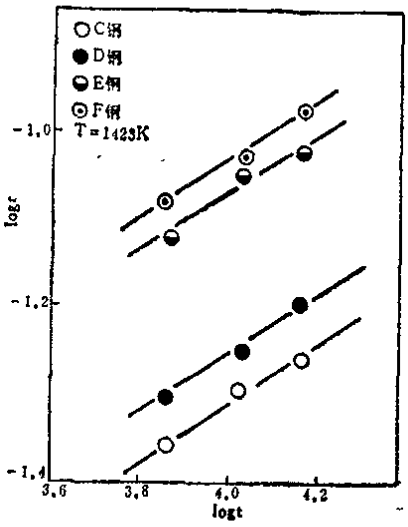

图1　TiN颗粒尺寸r与加热时间t的关系

Ostwald熟化机制的Lifshitz-wagner[2,3]理论公式（3）相符。

$$r = C(D/T)^{1/3}\ t^{1/3} \qquad (3)$$

由（3）得：

$$D = r^3T/C^3t \qquad (4)$$

但扩散系数：

$$D = D_0 e^{-\frac{Q}{RT}} \qquad (5)$$

从而 $r^3T = C^3tD_0e^{-\frac{Q}{RT}}$　　（6）

当时间t一定时，可得：

$$\log(r^3T) = B - \frac{Q}{2.3R}\ \frac{1}{T} \qquad (7)$$

根据实验数据作出 $\log(r^3T)\sim\frac{1}{T}$ 曲线，如图2所示。这些曲线也是互相平行的直线，其斜率b由（7）式可得出：

$$b = \frac{Q}{2.3R} \qquad (8)$$

从而由图2近似地求出TiN颗粒长大的扩散激活能：

$$Q = 2.3bR = 2.3\times1.5\times10^4\times2$$
$$= 6.9\times10^4 cal/mol = 69kcal/mol。$$

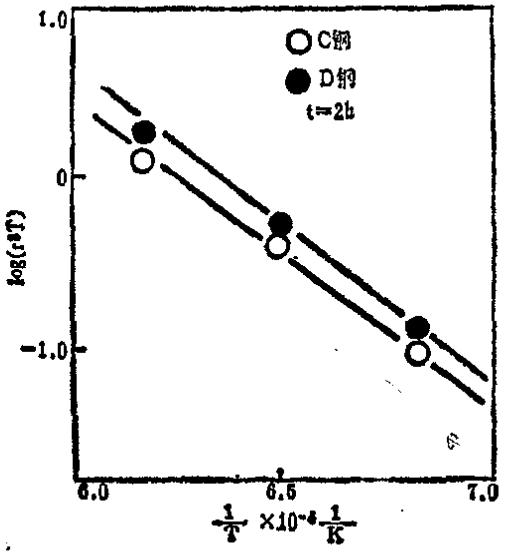

图2 $\log(r^3T)\sim\frac{1}{T}$—曲线

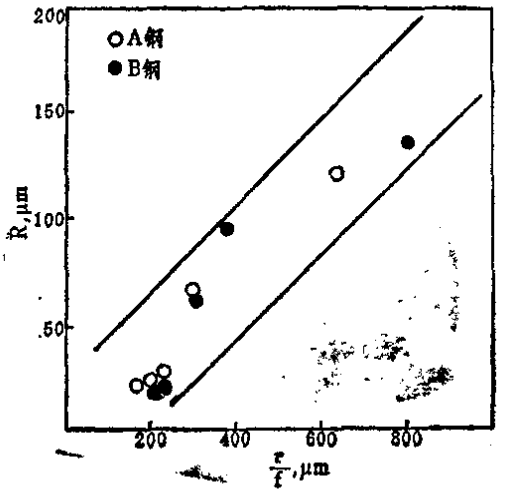

图3 奥氏体晶粒尺寸R与TiN颗粒间距$d=\frac{r}{f}$的关系

2.3 TiN颗粒尺寸与奥氏体晶粒大小的关系

实验测定了A，B两种钢在不同热处理制度下的奥氏体晶粒尺寸，其结果如表3所示。

不同淬火温度下（保温25分）的奥氏体晶粒尺寸R（μm） **表3**

钢种	900℃	1000℃	1100℃	1200℃	1300℃
A钢	21.5	24.2	27.1	66.1	121.1
B钢	17.9	20.4	62.5	95.3	135.5

由透射电镜测出的对应的TiN颗粒平均尺寸和体积分数已由表1，表2给出。由于$f\ll 1$，所以近似地有：

$$\text{TiN颗粒间距}\ d=\frac{r}{f} \qquad (9)$$

将实验测得的奥氏体晶粒直径R对$d=\frac{r}{f}$作图，如图3所示。实验点落在一个线性分散带内，表明奥氏体晶粒尺寸近似地与TiN平均颗粒间距成比例，即：

$$R=K(r/f) \qquad (10)$$

3 讨论

3.1 TiN颗粒尺寸对奥氏体晶粒尺寸的影响

实验表明TiN沉淀粒子能对奥氏体晶粒的生长起到阻碍作用，而且TiN颗粒越细，这种作用就愈显著。为了说明这一点，我们提出一个简单的模型来说明TiN粒子阻止奥氏体晶粒长大的情况。

奥氏体晶粒长大的推动力将由下面两个力的平衡来控制：第一个是晶界能的增加，它倾向于收缩奥氏体界面，而这个力则由与TiN粒子接触的那一部分奥氏体晶界能量的变化所引起。另一个力则是温度升高所产生的晶粒长大的驱动力。

图4表示了奥氏体晶界和TiN粒子的相互作用。为简单起见，设TiN为一半径为r的球形。当晶粒α沿y轴长大时，它遇到TiN粒子的阻力，而最终达到了平衡状态。

设接触角为2ω

则 $2\omega = \frac{s}{r}$　　(11)

式中　s为TiN粒子与奥氏体晶粒接触的

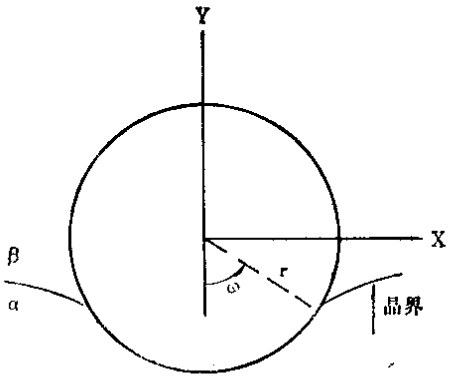

图4　奥氏体晶界和TiN粒子的相互作用

弧长。系统自由能的增加，产生了阻止奥氏体晶粒长大的阻力。而自由能的增量为：

$$\Delta F = \sigma(1+\delta)\int_0^{\omega} 2\pi r \cdot \sin\omega \cdot r d\omega - \sigma\pi r^2 \cdot \sin^2\omega \quad (12)$$

式中 ΔF为每一个TiN粒子引起的界面能的增加；

σ为单位面积奥氏体晶界能量；

δσ为奥氏体晶粒与TiN粒子之间的相互作用能。

故阻止奥氏体晶粒长大的阻力为：

$$\tau = \frac{d(\Delta F)}{dy} = 2\pi r\sigma(1+\delta-\cos\omega) \quad (13)$$

$$y = r - r\cos\omega \quad (14)$$

式中 τ 为一个TiN粒子所产生的在 y 轴方向的阻止奥氏体晶粒α长大的阻力。在所讨论的情况下，只需建立y方向力的平衡方程，因为对称关系，x，z方向的阻力合力为零。

我们知道单位面积晶界所产生的推动晶粒长大的力为 2σ/R，这里R为晶粒α的半径(假设奥氏体晶粒为球形)。

在平衡状态，推动力将与TiN粒子对晶粒长大的阻力相等：

$$\frac{2\sigma}{R} = N\tau \quad (14)$$

式中　N为单位奥氏体界面上TiN粒子数。将（13）式代入（14）式得：

$$R = \frac{1}{N\pi r(1+\delta-\cos\omega)} \quad (15)$$

而TiN粒子的体积分数为

$$f = \frac{4}{3}\pi r^3 \cdot N/1 \cdot r = \frac{4}{3}\pi r^2 N \quad (16)$$

从而 $R = \left[\frac{4}{3}\ \frac{1}{(1+\delta-\cos\omega)}\right] \cdot \left(\frac{r}{f}\right)$　　(17)

而r/f就近似等于TiN平均颗粒间距d。因此理论模型得到的奥氏体晶粒尺寸与TiN颗粒分布的关系与实验得到的结果（10）式相吻合。比较（17），（10）两式，可得出无量纲参数：

$$K = \frac{4}{3}\ \frac{1}{1+\delta-\cos\omega} \quad (18)$$

由此可以看出，K与δ和ω有关，即K由沉淀粒子的性质决定。

3.2　在奥氏体温度范围内TiN粒子的凝聚

前面已经谈到，奥氏体晶粒尺寸受TiN粒子分布的影响。当TiN颗粒凝聚长大时，奥氏体晶粒就增大。因此，了解TiN颗粒在奥氏体里的凝聚速率就十分重要。

国外不少人曾对Nb，V等微合金元素在奥氏体中的沉淀析出过程进行过研究，发现这些元素的碳氮化物颗粒在奥氏体中的生长过程均分为两个阶段。即它们首先是依靠处于过饱和状态的有关合金元素从基体中析出而生长，一直到基体中的合金

（下转第20页）

3 结　论

（1）微钛处理16Mn钢的焊缝金属中存在100Å左右的超细显微有利夹杂物。它们是钛的氧化物Ti_2O及TiO_2；钛的硫化物Ti_2S；还有Ti(CN)弥散沉淀相，这些细小弥散的硬化质点，在焊缝金属中起到了强化、净化及变质剂作用。

（2）不同的焊条可调节焊缝金属的晶粒尺寸，而这些超细显微的硬化质点将随焊缝晶粒的细化而变小，且更弥散分布。

致　谢

本实验工作得到徐温崇和马国潜同志的热情帮助，谨此致谢。

参 考 文 献

〔1〕 Bicks R.A.etal.，《J.Mater.Sei.》，Vol.17，1982，732
〔2〕 Snyder J.P. and Pense A.W.，《Welding Journal》，7（1982），P201
〔3〕 松田照一、影山莫明，《铁与钢》，Vol.62，10(1976)，P50～56
〔4〕 朱静、叶恒强、王仁卉、温树林、康振川，《高空间分辨分析电子显微学》，科学出版社，1987
〔5〕 王岫文、鞠定、汪德恨，对新工艺16MnR钢板焊接韧性分析(内部资料)，1985

（上接第24页）

元素含量达到平衡态为止。然后再按Ostwald熟化机制继续长大，其规律符合Lifshitz-Wagner扩散控制理论所建立的长大速率与时间的1/3次幂函数关系。本实验的结果证明了微Ti处理钢中TiN粒子在奥氏体温度范围内的凝聚长大也遵循这一规律。

4 结　论

（1）TiN的固溶温度为1200℃左右，TiN平均颗粒尺寸随加热温度的升高而增大。

（2）TiN粒子在奥氏体温度范围尺寸的增大与加热时间的1/3次幂成比例。

（3）TiN颗粒的尺寸与分布对奥氏体晶粒尺寸有着重大的影响。在研究的微Ti处理钢中，奥氏体晶粒尺寸与TiN平均颗粒间距成比例。

参 考 文 献

〔1〕 徐温崇等，《钢铁》，3（1985），34－39
〔2〕 Lifshitz I. M. and Slyozov V. V.，《J. Phys. Chem. Solids》，Vol.19，1961，P35
〔3〕 Wagner C.Z.，《Elektrochem.》，Vol.65，1961，P581