

V-N微合金化X80抗大变形管线钢的组织与力学性能

王明明, 高秀华, 杜林秀, 张大征
(东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 辽宁 沈阳 110819)

摘 要: 通过热模拟试验机研究了V-N微合金钢过冷奥氏体动态连续冷却相变行为, 设计了V-N微合金化X80抗大变形管线钢的轧制与冷却工艺参数并分析了组织和力学性能的关系. 结果表明, 动态CCT曲线出现高温转变区和中温转变区分离的现象, 转变温度范围分别是637~728℃和441~601℃, 当冷速为10~20℃/s时, 形成针状铁素体为主的组织. V-N微合金化管线钢组织以多边形铁素体和针状铁素体为主, 屈服强度、抗拉强度、均匀延伸率和-20℃夏比冲击功分别为603 MPa, 724 MPa, 11.1%和214 J, 满足API Spec 5L对X80管线钢的力学性能要求, 同时具有好的强塑性匹配.

关 键 词: V-N微合金化; 管线钢; 抗大变形; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG 142.1 **文献标志码:** A **文章编号:** 1005-3026(2020)06-0801-06

Microstructure and Mechanical Properties of V-N Microalloyed X80 High Deformability Pipeline Steel

WANG Ming-ming, GAO Xiu-hua, DU Lin-xiu, ZHANG Da-zheng
(State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China.
Corresponding author: GAO Xiu-hua, E-mail: gaoksiuhua@126.com)

Abstract: The dynamic continuous cooling transformation behavior of undercooled austenite in a V-N microalloyed steel was studied by means of thermal simulation test machine. Furthermore, the rolling and cooling process parameters of V-N microalloyed X80 high deformability pipeline steel were designed and the relationship between microstructure and mechanical properties was analyzed. The dynamic CCT curve shows a separation of high temperature transformation region and intermediate temperature transformation region, and the transformation ranges are 637~728℃ and 441~601℃, respectively. When the cooling rate is in the range of 10~20℃/s, the microstructure mainly consists of acicular ferrite. The microstructure of V-N microalloyed pipeline steel is dominated by polygonal ferrite and acicular ferrite. Yield strength, tensile strength, uniform elongation and -20℃ Charpy impact energy are 603 MPa, 724 MPa, 11.1% and 214 J, respectively. These meet the requirements of X80 pipeline steels according to the API Spec 5L specification that the produced pipeline steel should have a good combination of strength and ductility.

Key words: V-N microalloying; pipeline steel; high deformability; microstructure; mechanical property

管道运输是目前长距离输送石油、天然气最快捷、经济的运输方式^[1]. 长距离的管道建设不可避免要经过一些地质灾害(地壳运动、山体滑坡、泥石流等)易发生的地区. 为了保证管道运输的安全性和降低维护成本, 油气管道需要有一定的抵抗屈曲变形的能力. 双相组织通常具有连续

屈服行为、高的初始加工硬化率和低的屈强比,因而被广泛应用于对屈曲变形能力要求较高的钢种. 多边形铁素体 + 针状铁素体/贝氏体 (PF + AF/B) 双相组织, 已经成为抗大变形管线钢重要的组织类型^[2-3].

目前, 管线钢多采用 Nb - Ti 微合金化方案, 与 Nb, Ti 的碳、氮化物相比, VN 与铁素体之间的晶格错配度较小, 容易作为铁素体非均匀形核的核心, 促进奥氏体晶内多边形铁素体和针状铁素体形核^[4]. 此外, 由于钉扎作用, V(C, N) 粒子在冷却阶段能够有效阻碍已经形成的铁素体晶粒长大, 最终获得细小的组织结构并进一步提高钢板厚度方向上的组织均匀性. 研究表明^[5], 弥散分布的 V 的碳化物和氮化物能够作为氢陷阱降低 V - N 微合金钢的氢致开裂敏感性. 在 V - N 微合金钢中, N 是一种有利的元素. 氮含量增加, 析出驱动力增加, 能够促进 V(C, N) 的析出, 使得析出物颗粒尺寸减小, 颗粒密度增大, 充分发挥 V 的析出强化作用^[6].

基于以上背景, 本研究拟采用 V - N 微合金化方法制备具有 PF + AF 双相组织的管线钢, 利用 VN 促进晶内铁素体形核的特点达到细化晶粒的目的. 本文主要研究了 V - N 微合金化管线钢变形条件下的连续冷却相变行为, 根据实验结果设计轧制及冷却工艺参数并对试制的 V - N 微合金化管线钢进行组织与力学性能分析.

1 实验材料和方法

实验材料为自行设计的 V - N 微合金化管线钢, 其化学成分 (质量分数, %) 为 C 0.058, Si 0.22, Mn 1.59, Al 0.025, Mo 0.44, (Cr + Ni + Cu) 0.77, N 0.01 ~ 0.02, V 0.1 ~ 0.15, P 0.005, S 0.001, O 0.002. 坯料经由 150 kg 真空感应炉冶炼并浇铸, 随后锻造成截面尺寸为 110 mm × 100 mm 的矩形坯. 从钢坯上切取尺寸为 $\phi 8$ mm × 15 mm 的圆柱形试样, 使用 MMS - 300 型热模拟试验机研究实验钢变形条件下的连续冷却相变行为. 试样以 20 °C/s 升温至 1 200 °C 保温 3 min 后以 10 °C/s 冷却至 820 °C, 保温 30 s 后压缩变形, 真应变为 0.5, 应变速率为 1 s⁻¹; 随后, 试样以不同的速率冷却至室温, 冷却速率分别为 0.5, 1, 2, 5, 10, 15, 20, 25 和 30 °C/s. 热轧实验在 $\phi 450$ mm 二辊可逆式热轧机上进行, 坯料在 1 200 °C 保温 1.5 h, 充分奥氏体化; 然后, 采用再结晶区和非再结晶区两阶段轧制, 经 10 道次轧制

成 12 mm 厚的钢板, 压下规程为: 110 → 90 → 71 → 55 → 45 (待温) → 36 → 29 → 24 → 20 → 16 → 12 mm, 其中再结晶区轧制开轧温度 1 021 °C, 终轧温度 999 °C, 非再结晶区开轧温度 860 °C, 终轧温度 817 °C. 轧后钢板空冷至 705 °C 后以约 20 °C/s 的冷速冷却至 506 °C, 随后空冷.

将热模拟试样在靠近热电偶位置沿轴向切开展制成金相试样, 热轧板的金相试样沿轧制方向切取. 试样经研磨抛光后用 4% 硝酸酒精溶液腐蚀, 利用奥林巴斯金相显微镜 (OM) 和 FEI Quanta 600 扫描电镜 (SEM) 观察显微组织形貌. 金属薄片沿轧制方向切取经机械减薄至 50 μ m 后冲成直径 3 mm 的圆片, 然后在 8% 的高氯酸酒精溶液中双喷减薄, 采用 FEI Tecnai G² F20 透射电子显微镜 (TEM) 观察实验钢热轧后的精细结构和析出物形貌.

拉伸和冲击试样沿钢板横向取样, 拉伸试样标距直径 5 mm, 长度 25 mm, 室温拉伸试验在 Shimadzu AG - X 万能试验机上进行, 夹头移动速度 3 mm/min. - 20 °C 夏比冲击试验在 MTS ZBC2452 - B 冲击试验机上进行, 冲击试样尺寸为 10 mm × 10 mm × 55 mm, V 型缺口垂直于轧面.

2 实验结果

2.1 变形条件下的连续冷却相变行为

图 1 是不同冷却速率下的金相组织, 从图中可以看出, 冷却速率小于 5 °C/s 时组织包括多边形铁素体 (PF)、针状铁素体 (AF) 和粒状贝氏体 (GB) 以及少量的准多边形铁素体 (QF), 并且随着冷速增加 PF 体积分数减少, AF 和 GB 体积分数增加. 当冷速为 10 ~ 20 °C/s 时, 组织主要为 AF 和少量的 GB, 当冷速大于 20 °C/s 时出现贝氏体铁素体 (BF), 且随冷速增加 BF 体积分数增加, 组织结构得到细化.

图 2 是根据温度 - 膨胀量曲线并结合不同冷速下的金相组织绘制的实验钢动态 CCT 曲线. 可以看出, 高温转变区和中温转变区分离, 转变温度范围分别为 637 ~ 728 °C 和 441 ~ 601 °C, PF 转变完成后存在一段奥氏体稳定区, 温度进一步降低奥氏体发生中温转变形成 AF 和 GB. 这主要是由于 V 的碳氮化物固溶温度较低, 当 V 固溶于奥氏体中会降低 C 原子的扩散速率, 增加奥氏体的稳定性, 且其自身扩散也需要一定的时间. 随冷速增加, PF 转变区逐渐减小, 由冷速为 0.5 °C/s 时的

641 ~ 728 ℃ 减小到冷速为 5 ℃/s 时的 637 ~ 669 ℃;AF 和 GB 转变区逐渐扩大,由冷速为 0.5 ℃/s 时的 485 ~ 563 ℃ 增加到冷速为 20 ℃/s 时的 440 ~ 593 ℃.

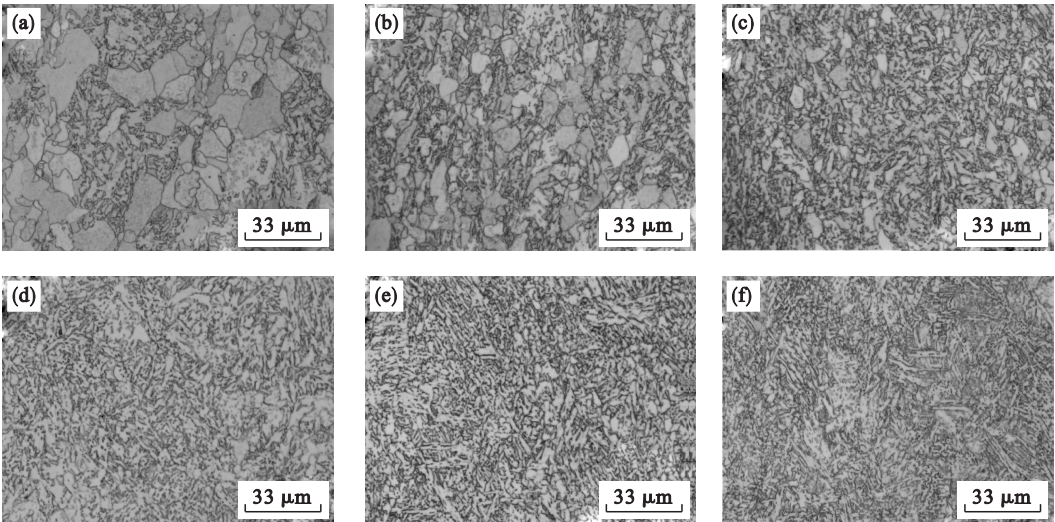


图 1 不同冷却速率下的金相组织
Fig. 1 Microstructures under different cooling rates
(a)—0.5 ℃/s; (b)—2 ℃/s; (c)—5 ℃/s; (d)—10 ℃/s; (e)—20 ℃/s; (f)—30 ℃/s.

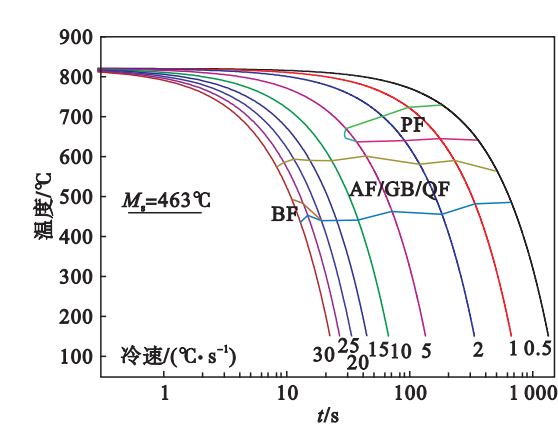


图 2 V-N 微合金化管线钢的动态 CCT 曲线
Fig. 2 Dynamic CCT curves of microalloyed pipeline steel

2.2 热轧实验钢的微观组织

根据变形条件下的 CCT 曲线,设计了合适的热轧实验钢冷却工艺参数以获得强韧综合性能良好的管线钢. 热轧实验钢的 OM 与 SEM 组织如图 3 所示,主要是 PF 和 AF 以及少量的 GB. 通过 Image Pro-Plus 软件计算得到 PF 体积分数约为 30.4%,平均晶粒尺寸在 5 μm 左右.

图 4 是 TEM 下观察到的 AF 和 GB 的精细结构. AF 是由非平行的、相互交错的铁素体板条组成,板条内具有高密度的位错,位错发生交错缠结形成位错墙和胞状结构,如图 4a 所示. GB 是由一个或多个取向不同的板条束组成,近乎相互

平行的铁素体板条组成板条束,铁素体板条间存在条状或薄膜状的 M/A 组元,如图 4b 所示. 研究表明^[4,7],V-N 微合金钢中存在两类尺寸的 V 析出物,第一类尺寸约为 20 ~ 30 nm,主要是在热轧过程中形成于奥氏体区的富 N 的 V(C,N);第二类为尺寸约为 3 ~ 10 nm 的富 C 的 V(C,N),主要在奥氏体向铁素体转变过程中和转变后在铁素体中析出. 图 4c 是尺寸为 3 ~ 10 nm 的富 C 的 V(C,N)在铁素体中的析出形貌,其中包括相间析出和随机析出,EDX 能谱如图 4d 所示. 通常认为间隙相析出沿着被钉扎的奥氏体/铁素体相界面以凸台机制形核析出,并且析出方向平行于相界迁移的方向^[8].

相间析出的不同方向如图 4c 中黑色箭头所示,根据凸台机制,这与铁素体界面的生长方向有关. 相间析出主要发生在冷速较慢的钢中,冷速较快时,奥氏体/铁素体界面快速向前推进,相间析出受到抑制,导致碳、氮以及微合金元素在铁素体中处于过饱和状态,此时微合金碳氮化物更多在铁素体中亚结构、位错等位置形核长大,形成随机析出. 铁素体相变开始时,相变温度较高,在铁素体晶粒长大过程中率先在相界面形成相间析出,如果相间析出不完全则会在较低的温度在相邻的区域形成随机析出^[9]. 因此,会在部分铁素体晶粒内出现两种不同的析出形态.

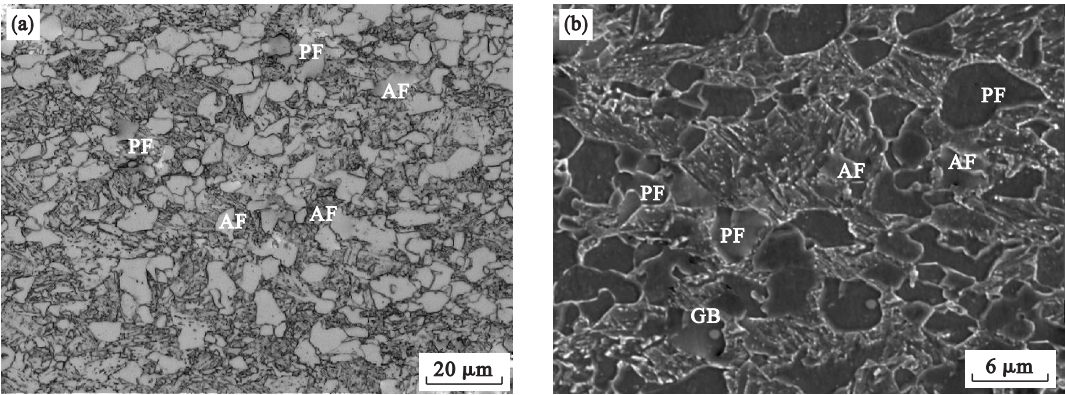


图 3 V-N 微合金化管线钢的显微组织
Fig. 3 Microstructures of V-N microalloyed pipeline steel
(a)—OM; (b)—SEM.

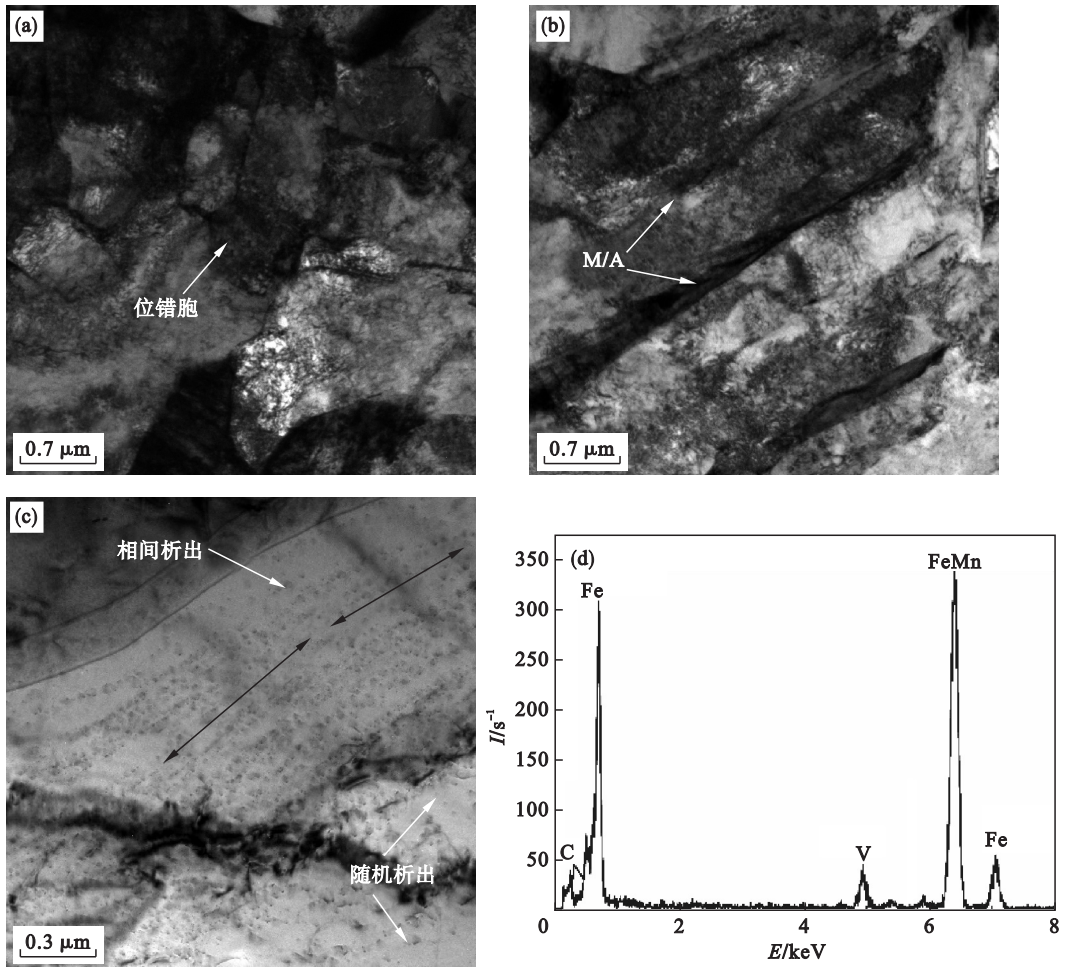


图 4 V-N 微合金化管线钢 TEM 照片
Fig. 4 TEM images of V-N microalloyed pipeline steel
(a)—AF; (b)—GB; (c)—相间析出和随机析出; (d)—EDX 能谱.

2.3 热轧实验钢的力学性能

实验钢的主要力学性能如表 1 所示,屈服强度($R_{0.5}$)、抗拉强度(R_m)、均匀延伸率(UEL)和总延伸率(TEL)分别为:603 MPa, 724 MPa, 11.1% 和 24.1%, -20 ℃夏比冲击功为 214 J,符合 API Spec 5L 对 X80 管线钢的力学性能要求.

加工硬化指数(n)根据 Hollomon 公式计算^[10],约为 0.12. 屈强比、均匀延伸率和加工硬化指数满足抗大变形管线钢的力学性能参数: $R_{0.5}/R_m \leq 0.85$, UEL $\geq 10\%$ 以及 $n > 0.1$ ^[11].

图 5 是 V-N 微合金化管线钢的室温拉伸和 -20 ℃冲击断口形貌,为典型的韧窝断裂且韧窝

分布均匀. 韧窝的形状和尺寸主要与组织类型、晶粒尺寸、位错密度和夹杂物有关. 当组织中存在较多的 PF 时, 试样在断裂前经受较大的塑性变形, 表现出良好的塑性和冲击韧性. 研究表明^[3], 拉

伸和冲击断口中, 较小的韧窝主要源于基体中的碳氮化物析出, 而大的韧窝主要源于 M/A 组元和夹杂物颗粒, 如图 5 中白色箭头所示.

表 1 V－N 微合金化管线钢的力学性能
Table 1 Mechanical properties of V－N microalloyed pipeline steel

$R_{0.5}/\text{MPa}$	R_m/MPa	$R_{0.5}/R_m$	UEL/%	TEL/%	n	$A_{kv}(-20\text{ }^{\circ}\text{C})/\text{J}$
603	724	0.83	11.1	24.1	0.12	214

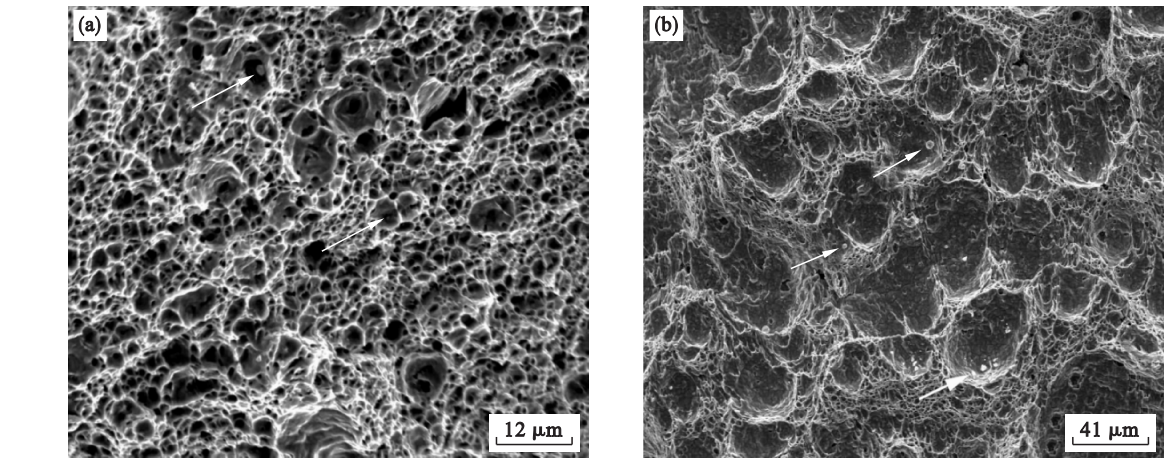


图 5 V－N 微合金化管线钢断口形貌
Fig.5 Fracture morphologies of V－N microalloyed pipeline steel
(a)—拉伸断口; (b)—冲击断口.

3 讨论与分析

为了获得具有高强度、好的低温韧性和塑性的抗大变形管线钢, 需要充分考虑和综合利用所有的强韧化机制, 比如细晶强化、第二相强化(包括析出物和 M/A 组元)、固溶强化和位错强化^[12-13]. 本文采用两阶段轧制与“弛豫 + 加速冷却”技术, 根据动态 CCT 曲线选择合适的加速冷却开冷温度、冷却速率和终冷温度, 最终获得具有良好强韧性能的 PF + AF 双相组织. 粗轧阶段, 反复的再结晶能够细化奥氏体晶粒, 增加奥氏体晶界面积; 精轧阶段, 得到饼形的奥氏体晶粒并且形成大量的变形带、亚结构和高密度的位错^[14]. 细化的奥氏体晶粒和奥氏体中高密度的亚结构、位错能够增加铁素体相变的形核点, 细化最终的组织结构. 此外, 加速冷却过程中, 先形成的 PF 对原奥氏体晶粒的切割作用能够细化 AF 的板条结构, 而且奥氏体发生中温转变的切变过程及体积膨胀使 AF 及周边的 PF 具有较高的位错密度. V 微合金钢中增 N 可以增加 V(C, N) 的析出驱动力, 使其在奥氏体中的固溶温度升高, 并且随 N

含量增加 V(C, N) 颗粒密度增大, 尺寸减小. 本文采用 V－N 微合金化方法制备管线钢, 在精轧阶段应变诱导析出的富 N 的 V(C, N) 可以作为铁素体相变的异质形核点, 促进奥氏体晶内 PF 和 AF 形核, 进一步细化组织, 提高细晶强化作用^[7]. 铁素体相变过程中和相变后形成的细小富 C 的 V(C, N) 颗粒能够通过析出强化作用提高实验钢的屈服强度. 抗大变形管线钢的主要韧化机制是晶粒细化和针状铁素体的形成. 研究表明^[1], 大角度晶界能够偏转解理裂纹扩展方向, 阻碍解理裂纹扩展. 在 V－N 微合金化管线钢中, 大量应变诱导析出的富 N 的 V(C, N) 颗粒作为异质形核点促进了 PF 和 AF 的细化. 晶粒细化能够增加单位体积内的大角度晶界数量, 而且由于 AF 的形成, 裂纹扩展过程中还会受到相互交错、彼此咬合的 AF 板条界的阻碍, 裂纹扩展功增大, 因而能够改善低温韧性. 此外, AF 基体上均匀分布的细小 M/A 组元也能够偏转裂纹扩展方向, 起到改善低温韧性的作用^[15].

屈强比是反映材料抗大变形能力的重要参数. 于庆波等^[16]对不同成分的钢进行控轧控冷实验, 得到双相钢屈强比的数学模型:

$$R_{0.5}/R_m = \frac{f}{f + (1 - f)R_{mH}/R_{mF}} \cdot \quad (1)$$

式中： $R_{0.5}$ 和 R_m 分别是双相钢的屈服强度和抗拉强度； R_{mH} 和 R_{mF} 分别是硬相和软相组织的抗拉强度； f 是软相组织的体积分数。可以看出，双相钢的屈强比与软硬相的强度差异以及软相的比例有关，强度差异越大、软相比例越大，双相钢的屈强比越低。对于抗大变形管线钢来说，PF 作为软相，其组织特征对屈强比有显著影响。因此，必须保证 PF 合适的体积分数以获得良好的强塑性。此外，晶粒尺寸、晶粒内部的析出物和位错数量也是影响屈强比的关键因素，这是由于晶粒尺寸细化、弥散分布的细小的析出物和较多的位错缠结会使 PF 得到强化，减小其与 AF 的强度差异，使屈强比增加^[3]。

因此，本文实验中，设计了合理的热轧与冷却工艺参数以获得适当的 PF 体积分数、晶粒尺寸、析出物和位错数量，从而得到具有良好强塑性的 V-N 微合金化管线钢。

4 结 论

1) V-N 微合金管线钢动态 CCT 曲线高温转变区和中温转变区分离，转变温度范围分别是 637~728℃和 441~601℃，当冷速为 10~20℃/s 时，组织主要为针状铁素体和少量粒状贝氏体。

2) 热轧 V-N 微合金管线实验钢主要组织为针状铁素体和少量粒状贝氏体，屈服强度、抗拉强度、均匀延伸率和 -20℃夏比冲击功分别为 603 MPa, 724 MPa, 11.1% 和 214 J，满足 API Spec 5L 对 X80 管线钢的力学性能要求，同时具有良好的抗大变形性能。

3) 热轧实验精轧阶段奥氏体区应变诱导析出的富 N 的 V(C,N) 颗粒可以作为铁素体相变的异质形核点，细化组织结构。组织结构的细化有助于提高实验钢细晶强化水平和改善低温韧性。

参考文献：

[1] Wang B X, Lian J B. Effect of microstructure on low-temperature toughness of a low carbon Nb-V-Ti microalloyed pipeline steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 592: 50-56.

[2] 贾书君, 刘清友, 李拔. 厚壁 X70 管线钢的组织 and 性能 [J]. *材料热处理学报*, 2016, 37(4): 129-134.

(Jia Shu-jun, Liu Qing-you, Li Ba. Microstructure and mechanical properties of thick wall X70 pipeline steel [J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2016, 37(4): 129-134.)

[3] Wang S Y, Yu H, Zhou T, et al. Effects of non-recrystallization zone reduction on microstructure and precipitation behavior of a ferrite-bainite dual phase steel [J]. *Materials and Design*, 2015, 88: 847-853.

[4] Hu J, Du L X, Xie H, et al. Microstructure and mechanical properties of TMCP heavy plate microalloyed steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 607: 122-131.

[5] Turk A, Martín D S, Rivera-Díaz-del-Castillo P E J, et al. Correlation between vanadium carbide size and hydrogen trapping in ferritic steel [J]. *Scripta Materialia*, 2018, 152: 112-116.

[6] Lagneborg R, Siwecki T, Zajac S, et al. The role of vanadium in microalloyed steels [J]. *The Scandinavian Journal of Metallurgy*, 1999, 28(5): 186-241.

[7] Hu J, Du L X, Wang J J, et al. Structure-mechanical property relationship in low carbon microalloyed steel plate processed using controlled rolling and two-stage continuous cooling [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 585: 197-204.

[8] Mukherjee S, Timokhina I, Zhu C, et al. Clustering and precipitation processes in a ferritic titanium-molybdenum microalloyed steel [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 690: 621-632.

[9] Nayak S S, Misra R D K, Hartmann J, et al. Microstructure and properties of low manganese and niobium containing HIC pipeline steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 494: 456-463.

[10] Mazaheri Y, Kermanpur A, Najafizadeh A. A novel route for development of ultrahigh strength dual phase steels [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 619: 1-11.

[11] 孟德亮, 康永林, 郑晓飞, 等. 两阶段控制冷却工艺对含钼 X80 抗大变形管线钢组织与性能的影响 [J]. *北京科技大学学报*, 2011, 33(7): 834-840.

(Meng De-liang, Kang Yong-lin, Zheng Xiao-fei, et al. Effect of two-stage controlled cooling on the microstructure and properties of Mo-containing X80 high-deformability pipeline steel [J]. *Journal of University of Science and Technology Beijing*, 2011, 33(7): 834-840.)

[12] Olalla V C, Bliznuk V, Sanchez N, et al. Analysis of the strengthening mechanisms in pipeline steels as a function of the hot rolling parameters [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 604: 46-56.

[13] Deng W, Gao X H, Zhao D W, et al. Effect of Ti-enriched carbonitride on microstructure and mechanical properties of X80 pipeline steel [J]. *Journal of Materials Science and Technology*, 2010, 26(9): 803-809.

[14] Xiao F R, Liao B, Shan Y Y, et al. Challenge of mechanical properties of an acicular ferrite pipeline steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, 431: 41-52.

[15] 康健, 赵金华, 王学强, 等. 超快冷下 X70 管线钢热轧工艺及显微组织 [J]. *东北大学学报(自然科学版)*, 2015, 36(11): 1576-1580.

(Kang Jian, Zhao Jin-hua, Wang Xue-qiang, et al. Hot rolling process and microstructures of X70 pipeline steel under ultra-fast cooling [J]. *Journal of Northeastern University (Natural Science)*, 2015, 36(11): 1576-1580.)

[16] 于庆波, 赵贤平, 孙斌, 等. 高层建筑用钢板的屈强比 [J]. *钢铁*, 2007, 42(11): 74-78.

(Yu Qing-bo, Zhao Xian-ping, Sun Bin, et al. Yield-strength ratio of steel plate for high-rise building [J]. *Iron and Steel*, 2007, 42(11): 74-78.)