

# 铌对高钢级管线钢中第二相析出与奥氏体晶粒长大行为的影响

齐亮<sup>1,2)</sup>, 赵征志<sup>1)</sup>✉, 赵爱民<sup>1)</sup>, 黄耀<sup>1)</sup>

1) 北京科技大学冶金工程研究院, 北京 100083 2) 江西理工大学材料科学与工程学院, 赣州 341000

✉ 通信作者, E-mail: zhaozhzhi@mater.ustb.edu.cn

**摘要** 基于双亚点阵模型, 计算了两种不同铌含量的高钢级管线钢在不同温度下 Nb、Ti 和 Al 的析出量, 测定了不同加热温度和保温时间下奥氏体晶粒尺寸, 建立两种钢奥氏体晶粒长大模型. 发现 Nb 含量增加提高了其全固溶温度, 并且降温过程中 Nb 析出量显著增多, 在晶界两边析出的细小碳氮化物对奥氏体晶粒长大有显著的阻碍作用. 高铌钢加热温度为 1250 °C 时奥氏体晶粒显著粗化, 预测模型也不同于 1050~1200 °C 的模型, 但相同保温温度下晶粒尺寸明显小于低铌实验钢. 通过数据拟合计算出高铌钢的长大激活能远远高于低铌钢, 再次证明高 Nb 的管线钢在 1200 °C 以下能够有效地细化奥氏体晶粒, 预测模型与实验值吻合较好.

**关键词** 管线钢; 析出; 晶粒长大; 奥氏体; 碳氮化物; 动力学

**分类号** TG142.1

## Effect of niobium on second phase precipitation and austenite grain growth behavior in high-grade pipeline steel

QI Liang<sup>1,2)</sup>, ZHAO Zheng-zhi<sup>1)</sup>✉, ZHAO Ai-min<sup>1)</sup>, HUANG Yao<sup>1)</sup>

1) Research Institute of Metallurgy Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

2) School of Materials Science and Engineering, Jiangxi University of Science and Technology, Ganzhou 341000, China

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

**ABSTRACT** Based on the double-sublattice model, the mass fractions of Nb, Ti and Al precipitates in two high-grade pipeline steels were calculated at different temperatures. The sizes of austenite grains in the two steels were determined at different heating temperatures after different soaking time. Two models were built to describe the austenite grain growth. It is found that the complete-solution temperature increases with the addition of Nb. The amount of small carbonitrides at the sides of grain boundaries, which hinder the austenite grain growth, also increases due to the drop of temperature. Austenite grains in the high-Nb steel remarkably coarsen when the soaking temperature is 1250 °C, the prediction model is different from those used between 1050 and 1200 °C, but the austenite grain size is obviously smaller than that of the low-Nb steel at the same soaking temperature. Based on the data-fit method, the austenite-growth activation energy of the high-Nb steel is calculated, which is much larger than that of the low-Nb steel. It is again proved that austenite grains are greatly refined in the high-Nb pipeline steel soaked at temperatures no more than 1200 °C. The prediction models show good agreement with experimental data.

**KEY WORDS** pipeline steel; precipitation; grain growth; austenite; carbonitrides; kinetics

高钢级管线钢是基于合金化技术和控轧控冷技术进行制备的, 钢中常添加 Nb、Ti、V、Cr、Mo、Al 等微合金元素<sup>[1-3]</sup>, 它们可以通过析出强化、相变强化和晶粒细化来提高管线钢的性能. Nb、Ti 和 Al 元

素在奥氏体化阶段就能够与 C 和 N 相互作用形成第二相粒子, 第二相粒子的溶解和析出过程会直接影响到奥氏体晶粒大小、晶粒均匀化程度及随后变形过程中的奥氏体再结晶规律, 尤其铌在钢中具有

收稿日期: 2011-12-23

基金项目: 国家高技术研究发展计划资助项目 (2008AA03Z502); 江西省教育厅资助项目 (gjj1145)

阻止晶粒长大、抑制形变奥氏体再结晶及产生显著的沉淀强化效果等, 并与微钛技术结合在管线钢的制备中起到重要的作用<sup>[4-5]</sup>. 深入了解高钢级管线钢奥氏体晶粒在保温过程中的长大行为将会对实际生产起到十分重要的指导作用. 本文设计两种不同铌含量的高钢级管线钢, 通过对不同加热温度和不同保温时间下原始奥氏体晶粒尺寸的充计和析出物的观察, 结合热力学计算结果, 分析铌对高钢级管线钢奥氏体晶粒长大动力学的影响, 并建立相应的数学模型.

## 1 实验材料与方法

实验钢为实验室试制的高钢级管线钢 (X80~X100), 成分见表 1. 在轧板 1/4 位置处切

取尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm 的方形试样, 分别在 1050、1100、1150、1200 和 1250 °C 进行保温, 保温时间为 5、30、60、90、120 和 180 min, 将保温后的试样迅速淬火. 将实验钢沿轧制方向切开, 磨光制成金相试样, 然后对切面进行侵蚀, 侵蚀液选用过饱和苦味酸 + 适量十二烷基苯磺酸钠溶液 (海鸥牌洗发膏). 复型透射试样制备过程如下: 首先制备金相试样, 精抛光; 采用 2% 硝酸乙醇溶液进行深腐蚀, 对金相试样表面进行喷碳处理; 将喷碳后的试样表面进行 2 mm×2 mm 的网格划分, 采用 8% 硝酸乙醇溶液对划分好的试样表面进行侵蚀; 待碳膜鼓起脱落后, 用铜网进行捞取, 在乙醇中进行仔细清洗后, 放入到蒸馏水中, 将在蒸馏水中完全展开的碳膜用铜网捞取沥水.

表 1 实验钢化学成分 (质量分数)

编号	C	Si	Mn	Ti	Ni	Nb	Cr	Als	Mo	N	Cu
1#	0.054	0.20	1.90	0.014	0.26	0.095	0.044	0.023	0.28	0.004	0.024
2#	0.052	0.22	1.88	0.012	0.27	0.052	0.040	0.022	0.28	0.004	0.024

## 2 实验结果与分析

### 2.1 热力学计算结果

从热力学角度看, 当奥氏体和碳氮化物达到热力学平衡时, 析出相中由原子交互作用产生的自由能变化量一定等于奥氏体中的自由能变化量. 因此, 奥氏体与析出相间的热力学平衡条件如下:

$$\bar{G}_{\text{NbC}} = \bar{G}_{\text{Nb}}^{\gamma} + \bar{G}_{\text{C}}^{\gamma}, \quad (1)$$

$$\bar{G}_{\text{NbN}} = \bar{G}_{\text{Nb}}^{\gamma} + \bar{G}_{\text{N}}^{\gamma}, \quad (2)$$

$$\bar{G}_{\text{TiC}} = \bar{G}_{\text{Ti}}^{\gamma} + \bar{G}_{\text{C}}^{\gamma}, \quad (3)$$

$$\bar{G}_{\text{TiN}} = \bar{G}_{\text{Ti}}^{\gamma} + \bar{G}_{\text{N}}^{\gamma}. \quad (4)$$

式中:  $\bar{G}_{\text{NbC}}$ 、 $\bar{G}_{\text{NbN}}$ 、 $\bar{G}_{\text{TiC}}$  和  $\bar{G}_{\text{TiN}}$  为二元化合物析出相的偏摩尔自由能;  $\bar{G}_{\text{Nb}}^{\gamma}$ 、 $\bar{G}_{\text{Ti}}^{\gamma}$ 、 $\bar{G}_{\text{C}}^{\gamma}$  和  $\bar{G}_{\text{N}}^{\gamma}$  分别为 Nb、Ti、C 和 N 在奥氏体中的偏摩尔自由能, 其表达式为

$$\bar{G}_{\text{M}} = RT \ln a_{\text{M}}. \quad (5)$$

式中:  $R$  为气体常数,  $8.31 \text{ J}\cdot\text{mol}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ ;  $T$  为热力学温度,  $\text{K}$ ;  $a_{\text{M}}$  为组元 M 的活度. 对于很小的溶解组元含量, 其活度可以通过摩尔分数  $x_{\text{M}}$  表示.

以  $(\text{Nb}_x\text{Ti}_{1-x}\text{C}_y\text{N}_{1-y})\text{-AlN}$  复合析出建立模型, 对式 (1)~(4) 进行转化, 得到最后的平衡条件方程:

$$y \ln \frac{xyK_{\text{NbC}}}{x_{\text{Nb}}x_{\text{C}}} + (1-y) \ln \frac{x(1-y)K_{\text{NbN}}}{x_{\text{Nb}}x_{\text{N}}} +$$

$$\frac{L_{\text{CN}}}{RT} [y(1-y)] = 0, \quad (6)$$

$$x \ln \frac{xyK_{\text{NbC}}}{x_{\text{Nb}}x_{\text{C}}} + (1-x) \ln \frac{y(1-x)K_{\text{TiC}}}{x_{\text{Ti}}x_{\text{C}}} + \frac{L_{\text{CN}}}{RT} (1-y)^2 = 0, \quad (7)$$

$$x \ln \frac{x(1-y)K_{\text{NbN}}}{x_{\text{Nb}}x_{\text{N}}} + (1-x) \ln \frac{(1-y)(1-x)K_{\text{TiN}}}{x_{\text{Ti}}x_{\text{N}}} + \frac{L_{\text{CN}}}{RT} y^2 = 0. \quad (8)$$

式中,  $x$  和  $y$  分别为模型中 Nb 和 C 的理论占位分数,  $x_{\text{Nb}}$ 、 $x_{\text{Ti}}$ 、 $x_{\text{C}}$  和  $x_{\text{N}}$  为平衡态时奥氏体中这些组元的摩尔分数,  $L_{\text{CN}}$  为交互作用参数. 由于 AlN 的密排六方结构与碳氮化物的 NaCl 结构不互溶, 根据质量守恒定律可以得到以下方程:

$$x_{\text{Nb}}^0 = f_{(\text{Nb}_x\text{Ti}_{1-x})(\text{C}_y\text{N}_{1-y})} \cdot \frac{x}{2} + [1 - f_{(\text{Nb}_x\text{Ti}_{1-x})(\text{C}_y\text{N}_{1-y})} - f_{\text{AlN}}] x_{\text{Nb}}, \quad (9)$$

$$x_{\text{Ti}}^0 = f_{(\text{Nb}_x\text{Ti}_{1-x})(\text{C}_y\text{N}_{1-y})} \cdot \frac{1-x}{2} + [1 - f_{(\text{Nb}_x\text{Ti}_{1-x})(\text{C}_y\text{N}_{1-y})} - f_{\text{AlN}}] x_{\text{Ti}}, \quad (10)$$

$$x_{\text{C}}^0 = f_{(\text{Nb}_x\text{Ti}_{1-x})(\text{C}_y\text{N}_{1-y})} \cdot \frac{y}{2} + [1 - f_{(\text{Nb}_x\text{Ti}_{1-x})(\text{C}_y\text{N}_{1-y})} - f_{\text{AlN}}] x_{\text{C}}, \quad (11)$$

$$x_{\text{N}}^0 = f_{(\text{Nb}_x\text{Ti}_{1-x})(\text{C}_y\text{N}_{1-y})} \cdot \frac{1-y}{2} +$$

$$\frac{f_{AIN}}{2} + [1 - f_{(Nb_xTi_{1-x})(C_yNb_{1-y})} - f_{AIN}] x_N, \quad (12)$$

$$x_{Al}^0 = \frac{f_{AIN}}{2} + [1 - f_{(Nb_xTi_{1-x})(C_yNb_{1-y})} - f_{AIN}] x_{Al}, \quad (13)$$

$$x_{Al}x_N = K_{AIN}. \quad (14)$$

式中,  $x_M^0$  为析出前奥氏体中 M 溶质的摩尔分数;  $f_{(Nb_xTi_{1-x})(C_yNb_{1-y})}$  和  $f_{AIN}$  为析出物的摩尔分数.

在方程中, 所有固溶度积  $K_{NbN}$ 、 $K_{NbC}$ 、 $K_{TiN}$ 、 $K_{TiC}$  和  $K_{AIN}$  普遍都是以  $\lg K_{[M][X]} = A - B/T$  的形式给出. 其中 A 和 B 都是常数, 常用值见表 2; [M] 和 [X] 分别为金属原子和间隙原子的质量分数. 由于在热力学方程中元素的量以摩尔分数表示的, 因此两者之间可以用下式进行转换:

$$K_{[M][X]} = \frac{M_{Fe}^2}{10^4 \cdot M_M \cdot M_X} \times 10^{A-B/T}. \quad (15)$$

$M_i$  为元素 i 的相对原子质量, 方程 (6)~(14) 构成的非线性方程组中含有九个方程和九个未知数. 此方程组描述了高钢级管线钢中析出物与奥氏体间的热力学平衡, 利用 1stop 软件对非线性方程组进行求解, 独立的二元化合物固溶度积中参数参照表 2.

表 2 奥氏体中二元化合物的固溶度积中系数<sup>[1]</sup>  
Table 2 Coefficients of solid solubility product for binary compounds in austenite

二元化合物	A	B
NbC	2.96	7510
NbN	3.70	10800
TiC	2.75	7000
TiN	0.32	8000
AIN	1.03	6770

图 1 给出了热力学计算结果. 图 1(a) 为析出 Nb 质量分数随着温度的变化曲线. 可见两种实验钢中 Nb 元素在 1450~1250 °C 温度区间内析出量很小, 但 Nb 含量的增加, 提高了 Nb 元素的全固溶温度. 当温度低于 1200 °C 时, 随着温度的降低, Nb 元素的析出速率呈快速升高而后趋于平缓的趋势. 1# 钢中 Nb 约在 1100~1200 °C 温度区间内具有最大的析出速率, 而对于 2# 钢 Nb 约在 1050~1100 °C 温度区间内具有最大的析出速率. 说明 Nb 的含量变化对析出物的析出温度区间与析出速率有一定的影响, Nb 含量增加扩大了高温区的析出温度范围, 温降过程中增加了析出物的质量分数. 图 1(b) 中 Ti 元素 1450~800 °C 温度区间基本呈现线性增加趋势,

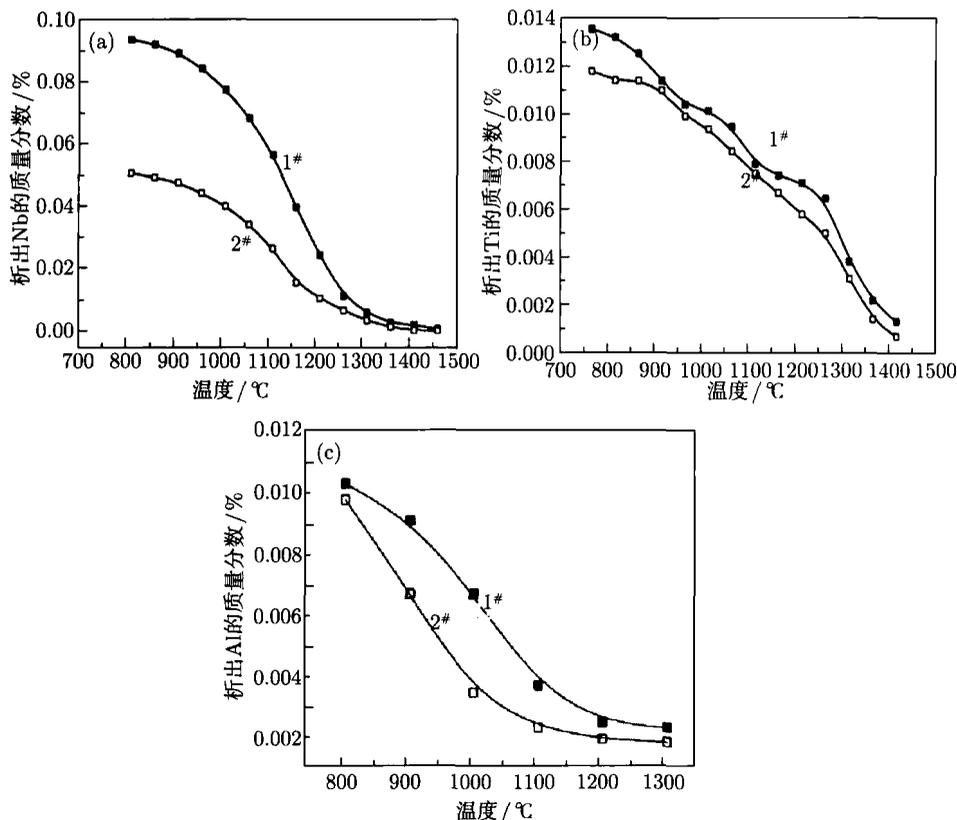


图 1 温度对  $(Nb_xTi_{1-x})(C_yNb_{1-y})$ -AIN 中不同析出物的影响.(a) Nb; (b) Ti; (c) Al

Fig.1 Effect of temperature on the mass fractions of Nb (a), Ti (b), and Al (c) in  $(Nb_xTi_{1-x})(C_yNb_{1-y})$ -AIN

1200 °C 以上析出物基本为 TiN. 因 Ti 与 N 有着较强的结合力, 抑制了 AlN 的析出, 计算可知 800 °C 时 Al 的析出量为总量的 1/2 左右. 图 2 为 1200 °C 保温 120 min 后析出物形貌. 可见 1# 钢中仍有细小析出物存在, 弥散分布在晶界边缘处; 而 2# 钢中只剩下较大尺寸的析出物, 大尺寸的析出物对奥氏体晶粒长大的阻力作用较小, 细小弥散分布的析出物能够有效地阻碍晶界的移动.

2.2 保温温度和保温时间对奥氏体晶粒的影响

图 3 为 1200 °C 不同保温时间下实验钢的原始

奥氏体组织图片. 利用图形处理软件对不同保温条件下的奥氏体晶粒平均直径进行统计, 得出其与保温温度和保温时间的关系如图 4 和图 5 所示. 从图 4 可知, 随着保温时间的延长, 奥氏体晶粒呈逐渐长大的趋势, 并且同样保温时间条件下, 保温温度越高, 奥氏体晶粒越大. 1# 钢在低于 1200 °C 保温时奥氏体平均晶粒尺寸相对 2# 钢小, 均低于 35 μm, 1250 °C 下保温出现明显的粗化现象; 而 2# 钢保温温度高于 1100 °C 时保温时间大于 30 min 后奥氏体晶粒尺寸均大于 35 μm.

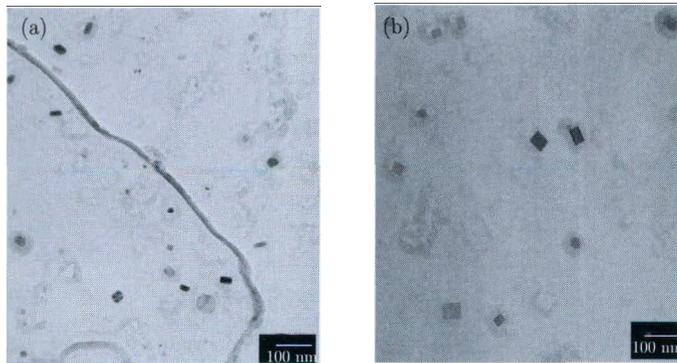


图 2 析出物形貌的透射电镜照片. (a) 1#; (b) 2#

Fig.2 TEM images of precipitation products: (a) 1#; (b) 2#

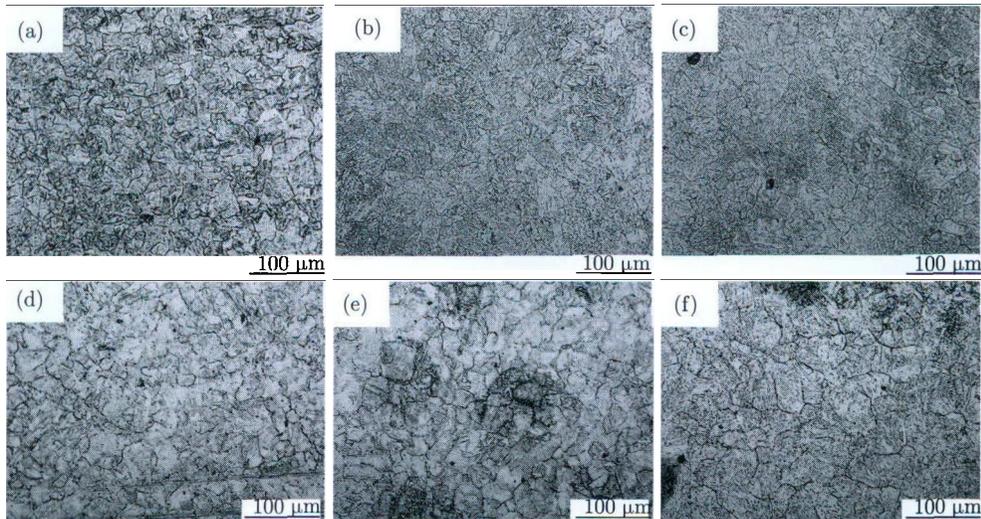


图 3 实验钢在 1200 °C 保温不同时间奥氏体形貌. (a) 1#, 5 min; (b) 1#, 60 min; (c) 1#, 180 min; (d) 2#, 5 min; (e) 2#, 60 min; (f) 2#, 180 min

Fig.3 Austenite microstructures of the steels soaked for different time at 1200 °C: (a) 1#, 5 min; (b) 1#, 60 min; (c) 1#, 180 min; (d) 2#, 5 min; (e) 2#, 60 min; (f) 2#, 180 min

从图 5 可以看出, 对于 1# 钢, 随着保温温度的升高, 奥氏体晶粒呈长大趋势. 在 1200 °C 以下保温时, 不同保温时间条件下, 其奥氏体晶粒尺寸与保温温度大致呈线性关系, 并展现良好的抗粗化能力. 当在 1250 °C 保温时, 奥氏体晶粒尺寸显著增

加, 并且保温时间越长, 增加越显著. 对于 2# 钢, 在测定温度范围内, 其奥氏体晶粒尺寸与保温温度均大致呈线性关系.

当奥氏体晶粒长大后, 奥氏体晶界析出物无法对其钉扎, 从而使其奥氏体晶界向晶粒内部推进,

则靠近奥氏体晶界的析出物首先起到钉扎作用. 热力学计算和透射电镜观察结果表明 1# 高 Nb 管线钢板在奥氏体晶界两侧细小析出物数量显著高于 2# 钢. 假设细小析出物的化学式为  $Nb(C_{0.5}N_{0.5})$ , 由固溶度积公式, 其开始回溶温度约在 1200 °C 左右, 并且考虑析出物中 Ti 元素的作用, 其开始回溶

温度应高于 1200 °C. 对于 1# 钢, 在 1250 °C 保温时, 由于奥氏体晶界两侧非平衡析出的细小析出物发生回溶, 从而导致奥氏体晶粒尺寸在 1250 °C 时快速长大; 而对于 2# 钢, 则随着加热温度的升高, 未有晶粒快速长大现象.

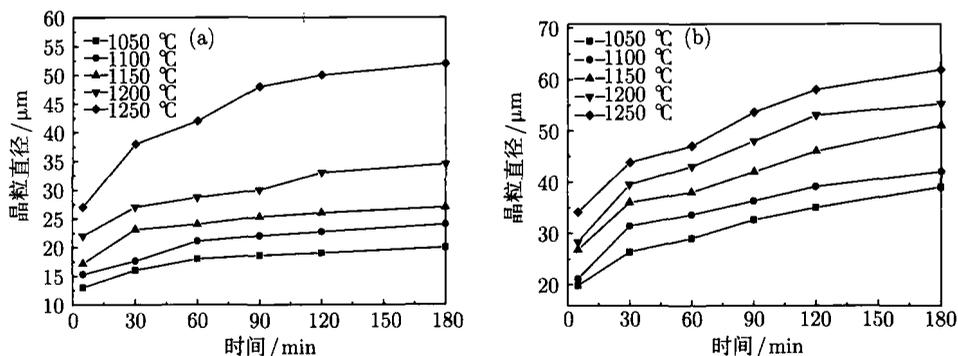


图 4 保温时间对奥氏体晶粒尺寸的影响. (a) 1#; (b) 2#

Fig.4 Effect of soaking time on austenite grain size: (a) 1#; (b) 2#

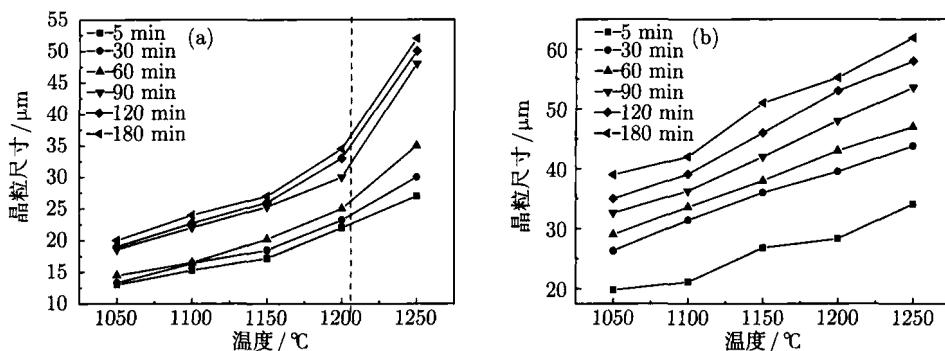


图 5 保温温度对奥氏体晶粒尺寸的影响. (a) 1#; (b) 2#

Fig.5 Effect of soaking temperature on austenite grain size: (a) 1#; (b) 2#

### 2.3 奥氏体晶粒长大模型

在奥氏体晶粒长大模型研究方面通常采用 Sellar<sup>[6]</sup> 及其同事在分析 C-Mn 钢晶粒等温长大数据后提出的模型. 在等温时, 奥氏体晶粒的长大动力学可由以下式表示<sup>[7]</sup>:

$$D^{1/n} - D_0^{1/n} = rt, \quad (16)$$

$$r = A' \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right). \quad (17)$$

式中:  $D$  为长大后的晶粒平均直径,  $\mu\text{m}$ ;  $D_0$  为原始晶粒平均直径,  $\mu\text{m}$ ;  $t$  为保温时间,  $\text{s}$ ;  $Q$  为晶粒长大激活能,  $\text{J}\cdot\text{mol}^{-1}$ ;  $n$  为时间指数;  $r$  为速率常数;  $A'$  为实验常数. 对于不同的钢种及不同的组织变化阶段, 模型中的系数  $A'$ 、 $n$ 、 $r$  及激活能  $Q$  均具有不同的取值. 当  $D_0$  远远小于  $D$  时, 为计算方

便可忽略或取固定值<sup>[8-9]</sup>, 此时式 (16) 可由另一种简化关系式代替<sup>[10]</sup>:

$$D = kt^n. \quad (18)$$

将式 (18) 两边取对数, 得到

$$\ln D = \ln k + n \ln t. \quad (19)$$

从图 6 可以看出, 在对数坐标系下,  $\ln D$  与  $\ln t$  大致呈线性关系<sup>[11]</sup>. 对不同温度下的对数坐标曲线进行线性回归, 所计算出的时间指数  $n$  值如表 3 所示.

从表 3 可以看出: 对于 1# 板坯, 加热温度在 1050~1200 °C 范围内时, 其时间指数非常接近; 而在 1250 °C 保温时, 其时间指数要明显大于其他温

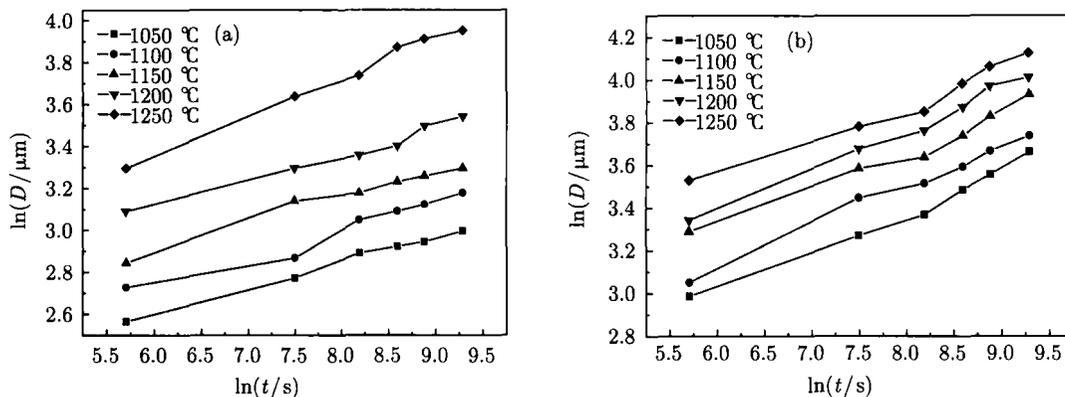


图 6 奥氏体晶粒与时间的关系. (a) 1#; (b) 2#

Fig.6 Relationships between austenite grain size and time: (a) 1#; (b) 2#

表 3 n 值回归计算结果  
Table 3 Regression results of n

实验钢	保温温度/℃	n	回归精度
1#	1050	0.1306	0.9913
	1100	0.1335	0.9819
	1150	0.1288	0.9889
	1200	0.1247	0.9902
	1250	0.1875	0.9931
2#	1050	0.1895	0.9922
	1100	0.1812	0.9941
	1150	0.1767	0.9892
	1200	0.1810	0.9928
	1250	0.1707	0.9886

度. 所以在进行奥氏体晶粒长大动力学研究中<sup>[12]</sup>, 不可以统一取平均值, 应该分开考虑. 对于 2# 钢, 其时间指数则非常接近, 可以统一取平均值. 1# 钢在加热温度为 1050~1200 °C 时, 其平均时间指数 n 为 0.1294; 2# 钢平均时间指数 n 为 0.1798. 作  $D^{1/n}$  与时间的关系曲线如图 7 所示.

对图 7 曲线进行线性回归, 其斜率即为不同保

温温度下 r 值, 回归计算结果见表 4.

由式 (17) 可知, 作  $\ln r^{1/n} - 1/(RT)$  的关系曲线, 就可以求出奥氏体晶粒长大的激活能  $Q^{[13]}$ , 其关系曲线如图 8 所示. 求得 1# 和 2# 的奥氏体晶粒长大激活能分别为 426310 和 227760 J·mol<sup>-1</sup>.

由此可得到 1# 管线钢室温加热保温时 (1050~1200 °C, 奥氏体晶粒长大方程的一般表达式为

$$D^{1/0.1294} - D_0^{1/0.1294} = 6.283 \times 10^{22} \exp\left(-\frac{426310}{RT}\right) t; \quad (20)$$

2# 管线钢室温加热保温时 (1050~1250 °C), 奥氏体晶粒长大方程的一般表达式为

$$D^{1/0.1798} - D_0^{1/0.1798} = 5.652 \times 10^{13} \exp\left(-\frac{227760}{RT}\right) t. \quad (21)$$

将实测数值与式 (20) 和式 (21) 的计算数值进行对比 (图 9), 可以看出计算结果与实测数据吻合良好.

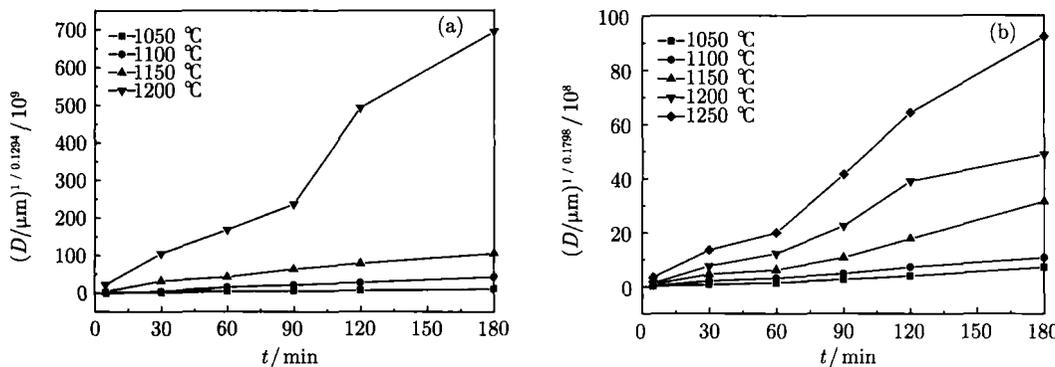


图 7  $D^{1/n}$  与时间的关系曲线. (a) 1#; (b) 2#

Fig.7 Relationships between  $D^{1/n}$  and time: (a) 1#; (b) 2#

表 4  $r$  值回归计算结果

Table 4 Regression results of  $r$

实验钢	保温温度/℃	$r$	回归精度
1#	1050	$9.74947 \times 10^5$	0.9926
	1100	$4.00843 \times 10^6$	0.9959
	1150	$9.81007 \times 10^6$	0.9889
	1200	$6.39616 \times 10^7$	0.9828
2#	1050	$0.63275 \times 10^5$	0.9855
	1100	$0.97180 \times 10^5$	0.9965
	1150	$2.77324 \times 10^5$	0.9818
	1200	$4.70615 \times 10^5$	0.9867
	1250	$8.62849 \times 10^5$	0.9917

### 3 结论

(1) Nb 含量增加, 提高了其全固溶温度, 扩大

高温析出温度范围. 高 Nb 钢中析出 Nb 的量约在 1100~1200 °C 区间内变化显著, 而对于低 Nb 钢中 Nb 约在 1050~1100 °C 区间内变化显著.

(2) 高 Nb 钢 1250 °C 下保温晶粒出现明显粗化现象, 时间指数  $n$  远高于其他温度的值, 建立模型时要分开考虑. 低 Nb 钢未出现显著粗化特征, 但高 Nb 钢在 1200 °C 以下温度保温其平均晶粒尺寸均小于低 Nb 钢.

(3) 计算得出高 Nb 和低 Nb 钢中奥氏体晶粒长大激活能分别为 426310 和 227760 J·mol<sup>-1</sup>. 透射电镜下观察高 Nb 钢板坯 1200 °C 保温时在奥氏体晶界两侧非平衡析出的细小析出物对阻止奥氏体晶粒的长大起到一定的作用, 而低 Nb 钢中仅发现少量的方形和长条形大尺寸的析出物.

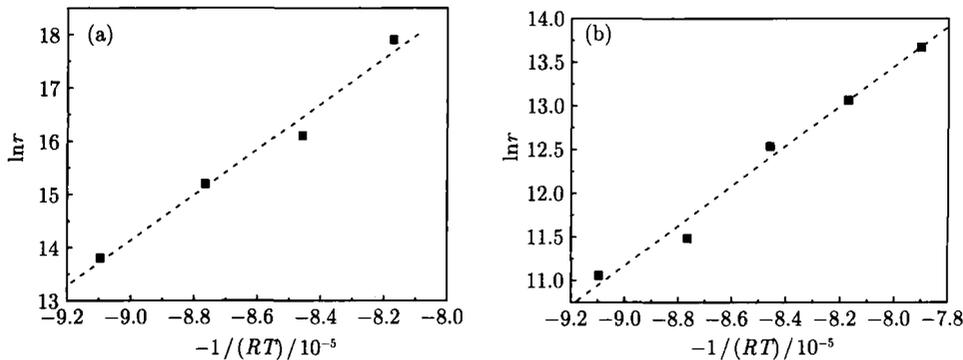


图 8  $\ln r$  与  $-1/(RT)$  的关系曲线. (a) 1#; (b) 2#

Fig.8 Relationship between  $\ln r$  and  $-1/(RT)$ : (a) 1#; (b) 2#

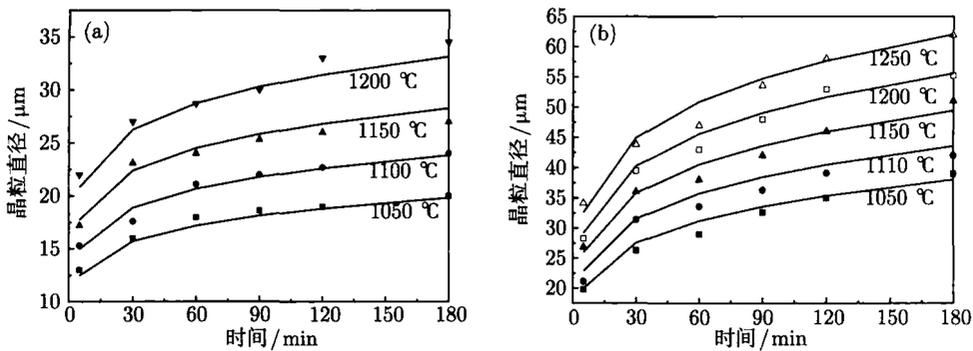


图 9 计算值与实测值对比. (a) 1#; (b) 2#

Fig.9 Comparison between experimented results and calculated data: (a) 1#; (b) 2#

### 参 考 文 献

[1] 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)

[2] Pan J H. Transformation of globe energy & developing trend of pipeline steel. *Welded Pipe Tube*, 2008, 31(1): 9  
(潘家华. 全球能源变换及管线钢的发展趋势. 焊管, 2008,

31(1): 9)

[3] Du Z Y. Research and development of X100 high grade pipeline steel. *Weld Technol*, 2006, 35(Suppl):1  
(杜则裕. 高强度管线钢 X100 的研究进展. 焊接技术, 2006, 35(增刊): 1)

[4] Xiang S, Liu G Q, Li C R, et al. Thermodynamic model for carbonitride precipitation in low carbon steels. *J Univ Sci Technol Beijing*, 2006, 28(9): 818

- (向嵩, 刘国权, 李长荣, 等. 低碳钢碳氮析出物的热力学计算. 北京科技大学学报, 2006, 28(9): 818)
- [5] Chen Y T, Guo A M, Li P H. Nitride and carbonitride precipitation behavior in a Nb-Ti microalloyed extra low carbon HSLA steel. *Heat Treat Met*, 2007, 32(9): 51  
(陈颜堂, 郭爱民, 李平和. Nb-Ti 微合金化超低碳低合金高强度钢中第二相的析出行为. 金属热处理, 2007, 32(9): 51)
- [6] Sellars C M, Whiteman J A. Recrystallization and grain growth in hot rolling. *Met Sci*, 1979, 13(3/4): 87
- [7] Zhang J, Baker T N. Effect of equalisation time on the austenite grain size of simulated thin slab direct charged (TSDC) vanadium microalloyed steels. *ISIJ Int*, 2003, 43(12): 2015
- [8] Zhong Y L, Liu G Q, Liu S X, et al. Austenite grain growth behavior of steel 33Mn2V designed for oil-well tubes. *Acta Metall Sin*, 2003, 39(7): 699  
(钟云龙, 刘国权, 刘胜新, 等. 新型油井管钢 33Mn2V 的奥氏体晶粒长大规律. 金属学报, 2003, 39(7): 699)
- [9] Liu J T, Liu G Q, Zhang Y W, et al. Study on grain growth of P/M FGH96 superalloy. *Trans Mater Heat Treat*, 2004, 25(6): 25  
(刘建涛, 刘国权, 张义文, 等. FGH96 合金晶粒长大规律的研究. 材料热处理学报, 2004, 25(6): 25)
- [10] 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)
- [11] 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)
- [12] Lee S J, Lee Y K. Prediction of austenite grain growth during austenitization of low alloy steels. *Mater Des*, 2008, 29(9), 1840
- [13] 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