

## 轧制工艺对 L450M 管线钢组织和性能的影响

杨小龙 张振兴 申建明 郑治秀 臧森 王强

(河钢集团唐钢公司,唐山 063000)

**摘要** 通过对压缩比、压下率和轧制温度的控制,使 L450M 管线钢( $\% : 0.06\text{C}, 1.52\text{Mn}, 0.19\text{Si}, 0.017\text{Ti}, 0.048\text{Nb}, 0.028\text{Als}$ )获得了良好的强韧性。结果表明,200 mm 坯粗轧末 3 道次和精轧前 3 道次达到 20% 以上的大压下率,可以使 12 mm 钢板在随后的冷却过程中形成细小的微米级晶粒。晶粒尺寸基本达到了 10  $\mu\text{m}$  以下,部分晶粒可以细化至 2  $\mu\text{m}$  以下。采用 3.5 倍左右的精轧压缩比,930 ~ 950  $^{\circ}\text{C}$  的精轧开轧温度,810 ~ 830  $^{\circ}\text{C}$  的精轧终轧温度,管线钢的屈服强度达到 500 MPa 以上,同时 -15  $^{\circ}\text{C}$  横向冲击功可以达到 300 J 以上。通过适当提高粗轧温度至  $\geq 1040$   $^{\circ}\text{C}$ ,降低精轧压缩比至  $\leq 3.8$  和提高精轧终轧温度至  $\geq 800$   $^{\circ}\text{C}$  等可以有效地降低钢材的屈服比。

**关键词** 细晶强化 超细晶 屈服比 L450M 管线钢 低温韧性

## Effect of Rolling Process on Microstructure and Property of L450M Pipeline Steel

Yang Xiaolong, Zhang Zhenxing, Shen Jianming, Zheng Zhixiu, Zang Miao and Wang Qiang  
(HBIS Group Tangsteel Company, Tangshan 063000)

**Abstract** The L450M pipeline steel ( $\% : 0.06\text{C}, 1.52\text{Mn}, 0.19\text{Si}, 0.017\text{Ti}, 0.048\text{Nb}, 0.028\text{Als}$ ) has obtained good strength and toughness by control of compression ratio, reduction ratio and rolling temperature. The results reveal that the high reduction rate of more than 20% in the last three passes of 200 mm slab rough rolling and the first three passes of finish rolling can make the 12 mm steel plate to form fine micron grain during the subsequent cooling process. The grain size is basically below 10  $\mu\text{m}$ , and some grains can be refined to below 2  $\mu\text{m}$ . The yield strength of pipeline steel can reach above 500 MPa and the transverse impact energy at -15  $^{\circ}\text{C}$  can reach over 300 J by the compression ratio of finishing rolling 3.5, finishing rolling starting temperature at 930 ~ 950  $^{\circ}\text{C}$  and finishing temperature at 810 ~ 830  $^{\circ}\text{C}$ . The yield ratio of steel can be effectively reduced by increasing rough rolling temperature to  $\geq 1040$   $^{\circ}\text{C}$ , reducing compression ratio to  $\leq 3.8$  and increasing finish rolling temperature to  $\geq 800$   $^{\circ}\text{C}$  etc.

**Material Index** Fine-Grain Strengthening, Ultra-Fine Grain, Yield Ratio, L450M Pipeline Steel, Low-Temperature Toughness

随着我国经济的快速发展,对石油和天然气的需求量日益增加,而管道输送是最便捷和经济的运输方式<sup>[1]</sup>,目前发展的趋势是大管径,大壁厚和高压输送管道<sup>[2-5]</sup>,由于运输管道使用环境复杂,同时随着运输压力和管道管径的增加,管线钢容易发生断裂<sup>[6-8]</sup>,因此要求管线钢具有较高的强韧性<sup>[9]</sup>。钢铁企业一般采用纯净钢技术和控轧控冷工艺来生产高性能高附加值管线钢<sup>[10-11]</sup>,但为了节约成本,同时达到较高的强韧性,细化晶粒是管线钢生产的常用技术之一。强度和韧性都与晶粒尺寸有着密切的关系,有关研究表明<sup>[12]</sup>,钢材从传统的细晶(10  $\mu\text{m}$ 或略大)细化到 1  $\mu\text{m}$ ,强度可以提高至一倍以上,而且韧脆转变温度可以下降至 -200  $^{\circ}\text{C}$  以下,显著地改善钢材的强韧性。但是细化晶粒带来良好强韧性的同时,会引起屈服比升高,特别是超低碳管线钢,屈服比升高更为明显。屈服比的升高引起钢

材加工硬化能力减弱,不利于管线钢板弯管处理,同时钢管在使用过程中存在安全风险。为了方便制管加工处理和安全使用,需要控制管线钢板的屈服比。管线钢关于屈服比研究的文献相对较少,细化晶粒如何兼顾钢材的强韧性和合适的屈服比,仍然需要进一步研究。

本文研究轧制工艺对 L450M 管线钢组织和性能的影响,通过不同的轧制工艺控制,小批量试制了拥有微米级细小晶粒组织的管线钢,获得了良好的强韧性,同时对屈服比的变化进行了详细的分析和论述。

### 1 成分与工艺

L450M 管线钢的化学成分如表 1 所示,成分设计主要为低碳微合金化,添加铌合金元素进行控轧细化晶粒。为了研究轧制工艺对管线钢组织和性能的影响,对 L450M 管线钢进行小批量轧制试验,选

取试验过程中具有代表性的两组试验钢进行详细分析和讨论,两种试验钢的轧制工艺如图 1 所示。试验都采用两阶段轧制,由 200 mm 厚坯料最终轧制成 12 mm 厚钢板,粗轧温度为 1 000 ~ 1 050 °C,中间坯厚度为 50 ~ 51 mm,精轧开轧温度为 940 °C 左右,1#和 2#试验钢的精轧终轧温度分别约为 815 °C 和 795 °C,两种试验钢粗轧道次压下率分配不同,2#试验钢粗轧前几道次压下率较低,但是末道次压下率达到 36.6%,并且末三道次压下率也超过 20%。在精轧阶段,2#试验钢精轧压下率略高,两种试验钢的压下率差异较小,但轧制温度差异较大,精轧末 4 道次中 2#试验钢的轧制温度较低。两种试验钢采用相同的冷却方式冷却至 510 ~ 540 °C 后空冷至室温。

2 力学性能结果

两种试验钢的力学性能如表 2 所示,两种试验钢都具有较高的强度和优良的低温冲击功,屈服强度都达到 500 MPa 以上,而且 -15 °C 横向冲击功也

达到 200 J 以上。与 1#试验钢相比,2#试验钢的强度较高,伸长率较低,屈强比较高,同时 -15 °C 横向冲击功更高。2#试验钢具有更高的强韧性,但是伸长率较低,屈强比较高,加工硬化能力较弱,因为屈强比超过行业标准和协议的上限要求,导致管线钢板弯管处理困难,安全风险增加。

3 组织特征

图 2 和图 3 为 1#和 2#试验钢的纵截面光学显微组织,试验钢的显微组织主要为多边形铁素体、准多边形铁素体、珠光体和少量贝氏体等。1#试验钢组织晶粒细小,平均晶粒尺寸大约为 6.4 μm,2#试验钢组织晶粒更为细小,平均晶粒尺寸大约为 4.5 μm,且 2#试验钢中出现许多极为细小的铁素体晶粒,晶粒尺寸在 2 μm 以下。

4 分析与讨论

两种试验钢粗轧末三道次压下率大于 20%,且粗轧最后道次压下率大于 25%,大压下率粗轧保证了奥氏体的再结晶,细化了初始奥氏体晶粒,同时精轧前 6 道次压下率达到 15% 以上,精轧前 3 道次压下率基本达到 20% 以上,大压下率精轧使奥氏体组织被大量压扁拉长,在奥氏体未再结晶区形成大量累积应变,有效增加了形变奥氏体的位错密度、晶界

面积和形变带等晶体缺陷,提供了足够高的相变形核位置,两种试验钢在随后的冷却过程中形成了细小的晶粒结构,晶粒尺寸基本达到了 10 μm 以下。研究表明<sup>[12]</sup>,在钢材中加入 Nb 微合金化并通过再结晶控轧可以使铁素体的晶粒尺寸细化至 6 μm。与 1#试验钢轧制工艺相比,2#试验钢在粗轧阶段压下率分配逐渐增加,同时粗轧末道次压下率高很多,达到了 36.6%,这增加了奥氏体在再结晶区间的累积应变,更加促进了奥氏体的再结晶行为,进一步细化了奥氏体的

表 1 试验 L450M 管线钢的成分/%

Table 1 Composition of tested L450M pipeline steel/%

C	Mn	S	P	Si	Als	Ti	Nb
0.06	1.52	0.004	0.011	0.19	0.028	0.017	0.048

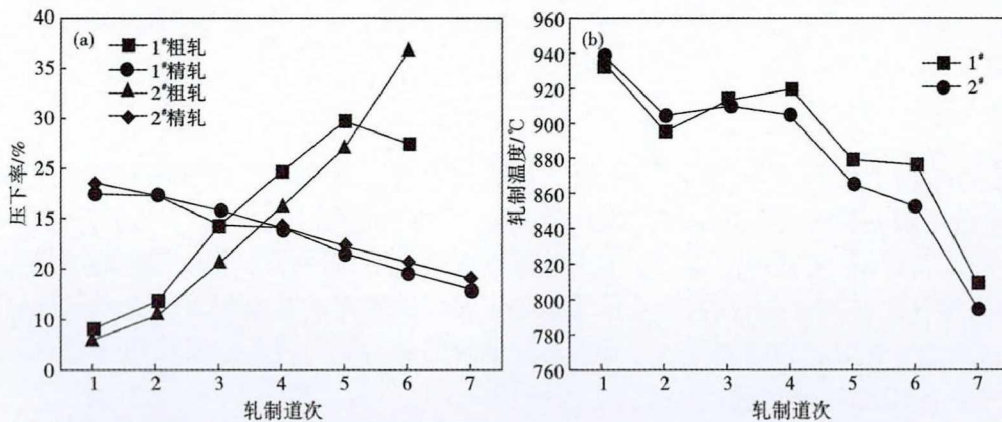


图 1 L450M 钢轧制工艺 1#、2#粗轧和精轧道次压下率(a)与精轧道次轧制温度(b)

Fig.1 Rough and finish rolling pass reduction (a) and finish rolling pass temperature (b) of L450M steel rolling process No.1# and 2#

表 2 L450M 钢的力学性能

Table 2 Mechanical property of L450M steel

试验钢及 技术标准	屈服强度 R <sub>0.5</sub> /MPa	抗拉强度 R <sub>m</sub> /MPa	伸长率 A <sub>50</sub> /%	屈强比 R <sub>0.5</sub> /R <sub>m</sub>	冲击温 度/°C	横向冲 击功/J
1#	511	565	36.5	0.90	-15	224
2#	570	593	31	0.96	-15	302
API SPEC 5L-2018 标准	450 ~ 600	535 ~ 760	≥23	≤0.93	0	≥54
技术协议	475 ~ 600	550 ~ 760	≥23	≤0.93	-15	≥150



图2 L450M 钢 1#(a) 1/4;(b) 1/2;(c) 3/4 纵截面光学显微组织

Fig. 2 Optical microstructures on 1/4 (a);1/2 (b) and 3/4 (c) longitudinal section of 1# L450M steel

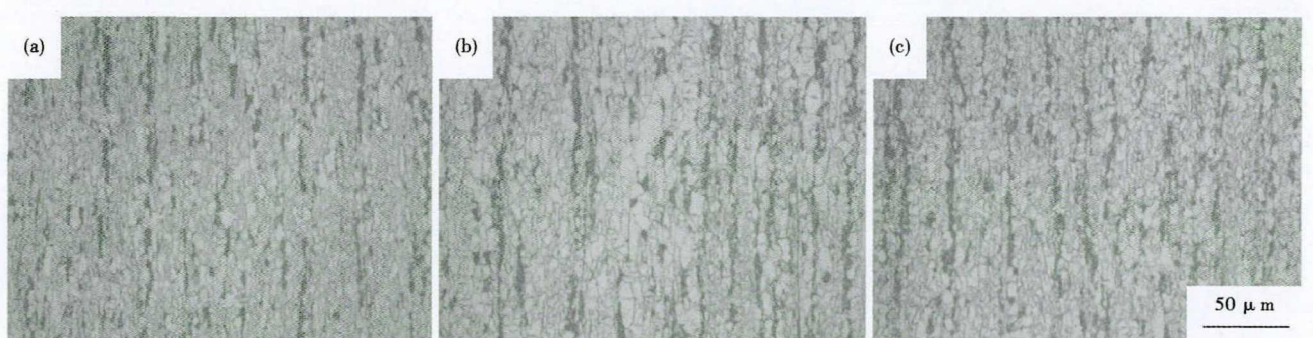


图3 L450M 钢 2#(a) 1/4;(b) 1/2;(c) 3/4 纵截面光学显微组织

Fig. 3 Optical microstructures on 1/4 (a);1/2 (b) and 3/4 (c) longitudinal section of 2# L450M steel

初始晶粒大小。另外,在精轧阶段,2#试验钢精轧压下率略高,且精轧末4道次轧制温度更低,这也进一步增加了奥氏体未再结晶区的累积应变,增加位错密度,有利于增加相变形核位置,促进晶粒细化,所以2#试验钢整体上晶粒尺寸更加细小,部分晶粒尺寸甚至达到了 $2\ \mu\text{m}$ 以下。传统的TMCP技术在实际生产中可获得最小晶粒尺寸约为 $10\ \mu\text{m}$ 左右<sup>[13]</sup>,但相关细晶钢研究结果表明<sup>[12-13]</sup>,90%变形量的奥氏体以 $10\ \text{℃/s}$ 的速度冷却时,可以获得大角度晶界、晶粒取向随机和晶粒尺寸达到 $3\ \mu\text{m}$ 以下的铁素体组织,因此只要轧制工艺控制严格,可以获得微米级细小晶粒组织。

这种极其细小的晶粒结构带来了显著的细晶强化,两种钢板都具有较高的强度和良好的低温韧性,钢板强韧性极佳。与1#试验钢性能结果相比,2#试验钢具有更细小的晶粒结构,因此具备更高的强度和更好的低温冲击功,但是由于晶粒极其细小,部分晶粒尺寸达到 $2\ \mu\text{m}$ 以下,细晶强化效果更明显,导致屈服比较高,加工硬化能力较弱。如果晶粒太细小,拉伸时每个晶粒分担到的拉伸应力较小,晶粒内位错萌生和滑移困难,同时析出粒子钉扎位错,位错更难于移动,只有继续增加总拉伸应力才能促使位

错移动,这造成屈服强度增加,与抗拉强度接近,最终导致钢板加工硬化能力较弱,屈服比较高,不利于管线钢板弯管处理。管线钢板在获得良好强韧性的同时,需要得到较低的屈服比,有利于加工处理和安全使用。细晶强化使屈服强度升高的程度大于抗拉强度升高的程度,因而晶粒细化提高了屈服比,降低了钢材加工硬化的能力。如果晶粒细小到一定程度,每个晶粒分担的拉伸应力过小,为了使位错滑移,总拉伸应力会高很多,甚至出现上屈服现象,如果屈服强度 $R_{0.5}$ 刚好位于上屈服强度附近,这将导致屈服比更高。

轧制工艺对屈服比有较为明显的影响,通过小批量试制试验,对轧制工艺与屈服比的关系进行数据统计,得到如图4所示的结果,钢板粗轧温度升高,精轧压缩比降低,精轧终轧温度升高,都有利于降低屈服比。钢板粗轧温度升高,虽然更容易发生奥氏体再结晶行为,但同时再结晶后的奥氏体更容易长大,因此减弱了奥氏体再结晶细化初始奥氏体晶粒的效果。精轧压缩比降低和精轧终轧温度升高都降低了奥氏体未再结晶区的累积应变,减少了相变形核位置,弱化了晶粒细化效果。因此,这些轧制工艺的改变减少了细晶强化效果,降低了屈服比。

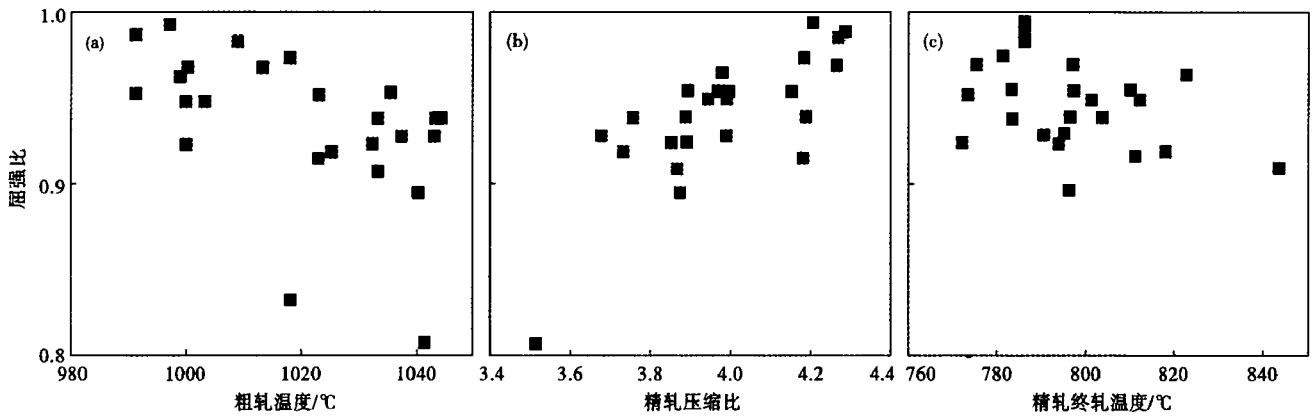


图 4 粗轧温度(a),精轧压缩比(b)和精轧终轧温度(c)对 L450M 钢屈服比的影响

Fig. 4 Effect of rough rolling temperature (a), finishing rolling reduction ratio (b) and finishing rolling end temperature (c) on yield ratio of L450M steel

小批量试制表明,采用 1 000 ~ 1 020 °C 的粗轧温度,粗轧末 3 道次压下率大于 20%, 3.5 倍左右的精轧压缩比,930 ~ 950 °C 的精轧开轧温度,810 ~ 830 °C 的精轧终轧温度,精轧前 3 道次压下率大于 20% 的轧制工艺,可以得到微米级晶粒组织,500 ~ 550 MPa 的屈服强度,560 ~ 600 的抗拉强度,30% ~ 45% 伸长率, -15 °C 的低温冲击功可以达到 220 ~ 350 J,力学性能良好。

为了降低屈服比,需要考虑工艺优化,通过适当提高钢板粗轧温度,降低精轧压缩比和精轧压下率,提高精轧终轧温度以及改变冷却方式等可以有效地降低钢材的屈服比。

## 5 结论

(1) 采用 3.5 倍左右的精轧压缩比,930 ~ 950 °C 的精轧开轧温度,810 ~ 830 °C 的精轧终轧温度,管线钢的屈服强度达到 500 MPa 以上,同时 -15 °C 横向冲击功可以达到 300 J 以上。

(2) 粗轧末 3 道次和精轧前 3 道次达到 20% 以上的大压下率,可以使钢板在随后的冷却过程中形成细小的微米级晶粒,晶粒尺寸基本达到了 10 μm 以下,部分晶粒可以细化至 2 μm 以下。

(3) 为了降低屈服比,通过适当提高钢板粗轧温度至 ≥1 040 °C,降低精轧压缩比 ≤3.8,提高精轧终轧温度至 ≥800 °C 以及改变冷却方式等可以有效地降低钢材的屈服比。

## 参考文献

- [1] 赵展鹏,安守勇,侯东华. 高韧性 X65 管线钢板的开发与生产[J]. 中国冶金,2009,19(8):11-14.
- [2] 陈宏达,霍春勇,冯耀荣,等. 管线钢落锤撕裂试验方法的建立、应用及发展[J]. 钢铁研究学报,2005,17(6):1-5.
- [3] 张寿禄,赵泳仙,崔天燮,等. 应用 EBSD 研究 X80 管线钢的落锤撕裂性能[J]. 中国体视学与图像分析,2007,12(4):271-273.
- [4] 孙 昊,赵凤光,王海燕,等. 终冷温度对 X80 管线钢 DWTT 性能影响的研究[J]. 热加工工艺,2013,42(1):32-34.
- [5] 杨 政,郭万林,董蕙茹,等. X70 管线钢冲击韧性实验研究[J]. 金属学报,2003,39(2):159-163.
- [6] 邓 伟,高秀华,秦小梅,等. X80 管线钢的冲击断裂行为[J]. 金属学报,2010,46(5):534-535.
- [7] 孙 莹,于庆波. 多边形铁素体含量对 X60、X70 管线钢 DWTT 断口纤维率的影响[J]. 材料热处理学报,2014,35(3):105-110.
- [8] 缪成亮,尚成嘉,王学敏,等. 高 Nb X80 管线钢焊接热影响区显微组织与韧性[J]. 金属学报,2010,46(5):543-544.
- [9] 蒋善玉. X60 管线钢板的研制[J]. 中国冶金,2005,15(7):38-40.
- [10] Tanguy B, Luu T T, Perrin G, et al. Plastic and Damage Behaviour of a High Strength X100 Pipeline Steel: Experiments and Modeling [J]. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 2008, 85(5):322-333.
- [11] Niu Jing, Qi Lihua, Liu Yinglai, et al. Tempering Microstructure and Mechanical Properties of Pipeline Steel X80 [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2009, 19(3):573-574.
- [12] 雷 毅,余圣甫,许晓锋. 微米级超细晶粒钢细化技术的研究进展[J]. 兵器材料科学与工程,2005,28(2):62-66.
- [13] 张富强,朱心昆,梅东生. 微米级超细晶粒钢细化工艺的研究进展[J]. 四川冶金,2007,29(6):5-10.

杨小龙(1988-),男,博士(2017年东北大学),工程师,2010年东北大学(本科)毕业,产品开发和控轧控冷工艺研究。  
E-mail:e21303086@163.com

收稿日期:2020-09-18