

# 析出粒子对钛微合金化高强钢奥氏体晶粒长大的影响

罗 许<sup>1,2)</sup>, 杨财水<sup>1)</sup>, 康永林<sup>1)✉</sup>, 李俊洪<sup>2)</sup>

1) 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083 2) 攀钢集团研究院有限公司, 攀枝花 617000

✉ 通信作者, E-mail: kangylin@ustb.edu.cn

**摘要** 通过析出粒子与奥氏体晶粒尺寸的定量关系, 建立奥氏体晶粒长大模型, 计算 TiN 和 TiC 析出粒子共同作用下钛微合金化钢奥氏体晶粒尺寸。根据析出相质点理论计算结果表明: 随着加热温度的升高, 析出粒子体积分数逐渐减少, 粒子半径逐渐增大, TiC 粒子强烈阻止奥氏体晶粒长大, TiN 粒子对奥氏体晶粒长大钉扎效果一般。采用实验测试手段测量不同加热温度下保温 30 min 后实验钢的奥氏体晶粒尺寸, 与理论计算结果吻合较好。

**关键词** 高强钢; 微合金化; 奥氏体; 晶粒长大; 析出粒子; 模拟

**分类号** TG142. 33

Effect of precipitates on the austenite grain growth of titanium microalloyed high performance steel

LUO Xu<sup>1,2)</sup>, YANG Cai-shui<sup>1)</sup>, KANG Yong-lin<sup>1)✉</sup>, LI Jun-hong<sup>2)</sup>

1) School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

2) Pangang Group Research Institute Co., Ltd., Panzhihua 617000, China

✉ Corresponding author, E-mail: kangylin@ustb.edu.cn

**ABSTRACT** An austenite grain growth model was established by analyzing the quantificational relationship between precipitates and austenite grain size. The austenite grain size of Ti microalloyed steel with the interaction of TiN and TiC particles was calculated by using the austenite grain growth model. The calculated results of the precipitation particle theory indicate that the volume fraction of precipitates gradually decreases and the particle radius increases with increasing temperature. The austenite grain growth is strongly impeded by TiC particles, while the pinning force of TiN on austenite grains is weak. The austenite grain size of the tested steels was measured by a test method at different heating temperatures within 30 min. The results are in good agreement with theoretical calculations.

**KEY WORDS** high strength steel; microalloying; austenite; grain growth; precipitation particles; modeling

微合金钢的再加热过程是带钢控轧控冷过程的重要阶段, 直接影响微合金元素碳氮化物的固溶和原始奥氏体的晶粒尺寸, 从而对带钢的微观组织和力学性能产生重要影响。Sha 和 Sun<sup>[1]</sup>通过对 Nb-V-Ti 微合金钢奥氏体晶粒长大行为的研究, 发现奥氏体晶粒随着加热温度的增加而长大, 在温度低于 1250 °C 时, Ti

的碳氮化物聚集在奥氏体晶界阻止奥氏体晶粒长大。Ohno 等<sup>[2]</sup>对不同含 Ti 量再加热过程中低碳钢奥氏体晶粒进行分析, 发现随着 Ti 含量的增加, 析出粒子对奥氏体晶粒长大的阻碍作用越来越强。Ti 微合金元素对热轧带钢再加热过程具有重要影响。因此, 研究奥氏体晶粒长大模型并预测钛微合金化钢奥氏体晶粒尺

寸 对细化奥氏体晶粒具有重要意义.

微合金钢奥氏体晶粒长大过程通常用 Arrhenius 方程表示:

$$d = A \exp \left( -\frac{Q}{RT} \right) t^n. \quad (1)$$

式中:  $d$  为平均晶粒尺寸,  $\mu\text{m}$ ;  $A$  和  $n$  为常数;  $Q$  为晶粒长大激活能,  $\text{J} \cdot \text{mol}^{-1}$ ;  $R$  为摩尔气体常数,  $8.314 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ ;  $T$  为加热温度,  $\text{K}$ ;  $t$  为保温时间,  $\text{s}$ . 近年来, 很多学者<sup>[3-8]</sup> 研究微合金钢再加热过程奥氏体粗化行为, 拟合奥氏体晶粒长大经验公式, 预测奥氏体晶粒尺寸, 但并没有分析微合金元素对奥氏体晶粒粗化的影响. Lee 等<sup>[9]</sup> 和 Uhm 等<sup>[10]</sup> 分别研究了微合金元素对奥氏体晶粒长大的影响, 并提出与微合金元素含量有关的预测晶粒长大的经验公式, 但这并不能从本质上说明第二相粒子的钉扎力对奥氏体晶粒长大的影响, 也不能有效的描述异常晶粒长大现象. Manohar 等<sup>[11]</sup> 采用析出相质点理论分析  $\text{Ti:N}$  质量比平衡的微合金钢, 利用  $\text{TiN}$  析出物与临界晶粒尺寸的定量关系预测奥氏体晶粒尺寸, 与实验结果测得的奥氏体晶粒尺寸相吻合. 赵英利等<sup>[12]</sup> 采用析出相质点理论研究含  $\text{Nb}$  中碳钢奥氏体晶粒长大行为, 得到适用于实验钢的晶粒长大模型.

钛微合金化钢中通常有  $\text{TiN}$  和  $\text{TiC}$  两种析出粒子, 高温时  $\text{TiN}$  粒子阻碍奥氏体晶粒长大, 低温时  $\text{TiC}$  粒子对晶粒长大阻碍作用明显. 本文采用析出相质点理论研究钛微合金化钢奥氏体晶粒长大行为, 分析  $\text{TiN}$  和  $\text{TiC}$  两种析出粒子钉扎力的共同作用与临界晶粒尺寸的定量关系, 预测实验钢奥氏体晶粒尺寸, 并利用实验方法测量不同加热温度下奥氏体晶粒尺寸, 验证预测模型的准确性.

## 1 奥氏体晶粒预测模型

### 1.1 析出粒子与晶粒尺寸的关系

析出粒子对再加热过程中奥氏体晶界的迁移具有强烈的拖曳作用, 从而阻止奥氏体晶粒长大. 析出粒子钉扎力与析出相平均尺寸和体积分数有关, 平均粒子尺寸越小, 析出相的体积分数越大, 钉扎力作用越强, 奥氏体晶粒尺寸就越小. 当等温过程中奥氏体晶粒长大驱动力与第二相粒子钉扎力相等时, 此时的奥氏体晶粒尺寸  $R_c$  被认为是热力学平衡尺寸, 也就是正常晶粒长大极限尺寸. 因此, 预测奥氏体晶粒尺寸模型可以用下式表示<sup>[13]</sup>:

$$R_c = Ar/f. \quad (2)$$

式中,  $r$  为析出粒子平均尺寸,  $f$  为析出粒子体积分数,  $A$  为常数. 目前, 已经有很多学者对常数  $A$  值进行分析<sup>[13-15]</sup>, Gladman 和 Pickering<sup>[15]</sup> 提出奥氏体晶粒脱钉并长大发生在析出粒子尺寸达到某一临界值时, 而并

非是析出粒子完全溶解所对应的温度, 奥氏体晶界脱钉的临界晶粒尺寸  $R_c$  可表示如下:

$$R_c = [\pi(1/4 - 1/3Z)]r/f. \quad (3)$$

式中  $Z$  为晶粒尺寸不均匀因子. Gladman 发现  $Z$  值在  $1.41 \sim 2$  之间时,  $A$  值在  $0.05 \sim 0.26$  之间, 晶粒尺寸计算值与实验值能较好的吻合. 本文以钛微合金化钢为实验对象, 选取  $Z$  值为 1.7, 则常数  $A$  值为  $0.17^{[11]}$ , 故得到奥氏体晶粒临界晶粒直径表达式如下:

$$D_c = 2R_c = 0.34r/f. \quad (4)$$

### 1.2 析出粒子的固溶及体积分数计算

本文以钛微合金化高强钢为研究对象, 实验钢的化学成分(质量分数%)如下: C 0.15, Si 0.29, Mn 0.66, P 0.016, S 0.008, Als 0.02, Ti 0.05, N 0.0032, 余量为 Fe. 实验钢中存在  $\text{TiN}$  和  $\text{TiC}$  两种析出粒子, 且均对奥氏体晶粒长大有钉扎作用,  $\text{TiN}$  固溶温度较高, 在较高的加热温度下仍对奥氏体晶粒长大有阻碍作用,  $\text{TiC}$  粒子细小弥散分布, 在较低温度时强烈阻碍晶粒长大. 本文计算奥氏体晶粒尺寸时同时考虑  $\text{TiN}$  和  $\text{TiC}$  析出粒子的作用, 分别计算析出粒子作用下的晶粒尺寸, 相同温度下选取较小尺寸为预测尺寸. 本文中选取的  $\text{TiN}$ <sup>[16]</sup> 和  $\text{TiC}$ <sup>[17]</sup> 固溶度积公式分别为

$$\lg \{[\text{Ti}] \cdot [\text{N}]\}_\gamma = 5.19 - 15490/T_c, \quad (5)$$

$$\lg \{[\text{Ti}] \cdot [\text{C}]\}_\gamma = 2.75 - 7000/T_c. \quad (6)$$

式中:  $[\text{Ti}]$ 、 $[\text{N}]$  和  $[\text{C}]$  为元素 Ti、N 和 C 在奥氏体中的溶解量;  $T_c$  为固溶温度,  $\text{K}$ . 假定析出物中的元素为理想化学比, 则  $\text{TiN}$  析出物的质量比  $\text{Ti:N} = 3.42$ ,  $\text{TiC}$  析出物的质量比  $\text{Ti:C} = 3.98$ . 设 Ti 在奥氏体中的固溶量为  $C^s$ ,  $\text{TiN}$  析出相中 Ti 的质量分数为  $C_{\text{TiN}}^p$ ,  $\text{TiC}$  析出相中 Ti 的质量分数为  $C_{\text{TiC}}^p$ , 钢中 Ti 的总质量分数为 0.05, 由上述固溶度积公式、化学成分及其析出粒子理想化学比可计算相应温度下 Ti 在各相中的分布, 如表 1 所示.

表 1 不同温度下 Ti 的固溶和析出量

Table 1 Predicted partitioning of Ti in dissolved and precipitated forms at different temperatures

温度/°C	$C^s / \%$	$C_{\text{TiN}}^p / \%$	$C_{\text{TiC}}^p / \%$
850	0.0024	0.0109	0.0367
900	0.0043	0.0109	0.0348
950	0.0075	0.0109	0.0316
1000	0.0125	0.0109	0.0266
1050	0.0198	0.0109	0.0193
1100	0.0305	0.0109	0.0093
1150	0.0393	0.0107	—
1200	0.0395	0.0105	—
1250	0.0400	0.0100	—
1300	0.0411	0.0089	—

根据第二相粒子的固溶度积公式,对确定化学成分钢中的第二相形成元素在奥氏体中的平衡固溶量及沉淀析出量进行计算,由此可确定析出粒子在钢中的体积分数。对于MX型第二相析出粒子,钢中MX相的体积分数f为<sup>[18]</sup>

$$f = (M - [M]) \cdot \frac{B_M + B_X}{B_M} \cdot \frac{\rho_{Fe}}{100\rho_{MX}}. \quad (7)$$

式中:M为M元素的质量分数,[M]为M元素在奥氏体中的平衡固溶量,B<sub>M</sub>和B<sub>X</sub>分别为M元素和X元素的相对原子质量,ρ<sub>Fe</sub>和ρ<sub>MX</sub>分别为铁基体和第二相粒子MX的密度(其中ρ<sub>Fe</sub>=7.87×10<sup>3</sup>mg·cm<sup>-3</sup>,ρ<sub>TiN</sub>=5.40×10<sup>3</sup>mg·cm<sup>-3</sup>,ρ<sub>TiC</sub>=4.94×10<sup>3</sup>mg·cm<sup>-3</sup>)。将TiN和TiC析出粒子对应的参数代入方程(7)中,可以得出

$$f_{TiN} = C_{TiN}^p \cdot \frac{B_{Ti} + B_N}{B_{Ti}} \cdot \frac{\rho_{Fe}}{100\rho_{TiN}}, \quad (8)$$

$$f_{TiC} = C_{TiC}^p \cdot \frac{B_{Ti} + B_C}{B_{Ti}} \cdot \frac{\rho_{Fe}}{100\rho_{TiC}}. \quad (9)$$

将表1中不同温度下Ti在沉淀析出相的质量分数代入上述公式中,可以计算TiN和TiC析出粒子的体积分数,如图1所示。从图中可以看出,随着加热温度的升高,TiC析出相的体积分数迅速降低,当加热温度高于1100℃时,TiC析出粒子基本溶解;TiN析出相的体积分数随加热温度升高变化不明显,当加热温度为1300℃时,钢中仍有一定比例的TiN析出粒子。

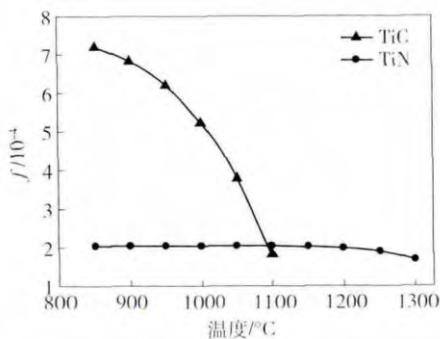


图1 不同温度下析出相的体积分数

Fig.1 Predicted volume fraction of precipitates at different temperatures

### 1.3 析出粒子尺寸计算

当形核后的第二相粒子达到一定尺寸时,析出粒子开始长大,以大尺寸粒子长大、小尺寸粒子溶解的Ostwald熟化方式粗化。Lifshitz和Slyozov<sup>[19]</sup>研究第二相粒子的长大动力学,并提出描述析出粒子平均尺寸r的方程为

$$r^3 - r_0^3 = \frac{8\sigma V F t_s C^*}{9RT_e}. \quad (10)$$

式中:r<sub>0</sub>为析出粒子初始半径,cm;σ为界面能,800×10<sup>-7</sup>J·cm<sup>-2</sup>;V为析出粒子的摩尔体积(TiN的摩尔体

积为11.53 cm<sup>3</sup>·mol<sup>-1</sup>,TiC的摩尔体积为12.15 cm<sup>3</sup>·mol<sup>-1</sup>);F为固溶原子在基体中的扩散系数,cm<sup>2</sup>·s<sup>-1</sup>;t<sub>s</sub>为析出粒子粗化时间,s;C\*为Ti在奥氏体中的固溶量;R为摩尔气体常数8.314 J·mol<sup>-1</sup>·K<sup>-1</sup>;T<sub>e</sub>为固溶温度,K。

Ti在奥氏体中的扩散系数F<sub>Ti</sub>为<sup>[20]</sup>

$$F_{Ti} = 0.15 \exp(-250000/RT_e). \quad (11)$$

假定析出粒子TiN和TiC的初始半径r<sub>0</sub>均为1×10<sup>-6</sup>cm,保温时间为0.5 h,将方程(11)及表1中的数据代入方程(10)中,可以计算出TiN和TiC析出粒子的平均尺寸。将析出粒子尺寸和体积分数代入方程(4)中,可计算出奥氏体晶粒临界尺寸。根据两种析出粒子临界尺寸计算模型可得到两个结果,将较小的结果作为奥氏体晶粒尺寸,如表2所示:

表2 不同加热温度下析出粒子半径r和奥氏体临界尺寸D<sub>e</sub>

Table 2 Particles radius r and austenite grain size D<sub>e</sub> at different heating temperatures

温度/°C	F <sub>Ti</sub> / (10 <sup>-12</sup> cm <sup>2</sup> ·s <sup>-1</sup> )	r <sub>TiN</sub> / 10 <sup>-7</sup> cm	r <sub>TiC</sub> / 10 <sup>-7</sup> cm	D <sub>e</sub> /μm
850	0.35	—	10.43	4.93
900	1.09	—	12.05	5.99
950	3.11	—	16.59	9.10
1000	8.18	—	25.21	16.4
1050	19.98	47.29	38.47	34.6
1100	45.72	61.51	57.59	102.7
1150	98.74	78.57	—	132.4
1200	202.37	98.80	—	169.7
1250	395.69	123.06	—	221.9
1300	748.23	151.41	—	306.8

## 2 再加热过程实验分析

实验钢取自攀钢热轧连铸坯,其化学成分如上所述。将铸坯加工成15 mm×15 mm×20 mm的方形试样,采用SX-G04132节能箱式电炉加热,试样随炉升温至850~1250℃,保温30 min后立即用冰盐水淬火。淬火后的试样经研磨和抛光后,采用饱和苦味酸+少量洗涤剂的溶液在60℃恒温水浴中显示原始奥氏体组织,在Image-tool软件中用截线法测量奥氏体晶粒尺寸,测量晶粒个数大于300个以保证计算准确性。

图2为实验钢在不同加热温度下保温30 min后的原始奥氏体晶粒形貌。从图中可以看出:加热温度小于1050℃时,奥氏体晶粒细小均匀,随着加热温度的升高,奥氏体晶粒长大缓慢;当加热温度从1050℃升高到1100℃时,奥氏体晶粒迅速长大,从31.6 μm增加

至  $67.8 \mu\text{m}$ , 出现一些大尺寸晶粒; 当温度继续升高时, 奥氏体晶粒继续长大。加热温度升高至  $1250^\circ\text{C}$  时

奥氏体晶粒尺寸增加到  $145.7 \mu\text{m}$ 。不同加热温度下奥氏体晶粒尺寸的具体数值如表 3 所示。

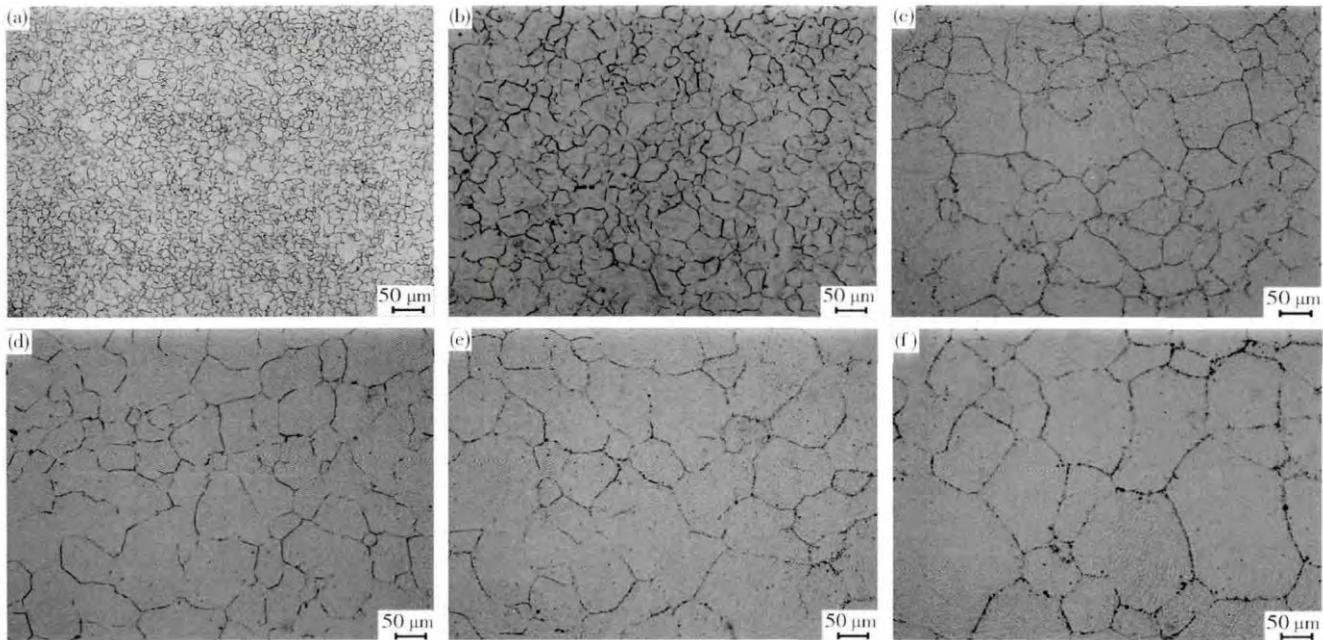


图 2 不同加热温度下奥氏体晶粒形貌. (a)  $950^\circ\text{C}$ ; (b)  $1050^\circ\text{C}$ ; (c)  $1100^\circ\text{C}$ ; (d)  $1150^\circ\text{C}$ ; (e)  $1200^\circ\text{C}$ ; (f)  $1250^\circ\text{C}$

Fig. 2 Morphology of austenite grains at different heating temperatures: (a)  $950^\circ\text{C}$ ; (b)  $1050^\circ\text{C}$ ; (c)  $1100^\circ\text{C}$ ; (d)  $1150^\circ\text{C}$ ; (e)  $1200^\circ\text{C}$ ; (f)  $1250^\circ\text{C}$

表 3 不同加热温度下奥氏体晶粒尺寸

Table 3 Austenite grain size at different heating temperatures

加热温度/ $^\circ\text{C}$	850	900	950	1000	1050	1100	1150	1200	1250
晶粒尺寸/ $\mu\text{m}$	8.0	9.4	10.6	22.5	31.6	67.8	80.2	107.8	145.7

图 3 为实验钢奥氏体平均晶粒尺寸计算值与实测值的对比。从图 3 中可以看出, 奥氏体晶粒尺寸计算值与实测值变化趋势基本一致。当加热温度较低时(小于  $1050^\circ\text{C}$ ) 奥氏体晶粒长大缓慢, 晶粒尺寸细小均匀, 计算值与实测值吻合较好, 主要是因为 TiC 析出粒子的钉扎作用强烈地阻止了奥氏体晶粒长大。当加热温度高于  $1050^\circ\text{C}$  时, TiC 析出粒子体积分数迅速减小并且析出粒子尺寸增加, TiC 析出粒子的钉扎作用明显减弱并逐渐消失, 奥氏体晶粒迅速长大。 $1050^\circ\text{C}$  为实验钢晶粒长大过程中的临界温度。当加热温度从  $1050^\circ\text{C}$  升高至  $1100^\circ\text{C}$  时, 奥氏体晶粒迅速长大, 当温度继续升高时, 由于 TiN 粒子的钉扎作用, 奥氏体晶粒长大过程有一个平缓的趋势, 随着 TiN 粒子的逐渐溶解, 奥氏体晶粒继续长大。当加热温度高于  $1100^\circ\text{C}$  时, 奥氏体晶粒尺寸计算值均大于实测值。计算值与实测值之间存在一定的差距, 主要有两个方面的原因: 一是部分 TiC 粒子会在 TiN 粒子上析出, 形成  $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$  粒子, 而  $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$  粒子并没有严格的原子配比, 因此本文并没有对其进行分析; 二是析出相质点理论计算奥氏体晶粒尺寸是晶粒长大极限尺寸, 当加热温度较低时,

奥氏体晶粒长大程度较小, 保温 30 min 后实验钢达到晶粒长大极限尺寸, 计算值与实测值相吻合, 当加热温度较高时奥氏体晶粒长大程度很大, 在保温 30 min 的条件下, 实验钢并没有达到晶粒长大极限尺寸, 实测值小于计算值, 但奥氏体晶粒长大趋势基本一致。

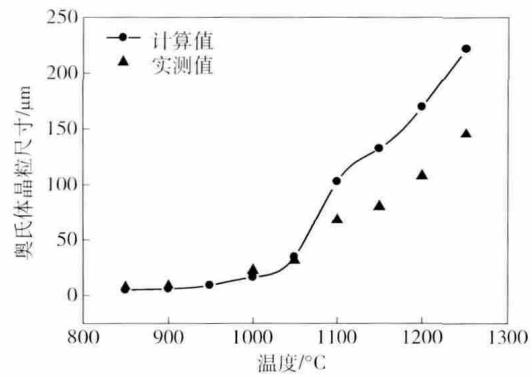


图 3 实验钢奥氏体平均晶粒尺寸计算值与实测值对比

Fig. 3 Comparison between the measured and calculated austenite grain size of the tested steels

实验钢中存在 TiN 和 TiC 两种析出粒子, 对奥氏体晶粒长大均有阻止作用。从图 3 中可以看出: TiC 粒子在低温时强烈阻止奥氏体晶粒长大, 有强烈的细晶强化效果; TiN 粒子对奥氏体晶粒长大钉扎作用较弱, 细晶强化效果一般。利用析出相质点理论计算 TiN 和 TiC 两种析出粒子同时作用下实验钢的奥氏体晶粒尺寸, 分析了再加热过程中析出粒子的变化及其对奥氏

体晶粒的影响,与实验测试结果基本吻合。

### 3 结论

(1) 根据析出粒子和奥氏体晶粒尺寸的定量关系,建立奥氏体晶粒长大模型,同时考虑 TiN 和 TiC 析出粒子的作用,计算钛微合金化钢晶粒尺寸,与实验测试结果基本吻合,说明此模型能很好地解释再加热过程中奥氏体晶粒长大行为。

(2) 实验钢中存在 TiN 和 TiC 两种析出粒子,对奥氏体晶粒长大均有阻止作用。析出相质点理论计算结果表明:TiC 粒子强烈阻止奥氏体晶粒长大,TiN 粒子对奥氏体晶粒长大钉扎作用一般。

### 参 考 文 献

- [1] Sha Q , Sun Z. Grain growth behavior of coarse-grained austenite in a Nb-V-Ti microalloyed steel. *Mater Sci Eng A* , 2009 , 523 ( 1 ) : 77
- [2] Ohno M , Murakami C , Matsuura K , et al. Effects of Ti addition on austenite grain growth during reheating of as-east 0.2 mass% carbon steel. *ISIJ Int* , 2012 , 52( 10 ) : 1832
- [3] Zhang S S , Li M Q , Liu Y G , et al. The growth behavior of austenite grain in the heating process of 300 M steel. *Mater Sci Eng A* , 2011 , 528( 15 ) : 4967
- [4] Zhao Y L , Shi J , Cao W Q , et al. Kinetics of austenite grain growth in medium-carbon niobium-bearing steel. *J Zhejiang Univ Sci A* , 2011 , 12( 3 ) : 171
- [5] Duan L N , Wang J M , Liu Q Y , et al. Austenite grain growth behavior of X80 pipeline steel in heating process. *J Iron Steel Res Int* , 2010 , 17( 3 ) : 62
- [6] Pous-Romero H , Lonardelli I , Cogswell D , et al. Austenite grain growth in a nuclear pressure vessel steel. *Mater Sci Eng A* , 2013 , 567: 72
- [7] Xu Y , Tang D , Song Y , et al. Prediction model for the austenite grain growth in a hot rolled dual phase steel. *Mater Des* , 2012 , 36: 275
- [8] Zhang Z B , Sun X J , Liu Q Y , et al. Study on austenite grain growth of a low carbon steel in heating process. *Trans Mater Heat Treat* , 2008 , 29( 5 ) : 89  
( 张志波,孙新军,刘清友,等. 均热过程中低碳钢奥氏体晶粒长大规律研究. 材料热处理学报,2008,29(5):89)
- [9] Lee S J , Lee Y K. Prediction of austenite grain growth during austenitization of low alloy steels. *Mater Des* , 2008 , 29( 9 ) : 1840
- [10] Uhm S , Moon J , Lee C , et al. Prediction model for the austenite grain size in the coarse grained heat affected zone of Fe-C-Mn steels: considering the effect of initial grain size on isothermal growth behavior. *ISIJ Int* , 2004 , 44( 7 ) : 1230
- [11] Manohar P A , Dunne D P , Chandra T , et al. Grain growth predictions in microalloyed steels. *ISIJ Int* , 1996 , 36( 2 ) : 194
- [12] Zhao Y L , Shi J , Cao W Q , et al. Effect of heating temperature on austenite grain growth of a medium-carbon Nb steel. *Trans Mater Heat Treat* , 2010 , 31( 4 ) : 67  
( 赵英利,时捷,曹文全,等. 加热温度对含 Nb 中碳钢奥氏体晶粒长大的影响. 材料热处理学报,2010,31(4):67)
- [13] Smith C S. Grains, phases and interactions: an interpretation of microstructure. *Trans AIME* , 1948 , 175: 15
- [14] Hillert M. On the theory of normal and abnormal grain growth. *Acta Metall* , 1965 , 13( 3 ) : 227
- [15] Gladman T , Pickering F B. Grain-coarsening of austenite. *Iron Steel Inst J* , 1967 , 205: 653
- [16] Kunze J. Solubility of titanium nitride in delta iron. *Steel Res* , 1991 , 62( 10 ) : 430
- [17] Irvine K J , Pickering F B , Gladman T. Grain-refined C-Mn steels. *Iron Steel Inst J* , 1967 , 205( 2 ) : 161
- [18] Yong Q L. *The Second Phase in Steel Materials*. Beijing: Metallurgical Industry Press , 2006  
( 雍岐龙. 钢铁材料中的第二相. 北京:冶金工业出版社, 2006)
- [19] Lifshitz I M , Slyozov V V. The kinetics of precipitation from supersaturated solid solutions. *J Phys Chem Solids* , 1961 , 19( 1 ) : 35
- [20] Suzuki S , Weatherly G C , Houghton D C. The response of carbon-nitride particles in HSLA steels to weld thermal cycles. *Acta Metall* , 1987 , 35( 2 ) : 341