

# 加热温度对 X80M 管线钢性能和组织的影响

徐海健<sup>1</sup>, 韩楚菲<sup>1</sup>, 郭 诚<sup>2</sup>, 龙 山<sup>1</sup>, 田永久<sup>1</sup>, 沙孝春<sup>1\*</sup>

(1. 鞍钢股份有限公司, 辽宁 鞍山 114009; 2. 鞍钢建设集团有限公司, 辽宁 鞍山 114009)

**摘要:**研究了不同加热温度对厚壁 X80M 管线钢原始奥氏体晶粒、组织、析出相及力学性能的影响。结果表明, 加热温度对厚规格 X80M 管线钢的落锤性能影响较大。随着加热温度逐渐升高, 奥氏体晶粒不断粗化, 当加热温度 $\leq 1\ 210\ ^\circ\text{C}$  时, 原始奥氏体晶粒细小, 奥氏体晶粒的平均尺寸为  $35\ \mu\text{m}$ 。原始奥氏体晶粒越细小, 在后续轧制和冷却过程中越能促进针状铁素体和粒状贝氏体的形核, 即显著改善钢板的低温韧性。此外, 加热温度越高, 铸坯中合金元素的固溶量越多, 能促进  $20\ \text{nm}$  以下的 NbC 析出相的形成, 但会导致晶粒粗化和组织中针状铁素体及粒状贝氏体比例减少。因此, 控制加热温度在  $1\ 210\ ^\circ\text{C}$  以下, 保证针状铁素体(AF)和粒状贝氏体(GB)比例在 60% 以上时, 可显著改善厚规格 X80M 管线钢的落锤性能。

**关键词:** X80M 管线钢; 加热温度; 落锤性能; 针状铁素体; 粒状贝氏体

中图分类号: TF76, TG142.1

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2024)01-0139-06

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2024.01.020

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 heating temperature on the mechanical properties and microstructures of X80M pipeline steels

Xu Haijian<sup>1</sup>, Han Chufei<sup>1</sup>, Guo Cheng<sup>2</sup>, Long Shan<sup>1</sup>, Tian Yongjiu<sup>1</sup>, Sha Xiaochun<sup>1\*</sup>

(1. Anshan Iron & Steel Co., Ltd., Anshan 114009, Liaoning, China; 2. Anshan Iron & Steel Construction Co., Ltd., Anshan 114009, Liaoning, China)

**Abstract:** The effects of heating temperatures on the prior austenite grain size, microstructure and mechanical properties of X80M pipeline steels with a large wall thickness were investigated in this paper. The results showed that the heating temperature has a great effect on the drop weight tear test (DWTT) properties of X80M pipeline steels. The austenite grains continued to coarsen with enhancing the heating temperatures. The average austenite grain size was within  $35\ \mu\text{m}$  by controlling the heating temperature below  $1\ 210\ ^\circ\text{C}$ . The finer prior austenite grains provide more nucleation sites of acicular ferrite (AF) and granular bainite (GB), and improve the low temperature toughness of steel plates during the subsequent rolling and cooling processes. Moreover, the higher solution degree of alloy elements in the casting blank promotes the formation of finer NbC precipitates with the sizes less than  $20\ \text{nm}$  by increasing heating temperature. It also leads to the grain coarsening and the decrease of AF and GB proportions in the microstructure. Therefore, the DWTT properties of X80M pipeline steels with the large wall thickness can obviously be improved by controlling the heating temperatures below  $1\ 210\ ^\circ\text{C}$  and ensuring the acicular ferrite (AF) and granular bainite (GB) phase contents more than 60%.

**Key words:** X80M pipeline steel, heating temperature, drop weight tear test properties, acicular ferrite, granular bainite

收稿日期: 2023-04-07

作者简介: 徐海健, 1987 年出生, 男, 博士研究生, 从事先进钢铁结构材料的研究, E-mail: [haijianxu2013@163.com](mailto:haijianxu2013@163.com); \*通讯作者: 沙孝春, 1966 年出生, 男, 教授级高级工程师, 从事先进钢铁结构材料的研究; E-mail: [xiaochunsha@ansteel.com.cn](mailto:xiaochunsha@ansteel.com.cn).

## 0 引言

随着国民经济建设的快速发展,对天然气等资源的需求日益增加,大管径(1 422 mm)、大壁厚(32.1 mm)和高压(12 MPa)输送管道成为目前发展主流趋势,其中 X80 管线钢是主要的服役钢级<sup>[1-3]</sup>。厚壁 X80M 管线钢对冶炼纯净度及其强韧性匹配要求极为苛刻,开发技术难度较大。目前国内多数中厚板企业采用低碳、超低磷、低硫、控制铸坯夹杂物形态保证其铸坯质量,同时配合 Nb、V、Ti、Mo 微合金化以及 Mn、Cr、Ni 和 Cu 等多组元成分设计体系,通过多阶段控制轧制及轧后的快速冷却,使其具有优异的强韧性<sup>[4-7]</sup>。

目前,随着管线钢服役钢级和壁厚的增加,厚度在 27.5 mm 以上大壁厚 X80 管线钢研发的技术难点在于其强韧性匹配度以及止裂韧性关键指标(落锤剪切面积的控制)<sup>[8-10]</sup>。与薄规格管线钢相比,宽厚规格高强度管线钢晶粒细化及组织均匀性调控更加困难。因此,制造该类管线钢时应遵循的标准是避免组织粗化和不均匀,尤其需加强对钢板心部微观组织的调控。目前,有关加热工艺对厚壁 X80M 管线钢的微观结构及性能研究鲜有报道,笔者以鞍钢生产的厚度为 32.1 mm 的 X80M 管线钢为研究对象,重点研究了铸坯加热温度对其力学性能、原始奥氏体晶粒尺寸和微观结构等方面的影响,从而为提高厚壁 X80M 管线钢宽厚板批量稳定生产提供了理论基础。

## 1 试验材料与方法

试验坯料采用鞍钢生产的 300 mm 厚 X80M 管线钢连铸坯。成分设计采用低 C、中 Mn 并添加微量 Nb、Ti、Ni、Mo 和 Cu 等合金元素,铸坯主要化学成分见表 1。X80M 管线钢冶炼工艺路径为:铁水预处理—转炉冶炼—LF—VD(RH)—板坯连铸,连铸坯尺寸为 300 mm×2 285 mm×3 200 mm。为了研究不同加热温度对连铸坯中原始奥氏体晶粒的影响,首先在连铸坯 1/4 处取样,将其加工成 $\varnothing 8$  mm×15 mm 的热模拟样品。采用 Gleeble-3800 热模拟试验机模拟连铸坯在加热炉不同温度的加热试验,将热模拟试样以 10 °C/s 升温速率分别加热到 1 150、1 180、1 210 °C 和 1 240 °C,保温 600 s 后水淬。随后将淬火的试样从中间剖开,经研磨-抛光处理后,利用过

饱和苦味酸溶液在 65~75 °C 进行腐蚀,最后利用 Zeiss 显微镜(OM)观察 X80M 管线钢的奥氏体晶粒的长大情况,以分析不同加热温度对其原始奥氏体晶粒演变规律的影响。为了研究不同加热温度对轧后钢板组织、析出相及其性能的影响,利用鞍钢 5 500 mm 轧机对 300 mm 厚的 X80M 管线钢连铸坯进行试制,铸坯的温度分别按照 1 150、1 180、1 210 °C 和 1 240 °C 进行加热控制,不同温度加热的铸坯保温时间为 4 h,出炉后的铸坯经高压水初除鳞,在相同工艺参数下进行轧制及冷却,采用两阶段轧制(再结晶与未再结晶阶段),中间坯的厚度设定为 95 mm,再结晶阶段终轧温度 $\geq 980$  °C,粗轧阶段轧制道次为 8 道次,未再结晶阶段开轧温度为 920 °C,轧制道次 12 道次,轧制后经过层流冷却,开冷温度为 730 °C,冷却速率 15~20 °C/s,返红温度控制在 380~420 °C。

表 1 厚壁 X80M 管线钢的主要化学成分

Table 1 Main chemical composition of thick-wall X80M pipeline steel								%
C	Si	Mn	P	S	Al	Nb+Ti	Cr+Cu+Mo+Ni	
$\leq 0.05$	0.2	1.7	$\leq 0.10$	$\leq 0.002$	0.030	0.07~0.11	0.61~0.75	

对采用不同加热温度试制的钢板进行了拉伸、低温冲击、落锤性能等系列检验和微观组织分析,拉伸和低温冲击试验按照 ASTM A370 标准进行,拉伸试样测试温度为室温,低温冲击的试验温度为 -20 °C,落锤试样按照 SY/T 6476 标准进行,落锤试验采用全壁厚试样,试验温度为 -15 °C。利用 4% 硝酸酒精对不同铸坯加热温度条件下的试样进行研磨、抛光及腐蚀以观察其组织演化。利用电解抛光法对透射电镜试样进行制备,电解抛光液为 8% 高氯酸酒精,电解温度为 -20 °C,电压为 -20 V,以观察不同工艺下析出相演变及结构。试样的微观结构和析出相结构及尺寸观察主要利用 Zeiss Axio Vert.A1 型光学显微镜、JEOL 7100F SEM 系统和 JEOL 2100F 透射电镜进行。

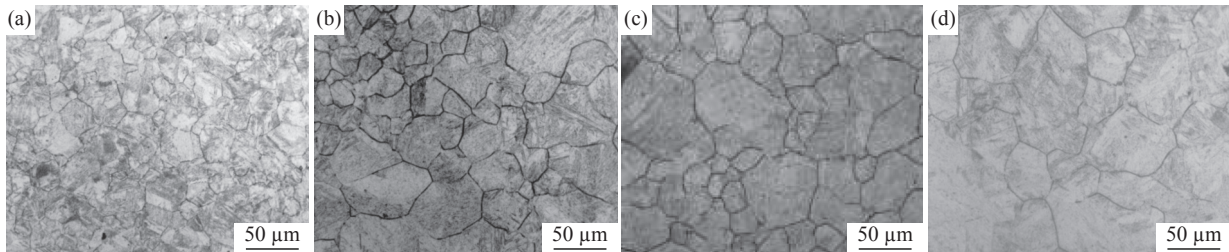
## 2 试验结果与分析

### 2.1 对奥氏体晶粒的影响

图 1 为在不同加热温度,相同保温时间下 X80M 原始奥氏体的晶粒组织形态。由图 1 可知,随着加热温度升高,X80M 管线钢原始奥氏体晶粒不断粗化,加热温度低于 1 210 °C 时,原始奥氏体晶粒细小,

依据 Irvine 计算公式, 结合厚规格 X80M 管线钢中碳、氮、铌和钛的质量分数计算得出, 在含 Nb、Ti 的管线钢中, Nb 和 Ti 的碳氮化物完全固溶于合金中的温度约为 1 203 ℃。在该温度低于 1 210 ℃ 时, 由于 X80M 管线钢中存在未溶的 Nb 和 Ti 的碳氮

化物析出相, 在加热保温的过程中, 未溶的析出相对奥氏体晶粒的长大起到了强烈的阻碍作用, 有效地阻止了奥氏体晶粒粗化, 奥氏体晶粒平均尺寸可控制在 35 μm 范围以内。



(a) 1 150 ℃; (b) 1 180 ℃; (c) 1 210 ℃; (d) 1 240 ℃

图 1 不同加热温度下厚壁 X80M 管线钢原始奥氏体晶粒形态

Fig. 1 Microstructures of prior austenite grain of thick-wall X80M pipeline steel at different heating temperatures

由于铸坯的成分不可能均匀分布, 当加热温度低于 1 203 ℃ 时, 部分 Nb 和 Ti 的碳氮化物在某些区域开始溶解, 造成其尺寸增加、密度降低, 使其对奥氏体晶粒钉扎作用减弱, 最终使奥氏体晶粒迅速长大和粗化, 晶粒尺寸超过 45 μm 以上, 比例迅速增加, 而在其它区域还存在第二相使其对晶粒钉扎力仍然存在, 从而对晶粒长大的阻碍作用依旧存在, 造成奥氏体晶粒分布不均匀。此外, 当加热温度低于 1 203 ℃ 时, 奥氏体晶粒粗化并不明显, 但由于基体中存在 Nb 和 Ti 的碳氮化物未完全溶解, 在随后加热及轧制过程中会导致析出相尺寸粗化, 影响钢板的强韧性, 尤其是落锤性能。因此, 通过以上分析可知, 对于厚壁的 X80M 管线钢, 铸坯的加热温度应控制在 1 210 ℃ 以内。

## 2.2 对微观组织的影响

图 2 为在相同轧制及冷却工艺参数下, 铸坯在不同加热温度下试样 1/4 处的组织形貌。由图 2 可知, 不同加热温度下, 厚壁 X80M 管线钢组织主要以多边形铁素体(PF)、针状铁素体(AF)和粒状贝氏体(GB)组成。随着加热温度升高, 钢板 1/4 处的 PF 含量逐渐增加, AF 和 GB 含量逐渐减少, 通过 ImageJ 图像分析软件分析结果可知, 加热温度在 1 150、1 180 ℃ 和 1 210 ℃ 时, AF 比例分别为 58%、46% 和 25%, PF 比例分别为 14%、25% 和 38%, GB 比例分别为 28%、29% 和 37%; 当加热温度达到 1 240 ℃ 时, PF 比例迅速增加(75%), 而 AF 和 GB 比例仅占 25%。原始奥氏体晶粒尺寸大小对

Ar<sub>3</sub> 温度会产生较大影响, 奥氏体晶粒越细, Ar<sub>3</sub> 温度就越高, 最终转变组织越细小, 当奥氏体晶粒细小时, 有效晶界面积以及变形过程中位错密度的增加能够增加 AF 和 GB 形核位置, 有利于改善钢板落锤性能。PF 作为韧性相可使裂纹在扩展过程中发生较大的塑性变形, 提高了钢板止裂性能。相关研究发现<sup>[11]</sup>, 当加热温度超过 1 210 ℃, PF 的含量超过 40% 时, 由于 AF 和 GB 比例降低, 外加载荷多发生在 PF 中, PF 失去了这些硬质相的分离与包围, 导致其对基体的强化和约束作用减弱, 大比例连续分布的 PF 对裂纹的扩展抑制作用逐渐减弱, 因此导致其落锤性能降低。此外, 当裂纹扩展遇到组织中晶界取向差大于 15° 的 AF 时, 裂纹扩展受到阻碍, 也显著改善材料的低温止裂性能。

## 2.3 对析出相演化的影响

不同加热温度下厚壁 X80M 管线钢中析出相演变情况如图 3 所示。由图 3 可知, X80M 管线钢中的析出相按照尺寸大小可分为两种: 一种是 20 ~ 100 nm 的大尺寸析出相, 一种是 20 nm 以下的细小析出相。对比于不同加热温度可知, 随着加热温度升高, 20 nm 以下细小析出相的比例逐渐增加, 20 nm 以上的大尺寸析出相的比例逐渐降低。利用 HRTEM 对这些不同尺寸析出相的晶体结构进行分析, 标定结果如图 4、5 所示。图 4(a) 尺寸为 15 nm 的小尺寸析出相的 HRTEM 晶格像, 图 4(b) 为析出相的傅里叶变换(FFT), 图 4(c) 为细小析出相经过 FFT 过滤的 HRTEM 像, 经过测量, 其对应的面间距

分别为 0.258 nm 和 0.223 nm, 晶面夹角为 56°, 对应的析出相的带轴为 [0 1 -1], 经过 PDF 卡片比照, 析出相为立方结构的 NbC。图 5(a)为尺寸为 40 nm 的大尺寸析出相的 HRTEM 晶格像, 图 5(c)为大尺

寸析出相经过 FFT 过滤的 HRTEM 像, 经过测量, 其对应的面间距分别为 0.242 nm 和 0.253 nm, 晶面夹角为 60°, 对应的析出相的带轴为 [0 1 -1], 经过比照, 析出相为立方结构的 Ti<sub>2</sub>N。

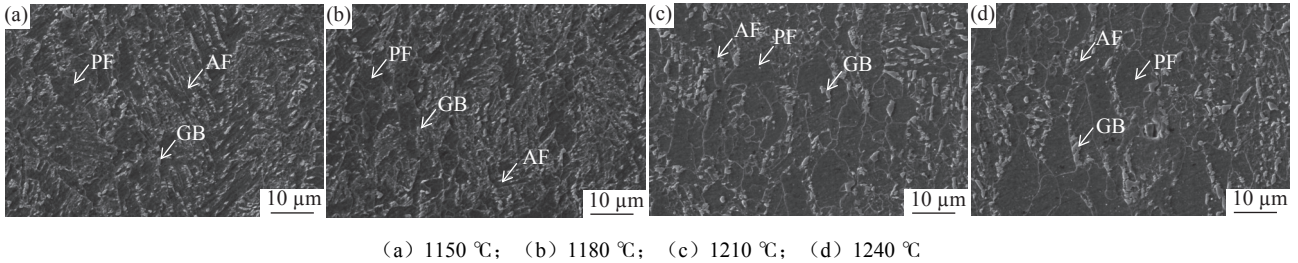


图 2 加热温度对 X80M 管线钢显微组织的影响  
Fig. 2 Effect of heating temperatures on microstructure of X80M pipeline steel

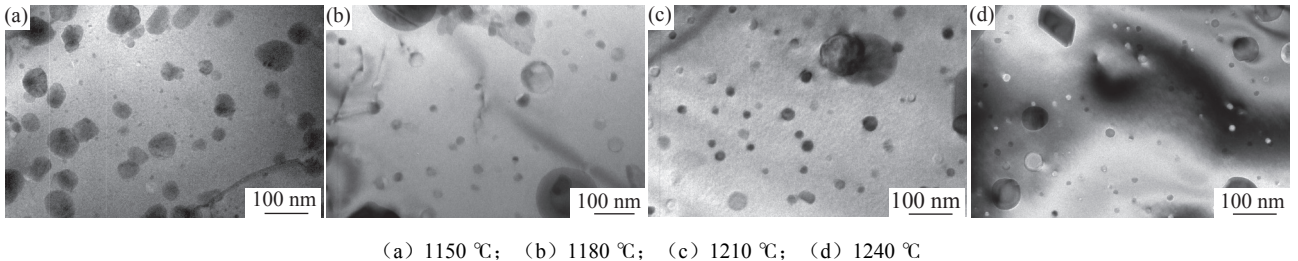
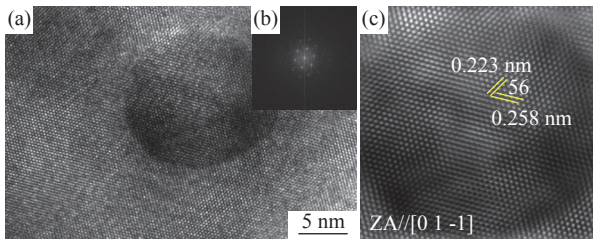
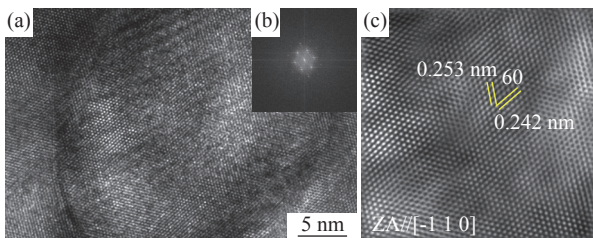


图 3 不同加热温度下 X80M 管线钢的析出相形貌  
Fig. 3 Morphologies of precipitates of X80M pipeline steel at different heating temperatures



(a)NbC 高分辨晶格像; (b)高分辨像的傅里叶变换; (c)FFT 过滤的 NbC 高分辨晶格像

图 4 小尺寸 NbC 析出相的 TEM 分析  
Fig. 4 TEM analysis of small NbC precipitates



(a)Ti<sub>2</sub>N 高分辨晶格像; (b)高分辨像的傅里叶变换; (c)FFT 过滤的 Ti<sub>2</sub>N 高分辨晶格像

图 5 大尺寸 Ti<sub>2</sub>N 析出相的 TEM 分析  
Fig. 5 TEM analysis of large Ti<sub>2</sub>N precipitates

从对 HRTEM 分析结果可知, Nb 的碳化物尺寸小于 Ti 的氮化物, 这主要是由于铸坯在加热及保温

过程中, 富 Nb 的碳化物回溶速度大于 Ti 的氮化物, 在随后轧制及冷却过程中重新析出, 而 Ti 的氮化物由于其熔点高和回溶速度慢, 导致部分未完全溶解, 使 Ti 的氮化物在后续加热过程中发生粗化, 即 Ostwald 熟化效应。依据析出相的固溶和重新析出的特点, 随着铸坯加热温度升高, 高固溶温度较高且易析出元素 Nb、Ti 的等碳氮化物逐渐溶解, 依据 Irvine 固溶度计算公式, Nb 和 Ti 的碳氮化物完全固溶于合金中的温度分别为 1 191 °C 和 1 203 °C, 当超过此温度时, 随着在炉时间延长, Nb、Ti 碳氮化物开始全部溶解, 使铸坯中的 Nb、Ti 元素固溶度较高且分布较均匀; 反之, 当加热温度低于 1 203 °C 时, Nb 和 Ti 的碳氮化物有部分未发生固溶, 特别是含 Ti 析出相的高温热稳定性更高, 从而使其保留在铸坯内部, 在加热保温过程中发生粗化, 同时也对原始奥氏体晶粒长大起到了抑制作用, 这些未溶的析出相在后续轧制及冷却过程中进一步长大和粗化, 成为了基体中大尺寸析出相的主要来源。因此, 在低加热温度时, X80M 管线钢板中富 Ti 的氮化物大尺寸析出相比例较高。另外, 加热温度不同引起的合

金元素固溶和扩散的差异也会对奥氏体再结晶和相变温度产生较大影响, 最终影响管线钢的晶粒尺寸大小和组织中 AF、GB 和 PF 的比例。主要原因是随着加热温度升高, Nb、Ti 元素固溶度升高, 最终导致奥氏体再结晶的激活能升高, 从而对其晶粒尺寸细化造成了阻碍, 同时, 固溶的合金量增加也会导致其奥氏体热稳定性增加, 相变开始温度降低, 造成了组织中 PF 比例过高, 最终影响钢板落锤性能。

#### 2.4 对力学性能的影响

不同加热温度下 X80M 管线钢板力学性能结果如表 2 所示, 随着铸坯加热温度的升高, 钢板的屈服强度与抗拉强度均有小幅升高, 但增加幅度并不明显, 强度波动范围在 35 MPa 以内;  $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$  冲击平均值均在 300 J 以上。但是随着温度升高,  $-15\text{ }^{\circ}\text{C}$  的钢板落锤剪切面积比(SA%)发生明显降低, 在加热温度为  $1\ 150\text{ }^{\circ}\text{C}$  时, 钢板的落锤韧性最佳, 试样剪切面积比为 93%, 当加热温度达到  $1\ 210\text{ }^{\circ}\text{C}$  时, 落锤剪切比(85%)刚刚满足标准要求, 而随着加热温度升高到  $1\ 240\text{ }^{\circ}\text{C}$  时, 落锤性能发生明显恶化, 剪切面积仅为 70%。综合上述研究可知, 加热温度对厚壁 X80M 管线钢强度的影响因素主要是微合金元素固溶和重新析出的第二相尺寸的大小、密度以及晶粒尺寸, 随着加热温度升高, 析出相的尺寸逐渐细化, 但晶粒尺寸逐渐增加, 析出相对强度贡献比例更大, 二者的作用相互抵消, 导致随着加热温度升高, 强度有所增加。此外, 随着加热温度升高, AF 比例迅速降低, 导致外加变形时对裂纹扩展的阻碍作用降低, 最终导致钢板的低温韧性下降, 落锤性能降低。因此厚壁 X80M 管线钢铸坯加热温度应控制在  $1\ 210\text{ }^{\circ}\text{C}$  以下。

#### 参考文献

- [1] Wang Zhiyong, Li Shaopo, Li Qun, *et al.* Research on development of low-cost X80 pipeline steel[J]. *China Metallurgy*, 2016, 26(11): 64-68.  
(王志勇, 李少坡, 李群, 等. 经济型X80管线钢的研制开发[J]. *中国冶金*, 2016, 26(11): 64-68.)
- [2] Tsuyama S, Nakamichi H, Yamada K, *et al.* Effects of distribution and the formation process of MA on deformation and toughness of high strength linepipe steel[J]. *ISIJ International*, 2013, 53: 317.
- [3] Zhai Dongyu, Du Haijun, Wu Junping, *et al.* Development of X80M hot-rolled steel plate for LSAW pipe[J]. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2021, 42(1): 131-138.  
(翟冬雨, 杜海军, 吴俊平, 等. X80M 直缝埋弧焊管用热轧钢板开发[J]. *钢铁钒钛*, 2021, 42(1): 131-138.)
- [4] Bott I, Souza L, Teixeira J, *et al.* High-strength steel development for pipelines: A brazilian perspective[J]. *Metallurgical and Materials Transaction A*, 2005, 36: 443-454.
- [5] Kang M, Kim H, Lee S. Effect of dynamic strain hardening exponent on abnormal cleavage fracture occurring during drop weight tear test of API X70 and X80 linepipe steels[J]. *Metall. Mater. Trans A*, 2014, 45(2): 68.
- [6] Zheng Lei, Fu Junyan. Recent development of high performance pipeline steel[J]. *Iron and Steel*, 2006, 41(10): 1-10.

表 2 不同加热温度下 X80M 管线钢力学性能对比  
Table 2 Mechanical properties of X80M pipeline steel at different heating temperatures

加热温度/ $^{\circ}\text{C}$	$R_{p0.2}$ /MPa	$R_m$ /MPa	$-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下的 $A_{kv2}$ /J	$-15\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下的 DWTT/%
1 150	535	650	352	93
1 180	542	661	330	88
1 210	546	668	316	85
1 240	560	683	301	70

### 3 结论

1) 加热温度对大厚壁 X80M 管线钢的性能影响显著。随着加热温度升高, 屈服抗拉强度升高, 冲击韧性和落锤性能降低, X80M 管线钢原始奥氏体晶粒不断粗化, 当加热温度低于  $1\ 210\text{ }^{\circ}\text{C}$  时, 奥氏体晶粒平均尺寸可控制在  $35\ \mu\text{m}$  范围以内。

2) 原始奥氏体晶粒尺寸大小对  $\text{Ar}_3$  温度会产生较大影响, 奥氏体晶粒越细,  $\text{Ar}_3$  温度就越高, 最终转变组织越细小, 当奥氏体晶粒细小时, 有效晶界面积和变形过程中位错密度增加, 能够增加 AF 和 GB 形核位置, 控制厚壁 X80M 管线钢中针状铁素体(AF)和粒状贝氏体(GB)比例在 60% 以上时, 可显著改善厚规格 X80M 管线钢的落锤性能。

3) 随着加热温度升高, 在变形和冷却过程中 X80M 管线钢更容易形成  $20\ \text{nm}$  以下的细小的 NbC 析出相, 但也抑制了奥氏体的动态再结晶和轧制冷却过程中相变发生, 导致晶粒粗化和 AF 铁素体比例减少。综合考虑 Nb、Ti 等碳氮化物固溶温度以及奥氏体晶粒演变趋势, 厚壁 X80M 管线钢加热温度应不超过  $1\ 210\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。

- (郑磊, 付俊岩. 高等级管线钢的发展现状[J]. [钢铁](#), 2006, 41(10): 1-10.)
- [ 7 ] Tian Y, Li Q, Wang Z D, *et al.* Effects of ultra fast cooling on microstructure and mechanical properties of pipeline steels[J]. *J Mater. Eng. Perform*, 2015, 24: 3307-3314.
- [ 8 ] Hong Liang, Zuo Xiurong, Ji Yinglun, *et al.* Fracture behavior of thick X80 pipeline steel plates at  $-25\text{ }^{\circ}\text{C}$ [J]. *Chinese Journal of Materials Research*, 2018, 32(1): 33-41.  
(洪良, 左秀荣, 姬颖伦, 等. 厚规格X80管线钢低温断裂行为研究[J]. *材料研究学报*, 2018, 32(1): 33-41.)
- [ 9 ] Shao Chunjuan, Zhen Fan, Zhang Jiming, *et al.* Effect of sample thinning on DWTT property of heavy wall X80 steel[J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2020, 32(6): 497-504.  
(邵春娟, 镇凡, 张继明, 等. 试样减薄对大壁厚 X80 级管线钢落锤性能的影响[J]. *钢铁研究学报*, 2020, 32(6): 497-504.)
- [ 10 ] Zhang Shuai, Ren Yi, Wang Shuang, *et al.* Effect of hot-rolling process on recrystallization and microstructure of X80-grade steel for thick-walled pipeline[J]. *Shanghai Metals*, 2018, 40(6): 55-59.  
(张帅, 任毅, 王爽, 等. 热轧工艺对X80级厚壁管用钢再结晶和微观组织的影响[J]. *上海金属*, 2018, 40(6): 55-59.)
- [ 11 ] Zhang Haozhen, Zhang Chuanguo, Sun Leilei. Effect of microstructure on DWTT properties of thick-walled high strength pipeline steels[J]. [Hot Working Technology](#), 2021, 50(24): 25-31.  
(张豪臻, 章传国, 孙磊磊. 显微组织对厚规格高强度管线钢DWTT性能的影响[J]. [热加工工艺](#), 2021, 50(24): 25-31.)

编辑 邓淑惠

## (上接第 138 页)

- [ 21 ] Ishii K, Kohno M, Ishikawa S, *et al.* Effect of rare-earth elements on high-temperature oxidation resistance of Fe-20Cr-5Al alloy foils[J]. [Materials Transactions, JIM](#), 1997, 38(9): 787-792.
- [ 22 ] Ishi K, Tangiguchi S. Effect of La and Hf additions on the high-temperature oxidation resistance of high-purity Fe-20Cr-5Al alloy foils[J]. [Oxidation of Metals](#), 2000, 54: 491-508.
- [ 23 ] Ukai S, Kato S, Furukawa T, *et al.* High-temperature creep deformation in FeCrAl-oxide dispersion strengthened alloy cladding[J]. *Materials Science and Engineering:A*, 2020, 794: 1-13.
- [ 24 ] Wang Y, Liu C. Agglomeration characteristics of various inclusions in Al-killed molten steel containing rare earth element[J]. [Metallurgical and Materials Transactions B](#), 2020, 51(6): 2585-2595.
- [ 25 ] Zhang Q, Min Y, Xu H, *et al.* Formation and evolution of silicate inclusions in molten steel by magnesium treatment[J]. [ISIJ International](#), 2019, 59(3): 391-397.
- [ 26 ] Yang Zhiji, Liu Woyuan. Study on solid solubility and precipitated phase of mixed rare earth in steel[J]. [Iron & Steel](#), 1986, (4): 36-41.  
(杨植玑, 刘沃垣. 混合稀土在钢铁中的固溶量及析出相的研究[J]. [钢铁](#), 1986, (4): 36-41.)
- [ 27 ] Brody H D. Solute redistribution in dendritic solidification [D]. Cambridge, MA Aug: Massachusetts Institute of Technology, 1965.
- [ 28 ] Clyne T W, Kurz W. Solute redistribution during solidification with rapid solid state diffusion[J]. [Metallurgical Transactions A](#), 1981, 12(6): 965-971.
- [ 29 ] Won Y M, Thomas B G. Simple model of microsegregation during solidification of steels[J]. [Metallurgical and Materials Transactions A](#), 2001, 32(7): 1755-1767.
- [ 30 ] Ghosh A. Mathematical model for prediction of composition of inclusions formed during solidification of liquid steel[J]. [ISIJ International](#), 2009, 49(12): 1819-1827.
- [ 31 ] Chen Jiexiang. *Steelmaking common chart data manual*[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1984.  
(陈家祥. *炼钢常用图表数据手册*[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1984.)
- [ 32 ] *Thermodynamic data for steelmaking* [M]. Sendai-shi: Tohoku University Press, 2010.
- [ 33 ] Wagner C. *Thermodynamics of alloys* [M]. Cambridge: Addison-Wesley Press, 1952.
- [ 34 ] Wang H, Bai B, Jiang S, *et al.* An in situ study of the formation of rare earth inclusions in arsenic high carbon steels[J]. [ISIJ International](#), 2019, 59(7): 1259-1265.

编辑 唐肖