

Nb-Ti 高强钢中第二相粒子固溶行为及奥氏体晶粒长大规律研究

杨建伟¹, 杨 钦², 吴 静^{3*}, 郑亚旭^{2,4}, 汪云辉¹

(1. 唐山钢铁集团有限责任公司, 河北 唐山 063016; 2. 河北科技大学材料科学与工程学院, 河北省材料近净成形技术重点实验室, 河北 石家庄 050018; 3. 唐山科技职业技术学院, 河北 唐山 063016; 4. 盐城市联鑫钢铁有限公司, 江苏 盐城 224003)

摘 要: 采用透射电子显微镜、光学显微镜以及热力学计算, 对 Nb-Ti 微合金化钢中纳米碳化物在高温加热过程中的固溶行为及奥氏体晶粒长大规律进行了研究。结果表明, 在 Nb-Ti 微合金钢中, 奥氏体晶粒尺寸和析出相的大小均受加热温度和保温时间的影响, 奥氏体的晶粒尺寸随温度升高和保温时间延长而逐渐增大。与保温时间相比, 加热温度对晶粒粗化率的影响更大。温度从 950 °C 加热到 1 300 °C, 奥氏体晶粒尺寸从 28.4 μm 长大到 94.6 μm, 晶粒长大迅速; 当加热温度达到 1 200 °C, 保温时间由 10 min 逐渐延长至 120 min, 奥氏体晶粒尺寸从 79.4 μm 逐渐增加到 88.5 μm, 晶粒长大速度缓慢。Nb-Ti 微合金钢中的小尺寸析出相随着加热温度的升高逐渐溶解到奥氏体中, 钢中碳化物总数量减少。未溶的析出物均为较大尺寸的 (Ti,Nb)C。钢中未溶碳化物中 Ti/Nb 的原子比随加热温度的升高而增大。就热稳定性而言, 碳化物中的 Ti 高于 Nb, 其回溶温度更高。随着温度的升高, Nb、Ti 和 C 的固溶量逐渐增加, Nb-Ti 微合金钢中析出相的体积分数逐渐降低。随着加热温度的升高, 钢中细小的第二相粒子溶解, 大大削弱了其对奥氏体晶界的钉扎强度, 因此奥氏体晶界开始迁移, 奥氏体晶粒开始迅速粗化。

关键词: Nb-Ti 高强钢; 固溶行为; 析出相; 微合金化; 热力学计算; 晶粒长大

中图分类号: TF76, TG142

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2023)05-0139-07

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2023.05.021

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Study on solid solution behavior of second phase particles and austenite grain growth law of Nb-Ti high strength steel

Yang Jianwei¹, Yang Qin², Wu Jing^{3*}, Zheng Yaxu^{2,4}, Wang Yunhui¹

(1. Tangshan Iron and Steel Group Co., Ltd., Tangshan 063016, Hebei, China; 2. School of Material Science and Engineering, Hebei University of Science and Technology, Hebei Key Laboratory of Material Near-net Forming Technology, Shijiazhuang 050018, Hebei, China; 3. Tangshan Vocational College of Science and Technology, Tangshan 063016, Hebei, China; 4. Yancheng Lianxin Steel Co., Ltd., Yancheng 224003, Jiangsu, China)

Abstract: The solid solution behavior of nanocarbide and austenite grain growth in Nb-Ti microalloyed steel during high temperature heating were studied by means of transmission electron microscope, optical microscope and thermodynamic calculation. The results show that the austenite grain size and size of precipitated phase in Nb-Ti microalloyed steel are affected by heating temperature and holding time. The austenite grain size increases with the improvement of temperature and the extension of holding time. Compared with holding time, heating temperature has a greater influence on grain coarsening rate.

收稿日期: 2022-11-27

基金项目: 国家青年基金 (52204341); 国家面上基金 (52174311, 52274332); 河北省钢铁联合基金 (E2021208006, E2022208068)。

作者简介: 杨建伟, 1979 年出生, 男, 高级工程师, 研究方向: 金属压力加工, E-mail: tgyangjianwei@163.com; * 通讯作者: 吴静, 1979 年出生, 女, 河北唐山人, 副教授, 研究方向: 钢铁材料强韧化, E-mail: 1911513335@qq.com。

The temperature is heated from 950 °C to 1 300 °C, and the austenite grain size grows obviously from 28.4 μm to 94.6 μm. When the heating temperature reaches 1200 °C and the heat preservation time is gradually extended from 10 min to 120 min, the austenite grains are slowly increasesing from 79.4 μm to 88.5 μm. The small size precipitates in Nb-Ti microalloyed steel gradually dissolves into austenite with the increase of heating temperature. The total amount of carbides in the steel decreases, and the undissolved precipitates are (Ti, Nb) C with a larger size. The atomic ratio of Ti/Nb in the undissolved carbide in steel increases with the increase of heating temperature. As far as thermal stability is concerned, Ti content in carbide is higher than Nb, and its redissolution temperature is higher. The solid solution content of Nb, Ti and C gradually increase with the increase of temperature, and the volume fraction of precipitates in Nb-Ti microalloyed steel gradually decreases. The fine second phase particles in the steel dissolve with the increase of temperature, which greatly weakens their pinning strength to the austenite grain boundary. Therefore, the austenite grain boundary begins to migrate, and the austenite grains begin to coarsen rapidly.

Key words: Nb-Ti high strength steel, solid solution behavior, precipitates, microalloying, thermodynamic calculation, grain growth

0 引言

目前,微合金化和控制轧制、控制冷却技术相结合是获得低碳高强度钢的主要方法。微合金化钢是指在普通低碳钢或低合金钢中添加一些微量强碳氮化物形成元素,如 Nb、V、Ti 等,来控制钢的晶粒尺寸和纳米析出物的析出行为,从而提高钢的强度和韧性,优化钢的成型性和焊接性能^[1-4]。超细晶粒和纳米沉淀可为微合金结构钢提供高强度^[5-8]。钢中析出的细小分散的碳氮化物颗粒通过钉扎晶界阻碍加热过程中奥氏体晶界的迁移,从而使奥氏体晶粒粗化速率得到有效的抑制。同时,在奥氏体变形时析出碳氮化合物,抑制奥氏体再结晶,在奥氏体向铁素体转变时达到细化铁素体晶粒的目的。控制轧制过程的主要参数包括加热温度和保温时间。Nb-Ti 微合金钢中,加热温度的改变会直接影响到钢中各元素的固溶量和碳化物的析出体积分数,进而影响奥氏体晶粒尺寸和形变奥氏体的再结晶规律,最终对钢的力学性能产生影响^[9-11]。因此,笔者利用透射电镜和光学显微镜对不同加热温度和保温时间的奥氏体晶粒尺寸和碳化物析出相进行了定量分析,以研究 Nb-Ti 钢中析出相粒子的固溶行为和奥氏体晶粒的长大规律。讨论了微合金元素 Ti 和 Nb 析出相粒子固溶行为对晶粒长大规律的影响机理,以讨论坯料加热温度的选择。

1 试验材料与方法

试验材料使用国内某钢厂生产的低碳 Nb-Ti 微合金化连铸板坯,主要化学成分见表 1。在板坯宽度 1/4 处取样,加工成 10 mm×10 mm×20 mm 小样后进行热处理。对 Nb-Ti 微合金钢的奥氏体晶粒长

大规律进行研究,热处理试验方案为:①加热温度 950 ~ 1 300 °C,每隔 50 °C 一个台阶;②温度选择 1 250 °C,保温时间分别设置为 10、30、80、120 min。对 Nb-Ti 微合金化钢中析出相的固溶行为进行研究,热处理工艺为:加热温度 950、1 050、1 150、1 250 °C,保温时间为 30 min。

表 1 Nb-Ti 微合金化钢的主要化学成分
Table 1 Main chemical composition of Nb-Ti microalloyed steel %

C	Si	Mn	Al	Cr	Nb	Ti
0.1	0.3	2.0	0.6	0.25	0.02	0.02

试样经机械磨抛后,使用饱和苦味酸和十二烷基苯磺酸钠的混合溶液在 55 °C 下腐蚀约 1 min,取出清洗吹干后用蔡司光学显微镜观察原始奥氏体晶粒的形貌^[12],并用“切点”法测量试验钢的平均晶粒度。采用高分辨透射电镜和能谱仪对钢中铌和钛的析出物进行观察和分析。使用透射电镜观察钢中纳米析出相,其碳复型试样的制备方法为:使用 4% 的硝酸酒精对表面抛光后的试样进行约 10 s 的腐蚀,然后在样品表面喷涂一层厚度为 20 ~ 30 nm 的碳层,最后用 4% 的硝酸酒精萃取碳膜,并用铜网将其打捞出来进行干燥^[13]。

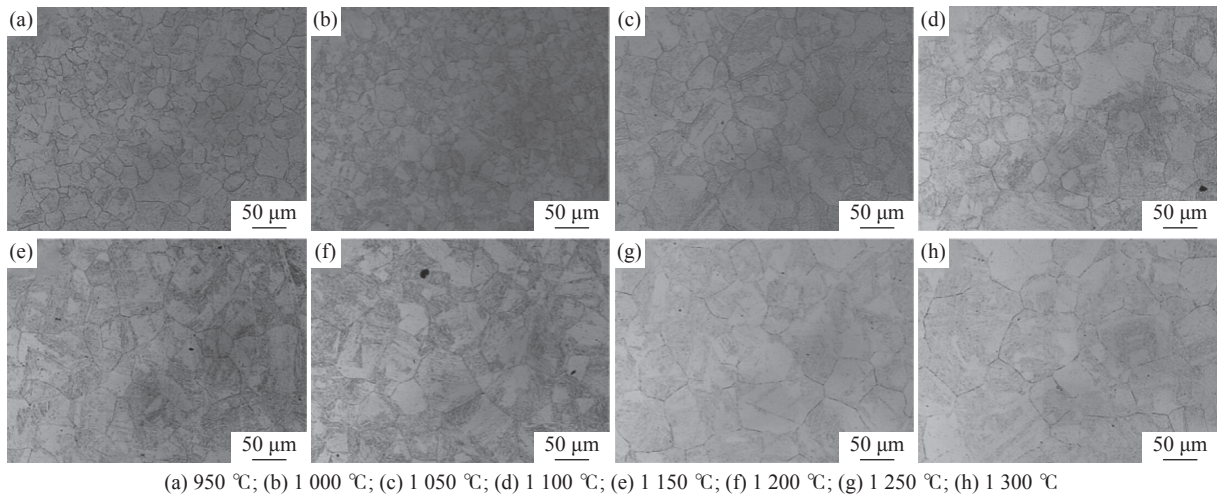
2 结果与分析

2.1 奥氏体晶粒长大规律研究

图 1 显示了在不同奥氏体化温度下保温 30 min 的奥氏体晶粒形态,图 2 显示了在 1 250 °C 下保持不同时间的奥氏体晶粒形貌,图 3 为平均奥氏体晶粒尺寸与加热温度和保温时间之间关系的统计结果。

由图 1、3 可知, 当加热温度范围为 950 ~ 1 000 °C 时, 铌钛微合金钢中的奥氏体晶粒细小均匀, 平均晶粒尺寸约为 30 μm ; 温度上升到 1 050 °C 后, 晶粒开始明显长大, 并且开始出现混晶现象。温度为 1 150 °C 时, 晶粒再一次迅速粗化, 同时晶粒尺寸不均匀, 并伴有较严重的混晶现象; 继续升高温度, 奥氏体晶粒开始均匀长大, 混晶现象逐渐减轻。加热

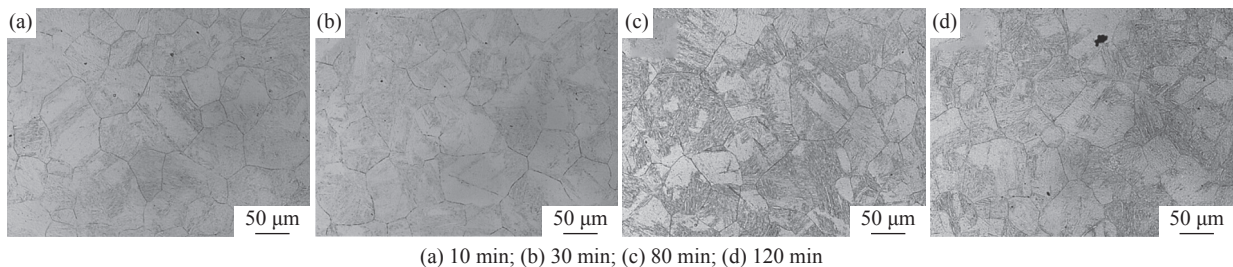
温度高于 1 250 °C 后, 晶粒又开始迅速粗化。加热温度从 950 °C 增加到 1 300 °C, 奥氏体晶粒尺寸从 28.4 μm 增加到 94.6 μm 。由图 2、3 可知, 当加热温度为 1 250 °C 时, 保温时间从 10 min 增加到 120 min, 奥氏体晶粒尺寸从 79.4 μm 逐渐增加到 88.5 μm , 晶粒长大速度较慢。奥氏体晶粒粗化速率随温度升高变化较大, 保温时间对晶粒长大速度影响较小。



(a) 950 °C; (b) 1 000 °C; (c) 1 050 °C; (d) 1 100 °C; (e) 1 150 °C; (f) 1 200 °C; (g) 1 250 °C; (h) 1 300 °C

图 1 不同奥氏体化温度保温 30 min 的奥氏体晶粒形貌

Fig. 1 Austenite grain morphology at different austenitizing temperatures for 30 min



(a) 10 min; (b) 30 min; (c) 80 min; (d) 120 min

图 2 1 250 °C 不同保温时间的奥氏体晶粒形貌

Fig. 2 Austenite grain morphology after holding at 1 250 °C for different time

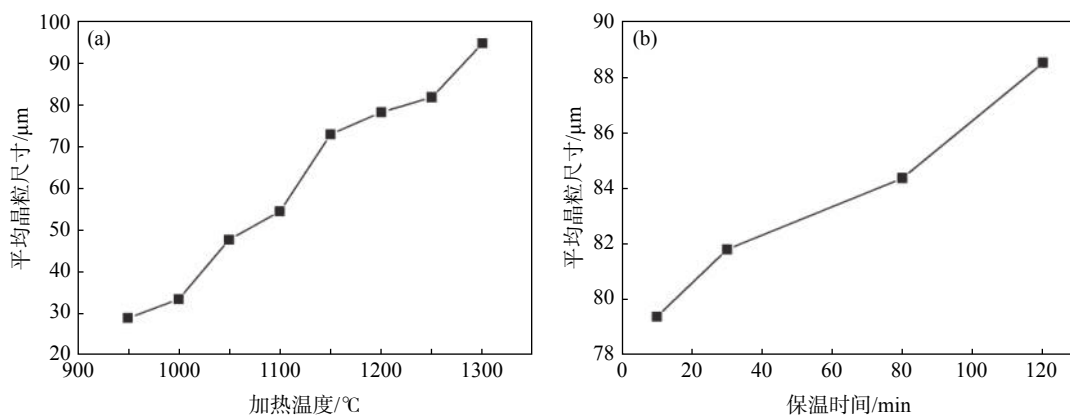


图 3 奥氏体化温度和保温时间对晶粒尺寸的影响

Fig. 3 Variation of austenite average grain size with heating temperature and holding time

2.2 (Ti, Nb)C 析出热力学研究

根据复合第二相固溶析出的理论模型, 可以计

算 Ti-Nb 微合金钢中的三元复合析出物 (Ti, Nb)C 的析出热力学。假设如下: ①具有 NaCl 结构的

TiC 和 NbC 可以互溶,碳化物满足理想的化学配比。
②由于钢中 N 含量很低,因此忽略 N 元素的影响。根据理论模型, Ti-Nb 钢中析出的第二相为 $(\text{Ti,Nb})\text{C}$, 化学式为 $\text{Ti}_x\text{Nb}_y\text{C}$ 。1 mol $\text{Ti}_x\text{Nb}_y\text{C}$ 由 x mol TiC 和 y mol NbC 互溶形成。其中, $x + y = 1$ 。Ti-Nb 钢中 Ti, Nb 及 C 的含量分别为 Ti, Nb 和 C。其中, 钢中 Ti, Nb 和 C 的固溶量用 $[\text{Ti}]$, $[\text{Nb}]$ 和 $[\text{C}]$ 表示, 且钢中元素的固溶量符合固溶度积公式^[14-16]。

其中已知奥氏体中 TiC 和 NbC 的固溶积公式^[17-18], 如式 (1) ~ (5) 所示。

$$\lg([\text{Ti}][\text{C}])_\gamma = 2.75 - \frac{7000}{T} \quad (1)$$

$$\lg([\text{Nb}][\text{C}])_\gamma = 2.96 - \frac{7510}{T} \quad (2)$$

$$\frac{\text{Ti} - [\text{Ti}]}{\text{C} - [\text{C}]} = \frac{47.867x}{12.011} \quad (3)$$

$$\frac{\text{Nb} - [\text{Nb}]}{\text{C} - [\text{C}]} = \frac{92.9094y}{12.011} \quad (4)$$

$$x + y = 1 \quad (5)$$

联立 (1) ~ (5) 式, 代入各元素初始量, 即可求得 $(\text{Ti}_x\text{Nb}_y)\text{C}$ 在确定温度 T 时 $[\text{Ti}]$ 、 $[\text{Nb}]$ 和 $[\text{C}]$ 及 x 和 y 。另外, T 温度下 $(\text{Ti,Nb})\text{C}$ 在奥氏体里的析出体积分数^[16-18]为:

$$\frac{f_{\text{Ti}_x\text{Nb}_y\text{C}}}{100 \cdot d_{(\text{Ti}_x\text{Nb}_y\text{C})}} = \frac{\{(\text{Ti} - [\text{Ti}]) + (\text{Nb} - [\text{Nb}]) + (\text{C} - [\text{C}])\} \cdot d_{\text{Fe}}}{100 \cdot d_{(\text{Ti}_x\text{Nb}_y\text{C})}} \quad (6)$$

式中, d_{Fe} 为铁的密度, 7.875 g/cm^3 ; $d_{(\text{Ti}_x\text{Nb}_y\text{C})}$ 为第二相 $(\text{Ti}_x\text{Nb}_y)\text{C}$ 的密度。可利用线性内插法求得:

$$d_{(\text{Ti}_x\text{Nb}_y\text{C})} = x d_{\text{TiC}} + y d_{\text{NbC}} \quad (7)$$

式中, TiC, NbC 的密度分别为 4.944 g/cm^3 和

7.803 g/cm^3 ^[16]。

将钢中初始的 Ti、Nb 和 C 的含量代入式 (1) 至式 (5) 中可获得 Ti-Nb 微合金钢中固溶的 $[\text{Ti}]$, $[\text{Nb}]$ 和 $[\text{C}]$ 随温度的变化曲线^[14], 如图 4(a) 所示。由图 4(a) 可知, 随着温度的降低, Ti-Nb 钢中固溶的 $[\text{Ti}]$, $[\text{Nb}]$ 含量均迅速减少, 当温度下降到 700°C 以下时, Ti, Nb 的固溶量趋近于零。这说明, 随温度降低, Ti, Nb 元素在高温奥氏体中大量析出。图 4(b) 为试验钢中析出相 $(\text{Ti,Nb})\text{C}$ 的体积分数随温度的变化曲线。由图 4(b) 可知, Nb-Ti 微合金钢中析出相 $(\text{Ti,Nb})\text{C}$ 的体积分数随着加热温度的降低而增加, 且在高温奥氏体区 $(\text{Ti,Nb})\text{C}$ 析出的体积分数增加较快。在 $950 \sim 1100^\circ\text{C}$ 范围内, $(\text{Ti,Nb})\text{C}$ 迅速析出, 在温度低于 800°C 之后, $(\text{Ti,Nb})\text{C}$ 析出减慢, 此时 Nb、Ti 都已大量析出, 钢中的 Nb、Ti 的固溶量很少。随着 Ti、Nb 元素的大量消耗, 析出相体积分数增加缓慢, 这与图 4(a) 中 $[\text{Ti}]$, $[\text{Nb}]$ 含量的变化趋势相符。同样道理, 在钢坯加热过程中, 随加热温度升高和保温时间延长, 奥氏体中的析出碳化物会慢慢溶解, 固溶在钢中的 $[\text{Ti}]$, $[\text{Nb}]$ 含量逐渐增加, 析出相的体积分数逐渐减少, 削弱了钉扎奥氏体晶界的作用^[19]。故而钢中奥氏体晶粒迅速粗化。

2.3 第二相粒子固溶行为研究

通过透射电镜观察了 Nb-Ti 钢在不同奥氏体化温度下保温 30 min 后的析出物形态, 通过能谱定量分析了析出物的化学成分, 并统计了析出物尺寸以及碳化物中 Nb 和 Ti 比例的变化规律^[20]。析出相形貌见图 5, 析出相成分分析见表 2, 析出相尺寸和成分统计结果见图 6。

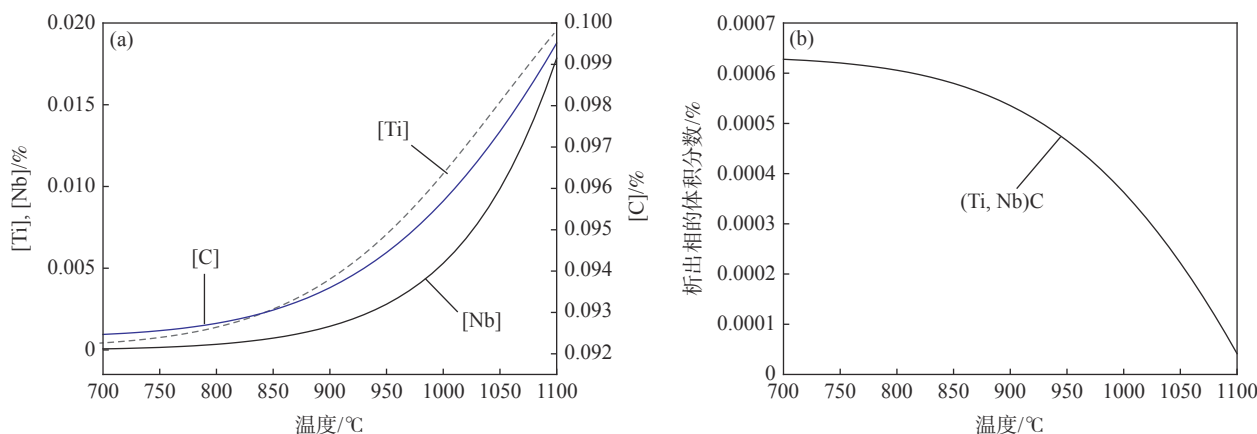


图 4 温度对试验钢中 Ti, Nb, C 平衡固溶量的影响(a)和奥氏体中析出相体积分数与温度的关系(b)

Fig. 4 Effect of temperature on equilibrium solid solution amount of Ti, Nb and C in experimental steel (a) and relationship between volume fraction of precipitated phase in austenite and temperature (b)

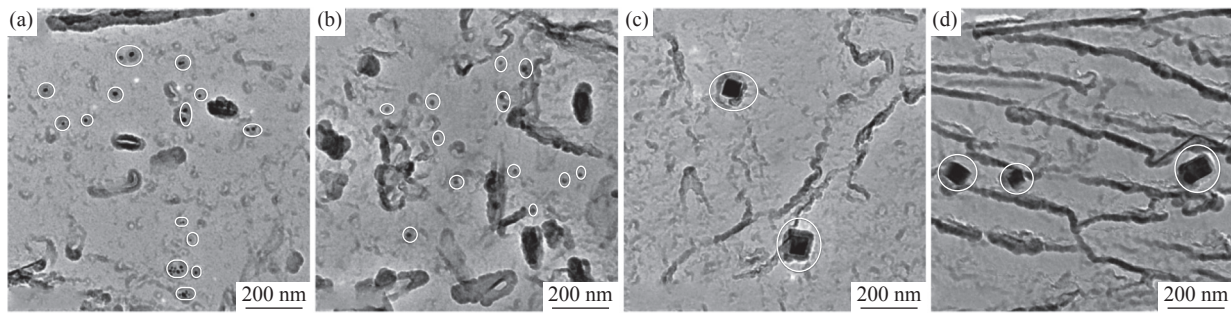


图 5 不同奥氏体化温度下保温 30 min 后时钢中析出相形貌

Fig. 5 Morphology of precipitates in steel at different austenitizing temperatures for 30 min

表 2 不同奥氏体化温度下保温 30 min 后钢中夹杂物成分和形状

温度/℃	夹杂物类型	Ti/%	Nb/%	C/%	形状
950	高Ti低Nb	47.8	8.3	44	方形
950	高Nb低Ti	2.2	8.4	89.4	方形
1050	高Ti低Nb	49.6	16.5	33.9	方形
1150	高Ti低Nb	57.6	14.4	28	方形
1250	高Ti低Nb	49.9	13.2	36.9	方形

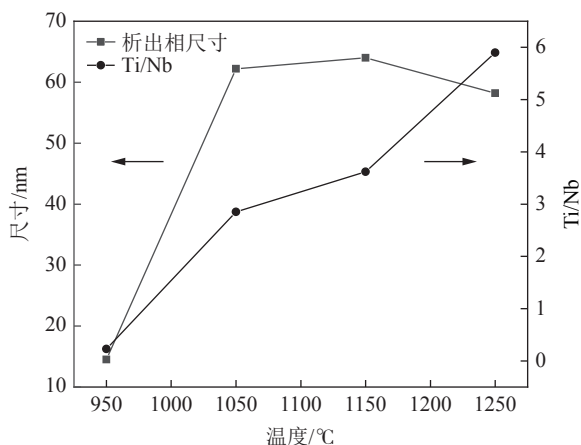


图 6 不同奥氏体化温度下保温 30 min 后钢中析出相尺寸和 Ti/Nb 的比例

Fig. 6 Precipitate size and Ti / Nb ratio in steels with different austenitizing temperatures

加热温度升高后,第二相析出物的数量减少,未溶碳化物的平均尺寸增加,且 Nb 和 Ti 元素的质量分数之比也跟着发生改变。加热温度为 950 °C 时,钢中析出相主要为尺寸 <20 nm 的高 Nb 低 Ti 的圆形 (Ti, Nb)C,高 Ti 低 Nb 的方形 (Ti, Nb)C 数量明显较少;加热到 1 050 °C 时,钢中析出相主要为高 Ti 低 Nb 的方形 (Ti, Nb)C,钢中高 Nb 低 Ti 的析出相开始逐渐溶解到奥氏体中,只有少量的未溶解的尺寸 <20 nm 的细小高 Nb 低 Ti 的圆形 (Ti, Nb)C;当加热温度为 1 050 ~ 1 250 °C 时,钢中析出相主要是高 Ti 低 Nb 的方形 (Ti, Nb)C,平均尺寸约为 60 nm,随温度的升高方形 (Ti, Nb)C 析出相的尺寸

变化不明显。即随着奥氏体化温度的升高,高 Nb 低 Ti 的析出相开始逐渐溶解到奥氏体中,钢中未溶碳化物中的 Ti 含量逐渐升高,同时 Nb 含量逐渐降低(图 6)。钢中的 N 主要与 Al 结合生成 AlN,虽然热力学计算显示 AlN 的溶解温度约为 1 040 °C,但是在 950 °C 时也并未发现 AlN 析出相,可能是 AlN 析出相数量较少而难以观察到。

2.4 第二相粒子的固溶行为对奥氏体晶粒长大规律的影响

通过改变加热温度和保温时间这两项主要因素,便可以对奥氏体晶粒尺寸的增大产生影响。归根结底,奥氏体晶粒的生长是由晶界迁移引起的。Nb-Ti 钢中的 (Ti, Nb)C 析出相会随着加热温度的升高而逐渐溶解, (Ti, Nb)C 的体积分数减少, Nb、Ti 和 C 的固溶量逐渐增加。钢中碳化物的存在,起到了钉扎晶界,减缓晶界迁移的作用。当温度升高,碳化物逐渐溶解,由于一些小尺寸的晶粒自由能较大,极易向大尺寸的晶粒靠拢,并与大尺寸晶粒合并,这就是晶粒的粗化^[21-22]。奥氏体晶粒增长率 ν 为^[22]:

$$\nu = k \cdot \exp\left(-\frac{Q_m}{RT}\right) \frac{\sigma}{d_A} \quad (8)$$

式中, k 和 R 可以作为常数, Q_m 是晶界运动的活化能, T 是加热温度, d_A 是奥氏体晶粒的平均尺寸, σ 是晶体边界的界面能。从公式(8)可以看出,加热温度对奥氏体晶粒的生长速率的影响极大,呈指数增长的态势。晶界的迁移速率随着温度的升高而增加,这将导致晶粒尺寸增大^[22]。当奥氏体晶粒尺寸达到一定值时,由于温度升高后晶界迁移速率减慢,意味着奥氏体晶粒的生长速率降低,晶粒尺寸的增长的趋势减缓。由图 5 和图 6 所示,在保温时间为 30 min 的相同条件下,当加热温度为 950 °C 时,钢中有较多的小尺寸碳化物,能很好起到钉扎晶界的。当加热温度为 950 ~ 1 050 °C 时,小尺寸的碳化物开始溶解,碳化物第二相质点对晶

界的钉扎作用减弱, Nb-Ti 微合金钢中奥氏体晶粒迅速长大。随着温度从 1 050 ℃ 加热到 1 250 ℃ 时, 小尺寸的碳化物基本溶解, 钢中析出相平均尺寸约为 60 nm, 对晶界的钉扎作用减弱, 晶界的迁移速率减缓, 奥氏体晶粒长大缓慢。

当 Nb-Ti 微合金化钢处于均热状态时, 钢中的第二相粒子可以通过钉扎晶界和阻碍奥氏体晶界的迁移来抑制奥氏体晶粒粗化。第二相颗粒阻碍奥氏体晶界的基础是:

$$D_c = \frac{\pi d}{6f} \left(\frac{3}{2} - \frac{2}{Z} \right) \quad (9)$$

式中, D_c 为第二相质点粒子发生晶粒粗化的临界粒径; d 为第二相粒子的粒径; f 是沉淀相颗粒的体积分数; Z 是晶粒尺寸不均匀系数。当析出相粒子的体积分数和第二相粒子的粒径一定时, 可以获得奥氏体晶粒尺寸的临界值 D_c 。析出物能够钉扎晶界的前提是初始奥氏体晶粒尺寸大于第二相析出物的临界晶粒尺寸。从公式(9)可以看出, 晶粒度阈值 D_c 与第二相的粒度 d 成正比, 与沉淀相的颗粒体积分数 f 成反比。随着加热温度和保温时间的增加, 析出相 (Ti, Nb)C 将逐渐溶解, 析出相的体积分数 f 将逐渐减小^[23], 如图 4(b) 所示; 同时, 由于析出相粒子的聚集和长大, 粒子尺寸 d 会随着加热温度和保温时间的增加而增大, 加热温度和保温时间都会影响晶粒尺寸。因此, 试验中 Nb-Ti 微合金钢中奥氏体的平均晶粒度将随着加热温度和保温时间的增加而增加^[6]。

3 结论

采用透射电镜、光学显微镜以及热力学计算, 对 Nb-Ti 钢中碳化物在高温加热过程中的固溶行为

及奥氏体晶粒长大规律进行了研究。得出以下结论:

1) 升高加热温度和延长保温时间均能够使试验钢中奥氏体晶粒尺寸增大, 但是相对于保温时间来说, 加热温度对晶粒粗化速率的影响更大。加热温度从 950 ℃ 升高到 1 300 ℃, 晶粒尺寸从 28.4 μm 长大到 94.6 μm, 奥氏体晶粒长大速度明显; 加热温度 1 250 ℃ 时, 保温时间从 10 min 增加到 120 min, 奥氏体晶粒从 79.4 μm 逐渐增大到 88.5 μm, 晶粒长大速度较慢。

2) 升高加热温度, Nb-Ti 微合金钢中小尺寸析出相粒子会逐渐溶解消失, 钢中碳化物数量减少, 未溶的析出物均为较大尺寸的 (Ti, Nb)C。另外, 未溶 MC 相中的 Ti/Nb 原子比随着加热温度的升高逐渐增大, 由此表明碳化物中 Ti 比 Nb 的热稳定性更高, 其回溶温度较高。加热温度升高之后, 奥氏体中固溶的 Nb、Ti 的含量会逐渐增加, 钢中析出相体积分数逐渐减少。升高加热温度后, Nb-Ti 微合金钢中奥氏体晶粒急剧粗化, 归其原因是由于钢中小尺寸析出物粒子逐渐溶解, 减弱了对晶界迁移的钉扎作用, 奥氏体晶界的迁移加快, 使得晶粒迅速长大。

3) 当加热温度小于 1 050 ℃ 时, Nb-Ti 微合金钢中存在较多数目的小尺寸析出物。其对晶界的钉扎晶界的作用是比较强的, 这也解释了晶粒长大缓慢的原因。当加热温度高于 1 050 ℃ 时, Nb-Ti 钢中尺寸小于 20 nm 的细小碳化物析出相颗粒开始缓慢溶解并消失。随温度从 1 050 ℃ 升高到 1 250 ℃, 钢中析出相主要是尺寸为 60 nm 左右的高 Ti 低 Nb 的碳化物, 在 1 150 ℃ 晶粒又一次迅速粗化, 同时奥氏体中出现晶粒尺寸不均匀, 混晶现象严重的情况, 主要是由于含 Nb, Ti 析出相的大量溶解造成的。

参考文献

- [1] Xia Jinian. Study on precipitation control of nano titanium carbide in titanium microalloyed steel[D]. Hengjiang: Jiangsu University, 2018.
(夏继年. 钛微合金钢中纳米碳化钛的析出控制研究[D]. 镇江: 江苏大学, 2018.)
- [2] Zhang Ruiqi, Liu Zhiwei, Sun Ao, et al. Development of Nb-Ti microalloyed steel plate for high speed train bogie frame[J]. *Special Steel*, 2020, 41(1): 32-35.
(张瑞琦, 刘志伟, 孙傲, 等. 高速列车转向架构架用 Nb-Ti 微合金化钢板的研制[J]. *特殊钢*, 2020, 41(1): 32-35.)
- [3] Yang Gengwei, Lu Jiawei, Sun Hui, et al. Microstructure, mechanical properties and phase transformation behavior of Ti-V microalloyed high-strength hot-strip steel[J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2019, 31(8): 726-732.
(杨庚蔚, 陆佳伟, 孙辉, 等. Ti-V 微合金化热轧高强钢的相变规律及组织性能[J]. *钢铁研究学报*, 2019, 31(8): 726-732.)
- [4] Dong J, Zhou X, Liu Y, et al. Carbide precipitation in Nb-V-Ti microalloyed ultra-high strength steel during tempering[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 683: 215-226.

- [5] Karmakar A, Biswas S, Mukherjee S, *et al.* Effect of composition and thermo-mechanical processing schedule on the microstructure, precipitation and strengthening of Nb-microalloyed steel[J]. *Materials Science and Engineering:A*, 2017, 690: 158–169.
- [6] Sun Feng, Yin Xiaoli, Zhao Da. Rolling process optimization of vanadium microalloyed automobile titanium alloy[J]. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2020, 41(3): 59–63.
(孙凤, 尹晓丽, 赵达. 钒微合金化汽车钛合金的轧制工艺优化[J]. *钢铁钒钛*, 2020, 41(3): 59–63.)
- [7] Hang Zidi, Feng Yunli, Cui Yan, *et al.* Mathematical modeling of the recrystallization kinetics of high Ti microalloyed high strength steel[J]. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2020, 41(1): 141–146.
(杭子迪, 冯运莉, 崔岩, 等. 高Ti微合金高强度钢静态再结晶动力学模型[J]. *钢铁钒钛*, 2020, 41(1): 141–146.)
- [8] Du Yifei, Li Wang, Tian Yaqiang. Application progress of Nb-V-Ti microalloying in TRIP steel for automobile[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2019, 44(8): 50–56.
(杜一飞, 黎旺, 田亚强. Nb-V-Ti微合金化在汽车用TRIP钢中的应用进展[J]. *金属热处理*, 2019, 44(8): 50–56.)
- [9] Yang Ying, Hou Huaxing, Ma Yupu, *et al.* Effect of reheating temperature on solid solution and grain growth of second phase particles in Nb, Ti containing steels[J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2008, (7): 38–42.
(杨颖, 侯华兴, 马玉璞, 等. 再加热温度对含Nb, Ti钢第二相粒子固溶及晶粒长大的影响[J]. *钢铁研究学报*, 2008, (7): 38–42.)
- [10] Narayanasamy R, Parthasarathi N L, Narayanan C S. Effect of microstructure on void nucleation and coalescence during forming of three different HSLA steel sheets under different stress conditions[J]. *Materials & Design*, 2009, 30(4): 1310–1324.
- [11] Huo Xiangdong, Mao Xinping, Dong Feng. Effect of coiling temperature on the mechanical properties of Ti-microalloyed high strength steel[J]. *Journal of University of Science and Technology Beijing*, 2013, 35(11): 1472–1477.
(霍向东, 毛新平, 董锋. 卷取温度对Ti微合金化高强度钢力学性能的影响机理[J]. *北京科技大学学报*, 2013, 35(11): 1472–1477.)
- [12] Zhang Jianyuan. Effect of heat treatment process on microstructure and mechanical properties of 30 MnSi steel bars[D]. Jinan: Shandong University, 2021.
(张建园. 热处理工艺对30 MnSi钢棒组织和力学性能的影响[D]. 济南: 山东大学, 2021.)
- [13] Zhang Shengzhou, Zhou Chaogang, Duan Ziqing, *et al.* Analysis of cracking causes of 700 MPa grade beam steel W brace[J]. *Nonferrous Metals Science and Engineering*, 2022, 13(2): 82–87.
(张声洲, 周朝刚, 段紫晴, 等. 700 MPa级大梁钢W撑开裂原因分析[J]. *有色金属科学与工程*, 2022, 13(2): 82–87.)
- [14] Ghosh A, Ray A, Chakrabarti D, *et al.* Cleavage initiation in steel: Competition between large grains and large particles[J]. *Materials Science and Engineering:A*, 2013, 561: 126–135.
- [15] Bu F Z, Wang X M, Yang S W, *et al.* Contribution of interphase precipitation on yield strength in thermomechanically simulated Ti-Nb and Ti-Nb-Mo microalloyed steels[J]. *Materials Science & Engineering:A*, 2014, (620): 22–29.
- [16] Xu Y, Zhang W, Sun M, *et al.* The blocking effect of interphase precipitation on dislocations' movement in Ti-bearing microalloyed steel[J]. *Materials Letters*, 2015, (139): 177–181.
- [17] Yong Qilong. The second phase in iron and steel materials[M]. Beijing, Metallurgical Industry Press, 2006: 26–36.
(雍岐龙. 钢铁材料中的第二相[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2006: 26–36.)
- [18] Zhang Ke. Study on the mechanism of microstructure control and strengthening of Ti-V-Mo composite microalloyed high strength steel[J]. Kunming: Kunming University of Science and Technology, 2016.
(张可. Ti-V-Mo复合微合金化高强度钢组织调控与强化机理研究[D]. 昆明: 昆明理工大学, 2016.)
- [19] Li Liming, Feng Yunli, Yang Lina. Thermodynamic calculation of Ti-containing second phase in Ti microalloyed high strength steel[J]. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2019, 40(1): 118–122.
(李立铭, 冯运莉, 杨丽娜. 钛微合金化高强度钢含Ti第二相的热力学计算[J]. *钢铁钒钛*, 2019, 40(1): 118–122.)
- [20] Jung J, Park J, Kim J, *et al.* Carbide precipitation kinetics in austenite of a Nb-Ti-V microalloyed steel[J]. *Materials Science and Engineering:A*, 2011, 528(16–17): 5529–5535.
- [21] Wang Z, Sun X, Yang Z, *et al.* Carbide precipitation in austenite of a Ti-Mo-containing low-carbon steel during stress relaxation[J]. *Materials Science and Engineering:A*, 2013, 573: 84–91.
- [22] Hui Yajun, Pan Hui, Li Wenyuan, *et al.* Study on the heating system of 1000 MPa Nb-Ti microalloyed ultra high strength steel[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2017, 53(2): 129–139.
(惠亚军, 潘辉, 李文远, 等. 1000 MPa级Nb-Ti微合金化超高强度钢加热制度研究[J]. *金属学报*, 2017, 53(2): 129–139.)
- [23] Lv Yong, Peng Jun, Cai Changkun, *et al.* Rare earth Ce on thermodynamics of titanium containing inclusions in steel and its experimental research[J]. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2019, 40(3): 93–98.
(吕勇, 彭军, 蔡长焜, 等. 稀土铈对钢中含钛夹杂物析出行为的研究[J]. *钢铁钒钛*, 2019, 40(3): 93–98.)