

# 高 V、N 微合金钢动态 CCT 曲线及纳米碳氮化物析出冷速敏感性

石 鹏<sup>1</sup>, 张献光<sup>1</sup>, 舒春阳<sup>2</sup>, 齐江华<sup>2</sup>, 郭晃勋<sup>2</sup>, 陈佳俊<sup>1</sup>,  
闫建昊<sup>1</sup>, 松浦清隆<sup>3</sup>, 裴逸武<sup>1</sup>

(1. 北京科技大学 冶金与生态工程学院, 北京 100083)

(2. 湖南华菱涟源钢铁有限公司 涟钢技术中心, 湖南 娄底 417000)

(3. 北海道大学 工学院 材料科学与工程系, 日本 札幌 060-8628)

**摘 要:** 为实现对高 V、N 微合金钢轧制-冷却工艺过程中组织、析出相的精准控制, 利用 Gleeble-1500D 热模拟试验机研究了轧后不同冷速下实验钢的热膨胀曲线、相变规律、过冷奥氏体动态连续冷却转变曲线(动态 CCT 曲线), 并着重研究了微观组织演变行为、显微硬度和纳米碳氮化物析出行为对冷速的敏感性。结果表明: 冷却速率低于 3 °C/s 时, 实验钢显微组织由铁素体和珠光体组成; 当冷却速率位于 3 °C/s 时, 发生贝氏体相变, 基体组织由铁素体、珠光体和贝氏体组成; 冷却速率为 8 °C/s 时, 珠光体组织消失, 马氏体组织开始出现, 基体组织由沿晶铁素体、贝氏体和马氏体组成; 当冷却速率达到 20 °C/s 时, 基体组织中马氏体占主, 并由少量先共析铁素体和贝氏体组成。此外, 冷却速率对纳米碳氮化物的析出行为也具有显著影响, 冷速处于 1 °C/s 以内时, 多边形铁素体中纳米析出相直径和数密度具有较强的冷却速率敏感性, 纳米析出相直径随冷速提升显著降低, 数密度随冷速提升而提高; 冷速由 1 °C/s 增加至 3 °C/s 时, 纳米析出相直径进一步降低, 而数密度趋于稳定; 当冷速继续增至 5 °C/s 时, 纳米析出相直径保持稳定, 数密度呈现下降趋势。研究还发现, 贝氏体组织中纳米析出相较少, 贝氏体不利于纳米析出。基于上述组织演变与析出规律的研究, 工业化试制出了屈服强度 700 MPa 以上、满足抗震要求的高 V、N 微合金钢。

**关键词:** 高 V、N 钢; 冷却速率; 动态 CCT 曲线; 相变规律; 纳米析出相

**中图分类号:** TG142.33

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2024)04-1065-10

近年来, 随着城镇化进程的推进, 建筑结构用热轧带肋钢筋的需求量日益增加。同时, 在“双碳”战略背景下, 国家大力提倡低碳、节能、绿色环保, 这对普通建筑用钢性能提出了更高的要求。目前, 国内建筑行业钢筋使用仍以 400 MPa 为主, 2018 年颁布的新国标 GB/T 1499.2-2018《钢筋混凝土用钢第二部分: 热轧带肋钢筋》中取消了 335 MPa 级钢筋, 抗震钢筋最高牌号为 HRB500E 钢筋, 提出了 HRB600 钢筋的设想。同时, 规定热轧钢筋的显微组织为铁素体和珠光体, 禁止“穿水”出现回火马氏体组织<sup>[1-2]</sup>。

600 MPa 级以上热轧抗震钢筋作为新一代超高强度热轧抗震钢筋, 具有强度高、安全等级储备量大和节省钢材使用量等优点。在经济价值方面, 例如应用 600 MPa 级超高强度热轧抗震钢筋替代 400 MPa 级钢筋, 节省钢

筋用量达 38%, 不仅节约耗材, 降低成本; 明显降低布筋密度, 提高钢筋混凝土的结合力, 大幅度提升混凝土结构的抗震强度与抗核冲击波的能力; 钢筋综合成本可节约 15% 以上<sup>[3-4]</sup>。此外, 600 MPa 级以上抗震钢筋与 400 MPa 级钢筋相比, 具有强度高, 延伸性好, 抗震性优, 安全储备大, 防腐性能更佳, 综合成本低, 施工简便等优点, 是引领钢铁与建筑业转型升级具有革命性的新材料, 代表未来建筑用钢的方向<sup>[5-6]</sup>。

高强热轧抗震钢筋开发难点在于需同时满足高强度和抗震性能(强屈比 $\geq 1.25$ ), 且不能经过任何调质处理。经过学者的不断研究和实践, 添加 V、Nb 和 Ti 等微合金对钢铁材料既满足高强度又满足抗震性能具有显著效果, V、Nb、Ti 等微合金化已成为设计超高强度抗震钢铁材料的主要发展方向<sup>[7-11]</sup>。然而, 关于微合金化

收稿日期: 2023-11-22

基金项目: 北京市自然科学基金(221204); 国家自然科学基金(51804232); 北京科技大学青年教师学科交叉研究项目(中央高校基本科研业务费专项资金)(FRF-IDRY-20-020)

作者简介: 石 鹏, 男, 1995 年生, 硕士, 北京科技大学冶金与生态工程学院, 北京 100083, 电话: 010-62332265, E-mail: 1393545714@qq.com

高强度热轧抗震钢的研究主要集中在冶炼、连铸等制备开发上<sup>[12-13]</sup>，针对高 V、N 微合金高强钢在轧后连续冷却过程中相变行为、硬度和(V,Nb)(C,N)纳米相的析出规律尚不清楚。鉴于此，本工作通过模拟轧制和控制冷却研究高 V、N 微合金高强钢的动态连续冷却转变曲线(动态 CCT 曲线)，分析不同冷却速率下实验钢的显微组织、硬度和 (V,Nb)(C,N) 纳米相析出规律，为高 V、N 微合金高强抗震钢筋控冷工艺提供指导，在此基础上成功试制出了符合高强度、抗震要求的高 V、N 微合金钢。

### 1 实验

实验材料为国内某钢铁企业生产的高 V、N 微合金钢连铸方坯，其化学成分见表 1。动态 CCT 曲线测定实验在 Gleeble-1500D 热模拟实验机上进行，将实验钢加工成哑铃型的热模拟试样，尺寸如图 1 所示。

热模拟实验工艺如图 2 所示，将试样以 10 °C/s 的升温速率加热至 1220 °C，保温 180 s，之后以相同的冷却速率冷却至 1100 °C，保温 30 s 后以 10 s<sup>-1</sup> 的应变速率变形 30%；再以 10 °C/s 的冷却速率冷却至 1050 °C，保温 30 s，以 10 s<sup>-1</sup> 的应变速率进行第二道次变形，变形量 40%。变形结束后卸载载荷，以不同的冷却速率 (0.5、1、3、5、8、10、12、15、20 °C/s) 将试样冷却至室温。试样经奥氏体化后向铁素体转变，将发生体积变化，在膨胀曲线表现为下凹，而后向珠光体转变时，同样会有体积变化，并在膨胀曲线上表现出第 2 次波动，同理，发生其他相变也会使膨胀曲线产生波动，由此测得冷却过程中的热膨胀曲线，利用切线法可判断各相相变点温度。用线切割将处理后的试样沿径向切开，经砂纸打磨、

表 1 实验用钢化学成分

Table 1 Chemical composition of experimental steel (wt%)

C	Si	Mn	V	Nb	N	S/P	Fe
0.25	0.7	1.5	0.17	0.015	0.02	≤0.025	Bal.

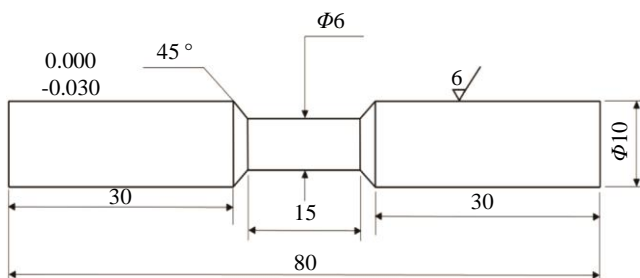


图 1 动态 CCT 热模拟试样示意图

Fig.1 Schematic diagram of specimen used for the dynamic CCT thermal simulation

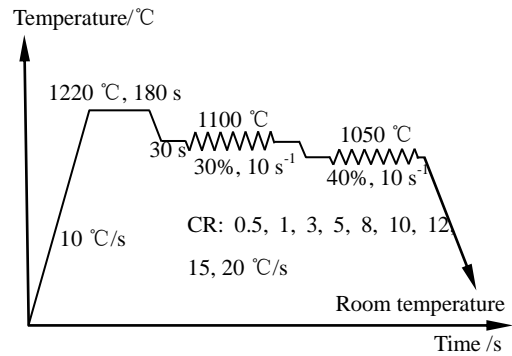


图 2 实验钢动态 CCT 热模拟工艺示意图

Fig.2 Schematic diagram of the dynamic CCT thermal simulation process for experimental steel

抛光后用 3% 体积分数的硝酸乙醇溶液腐蚀晶界，在 CX40M 型光学显微镜 (OM) 上观察不同冷却速率下试样的金相组织，利用 DHV-1000Z 型维氏硬度计 (HV) 测定不同冷却工艺下试样基体硬度，为减少数据误差，每一个硬度测试值需在相同条件下重复测试 7 次，去掉其中最大值和最小值，再计算平均值即为该条件下最终硬度值。同时为了分析不同冷却速率对相组织的影响，对不同冷却速率获得的相同相组织进行硬度测量。碳氮化物纳米析出相分布规律采用 Thermofisher Talos F200X 型透射电镜 (TEM) 进行观察。此外，参考 GB/T228.1—2021 使用 25 mm 标距测试材料力学性能。

### 2 结果与讨论

#### 2.1 显微组织与 CCT 曲线

实验钢经模拟轧制后以不同冷却速率冷却至室温获得的显微组织和典型热膨胀曲线如图 3 和图 4 所示。由图 3 展示的显微组织图可以看出，冷却速率对实验钢显微组织具有显著影响。冷却速率为 0.5 和 1 °C/s 时 (图 3a、3b)，实验钢的显微组织由白色铁素体 (ferrite, F) + 黑褐色珠光体 (pearlite, P) 组成。0.5 °C/s 下测得的铁素体+珠光体相变类型典型热膨胀曲线表明 (图 4a)，其相变行为发生在 600 °C 以上的高温段，铁素体和珠光体相变开始温度分别为 767 和 639 °C，珠光体相变结束温度为 601 °C。冷却速率为 3 °C/s 时 (图 3c)，铁素体和珠光体组织含量减少，出现少量贝氏体 (bainite, B)，且铁素体晶粒尺寸明显减小。冷却速率为 5 °C/s 时 (图 3d)，铁素体和珠光体组织含量进一步减少，贝氏体含量增加。图 4b 展示了 5 °C/s 冷速下样品的热膨胀曲线，结合该温度下光学显微组织图，通过切线法可以判断出铁素体、贝氏体开始相变的温度分别为 712 和 532 °C，珠光体相变结束温度为 581 °C，贝氏体相变结束温度为 442 °C。

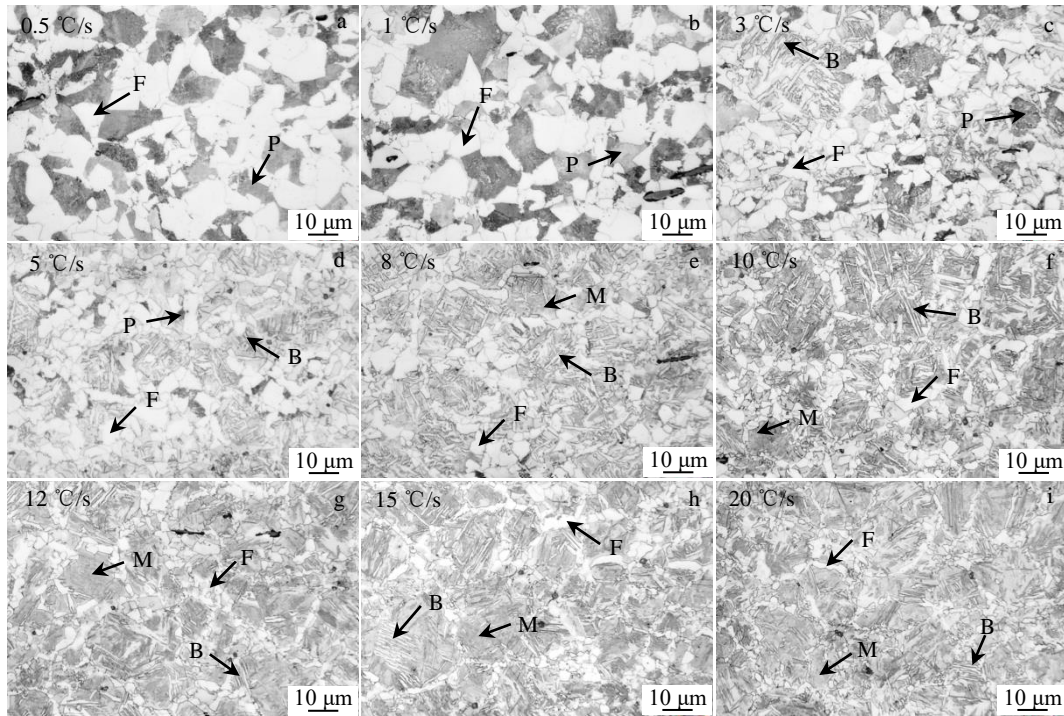


图3 不同冷却速率下实验钢的显微组织

Fig.3 Microstructures of the experimental steel formed after cooling at different cooling rates

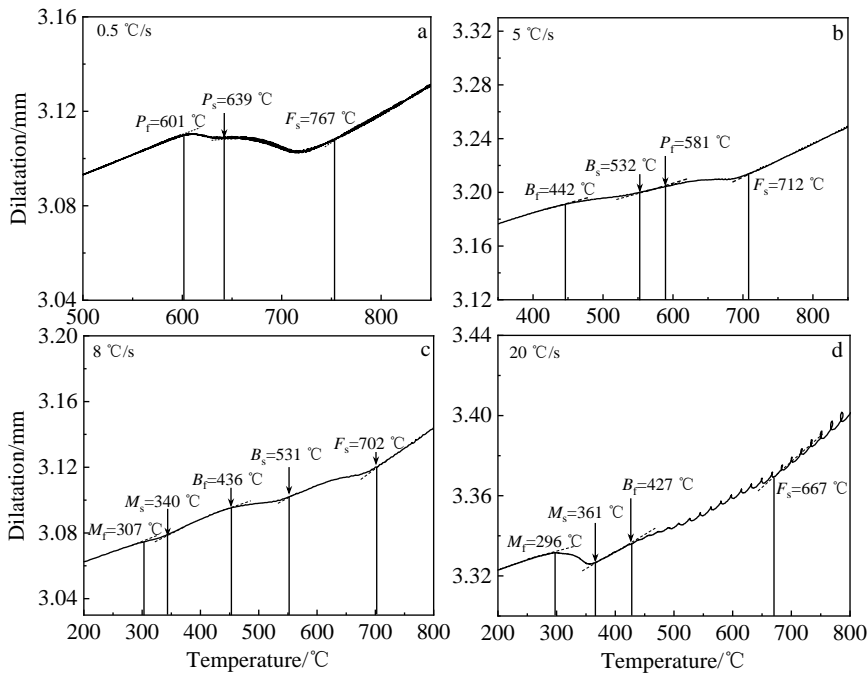


图4 实验钢典型冷却速率下热膨胀量-温度变化曲线

Fig.4 Dilatation-temperature curves of the experimental steel at the typical cooling rates of 0.5 °C/s (a), 5 °C/s (b), 8 °C/s (c), and 20 °C/s (d) (the dashed line shows the tangent line used for determining the phase transformation temperature point)

当冷却速率为 8 °C/s 时 (图 3e), 珠光体完全消失, 开始出现马氏体 (martensite, M) 组织, 铁素体组织也由大块多边形晶内和晶界铁素体混合组织逐渐转变为沿原奥氏体晶界的网状铁素体, 基体组织为铁素体+贝氏体+

马氏体, 且遵循晶粒尺寸随冷却速率增加而减小的变化规律。冷却速率为 8 °C/s 时, 其各自的相变点温度清晰地反映在图 4c 中的膨胀曲线中, 铁素体、贝氏体和马氏体开始相变温度分别为 702、531 和 340 °C, 贝氏体和马

氏体相变结束温度分别为 436 和 307 °C。

当冷却速率为 10~20 °C/s 时 (图 3f~3i)，基体组织逐渐发展为以马氏体为主，沿晶铁素体逐步减少，实验钢基体相组织为大量马氏体+贝氏体+少量细小网状铁素体组成。图 4d 为 20 °C/s 冷速速率时样品相变热膨胀曲线，其高温段出现的微弱铁素体相变开始温度点为 667 °C，中温贝氏体相变结束温度点为 427 °C，低温段出现明显的马氏体相变开始和结束温度，分别为 361 和 296 °C，同时也验证了该冷却速率下马氏体相变为主要相变方式。

不同冷却速率下测得的具体相变点温度的详细总结如表 2 所示，冷却速率在 1 °C/s 以下时，铁素体和珠光体相变主要发生在 632~767 °C 的高温段；冷却速率提升至 3~5 °C/s 时，新发生贝氏体相变，基体组织相变温度区间扩大到 532~714 °C 的高中温段。对比发现，3 °C/s 时，铁素体开始相变温度点降低至 714 °C，且铁素体晶粒尺寸比 0.5 或 1 °C/s 明显减小 (图 3)。其原因可能是过冷度随着冷却速率提高而增加，增加了铁素体相变驱动力，从而增加了铁素体形核率。同时，铁素体相变属于扩散性相变，冷却速率增加缩短了相变时间从而抑制

了晶界迁移，从而细化了铁素体晶粒；冷却速率提升至 8~10 °C/s 时，中温段贝氏体相变占据主导地位，高温铁素体相变温度发生在 678~702 °C/s 之间；冷却速率继续提升至 12~20 °C/s 时，铁素体相变温度下降至 667~674 °C/s 区间，低温区相变逐渐转向马氏体相变，其相变开始温度约为 360 °C/s。从表 2 中也可以看出，实验钢的铁素体、珠光体和贝氏体这类高中温相变随着冷却速率的增加，其相变开始或结束温度逐渐下降，但低温马氏体相变开始温度随冷却速率增加而升高，即冷却速率增加，马氏体相变区逐渐扩大。其可能的原因是，冷却速率的加快，使得高温中区形成的铁素体、贝氏体等贫碳相含量减少，弱化了过冷奥氏体碳富集行为，其碳含量相对慢冷却速率降低，提高了  $M_s$  点温度。

根据表 2 中不同冷却速率下相变点温度，绘制了实验钢的动态连续冷却转变曲线 (CCT 曲线)，如图 5 所示。由图可知，当冷却速率小于 3 °C/s 时，属于实验钢的铁素体和珠光体的相变区；当冷却速率为 3 °C/s 时，发生贝氏体相变，且贝氏体相变区随着冷却速率增加而扩大，珠光体相变区在冷却速率为 5 °C/s 时消失；当冷却速率为 8 °C/s 时，开始出现马氏体相变区，贝氏体相

表 2 不同冷却速率下实验钢的相变温度点

Table 2 Phase transformation temperature points of the experimental steel at different cooling rates

Cooling rate/°C s <sup>-1</sup>	$F_s$ /°C	$P_s$ /°C	$P_f$ /°C	$B_s$ /°C	$B_f$ /°C	$M_s$ /°C	$M_f$ /°C
0.5	767	639	601	-	-	-	-
1	728	632	580	-	-	-	-
3	714	631	594	570	521	-	-
5	712	-	581	532	442	-	-
8	702	-	-	531	436	340	307
10	678	-	-	530	433	338	294
12	674	-	-	525	431	351	292
15	673	-	-	-	430	354	298
20	667	-	-	-	427	361	296

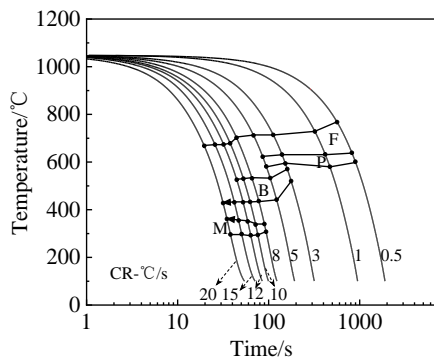


图 5 实验钢动态 CCT 图

Fig.5 Dynamic CCT diagram of the experimental steel

变区在冷却速率提升到 12 °C/s 时开始缩小；随着冷却速率进一步增加，马氏体开始转变温度升高，相变区略有扩大。基于该 CCT 曲线，实验钢若要获得铁素体+珠光体基体组织，应控制轧后冷却速率在 3 °C/s 以内。

## 2.2 显微硬度分析

为研究轧后控冷工艺对实验钢性能的影响，采用维氏显微硬度计 9.8 N 载荷对实验钢在不同冷却速率冷却至室温后的显微硬度进行了测量，实验结果如图 6 所示。可以看出，实验钢显微硬度随冷却速率的增加而增加，这与其显微组织演变行为密切相关。由图 3 可知，随着冷却速率增加，微观组织呈现出由铁素体与珠光体逐步

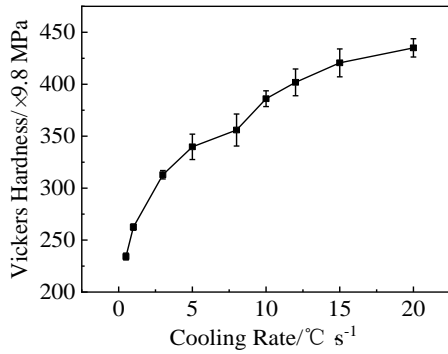


图6 实验钢不同冷却速率后的整体显微硬度

Fig.6 Overall micro-hardness of the experimental steel after cooling at different cooling rates

发展为贝氏体+马氏体硬相组织逐渐增多的趋势,这决定了其显微硬度逐渐升高。

为了进一步解析各相力学性能随冷却速率的变化规律,采用 0.245 N 小载荷分别对铁素体、珠光体、贝氏体和马氏体单相进行了显微硬度测量。图 7 展示了实验钢典型显微组织硬度测试实例,测试点分别为铁素体、珠光体、贝氏体和马氏体组织。可以看出,采用维氏硬度计小载荷是可以对本研究中的各相组织微观硬度进行测试的。不同冷却速率下实验钢的单相显微硬度,实验结果见表 3。由表 3 可知,随着冷却速率增加,各相组织维氏硬度均表现出增加趋势。其中铁素体相硬度的增加可能与晶粒尺寸或纳米相析出行为有关,铁素体晶粒尺寸随冷却速率增加而减小,细晶强化对其硬度增加有贡

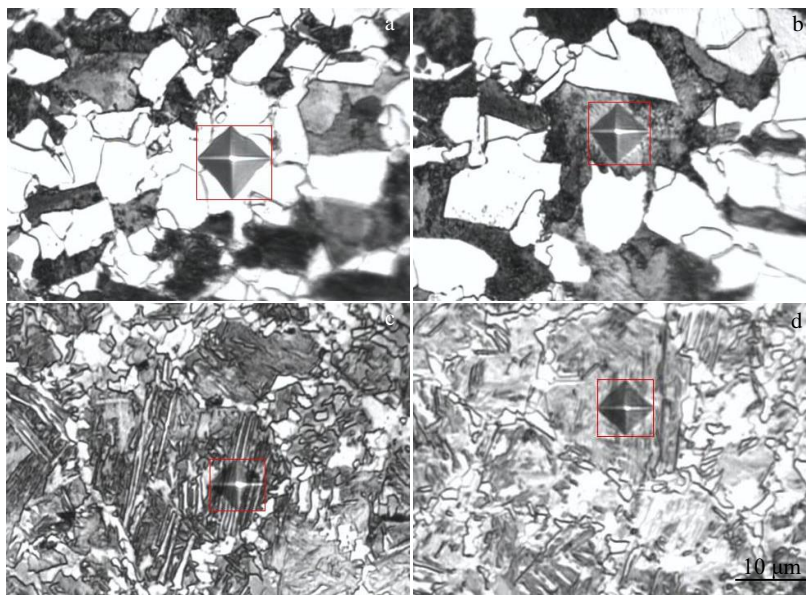


图7 各相显微硬度测试实例

Fig.7 Examples of the micro-hardness test for the individual phases: (a) ferrite, (b) pearlite, (c) bainite, and (d) martensite

表 3 不同冷却速率下实验钢各相组织显微硬度

Table 3 Micro-hardness (HV) of the individual phases in the experimental steels after cooling at different cooling rates (×9.8 MPa)

Cooling rate/°C s <sup>-1</sup>	Ferrite	Pearlite	Bainite	Martensite
0.5	207	294	-	-
1	234	308	-	-
3	284	310	347	-
5	291	325	350	-
8	-	-	395	444
10	-	-	412	459
12	-	-	441	485
15	-	-	451	510
20	-	-	468	537

献;而珠光体、贝氏体和马氏体的硬度增加,是因为随着冷却速率增加,珠光体片层间距、贝氏体或马氏体板条宽度减小有关<sup>[14-16]</sup>。

### 2.3 纳米相析出规律

(V,Nb)(C,N)纳米相主要在铁素体基体内析出进而提高铁素体组织强度<sup>[17-18]</sup>,起到析出强化效果。冷却速率不同,影响相变点,从而可能影响(V,Nb)(C,N)纳米相析出行为。此外,表 3 中的不同冷却速率下铁素体硬度差异可能也与析出相析出行为有关。本研究利用透射电镜解析实验钢在 0.5、1、3 和 5 °C/s 典型冷却速率下的析出规律。为了分辨析出相化学成分,首先对其进行了 STEM-EDS 分析。冷却速率为 0.5 °C/s 下,铁素体区域观察到的典型析出相元素面扫描分析结果如图 8 所示(由于 Fe、Mn、Si 等元素分布无显著差异,为节省空

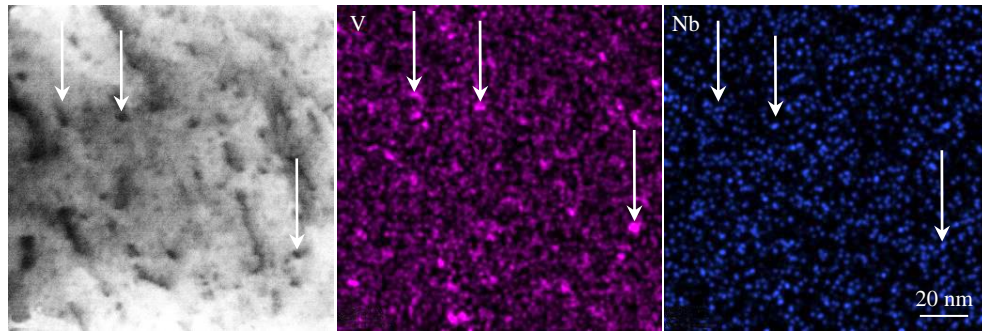


图 8 0.5 °C/s 冷速下析出相的 TEM-EDS 分析

Fig.8 TEM-EDS analysis of precipitates at the cooling rate of 0.5 °C/s

间未进行展示)。STEM 模式下,观察到了典型球状纳米析出相,其直径约 4.10 nm,实验结果表明析出相为主要富含 V、少量 Nb 的析出相,初步判断其为(V,Nb)(C,N)复合纳米析出相。

采用高分辨透射电镜 (high resolution transmission electron microscopy, HRTEM) 对纳米析出相的晶体结构进行了解析,高分辨像及傅里叶变换 (FFT) 结果如图 9 所示。经测量发现,  $(1\bar{1}\bar{1})_{MC}$  晶面间距为 0.255 nm,这与 MC 型碳化物的晶面间距是一致的,这充分说明其为 NaCl 晶体结构型 MC 碳化物<sup>[18]</sup>。结合 EDS 及晶体结构分析结果确认其为(V,Nb)(C,N)纳米碳化物,且与铁素体基体保持 Baker-Nutting(B-N)取向关系: $(100)_{MC} // (100)_{ferrite}$ ,  $[010]_{MC} // [011]_{ferrite}$ <sup>[18-19]</sup>。

轧后不同冷却速率工艺下实验钢多边形铁素体中(V,Nb)(C,N)析出相 TEM 观察如图 10 所示,冷却速率在 0.5~5 °C/s 范围时,由于均存在大量多边形铁素体组织,通过透射电镜均观察到铁素体基体内存在大量分布均匀的纳米析出相。为了理解(V,Nb)(C,N)纳米相析出行为对冷却速率的敏感性,定量统计了不同冷速下纳米粒子的直径和数密度,结果如图 11 所示。随着冷却速率的增加,纳米析出相直径呈现出先降低后趋于稳定的趋势,数密

度则呈现出先增加后降低的趋势。当冷却速率为 0.5 °C/s 时,铁素体基体中析出的(V,Nb)(C,N)相直径相对较大,其平均直径为 4.15 nm,数密度为  $1861.91 \mu\text{m}^{-2}$ ;当冷却速率为 1 °C/s 时,纳米析出相平均直径为 3.27 nm,数密度为  $2453.36 \mu\text{m}^{-2}$ ;当冷却速率为 3 °C/s 时,纳米析出相直径最小,平均值为 2.65 nm,数密度为  $2362.20 \mu\text{m}^{-2}$ ;当冷却速率为 5 °C/s 时,纳米析出相平均直径为 2.76 nm,数密度为  $1762.23 \mu\text{m}^{-2}$ 。

根据微合金元素碳氮化物的形核理论<sup>[20-21]</sup>,其形核率主要由形核位点、形核驱动力、界面能和微合金元素扩散能力等条件决定。本试验中,冷却前的加热温度、保温条件、变形条件(温度、变形量和变形速率)均相同,(V,Nb)(C,N)析出相的直径和数密度变化仅受轧后冷却速率影响。随着轧后冷却速率的增加,(V,Nb)(C,N)析出相形核驱动力增加,形核率提高<sup>[22-23]</sup>;另一方面,碳氮化物析出属于扩散性相变,冷却速率增加恶化了元素扩散动力学条件,不利于(V,Nb)(C,N)析出相的长大行为<sup>[24]</sup>。图 11 中(V,Nb)(C,N)纳米析出相定量统计结果表明,当轧后冷却速率由 0.5 °C/s 增加到 1 °C/s 时,冷速增加析出相数密度增加,直径减小,这是由于冷却速率增加,提升了(V,Nb)(C,N)形核率,且其长大行为受到抑

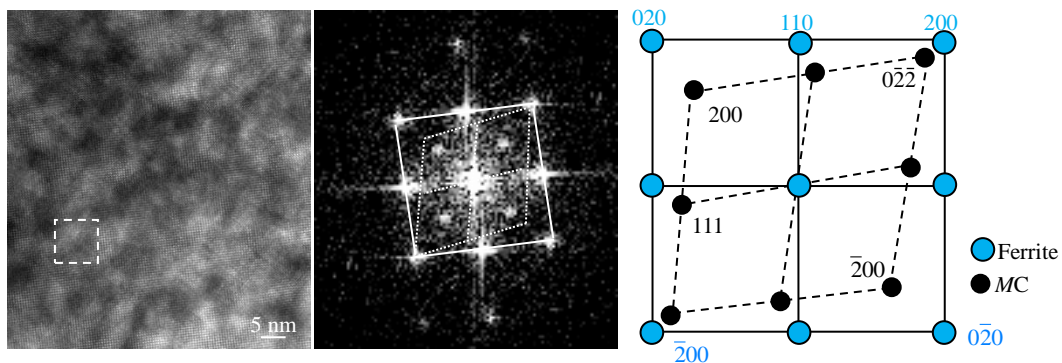


图 9 0.5 °C/s 冷速下铁素体与纳米析出相 HRTEM 分析

Fig.9 HRTEM analysis of ferrite and nano-precipitates at cooling rate of 0.5 °C/s

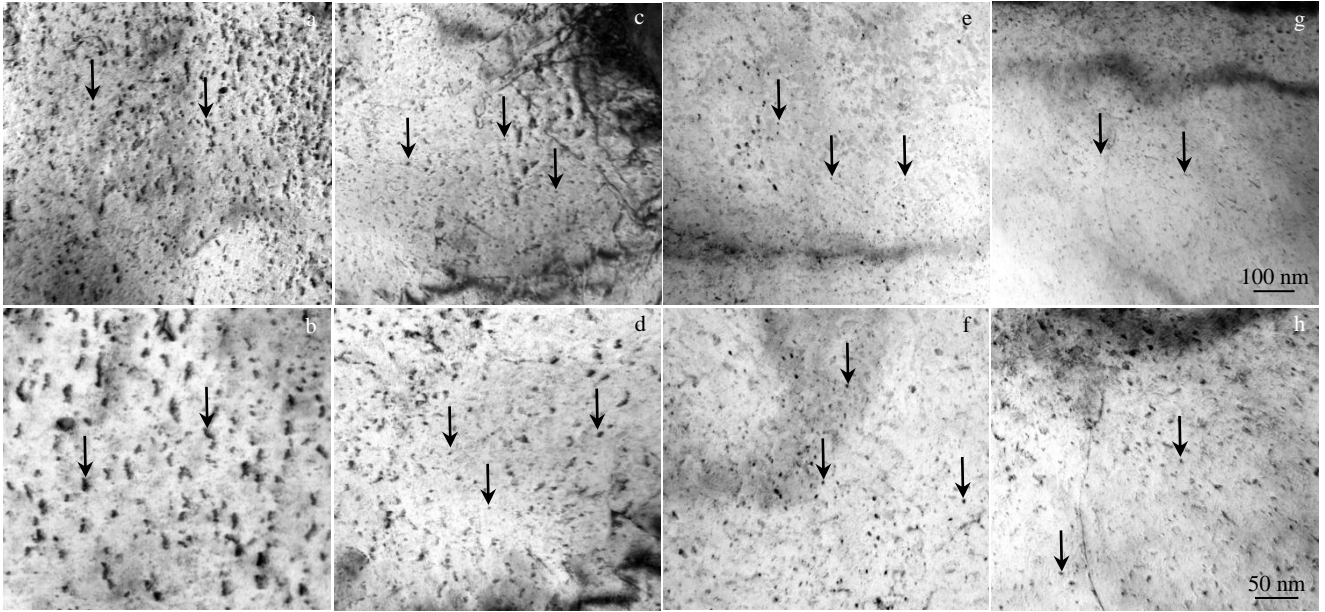


图 10 典型冷却速率下析出相 TEM 明场相

Fig.10 TEM bright field images of precipitates at the typical cooling rates of 0.5 °C/s (a, b), 1 °C/s (c, d), 3 °C/s (e, f), and 5 °C/s (g, h)

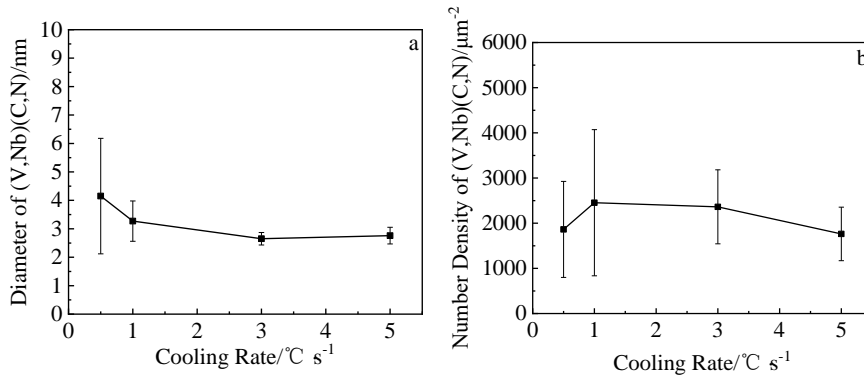


图 11 纳米析出相尺寸、数密度随冷却速率变化

Fig.11 Changes in the diameter (a) and number density (b) of nano precipitates with cooling rate

制,使得尺寸减小;当轧后冷却速率由 1 °C/s 增加到 3 和 5 °C/s 时,形核驱动力增大无法弥补微合金元素扩散速率的下降,因此,冷速增加析出相数量减少,由于微合金元素分布的不均匀性,使得析出相直径在 5 °C/s 时出现小幅度增大。

过去研究表明针状铁素体由于其与原奥氏体保持近 K-S 取向关系,不利于 VC 纳米相的析出,而与原奥氏体不保持固定取向关系的多边形铁素体则促进 VC 的析出<sup>[25]</sup>。图 12 为 5 °C/s 冷却速率下,贝氏体铁素体 TEM 形貌和内部析出相分布情况,很显然,贝氏体内 (V,Nb)(C,N) 纳米相数量明显减少,直径也明显减小,析出行为受到抑制。

#### 2.4 工业化试制

依据上述测得的动态 CCT 曲线(图 5)、组织演变

与相变行为、(V,Nb)(C,N) 纳米相析出规律的研究,对工业化均匀化-轧制工艺进行了设计:轧制工艺中均热段温度控制在 1220~1250 °C 范围内(提高 V、Nb 的回溶量,保证 (V,Nb)(C,N) 纳米相在轧制-冷却中的析出量),经多道次轧制,其中开轧温度控制在 1150~1100 °C,终轧温度控制在 1050~1000 °C。同时,依据 CCT 曲线中获得铁素体与珠光体双相组织的冷速范围以及 (V,Nb)(C,N) 纳米相析出特征(析出相尺寸和数密度),轧后采用风机冷却模式,冷却速率控制在 1~3 °C/s 范围内,进行工业化试制。图 13 展示了工业化试制热轧实验钢的工程应力-应变曲线。可以看出,实验钢在 2 次重复拉伸后表现出的力学性能稳定性较好。试制获得热轧棒材力学性能结果如表 4 所示,其平均屈服强度为 714.40 MPa,平均抗拉强度为 905.64 MPa,伸长率 18.34%, $R_{eL}/R_m$  约为 0.79。

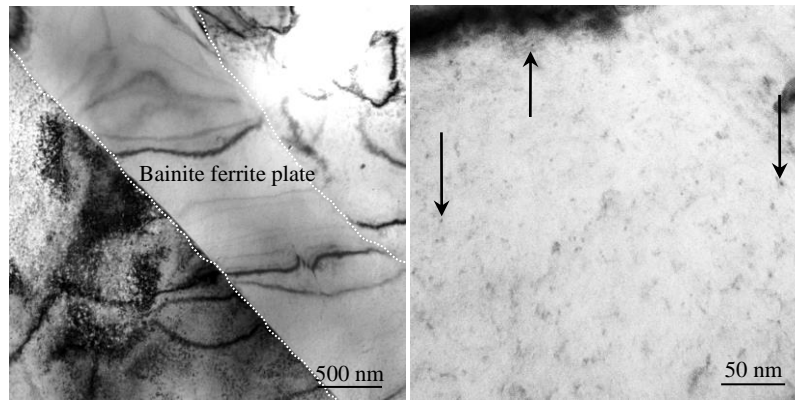


图 12 实验钢 5 °C/s 冷速下贝氏体内析出相 TEM 明场相

Fig.12 TEM bright field images of precipitates within bainitic ferrite in the experimental steel at the cooling rate of 5 °C/s

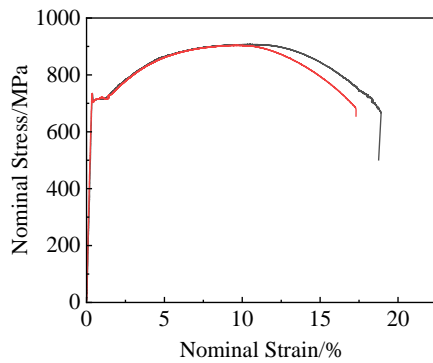


图 13 工业热轧实验钢工程应力-应变曲线

Fig.13 Nominal stress-strain curves of the experimental steel after hot-rolling

表 4 工业热轧实验钢力学性能

Table 4 Mechanical properties of the experimental steel after hot-rolling

Project	$R_{el}/MPa$	$R_m/MPa$	$A/\%$	$R_{el}/R_m$
Sample 1	714.38	907.19	19.12	0.79
Sample 2	714.41	904.09	17.56	0.79
Average value	714.40	905.64	18.34	0.79

试制出了高强度、抗震微合金钢。

对试制实验钢进行分析，试制实验钢的轧后冷却速率大约在 1.1~1.7 °C/s 区间内，试制钢的显微组织为铁素体+珠光体（如图 14a）。对试制的实验钢纳米析出相进行 TEM 表征，如图 14b 所示，其纳米析出相为富含 V 和少量 Nb 的碳氮化物，析出相平均直径为 4.21 nm，数密度为 1141.08  $\mu m^{-2}$ 。

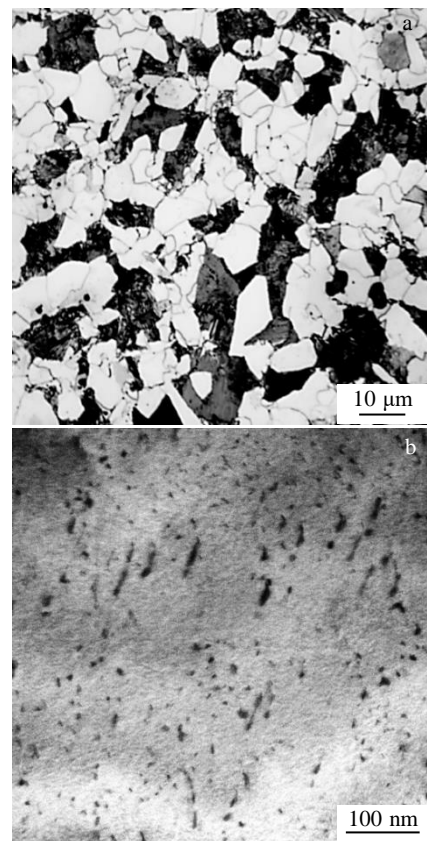


图 14 热轧实验钢光学显微组织与铁素体中(V,Nb)(C,N)的 TEM 明场相

Fig.14 OM image of the experimental steel after hot rolling and TEM bright field image of the (V,Nb)(C,N) within ferrite

### 3 结 论

1) 冷却速率低于 3 °C/s 时，发生高温铁素体和珠光体相变，实验钢显微组织为铁素体+珠光体；当冷却速



率为3和5 °C/s时,开始发生中温贝氏体相变,显微组织为铁素体、珠光体和少量贝氏体;冷却速率提高到8和10 °C/s时,高温珠光体相变消失,低温马氏体相变开始,铁素体转变为沿原奥氏体晶粒分布,其显微组织为沿晶铁素体、贝氏体和马氏体;当冷却速率为12~20 °C/s时,低温马氏体相变占据主导,此时显微组织为马氏体、贝氏体和少量先共析铁素体。随着冷却速率的增加,中低温相变逐渐变为主导,且低温马氏体相变区随冷速增加而略有扩大。基于CCT曲线,实验钢若要获得铁素体+珠光体基体组织,应控制轧后冷却速率在3 °C/s以内。

2)实验钢显微组织随冷却速率增加而发展为贝氏体+马氏体为主导的硬相组织,基体硬度也随冷速增加而增大。同一组织在不同冷却速率下,其相组织硬度也随冷速增加而增大,其与铁素体组织晶粒尺寸、析出相,珠光体片层间距和贝氏体、马氏体板条宽度相关。

3)实验钢铁素体基体中析出相为NaCl晶体结构型(V,Nb)(C,N)碳氮化物。冷却速率对纳米碳氮化物的析出行为具有显著影响,冷速位于1 °C/s以内时,多边形铁素体中纳米析出相直径和数密度对冷却速率表现出较强的敏感性,纳米析出相直径随冷速提升显著降低,数密度随冷速提升而提高;冷速增加至3和5 °C/s时,纳米析出相直径进一步降低,数密度随冷速提升呈下降趋势。此外,该冷速下形成的贝氏体组织中的针状铁素体不利于微合金纳米相析出。

4)依据实验钢的动态CCT曲线和碳氮化物的析出规律,试制出了屈服强度700 MPa以上、满足抗震要求的高V、N微合金钢,其平均屈服强度 $R_{eL}$ 为714.40 MPa,平均抗拉强度 $R_m$ 为905.64 MPa,伸长率 $A$ 为18.34%, $R_{eL}/R_m$ 约为0.79。

#### 参考文献 References

- [1] Lu Jie(路洁), Su Qixiang(苏其响), Huang Jixiang(黄吉祥) *et al. Iron Steel Vanadium Titanium(钢铁钒钛)*[J], 2019, 40(6): 113
- [2] Tan Chengnan(谭成楠), Zhou Min(周民), Bai Yabin(白亚斌) *et al. Steel Rolling(轧钢)*[J], 2023, 40(3): 65
- [3] Zhang J, Wang F, Li C *et al. High Temperature Materials and Processes*[J], 2016, 35(9): 905
- [4] Senuma T. *ISIJ International*[J], 2001, 41(6): 520
- [5] Zhang W, Song X, Gu X *et al. Construction and Building Materials*[J], 2012, 34: 409
- [6] Yang Xiaowei(杨晓伟), Chen Huande(陈焕德), Zhou Yun(周云) *et al. Heat Treatment of Metals(金属热处理)*[J], 2021, 46(8): 150
- [7] Zhu Yangyang(祝洋洋), Ning Likui(宁礼奎), Duan Chaohui(段超辉) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2022, 51(5): 1845
- [8] Choi W, Won S, Kim G S *et al. Materials*[J], 2022, 15(11): 3781
- [9] Su Cheng(宿成), Wu Wei(吴伟), Feng Guanghong(冯光宏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2023, 52(9): 3153
- [10] Pu Chunlei(蒲春雷), Lin Yinhe(林银河), Yin Guoliang(尹国亮) *et al. Iron and Steel(钢铁)*[J], 2021, 56(10): 146
- [11] Sun Weitao(孙胃涛), Huang Xiaoming(黄晓明), Zhou Wenlong(周文龙) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2021, 50(6): 2163
- [12] Wang Xiaoqi(王小琪), Zhao Xianming(赵宪明), Zhou Xiaoguang(周晓光) *et al. Steel Rolling(轧钢)*[J], 2022, 39(3): 43
- [13] Zhu W, Cui J, Chen Z *et al. Acta Metallurgica Sinica*[J], 2020, 57(3): 340
- [14] Rastegari H, Kermanpur A, Najafizadeh A. *Materials & Design*[J], 2015, 67: 217
- [15] Liang G F, Tan Q Y, Liu Y G *et al. Journal of Materials Science*[J], 2021, 56(5): 3995
- [16] Zheng Y, Wang F, Li C *et al. High Temperature Materials and Processes*[J], 2019, 38: 113
- [17] Kamikawa N, Sato K, Miyamoto G *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 83: 383
- [18] Kamikawa N, Abe Y, Miyamoto G *et al. ISIJ International*[J], 2014, 54(1): 212
- [19] Yen H W, Huang C Y, Yang J R. *Scripta Materialia*[J], 2009, 61(6): 616
- [20] Xu Yang(徐洋), Sun Mingxue(孙明雪), Zhou Yanlei(周砚磊) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2015, 51(1): 31
- [21] Park D, Huh M, Shim J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 560: 528
- [22] Park S H, Yue S, Jonas J J. *Metallurgical Transactions A*[J], 1992, 23: 1641
- [23] Bu F Z, Wang X M, Chen L *et al. Materials Characterization*[J], 2015, 102: 146
- [24] Li X, Wang Z, Deng X *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2016, 47: 1929
- [25] Zhang Y J, Miyamoto G, Shinbo K *et al. Scripta Materialia*[J], 2013, 69(1): 17

## Dynamic CCT Curves and Precipitation Sensitivity of Nano-sized Carbonitride Against Cooling Rate in the High-V, N Micro-Alloyed Steel

Shi Peng<sup>1</sup>, Zhang Xianguang<sup>1</sup>, Shu Chunyang<sup>2</sup>, Qi Jianghua<sup>2</sup>, Guo Huangxun<sup>2</sup>, Chen Jiajun<sup>1</sup>,  
Yan Jianhao<sup>1</sup>, Kiyotaka Matsuura<sup>3</sup>, Pei Yiwu<sup>1</sup>

(1. School of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(2. Liansteel Technology Center, Hunan Valin Lianyuan Iron & Steel Co., Ltd, Loudi 417000, China)

(3. Division of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Hokkaido University, Sapporo 060-8628, Japan)

**Abstract:** In order to achieve precise control of the structure and precipitates during the rolling-cooling process of the high V, N micro-alloyed steel, the Gleeble-1500D thermal simulated test machine was used to study the thermal expansion curve and phase transformation rules of the experimental steel at different cooling rates after rolling. In particular, the dynamic continuous cooling transformation curve (dynamic CCT curve) of supercooled austenite, and the microstructure evolution behavior, microhardness and sensitivity of the nano-sized carbonitride precipitation behavior to the cooling rate were studied. The results show that when the cooling rate is lower than 3 °C/s, the microstructure of the experimental steel is composed of ferrite and pearlite. When the cooling rate is 3 °C/s, bainite transformation occurs, and the matrix structure is composed of ferrite, pearlite and bainite. On the other hand, the pearlite structure disappears, and the martensite structure begins to be formed at the cooling rate of 8 °C/s, and the matrix structure is composed of intergranular ferrite, bainite and martensite. When the cooling rate reaches 20 °C/s, the matrix structure is dominated by martensite and it is mixed with a small amount of proeutectoid ferrite and bainite. Furthermore, the cooling rate also has a significant influence on the precipitation behavior of nano-sized carbonitrides. When the cooling rate is within 1 °C/s, the diameter and number density of the nanoprecipitates in the polygonal ferrite show strong sensitivity to the cooling rate. The diameter of the nanoprecipitates is apparently decreased with the increase in cooling rate, and it is inverse for the change in number density. When the cooling rate increases from 1 °C/s to 3 °C/s, the diameter of the nanoprecipitates further decreases, and the number density tends to be stable. As the cooling rate is further increased from 3 °C/s to 5 °C/s, the diameter of the nanoprecipitates keeps constant, and the number density is decreased. It is also found that less nanoprecipitates are contained in the bainite structure and the bainite is not helpful for the precipitation. Based on the above research on the structure evolution and precipitation law, a high V, N micro-alloyed steel with a yield strength of more than 700 MPa and meeting seismic requirements has been industrialized and trial-produced.

**Key words:** high V, N micro-alloyed steel; cooling rate; dynamic CCT curve; phase transformation law; nano-sized precipitates

---

Corresponding author: Zhang Xianguang, Ph. D., Associate Professor, School of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-62332265, E-mail: xgzhang@ustb.edu.cn