

Nb-Ti 微合金化超低碳钢析出物热力学分析及对热塑性影响

曾亚南 孙彦辉 马志飞 徐蕊 艾西
(北京科技大学冶金与生态工程学院,北京 100083)

摘要 建立了基于双亚点阵模型的 $(\text{Nb}_x\text{Ti}_{1-x})(\text{C}_y\text{N}_{1-y})$ 复合热力学模型,并计算了 1 023 ~ 1 623 K 时 Nb-Ti 微合金化超低碳钢(/% :0.02C,0.12Si,1.70Mn,0.012P,0.004S,0.101Nb,0.009Ti,0.010Als) 的析出相中各组分的摩尔分数、占位比以及析出顺序。通过 Gleeble 热模拟机、透射电镜和能谱分析仪研究了析出物对该钢 230 mm 铸坯热塑性的影响和验证所建立的热力学模型。结果表明,1 523 K 时,钢中 Nb、Ti 的固溶摩尔分数分别为 5.4×10^{-4} 和 3.87×10^{-5} ,降至 1 023 K 时,Nb、Ti 固溶含量趋于 0。随温度降低析出物中 Ti、N 占位比逐渐下降,而 Nb、C 占位比逐步上升,析出物的演变顺序为 $\text{Nb}_{0.315}\text{Ti}_{0.685}\text{C}_{0.02}\text{N}_{0.98}$ 、 $(\text{Nb}_x\text{Ti}_{1-x})(\text{C}_y\text{N}_{1-y})$ 、 $\text{Nb}_{0.85}\text{Ti}_{0.15}\text{C}_{0.71}\text{N}_{0.29}$,计算值与实验结果基本吻合。析出物尺寸小于 60 nm,数量高于 5 个/ μm^2 时,铸坯热塑性明显降低;1 241 K 钢的抗拉强度临界应力为 63.8 MPa,裂纹易形成;同时,Gleeble 试样断口处发现 Al、Si、Mn、Nb、Ti 在晶界处富集,碳氮化物引起空洞,应力作用下形成裂纹。因此连铸过程的铸坯矫直温度应 $\geq 1 241$ K。

关键词 Nb-Ti 微合金化超低碳钢 析出物 热力学模型 铸坯 热塑性

Thermodynamic Analysis and Effect of Precipitates on Hot Ductility of Nb-Ti Microalloying Ultra-Low Carbon Steel

Zeng Yanan, Sun Yanhui, Ma Zhifei, Xu Rui and Ai Xi
(School of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology, Beijing 100083)

Abstract Based on double sub-lattice model, a compound thermodynamic model of $(\text{Nb}_x\text{Ti}_{1-x})(\text{C}_y\text{N}_{1-y})$ is established, and the mol fraction, atom site ratio and precipitation sequence of each ingredient in precipitated phase of Nb-Ti microalloying ultra-low carbon steel (/% :0.02C, 0.12Si, 1.70Mn, 0.012P, 0.004S, 0.101Nb, 0.009Ti, 0.010Als) at 1 023 ~ 1 623 K have been calculated. The effect of precipitates on hot ductility of 230 mm casting slab of steel is studied and the established thermodynamic model is verified with test by using Gleeble thermal simulator, transmission electron microscope and energy dispersive spectrometer. Results show that at 1 523 K the solute mol fraction of Nb and Ti in steel are respectively 5.4×10^{-4} and 3.87×10^{-5} , with temperature decreasing to 1 023 K the solute content of Nb and Ti tends to zero. With decreasing temperature the Ti and N atom site ratio gradually decreases while the Nb and C atom site ratio gradually increases, the sequence of evolution of precipitates is $\text{Nb}_{0.315}\text{Ti}_{0.685}\text{C}_{0.02}\text{N}_{0.98}$, $(\text{Nb}_x\text{Ti}_{1-x})(\text{C}_y\text{N}_{1-y})$, $\text{Nb}_{0.85}\text{Ti}_{0.15}\text{C}_{0.71}\text{N}_{0.29}$, the calculated values are coordinate with experimental results. With precipitates size less than 60nm and number of particles more than 5 per/ μm^2 , the hot ductility of casting slab decreases obviously; at 1 241 K the tensile strength of steel is 63.8 MPa to easily form cracks; meanwhile it is found at fracture of Gleeble specimen that Al, Si, Mn, Nb and Ti concentrate at grain boundaries, and the caves caused by carbo-nitride lead to formation of cracks at action of stress. Therefore during casting process the straightening temperature of casting slab should be $\geq 1 241$ K.

Material Index Nb-Ti Microalloying Ultra-Low Carbon Steel, Precipitates, Thermodynamic Model, Casting Slab, Hot Ductility

在控制轧制过程中,碳氮化物能阻碍奥氏体发生再结晶,随着低碳钢直接热轧工艺(HDR)的应用,使得对在铸态低碳钢中的复合碳氮化合物的析出次序钢中析出物成分、数量及分布对钢的显微组织和力学性能变得非常重要^[1-3]。许多学者通过研究建立了高强低合金钢的析出物热力学模型^[4-8]。

本文通过建立一个基于双亚点阵模型的 $(\text{Nb}_x\text{Ti}_{1-x})(\text{C}_y\text{N}_{1-y})$ 复合模型计算不同温度下析出物中各组分的变化,用透射电镜(TEM)和能谱分析仪(EDS)分析粒子的组成以验证析出模式,并通过实验室研究评价了析出物对铸坯热塑性的影响。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

对钢厂生产的 1 800 mm × 230 mm 板(表 1)取样分析。取样时尽量避开铸坯中心偏析和疏松部位,加工成 $\Phi 10$ mm × 100 mm 高温力学性能试样。将拉断后试样制成高为 10 mm 的样品,在试样表面

表 1 实验钢种的化学成分 / %
Table 1 Analysis of test steel / %

| C | Si | Mn | P | S | Nb | Ti | Als |
|------|------|------|-------|-------|-------|-------|-------|
| 0.02 | 0.12 | 1.70 | 0.012 | 0.004 | 0.101 | 0.009 | 0.010 |

喷厚度为 200 nm 的碳膜制作萃取复型样品^[9], 利用 X 射线衍射 (XRD) 对铸坯残余应力进行测定。

1.2 研究方法

真空室内, 在 Ar 气保护下 (Ar 气流量 1 L/min), 将试样以 10 K/s 加热至 1 673 K, 保温 5 min, 再以 1 K/s 冷却至实验温度 1 073, 1 123, 1 173, 1 223, 1 248, 1 473, 1 573 K, 保温 2 min 后, 以 1.0×10^{-3} /s 进行拉伸试验, 试样拉断后, 迅速喷水冷却。利用透射电镜对析出物的形貌、尺寸和数量进行分析, 利用能谱仪 (EDS) 分析析出物的成分, 每个试样观察至少 100 个视场。

2 试样断口特征分析

在 1 573 K 时, 断口较平滑, 断口处有 Al、Si、Mn、Nb、Ti 等元素在晶界处富集, 如图 1 (a) 所示。低于 1 573 K 后, 塑性急剧下降, 第三脆性区奥氏体单相区的脆化和 $\gamma + \alpha$ 两相区的脆化是这一区域钢塑性降低的两个主要原因。在 γ 单相区奥氏体晶界处有 AlN、MnS、(Nb, Ti)(C, N) 等碳氮化物的析出, 降低了晶界的结合力, 在外力作用下容易形成空洞, 导致晶界破坏, 如图 1 (b) 所示。图 1 (c) 表明, 在 1 223 K 时, 晶界处存在 Mn、Nb、Ti 等元素的偏析。试样变形应力易集中在晶界处, 晶界发生滑动, 但晶内几乎无变形, 屈服应力高, 动态回复程度小, 三重点和结晶处的应力不能通过晶格变形释放, 故晶界滑移, 尤其在晶界三重点和第二相质点处产生空洞, 最终引起晶界裂纹^[9-10]。

3 热力学模型分析

假设 Fe-Nb-Ti-C-N 体系中合金元素 Nb、Ti 与间隙元素 C、N 在奥氏体中形成稀溶液并且满足亨利定律, 生成的碳氮化物符合理想化学配比, 即碳氮化物中合金元素的原子数量等于 C、N 原子数量之和, 在不考虑空位原子情况下, 碳氮化物的表达式可写成 $(\text{Nb}_x\text{Ti}_{1-x})(\text{C}_y\text{N}_{1-y})$, 其中, $0 \leq x \leq 1, 0 \leq y \leq 1$,

Ti 和 Nb 占据一个亚点阵位置, C 和 N 占据另一个亚点阵位置。则 1 mol $(\text{Nb}_x\text{Ti}_{1-x})(\text{C}_y\text{N}_{1-y})$ 可看作是含有 xy mol NbC、 $(1-x)y$ mol TiC、 $x(1-y)$ mol NbN、 $(1-x)(1-y)$ mol TiN。

经计算转换, 描述体系热力学平衡的条件方程的最终形式如下:

$$y \ln \frac{xyK_{\text{NbC}}}{[\text{Nb}]_s[\text{C}]_s} + (1-y) \ln \frac{x(1-y)K_{\text{NbN}}}{[\text{Nb}]_s[\text{N}]_s} + y(1-y) \frac{L_{\text{CN}}}{RT} = 0 \quad (1)$$

$$y \ln \frac{(1-x)yK_{\text{TiC}}}{[\text{Ti}]_s[\text{C}]_s} + (1-y) \ln \frac{(1-x)(1-y)K_{\text{TiN}}}{[\text{Ti}]_s[\text{N}]_s} + y(1-y) \frac{L_{\text{CN}}}{RT} = 0 \quad (2)$$

$$x \ln \frac{xyK_{\text{NbC}}}{[\text{Nb}]_s[\text{C}]_s} + (1-x) \ln \frac{(1-x)yK_{\text{TiC}}}{[\text{Ti}]_s[\text{C}]_s} + (1-y)^2 \frac{L_{\text{CN}}}{RT} = 0 \quad (3)$$

式中: $K_{\text{NbC}}, K_{\text{NbN}}, K_{\text{TiC}}, K_{\text{TiN}}$ 分别为 NbC, NbN, TiC, TiN 的浓度积。 $L_{\text{CN}} = -4 260$ J/mol。

根据质量守恒可得:

$$[\text{Nb}]_0 = f_{(\text{Nb}_x\text{Ti}_{1-x})(\text{C}_y\text{N}_{1-y})} \left(\frac{x}{2} \right) + (1 - f_{(\text{Nb}_x\text{Ti}_{1-x})(\text{C}_y\text{N}_{1-y})}) [\text{Nb}]_s \quad (4)$$

$$[\text{Ti}]_0 = f_{(\text{Nb}_x\text{Ti}_{1-x})(\text{C}_y\text{N}_{1-y})} \left(\frac{1-x}{2} \right) + (1 - f_{(\text{Nb}_x\text{Ti}_{1-x})(\text{C}_y\text{N}_{1-y})}) [\text{Ti}]_s \quad (5)$$

$$[\text{C}]_0 = f_{(\text{Nb}_x\text{Ti}_{1-x})(\text{C}_y\text{N}_{1-y})} \left(\frac{y}{2} \right) + (1 - f_{(\text{Nb}_x\text{Ti}_{1-x})(\text{C}_y\text{N}_{1-y})}) [\text{C}]_s \quad (6)$$

$$[\text{N}]_0 = f_{(\text{Nb}_x\text{Ti}_{1-x})(\text{C}_y\text{N}_{1-y})} \left(\frac{1-y}{2} \right) + (1 - f_{(\text{Nb}_x\text{Ti}_{1-x})(\text{C}_y\text{N}_{1-y})}) [\text{N}]_s \quad (7)$$

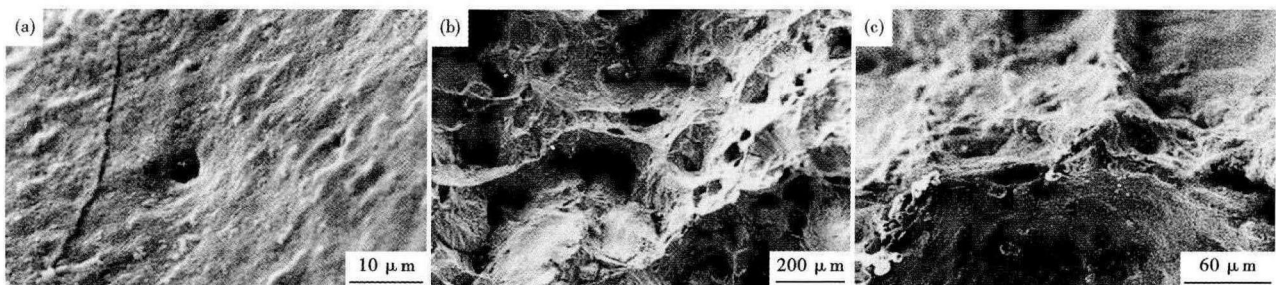


图 1 Nb-Ti 微合金化钢试样断口形貌, SEM: (a) 1 573 K; (b) 1 473 K; (c) 1 223 K

Fig. 1 Fracture morphology of specimen of Nb-Ti microalloying steel at 1 573 K (a), 1 473 K (b) and 1 223 K (c), SEM

式中: $[M]_0$ 、 $[M]_s$ 分别为溶质 M 的初始摩尔分数和平衡摩尔分数。

上述方程中,所有碳化物、氮化物的溶度积为:

$$K_{[M][X]} = \frac{(\text{Fe})^2}{10^4 \times (M)(X)} \times 10^{A-B/T} \quad (8)$$

式中: A 、 B - 常数; (Fe) 、 $(M)(X)$ - Fe 、金属原子和间隙原子的摩尔质量。本文选用的溶度积公式的系数如表 2 所示^[5,11]。

式(1)~(7)组成的非线性方程组中含有 7 个方程和 7 个未知量。此方程组构成了基于双亚点阵模型的 $(\text{Nb}_x\text{Ti}_{1-x})(\text{C}_y\text{N}_{1-y})$ 复合模型。利用牛顿-拉普逊和共轭梯度法对方程进行求解。

4 结果与讨论

4.1 热力学计算结果

根据二元析出物热力学模型,计算 Nb-Ti 钢中 Nb 为 0.101%, 而 Ti 为 0.009%, 1 023 ~ 1 623 K 时组成二元析出物 $(\text{Nb}_x\text{Ti}_{1-x})(\text{C}_y\text{N}_{1-y})$ 各元素的平衡摩尔分数、碳氮化物各温度析出物的摩尔分数以及 Nb、Ti、C、N 在间隙亚点阵中占位比例。

由图 2 (a) 可知,随温度降低,溶解在钢中的 Nb、Ti 逐渐降低,1 523 K 时,钢中 Nb 的固溶摩尔分数为 5.4×10^{-4} , 而 Ti 的固溶摩尔分数为 $3.87 \times$

10^{-5} , 随温度下降, Nb 的固溶摩尔分数迅速下降, Ti 的固溶摩尔分数下降较缓慢, 到 1 023 K 以下时, Nb、Ti 元素固溶含量趋近 0。

由图 2(b) 可知,随温度降低,奥氏体中 C、N 固溶摩尔分数逐渐下降,其中间隙原子 N 固溶摩尔分数在 1 400 ~ 1 623 K 急剧下降,而此温度下间隙原子 C 固溶摩尔分数几乎不变,说明在此温度区域主要析出氮化物;当 1 400 ~ 1 100 K 时,间隙原子 C 固溶摩尔分数迅速下降,而 N 的固溶摩尔分数几乎不变,且接近 0,说明此温度区域主要析出碳化物。

由图 2(c) 可知,随温度降低,钢中碳氮化物析出的摩尔分数逐渐升高,在 1 600 K 时,碳氮化物的摩尔分数为 1.34×10^{-4} , 当温度为 1 023 K 时,碳氮化物析出量基本稳定在 1.39×10^{-3} 。

4.2 碳氮化物析出过程的成分演变

由图 3 可知,随温度降低, Ti、N 在碳氮析出物 $(\text{Nb}_x\text{Ti}_{1-x})(\text{C}_y\text{N}_{1-y})$ 中的占位比例逐渐下降,而 Nb、C 元素在析出物中的占位比例逐渐升高。温度在 1 623 ~ 1 123 K 时, Nb 的元素占位比例从 1 623 K 的 0.315 上升到 1 123 K 时的 0.842, N 的析出占位从 1 623 K 的 0.983 下降到 1 123 K 时的 0.307, 由于 Ti(CN) 和 Nb(CN) 的晶格常数相近,点阵结构相同,所以 Nb(CN) 析出时以 Ti(CN) 为形核核心析出^[11-12], 形成复合的碳氮析出相。热力学模型计算得出: 1 623, 1 523, 1 423, 1 323, 1 223, 1 123, 1 023 K 温度下的析出类型分别为 $\text{Nb}_{0.315}\text{Ti}_{0.685}\text{C}_{0.02}\text{N}_{0.98}$, $\text{Nb}_{0.506}\text{Ti}_{0.494}\text{C}_{0.07}\text{N}_{0.93}$, $\text{Nb}_{0.635}\text{Ti}_{0.365}\text{C}_{0.22}\text{N}_{0.78}$, $\text{Nb}_{0.768}\text{Ti}_{0.232}\text{C}_{0.47}\text{N}_{0.53}$, $\text{Nb}_{0.821}\text{Ti}_{0.179}\text{C}_{0.63}\text{N}_{0.37}$, $\text{Nb}_{0.842}\text{Ti}_{0.158}\text{C}_{0.69}\text{N}_{0.31}$, $\text{Nb}_{0.85}\text{Ti}_{0.15}\text{C}_{0.71}\text{N}_{0.29}$ 。

在 1 573、1 473 K 温度下,析出物为含 Ti 的

表 2 析出相在奥氏体中的溶度积参数
Table 2 Coefficient of solubility product of precipitates in austenite

| 化合物 | B | A |
|-----|--------|-------|
| NbC | 7 510 | 2.960 |
| NbN | 10 800 | 3.700 |
| TiC | 10 745 | 5.330 |
| TiN | 8 000 | 0.322 |

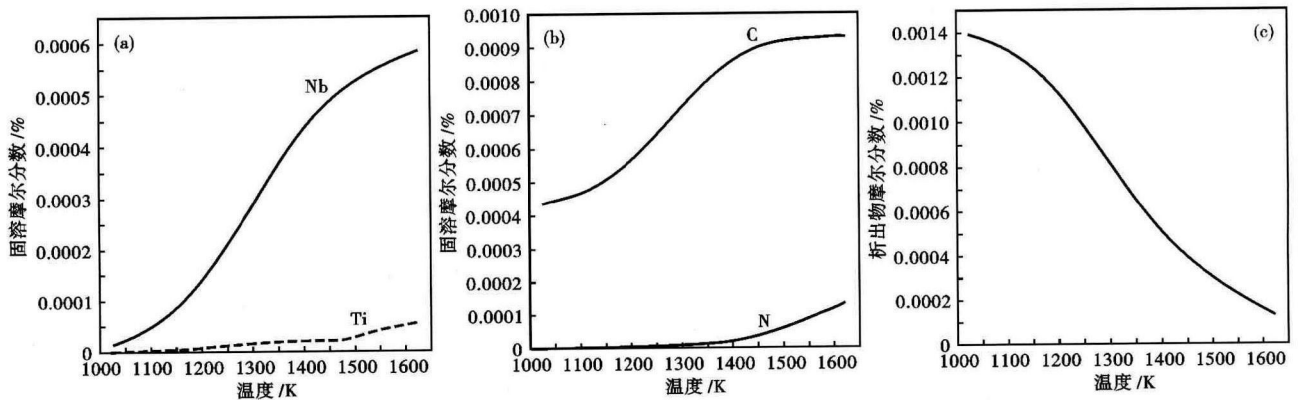


图 2 温度对奥氏体中 Nb、Ti(a) 和 C、N(b) 及奥氏体中析出物含量(c)的影响

Fig. 2 Effect of temperature on Nb and Ti solute content (a), C and N solute content (b) in austenite and precipitates content in austenite (c)

(Nb_xTi_{1-x})(C_yN_{1-y}), 复合相析出物中 Ti/Nb 原子的质量比分别为 71.5/28.5 和 59.6/36.5。能谱中 Cu 峰是制备试样时 Cu 网所致, 如图 4(a, b) 所示; 当温度为 1 248 K 时, 析出相中 Ti 的原子质量比下降, Nb 的原子质量比升高, 析出物中 Ti/Nb 原子质量比变为 48/52, 如图 4(c) 所示; 1 173 K 降至 1 123 K 时, 析出物中 Ti/Nb 原子质量比变为 17.5/83.2, 20.3/80.1, 如图 4(d, e) 所示。在 1 073 K 时, Ti/Nb 原子质量比下降为 8.5/91.5, 析出物类型主要为 NbC, 如图 4(f) 所示。

通过对析出物的尺寸(按平均尺寸计算)及数量进行分析发现, 当温度大于 1 473 K 时, 析出物形貌为立方形, 析出物尺寸较大, 平均尺寸在 63.28 nm, 个别尺寸在 200 nm, 析出物析出数量在 5 个/μm² 左右。当温度低于 1 248 K 时, 析出物由立方形转变为以不规则形状, 数量增多, 尺寸减小, 1 173 K 时析出物平均尺寸为 19.3 nm, 数量为 180 个/μm² 左右。当降至 1 073 K 时, 视场中分布着许多团聚状尺寸较小的不规则析出物, 平均尺寸 10.5 nm, 数量 469 个/μm²。

4.3 碳氮化物析出过程对热塑性影响

由图 5(a) 可知, 析出物平均尺寸与热塑性呈正比关系。

随温度降低, 析出物平均尺寸呈减小的趋势, 低于 1 248 K 时, 析出物平均尺寸迅速减小, 热塑性亦迅速下降。

由图 5(b) 可见, 在 1 248 K 以上时, 析出物数量

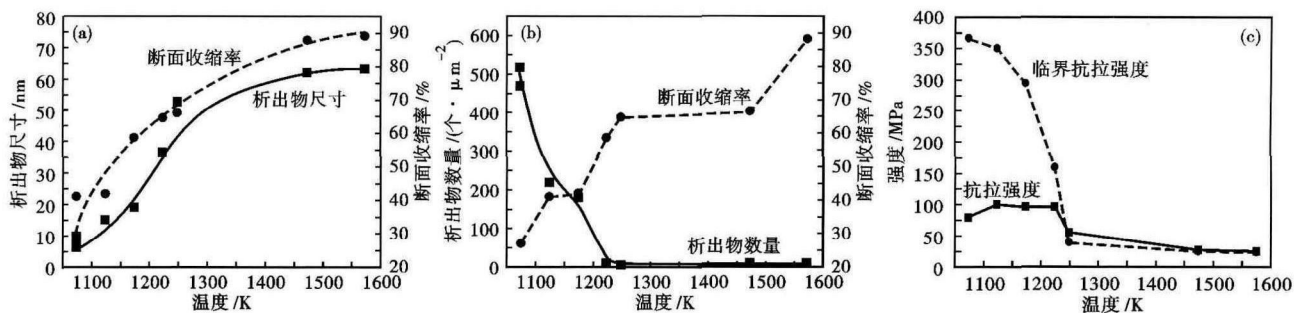


图 5 (a) 析出物尺寸与热塑性的关系; (b) 析出物数量与热塑性的关系; (c) 温度对 Nb-Ti 微合金化超低碳钢抗拉强度和临界抗拉强度的影响

Fig. 5 (a) Relationship between size of precipitates and hot ductility; (b) Relationship between quantity of precipitates and hot ductility; (c) Effect of temperature on tensile strength and critical tensile strength of Nb-Ti microalloying ultra-low carbon steel

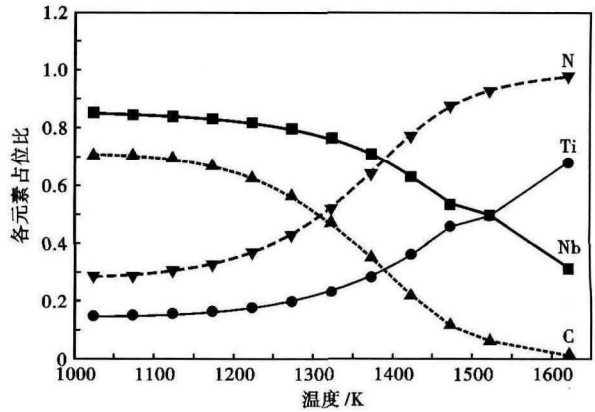


图 3 温度对 Nb、Ti、C、N 元素在亚点阵中占位比例的影响
Fig. 3 Effect of temperature on atom site ratio Nb, Ti, C and N in sub-lattice

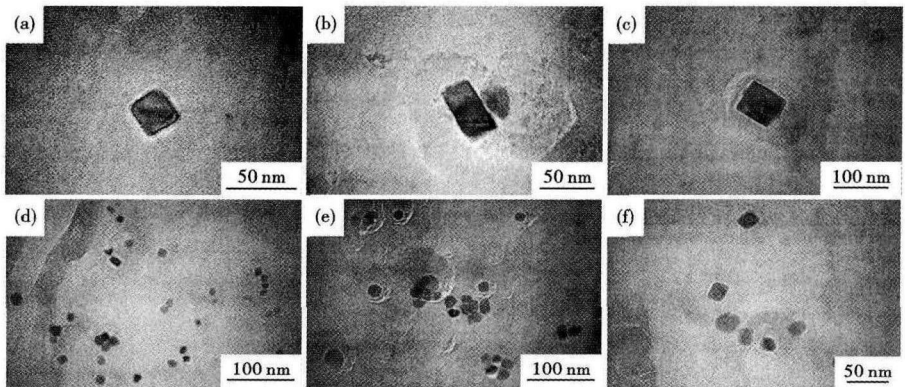


图 4 不同温度下析出物类型演变 /K: (a) 1 573; (b) 1 473; (c) 1 248; (d) 1 173; (e) 1 123; (f) 1 073, TEM

Fig. 4 Evolution of precipitates variation at different temperature /K: (a) 1 573; (b) 1 473; (c) 1 248; (d) 1 173; (e) 1 123; (f) 1 073, TEM

维持在 5 个/μm² 左右, 其数量对钢的热塑性影响不大。当温度低于 1 248 K 后, 随温度降低, 钢中析出物数量迅速增加, 钢的热塑性迅速恶化, 因为析出物在晶界处析出, 起阻止钢的动态再结晶进行的作用,

当铸坯受外力作用时,应力集中在析出物上,裂纹源增多,显著增加了钢断裂的可能性,钢的热塑性恶化。

4.4 产生裂纹临界应力

第二相粒子对晶界变形的临界应力直接影响微合金钢的力学性能^[12]。晶粒变形的临界应力为:

$$\tau = \frac{\mu b}{l-2r} \quad (9)$$

式中: μ -切变模量,取 59 GPa; b -柏氏模量,取 2.5×10^{-10} m; l -滑移面上粒子的平均间距/m; r -析出物粒子半径/m。析出物粒子如果为均匀分布,单位面积内的析出物粒子数目(n)越多,则平均距离越小,近似有如下关系:

$$n = \frac{1}{l^2} \quad (10)$$

$$\text{可以改写成: } \tau = \frac{\mu b}{n^{1/2} - 2r} \quad (11)$$

由图 5(c)可以看出,1 241 K 的抗拉强度及临界抗拉强度为 63.8 MPa。1 241 K 以上,临界应力小于抗拉强度,晶粒与晶界变形同步进行,不易发生沿晶断裂。1 241 K 以下时,晶粒变形临界应力大于

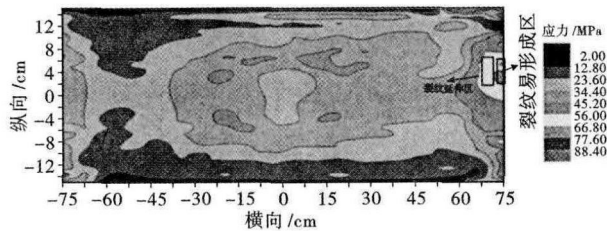


图 6 铸坯表面应力分布

Fig. 6 Distribution of surface stress of casting slab

参考文献

- [1] 余圣甫,雷毅,黄安国,等.氧化物冶金技术及其应用[J].材料导报,2004,18(8):50-52.
- [2] 王明林,成国光.凝固过程中含钛析出物的析出行为[J].钢铁研究学报,2007,19(5):48-55.
- [3] 周川吉.现有的 Nb-Ti 复合碳氮化合物在低碳钢中的析出次序模型对铸态组织适用性的探讨[J].材料导报,1996(增刊):106-113.
- [4] Hong S G, Jun H J, Kang K B, et al. Evolution of Precipitates in the Nb-Ti-V Microalloyed HSLA Steels During Reheating[J]. Scripta Materialia, 2003, 48(8):1201-1205.
- [5] Adrian H. Thermodynamic Model for Precipitation of Carbonitrides in High Strength Low Alloy Steels Containing up to Three Microalloying Elements With or Without Additions of Aluminum[J]. Materials Science and Technology, 1992, 8(5):406-412.
- [6] Rios P R. Effect of Aluminium on the Equilibrium Precipitation of a Multicomponent f. c. c Carbonitride in Microalloyed Steels[J]. Materials Science and Engineering: A, 1992, 156(1):5-12.
- [7] Gao N, Baker T N. Influence of AlN Precipitation on Thermodynamic Parameters in C-Al-Nb-N Microalloyed Steels[J]. ISIJ International, 1997, 37(6):596-602.
- [8] 齐亮,赵爱民,赵征志.铌对高钢级管线钢中碳氮化物析出热力学影响[J].材料科学与工艺,2012,20(6):7-12.
- [9] Craven A J, He K, Garvie L A J, et al. Complex Heterogeneous Precipitation in Titanium-niobium Microalloyed Al-Killed HSLA Steels-I. (Ti, Nb)(C, N) Particles[J]. Acta Materialia, 2000, 48(15):3857-3863.
- [10] 王生朝,赵刚,鲍思前,等.含铌微合金高强度钢 Q345C 连铸坯的热塑性[J].钢铁,2012,47(1):74-80.
- [11] 雍岐龙.钢铁材料中的第二相[M].北京:冶金工业出版社,2006:57.
- [12] 刘新宇.微合金化钢连铸坯碳氮化物的析出及高温延塑性的研究[D].北京:北京科技大学,2000:68.

抗拉强度,导致变形应力主要集中于晶界处,进而发生沿晶断裂。结合钢厂铸坯角部裂纹存在的现状,利用 XRD 对钢厂实际生产铸坯表面的残余应力进行测试,结果如图 6 所示,铸坯表面应力分布相对较均匀,边部位置应力在 56 ~ 66 MPa,结合图 5(c) 计算结果,裂纹在角部容易产生,与计算结果相吻合。因此,在实际生产过程中,矫直温度应 ≥ 1241 K。

5 结论

(1) Al、Si、Mn、Nb、Ti 等元素在晶界处富集,碳氮化物引起空洞,应力作用下形成裂纹。

(2) 随温度降低, Nb-Ti 微合金化超低碳钢析出相中各组分的摩尔分数增加。

(3) 随温度降低, Nb-Ti 微合金化超低碳钢析出物中 Ti、N 的占位比逐渐下降, Nb、C 的占位比逐渐上升。在 1 023 ~ 1 623 K 析出物的演变顺序为 $Nb_{0.315}Ti_{0.685}C_{0.02}N_{0.98}$, $(N_xTi_{1-x})(C_yN_{1-y})$, $Nb_{0.85}Ti_{0.15}C_{0.71}N_{0.29}$, 透射电镜和能谱分析与热力学模型计算值相吻合。

(4) 温度大于 1 248 K 时,析出物数量基本维持在 5 个/ μm^2 左右,对钢的热塑性影响作用不明显;但温度低于 1 248 K 后,随着温度降低,钢中的析出物数量迅速增加,平均尺寸小于 60 nm,钢的热塑性迅速恶化。

(5) 1 241 K 以上,临界应力小于钢的抗拉强度,晶粒与晶界变形同步进行,不易发生沿晶断裂。1 241 K 以下时,晶粒变形临界应力大于抗拉强度,导致变形应力主要集中于晶界处,产生沿晶断裂。

国家自然科学基金项目资助:(51274032)

曾亚南(1983-),男,博士生(北京科技大学),2006 年河北理工大学(本科)毕业,炼钢工艺和铸坯质量研究。

E-mail: zengYanann@126.com

收稿日期:2014-04-28