

终轧温度对钒微合金化 500 MPa 级 高强钢组织和性能的影响

韩楚菲^{1,2,3}, 董 毅^{1,2}, 时晓光^{1,2}, 孙成钱^{1,2}, 王俊雄^{1,2}, 李 智^{1,2}, 徐海健^{1*}

(1. 鞍钢股份有限公司, 辽宁 鞍山 114009; 2. 海洋装备金属材料及其应用全国重点实验室, 辽宁 鞍山 114021; 3. 沈阳工业大学, 辽宁 沈阳 110023)

摘 要: 围绕汽车、船舶制造及能源输送等领域轻量化与高性能的需求, 开发了低 C-Mn-V-Cr-Nb 成分设计体系下屈服强度 500 MPa 级复合微合金化高强钢。通过采用 -40 °C 低温 CVN 冲击、室温拉伸等力学性能测试和光学显微镜(OM)、透射电子显微镜(TEM)及扫描电子显微镜(SEM)等微观结构表征手段, 研究了不同终轧温度(920、870、820 °C 和 770 °C)对 500 MPa 级高强钢中析出相和显微结构特征与强韧性的影响。研究结果表明, 在奥氏体未再结晶区轧制, 随着终轧温度降低, 钢的晶粒尺寸逐渐细化, 晶粒内部富 V 的纳米碳氮化物体积分数呈现先增加后减少的趋势, 同时组织由多边形铁素体(PF)+少量针状铁素体(AF)和粒状贝氏体(GB)逐渐演变为准多边形铁素体(QF)+针状铁素体(AF)+粒状贝氏体(GB), 在力学性能上呈现出强度和 -40 °C 低温韧性一并提高, 综合考虑性能指标和轧制过程中板形控制, 终轧温度 820 ~ 870 °C 可满足工程装备用钢的技术要求。

关键词: 析出相; 高强钢; 钒微合金化; 终轧温度; 强韧性

中图分类号: TF76, TG142

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2026)04-0151-06

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2026.04.018

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听
语
音
与
作
者
互
动
聊
科
研

Effect of final rolling temperature on microstructure and properties of 500 MPa grade vanadium microalloyed high-strength steel

HAN Chufei^{1,2,3}, DONG Yi^{1,2}, SHI Xiaoguang^{1,2}, SUN Chengqian^{1,2},
WANG Junxiong^{1,2}, LI Zhi^{1,2}, XU Haijian^{1*}

(1. Anshan Iron & Steel Co., Ltd., Anshan 114009, Liaoning, China; 2. State Key Laboratory of Metallic Materials for Marine Equipment and Applications, Anshan 114021, Liaoning, China; 3. Shenyang University of Technology, Shenyang 110023, Liaoning, China)

Abstract: In this research, low C-Mn-V-Cr-Nb composite microalloyed steel with a yield strength of 500 MPa was designed to meet the requirements of lightweight and high-performance materials in fields such as automotive, shipbuilding, and energy transmission. The effects of different final rolling temperatures (FRT, 920, 870, 820 °C and 770 °C) on the precipitates, microstructural characteristics, strength and toughness of 500 MPa grade high-strength steel were investigated. The -40 °C CVN impact energy and room temperature tensile test were performed. The microstructural characterization of the 500 MPa grade microalloyed steels with different final rolling temperatures were observed by using optical microscopy (OM), transmission electron microscopy (TEM) and scanning electron microscopy (SEM). The results showed that with FRTs decreasing, grain size of the steel gradually refines during rolling in

收稿日期: 2026-02-19; 修回日期: 2026-03-25; 接受日期: 2026-03-31

作者简介: 韩楚菲, 1991 年出生, 女, 辽宁鞍山人, 硕士, 高级工程师, 主要从事先进钢铁结构材料的研究; E-mail: chufeihan@ansteel.com.cn; *通信作者: 徐海健, 1987 年出生, 男, 辽宁大连人, 博士, 正高级工程师, 主要从事先进钢铁结构材料的研究, E-mail: haijianxu2013@163.com。

the unrecrystallized austenite zone. The volume fraction of V-rich nano carbonitrides inside the grain show a trend of firstly increasing and then decreasing. At the same time, the microstructure gradually evolved from polygonal ferrite (PF) and a small amount of acicular ferrite (AF), granular bainite (GB) to quasi polygonal ferrite (QF), AF and GB. Both strength and $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ impact toughness of the steel are improved. Taking into account performance requirements and shape control during the rolling process, the FRT of $820\text{--}870\text{ }^{\circ}\text{C}$ can produce the performance which meets the technical requirements for steel used in engineering equipments.

Key words: precipitates; high-strength steel; vanadium microalloying; final rolling temperature; strength and toughness

0 引言

近年来,汽车、船舶制造和油气长输管道等领域快速发展,对钢板的强度级别由目前的屈服强度 355 MPa 级提高至 500 MPa 级,甚至更高,其可有效降低材料用量,节省制造成本,并能够在满足 $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ 服役环境下的要求^[1-3]。传统 500 MPa 级微合金钢开发重点在于通过合理的 Nb、Ti 和 Mo 微合金化设计及控轧控冷工艺优化,以保证钢板的强韧性满足特殊环境服役下的技术要求^[4-6],其制造工艺为将连铸坯在高温段加热均质化,轧制过程中采取粗轧(奥氏体再结晶温度区间)和精轧(奥氏体未再结晶区间)两阶段轧制。其中粗轧目的为破碎原始粗大的奥氏体晶粒,精轧目的为促进奥氏体晶粒在未再结晶区产生大量畸变,为后续纳米碳氮化物析出、铁素体相转变提供形核位点和后续加速冷却过程中促进贝氏体和针状铁素体相形成,以期在更低的制造成本下改善钢板的强韧性^[7-9]。Amirjani 等^[10]研究发现:降低终轧温度可显著改善 API 5L-X70 管线钢力学性能。Mandal 等^[11]通过控制终轧温度和在线冷却工艺获得了具有优异强韧性能的贝氏体/马氏体双相钢。此外,相比于通过传统 Nb 微合金化改善钢板强韧性,受制于我国 Nb 资源储量不足,凭借 V 资源储量的优势条件,通过 V 微合金化来改善钢板性能成为近年来各学者研究的重点方向。李永亮等^[12]研究发现:高强度管线钢添加 V 可与碳、氮等原子结合形成富 V 纳米析出相,抑制晶粒长大和增加钢中氢陷阱数量,改善其耐蚀和强韧性。卿家胜等^[13]研究发现,钒氮微合金化是改善 450 MPa 级耐候钢的重要手段,通过 VN 析出强化作用,可保证其屈服强度超过 465 MPa。由此可见,通过 V 微合金化及匹配合理的控轧过程中的终轧温度是改善其力学性能的重要因素。为此,笔者基于 C-Mn-V-Cr-Nb 成分体系,利用我国 V 资源优势,系统地研究了终轧温度对屈服强度 500 MPa 级钒微合金化高强度钢板微观组织和性能的影响,着重揭示了不同终

轧温度工艺参数对显微结构(组织、析出相)演化规律,阐明显微结构对性能的影响规律,确定了最佳的终轧温度区间,以期指导 500 MPa 级钒微合金化高强度钢实际工业生产过程。

1 试验材料制备与方案

试验所用的 500 MPa 级含 V 微合金钢采用鞍钢 100 t 转炉冶炼+RH 精炼+连铸工艺生产的 $250\text{ mm}\times 1950\text{ mm}$ 厚板连铸坯。依据强度和低温韧性技术要求,其成分设计方案采用低 C、高 Mn,并同时添加微量 Nb、Cr 和 V 的合金体系。其中 Nb 作用为细化晶粒,并延缓铁素体和珠光体相变,利于奥氏体未再结晶轧制;V 作用为在轧制过程中,利用晶体缺陷形成富 V 纳米析出相,以阻碍奥氏体晶粒长大,同时在后续冷却过程中还可促进针状铁素体形成,改善低温韧性;Cr 作用为增加轧后钢板的淬透性和保证强度,其具体化学成分如表 1 所示。试验铸坯在燃气加热炉中进行。为了保证 Nb、V、Cr 和 N 等元素充分固溶、均匀分布,同时也控制原始奥氏体晶粒过度长大,控制高温段温度及时间分别为 $1\ 190\sim 1\ 210\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $3.5\sim 4.5\text{ h}$ 。铸坯出炉后采用 $4\ 300\text{ mm}$ 宽厚板四辊可逆轧机进行粗轧和精轧的两阶段轧制。为了促进轧制过程中奥氏体充分发生动态再结晶,细化晶粒,粗轧阶段温度区间为 $1\ 150\sim 990\text{ }^{\circ}\text{C}$,粗轧阶段累积变形量为 74.8%。采用 DIL 热膨胀仪测得的铁素体转变开始与终止温度点分别为 (A_{r3}) 为 $818\text{ }^{\circ}\text{C}$, (A_{r1}) 为 $713\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。精轧阶段开轧温度 $870\sim 970\text{ }^{\circ}\text{C}$,试验钢板的终轧温度控制在 $920\text{--}870\text{--}820\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $770\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。中间坯厚度设定为 63 mm ,精轧阶段的累积变形量为 66.7%,精轧阶段前三道次累积压下率不少于 18%,以促进钢板中位错密度增加,促进后续相变产生形核位点和析出相析出,改善强韧性,钢板最终轧制厚度为 21 mm ,轧后钢板层流加速冷却到 $480\text{ }^{\circ}\text{C}$,具体轧制及冷却工艺如图 1 所示。

表 1 钒微合金钢坯料的化学成分
Table 1 The chemical composition of vanadium microalloyed steel billets

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti	Nb	N	V
0.05~0.07	0.15~0.25	1.60~1.75	≤0.015	≤0.015	0.20~0.25	0.001~0.001 5	0.02~0.04	0.008~0.013	0.08~0.12

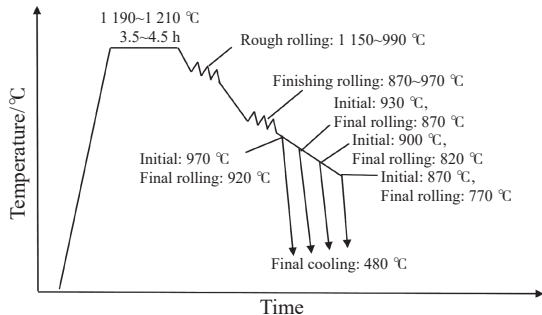


图 1 钒微合金钢控轧及控冷工艺

Fig. 1 Schematic diagram of controlled rolling and controlled cooling process for vanadium microalloyed steel

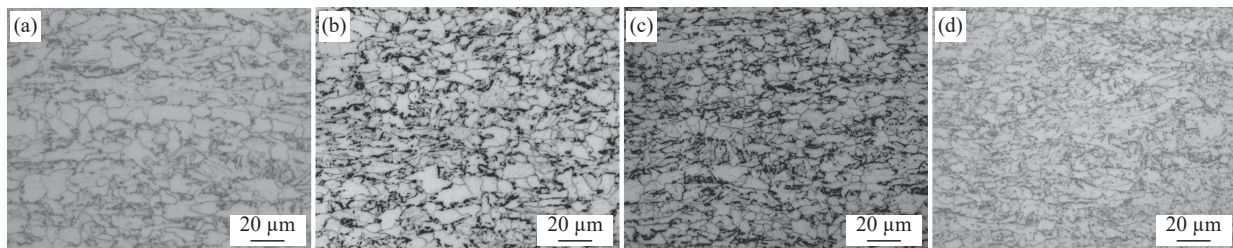
对不同终轧温度的 500 MPa 级钒微合金钢进行室温拉伸和 -40 °C 低温冲击试验, 室温拉伸和 -40 °C 冲击试验的执行标准为 GB/T 228.1-2021 和 GB/T 229-2020, 在钢板的 T/2 处横向和纵向分别截取拉伸和冲击试样。微观结构表征从试样 T/2 处截取, 经研磨和抛光后, 采用 4% 硝酸酒精腐蚀样品表面。利用奥林巴斯 BX41 光学显微镜(OM)和 FEI Quanta 650FEG 扫描电镜(SEM)对不同终轧温度的组织形貌进行观察, 并利用 IPP 7.0 软件统计晶粒尺寸。透射(TEM)试样的制备采用 -20 °C 的 HClO₄ 酒精溶液进行电解双喷减薄, 并在搭载能谱分析的 JEOL 2100F 场发射透射电镜下对析出相形貌、尺寸分布和成分进行观察, 析出相的尺寸分布采用 Image J 分析软件进行。

2 试验结果与分析

2.1 不同终轧温度对 500 MPa 级钒微合金钢微观组织的影响

图 2、3 分别为不同终轧温度下屈服强度 500 MPa 级钒微合金钢 OM 和 SEM 下的微观组织形貌。由图 2 和图 3 可知, 终轧温度 920 °C 的试样

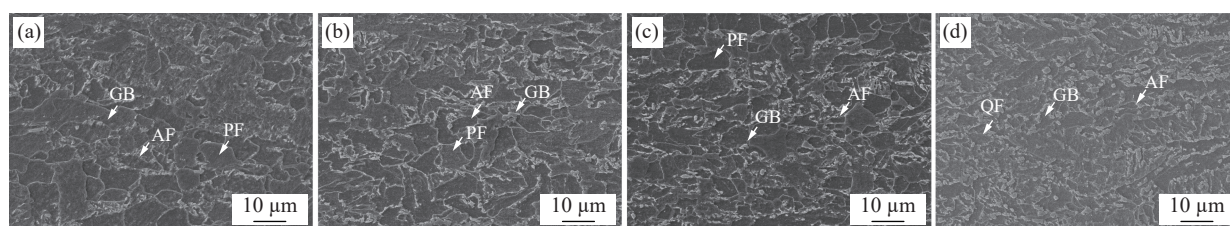
显微组织主要由大量多边形铁素体(PF)和少量针状铁素体(AF)+粒状贝氏体(GB)组成的复相组织, 其中 PF 晶粒尺寸差异较大, 尺寸较大的 PF 晶粒占比较多, 平均晶粒尺寸约为 8.15 μm。随着终轧温度降低到 870 °C 和 820 °C, 未再结晶区奥氏体变形逐渐加剧, 细小的晶粒占比逐渐增加, 基体的复相组织中 AF 和 GB 比例逐渐增加, 相对的基体中的晶粒尺寸分别细化至 7.09、6.65 μm, 如图 2(b)(c)和图 3(b)(c)所示。当终轧温度进一步降低到 770 °C 时, 变形进一步加剧, 铁素体晶界形态呈现出规则锯齿状, 这种铁素体组织被定义为多边形铁素体(QF), 如图 2(d)所示; 同时 AF 和 GB 比例进一步增加(图 3(d)), 晶粒尺寸细化至 5.98 μm; 同时从 OM 和 SEM 下的组织形貌可知, 终轧温度在 770 °C 时已处于奥氏体和铁素体两相区, 即在末 1~2 道次轧制过程中已发生奥氏体向铁素体相变^[14]。不同终轧温度 500 MPa 级钒微合金钢的组织演化与外加应变情况下奥氏体相转变机制有关。920 °C 高温终轧过程中应变诱导铁素体相转变的作用较弱, 且晶粒内部积累的畸变较小, 奥氏体晶粒具有会自发再结晶长大的趋势。随着终轧温度降低至 870 °C 和 820 °C (奥氏体再结晶温度以下, 即接近或低于 Ar₃ 相变点)时, 应变诱导相变驱动力逐渐增强, 变形后的奥氏体晶粒无法完全发生动态再结晶, 被“冻结”于细小的状态, 导致平均晶粒尺寸减小。当终轧温度进一步降低至 770 °C 时, 在两相区(γ+α)甚至 α 区进行终轧时, 低温变形过程中引入位错和亚晶界等晶体缺陷会作为未再结晶的变形奥氏体在冷却过程中发生相转变的核心, 促进形核率增加, 形成尺寸细小的 QF、AF 和 GB 组织, 平均晶粒尺寸进一步细化; 但终轧温度过低(远低于 Ar₃), 会造成轧制过程中变形抗力增加, 轧机负荷波动较大, 造成板形控制难度较大^[15-16]。



(a) 920 °C; (b) 870 °C; (c) 820 °C; (d) 770 °C

图 2 不同终轧温度下钒微合金钢的 OM 显微组织

Fig. 2 OM microstructures of vanadium microalloyed steels after rolling at different finish rolling temperatures



(a) 920 °C; (b) 870 °C; (c) 820 °C; (d) 770 °C

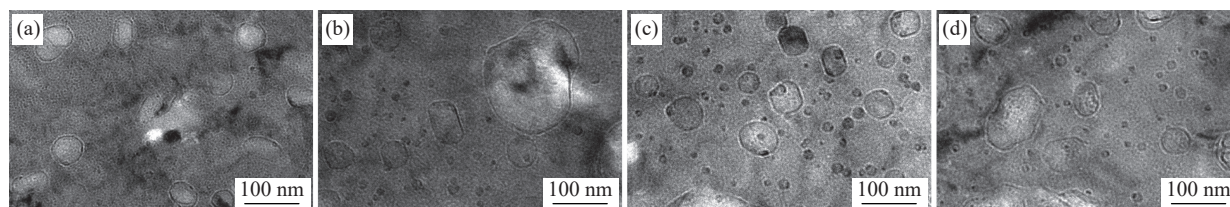
图 3 不同终轧温度下钒微合金钢的 SEM 显微组织

Fig. 3 SEM microstructures of vanadium microalloyed steels after rolling at different finish rolling temperatures

2.2 不同终轧温度对 500 MPa 级钒微合金钢析出相的影响

图 4 为不同终轧温度下 500 MPa 级钒微合金钢析出相形貌。由图 4 可知,不同终轧温度下各试样中析出相的尺寸较为细小,在晶内弥散均匀分布。随着终轧温度降低至 820 °C,未再结晶奥氏体中的累积变形量增加,位错密度升高,为小尺寸(10 nm 以内)富 V 的纳米碳氮化物析出提供了更多的形核位点,导致其析出相的体积分数增加,同时平均尺寸减小。然而,随着终轧温度进一步降低至 770 °C 时,析出相的尺寸有所长大和体积分数有所降低,这主要归于终轧温度处于铁素体和奥氏体两相区时,随着轧制过程进行,钢板热变形后的冷却过程逐渐加快,V、N、C 等元素的扩散受到抑制,造成其形核数量受限,同时已析出的富 V 的纳米碳氮化物有更充足的时间在基体中粗化长大—溶解,导致最终析出相的尺寸粗化,体积分数降低。为了更加准确分析不同终轧温度下 500 MPa 级钒微合金钢析出相特征的演化规律,对不同终轧温度下的试样分别至少统计 5 个 TEM 下析出相明场像,析出相统计结果如图 5 所示。终轧温度为 920 °C 时,大部分析出相的尺寸在 20 ~ 70 nm,呈椭圆形分布在基体中,析出相的平均尺寸和体积分数分别为 22.1 nm 和 0.09%。

随着终轧温度降低至 820 °C 时,析出相平均尺寸逐渐细化,体积分数逐渐增加,且在晶界内呈现圆形状分布。由图 5 可知,终轧温度 870 °C 和 820 °C 下,析出相的平均尺寸和体积分数分别为 13.1 nm、0.15% 和 9.9 nm、0.22%。然而,当终轧温度在 770 °C 时,析出相的平均尺寸粗化到 13.9 nm,体积分数降低到 0.17%。利用 EDS 能谱分析这些不同尺寸析出相成分发现,尺寸 < 15 nm 的圆形析出相为富 V 的碳氮化物,尺寸 ≥ 15 nm 的椭圆形析出相为富 Ti 的碳氮化物相,如图 6(a)(b)所示。依据 V、Nb 和 Ti 的碳氮化物在奥氏体中析出温度^[7],Ti 碳氮化物 > V 碳氮化物 > Nb 碳氮化物,这主要归因于相比 Nb、Ti 和 V 与碳氮的亲和力更强,且其 Ti 和 V 碳氮化物的形核能垒更低,从而导致析出相主要以大尺寸的富 Ti 的碳氮化物相和小尺寸富 V 的碳氮化物相为主。随着轧制进行,这些析出相发生析出-长大-粗化-溶解的过程,对于富 V 的碳氮化物相,随着终轧温度降低,基体中累积缺陷密度增加,促进大量的富 V 的碳氮化物析出,并在终轧温度 820 °C 时体积分数达到最大,随后体积分数开始下降,这归因于终轧温度进一步下降,导致 C、N 原子的扩散速率下降,抑制了富 V 碳氮化物进一步析出以及前期富 V 碳氮化物发生粗化-溶解。



(a) 920 °C; (b) 870 °C; (c) 820 °C; (d) 770 °C

图 4 不同终轧温度下钒微合金钢析出相形貌

Fig. 4 Precipitate morphologies of vanadium microalloyed steel at different finishing rolling temperatures

2.3 不同终轧温度对 500 MPa 级钒微合金钢强度和低温韧性的影响

图 7 为不同终轧温度下 500 MPa 级钒微合金钢室温拉伸性能与 -40 °C 低温冲击功比较。由图可

知,随着终轧温度的降低,试验钢的强度和低温韧性明显改善。当终轧温度为 920 °C 时,屈服和抗拉强度分别为 489、610 MPa,无法满足产品技术要求;当终轧温度降低至 870 °C 及以下时,钢板的屈服、

抗拉强度和韧性均满足技术要求,且随着终轧温度降低强度和韧性富余量逐渐增大。影响钢板强韧性的主要因素在于位错密度、晶粒尺寸、组织构成和析出相尺寸、体积分数等。随着终轧温度由 920 °C 降低至 770 °C,奥氏体晶粒在轧制过程中未在结晶区或两相区轧制,导致轧后晶粒尺寸由 8.15 μm 细化至 5.98 μm 。由细晶强化原理可知,晶粒越细,钢板的屈服和抗拉强度增加幅度越大;此外,较低的终轧温度也有利于大幅增加晶界和位错等缺陷密度,促进纳米碳氮化物相析出以及在后续冷却过程中形成更多强度较高的硬相粒状贝氏体(GB)组织和韧性相针状铁素体(AF)组织。针状铁素体(AF)呈细长板条状,相互交错,在基体中无序分布,形成“连锁结构形态”,在外加载荷中能够有效阻碍裂纹扩展,显著地改善钢板断裂韧性。然而终轧温度并非越低越好,合理的终轧温度需在强度、韧性及轧制过程中的板形控制间找到一个合适的平衡点,综合考虑强度富裕量和板形控制,试验所用的 500 MPa

级钒微合金钢合理的终轧温度在 820 ~ 870 °C,此温度范围内能够获得合适比例的 QF+GB+AF 组成的复相组织,从而实现高强度与良好低温韧性的完美匹配。

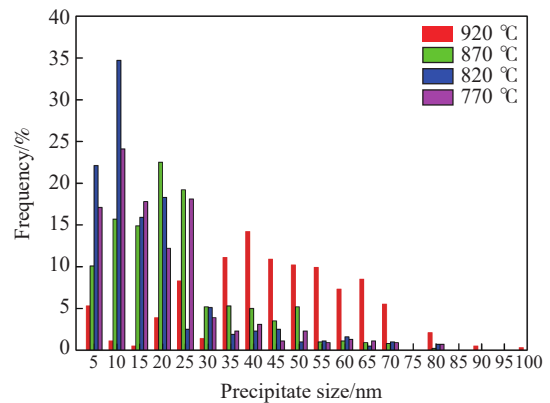
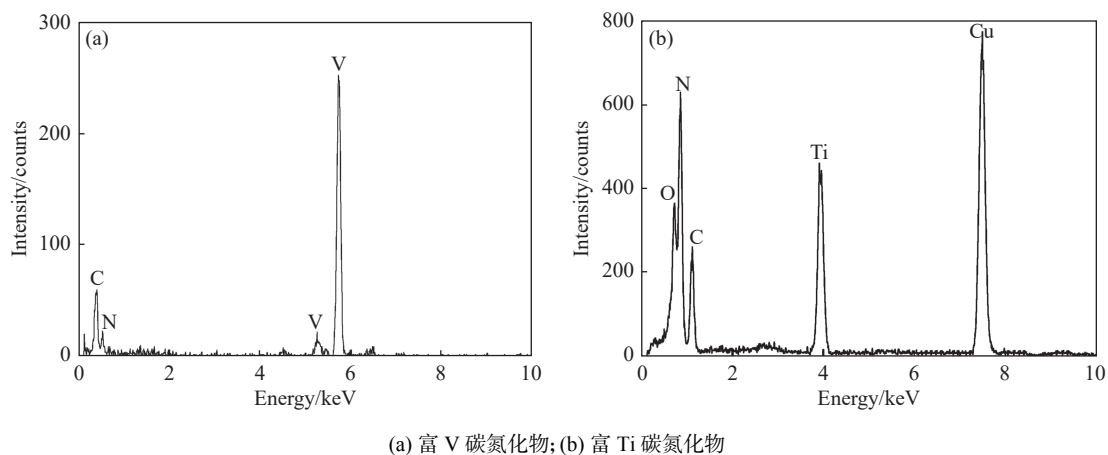
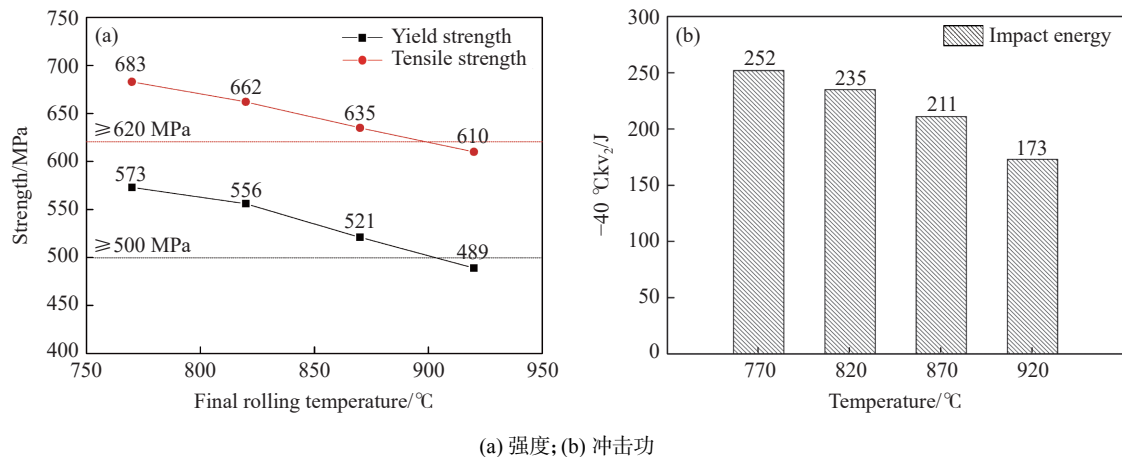


图5 不同终轧温度下钒微合金钢析出相尺寸分布
Fig. 5 Size distribution of precipitates in vanadium microalloyed steel at different finishing rolling temperatures



(a) 富 V 碳氮化物; (b) 富 Ti 碳氮化物
图6 钒微合金钢中不同尺寸析出相的 EDS 能谱

Fig. 6 EDS energy spectrum of precipitated phases of different sizes in vanadium microalloyed steels



(a) 强度; (b) 冲击功

图7 不同终轧温度下试验钢的力学性能

Fig. 7 Mechanical properties of test steel after rolling at different finish rolling temperatures

3 结论

1) 随着终轧温度的降低, 500 MPa 级钒微合金钢组织中针状铁素体(AF)和粒状贝氏体(GB)比例不断增加, 平均晶粒尺寸逐渐细化。基体中尺寸 $< 15\text{ nm}$ 的圆形析出相为富 V 的碳氮化物, 尺寸 $\geq 15\text{ nm}$ 的椭圆形析出相为富 Ti 的碳氮化物相。随着终轧温度降低, 晶粒内部富 V 的纳米碳氮化物体积分数呈现先增加后减少的趋势, 并在终轧温度

820 °C 时, 体积分数达到最大。

2) 随着终轧温度的降低, 试验钢的屈服、抗拉强度和低温韧性明显得到提高, 且终轧温度在 870 °C 及以下时, -40 °C 冲击功保持在 200 J 以上, 基体中形成的纳米碳氮化物相和强度较高的硬相粒状贝氏体(GB)和韧性相针状铁素体(AF)组织有利于改善强韧性。

3) 考虑到强度富裕量和板形控制, 500 MPa 级钒微合金钢合理的终轧温度控制在 820 ~ 870 °C, 可满足工程装备用钢的技术要求。

参考文献

- [1] Atsuhiko Y, Masaaki F, Yoshiyuki W. Modelling of microstructural evolution and mechanical properties of steel plates produced by thermo-mechanical control process[J]. ISIJ International, 1992, 32(3): 395-404.
- [2] 裘韶均, 闫江辉, 唐辉, 等. 460 MPa 级耐火耐候建筑用钢的组织 and 性能研究[J]. 热加工工艺, 2024, 53(16): 129-133.
Qiu Shaojun, Yan Jianghui, Tang Hui, et al. Study on microstructure and properties of 460 MPa grade fire and weather resistant building steel[J]. Hot Working Technology, 2024, 53(16): 129-133.
- [3] Shanmugam S, Misra R D K, Hartmann J, et al. Microstructure of high strength niobium-containing pipeline steel[J]. Materials Science and Engineering A, 2006, 441(1-2): 215-229.
- [4] 李博文, 高彩茹, 李旺, 等. 终冷温度对 Q500 耐候桥梁钢的低温冲击断裂行为影响[J]. 工业建筑, 2024, 54(12): 10-17.
Li Bowen, Gao Cairu, Liwang, et al. Effects of final cooling temperature on low-temperature impact fracture behavior of Q500 weathering bridge steel[J]. Industrial Construction, 2024, 54(12): 10-17.
- [5] 李龙飞, 林腾昌, 孟华栋, 等. 钒含量对 X80 管线钢显微结构及强塑性影响研究[J]. 钢铁钒钛, 2023, 44(5): 130-138.
Li Longfei, Lin Tengchang, Meng Huadong, et al. Effect of vanadium content on microstructure and strength plasticity of X80 pipeline steel[J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2023, 44(5): 130-138.
- [6] 段贺, 单以银, 杨柯, 等. X80 低温用高强度管线钢的工艺与组织性能试验[J]. 钢铁, 2020, 55(2): 103-112.
Duan He, Shan Yiyin, Yang Ke, et al. Experimental of process, microstructure and mechanical properties of X80 high strength pipeline steel for low temperature[J]. Iron and Steel, 2020, 55(2): 103-112.
- [7] Sampath K. An understanding of HSLA-65 plate steels[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2006, 15(1): 32-40.
- [8] Zhao Mingchun, Yang Ke, Xiao Furen, et al. Continuous cooling transformation of undeformed and deformed low carbon pipeline steels[J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 355(1/2): 126-136.
- [9] Li Longfei, Song Bo, Yang Biwen, et al. Effect of tempering temperature after thermo-mechanical control process on microstructure characteristics and hydrogen-induced ductility loss in high-vanadium X80 pipeline steel[J]. Materials, 2020, 13: 2839.
- [10] Amirjani N, Ketabchi M, Eskandari, et al. Effect of cooling rate and finish rolling temperature on structure and strength of API 5LX70 linepipe steel plate[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2020, 29(7): 4275-4285.
- [11] Mandal G, Ghosh S K, Chatterjee S. Effect of thermomechanical controlled processing and quenching & tempering on the structure and properties of bainite-martensite steels[J]. Archives of Metallurgy and Materials, 2020, 65(2): 861-868.
- [12] 李永亮, 王福明, 李长荣, 等. 钒对高强度汽车大梁钢组织细化的影响[J]. 工程科学学报, 2016, 38(8): 1108-1114.
Li Yongliang, Wang Fuming, Li Changrong, et al. Influence of vanadium on the microstructure refinement of high strength automobile beam steel[J]. Chinese Journal of Engineering, 2016, 38(8): 1108-1114.
- [13] 卿家胜, 沈厚发, 刘明. 高强耐候钢 YQ450NQR1 钒氮微合金化[J]. 钢铁, 2017, 52(5): 87-93.
Qing Jiasheng, Shen Houfa, Liu Ming. V-N microalloying of high strength weathering steel YQ450NQR1[J]. Iron and Steel, 2017, 52(5): 87-93.
- [14] Chen S C, Huang C Y, Wang Y T, et al. Cooperative micro-mechanisms between recrystallization and transformation during/after dynamic strain-induced transformation in aluminum-containing low-carbon steel[J]. Materials and Design, 2017, 134: 434-445.
- [15] Ouchi C. Development of steel plates by intensive use of TMCP and direct quenching processes[J]. ISIJ International, 2001, 41(6): 542-553.
- [16] Raiput S K, Chaudari G P, Nath S K. Physical simulation of hot deformation of low-carbon Ti-Nb microalloyed steel and microstructural studies[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2014, 23(8): 2930-2942.
- [17] 霍向东, 夏继年, 李烈军, 等. 钛微合金化高强钢的研究与发展[J]. 钢铁钒钛, 2017, 38(4): 105-112.
Huo Xiangdong, Xia Jinian, Li Liejun, et al. Research and development of titanium microalloyed high strength steel[J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2017, 38(4): 105-112.