

X80 管线钢原奥氏体晶粒细化工艺研究

张鹤松¹, 牛涛¹, 陈斌¹, 张彩霞², 周娜²

(1. 首钢集团有限公司技术研究院, 北京 100043;

2. 首钢股份迁安钢铁公司, 河北 迁安 064404)

摘要: 文章利用热模拟的方法, 研究了 X80 管线钢在不同加热温度、加热时间条件下的奥氏体晶粒尺寸变化。结果表明, 随着加热温度的升高和保温时间的延长, 奥氏体晶粒粗化明显, 由最小的 35 μm 左右粗化至 120 μm 左右; 但在保温时间较短(1 min)的情况下, 即使在 1 280 $^{\circ}\text{C}$ 加热奥氏体晶粒尺寸仍然保持在 80 μm 以内, 体现了细晶钢的本质。利用试验数据回归了 X80 管线钢的奥氏体晶粒长大数学模型, 为工业生产提供了依据。

关键词: X80 管线钢; 奥氏体; 晶粒; 加热; 模型

中图分类号: TG142.1

文献标识码: B

文章编号: 1009-5438(2022)03-0004-06

Research on Refining Technology of Original Austenite Grain for X80 Pipeline Steel

Zhang He-song¹, Niu Tao¹, Chen Bin¹, Zhang Cai-xia², Zhou Na²

(1. Shougang Research Institute of Technology, Beijing 100043, China;

2. Shougang Qian'an Steel Corp., Qian'an 064404, Hebei, China)

Abstract: In this paper, the dimensional changes of austenite grain for X80 pipeline steel with such conditions as different heating temperatures and heating times are studied with the thermal simulation method. The results showed that the austenite grain coarsening was obvious, which was from the minimum, about 35 μm to about 120 μm with the increase of heating temperature and soaking time; but if the soaking time was shorter (1 min), the austenite grain size still remained within 80 μm even if it was heated at 1 280 $^{\circ}\text{C}$, which showed the essence of fine grained steel. As a result, the mathematic model of austenite grain growth for X80 pipeline steel was obtained by the regression of experimental data, which could provide basis for industrial production.

Key words: X80 pipeline steel; austenite; grain; heating; model

X80 管线钢在具有高强度、高韧性、低的包辛格效应和良好焊接性能的同时, 还要求有高的韧性止裂性能^[1-3]。在西气东输二线、西气东输三线等国家重点管道建设项目中得到了广泛的应用。奥氏体晶粒尺寸的控制对管线钢性能具有举足轻重的作

用。高级别管线钢生产中, 铸坯的均热温度和保温时间是轧制工艺中重要的控制参数。均热温度的高低和保温时间的长短影响着钢的原始奥氏体晶粒尺寸、晶粒均匀化程度和加入微合金元素的固溶量。为控制轧制过程形成晶粒度均匀的再结晶奥氏体,

收稿日期: 2021-10-28

基金项目: 国家重点研发计划“21.4 mm X80 低温管线钢钢带生产技术”课题(课题号: 2017YFB0304903)。

作者简介: 张鹤松(1987-), 男, 河北省石家庄市人, 博士, 研究员, 主要从事管线钢产品研发工作。

并最终得到具有优异综合性能的钢材,希望合理的控制均热温度和保温时间,保证微合金元素的固溶。在轧制中通过溶质拖曳机制阻止奥氏体再结晶,并抑制晶粒长大^[4-5]。因此,对铸坯制定合理的加热制度和保温时间十分重要。

若加热过程中的原始奥氏体晶粒过于粗大,发生动态再结晶的临界变形量增大^[6-7],对变形奥氏体的细化以及相变后室温组织的细化都有直接影响,因此,研究原始奥氏体的晶粒细化措施,对 X80 管线钢综合力学性能控制具有重要意义。

原始奥氏体晶粒细化主要是通过加热温度、加热时间、成分设计优化等方面来实现。在以往的文献报道中,加热温度、保温时间对高级别管线钢原始奥氏体晶粒尺寸的影响已经开展了相关研究^[8]。但在相关晶粒长大模型建立等方面研究较少。本文通过对 X80 在不同加热温度、保温时间条件下的奥

氏体组织演变的研究,建立奥氏体晶粒长大的数学模型,为 X80 管线钢实际生产提供理论依据。

1 试验材料及方法

从工业生产 X80 管线钢热轧板取样,采用线切割的方式进行试样加工,试样尺寸为 $\Phi 6 \text{ mm} \times 11 \text{ mm}$,化学成分如表 1 所示。在 Gleeble 2000 热模拟试验机上进行试验,见图 1。为了研究不同加热温度、保温时间对 X80 管线钢奥氏体组织的影响,将试样分别加热到不同温度(1 180、1 230、1 250 和 1 280 $^{\circ}\text{C}$),保温 1、5、10 min 后淬火,保留原始奥氏体晶界。对试样进行磨抛,用饱和苦味酸进行腐蚀,并进行奥氏体平均晶粒尺寸测量。利用不同加热温度、保温时间条件下得到的奥氏体晶粒尺寸数据进行回归分析,得到 X80 管线钢奥氏体晶粒尺寸长大的数学模型。

表 1 化学成分(质量分数)

C	Si	Mn	P	S	Nb + Ti + V	Mo、Ni、Cu、Al	%
<0.06	<0.20	1.75 ~ 1.85	<0.01	<0.002	0.11	0.48	

为了研究粗大奥氏体对相变的影响,选取研究的三个奥氏体组织,进行两阶段轧制模拟,分别选取奥氏体晶粒尺寸,最大的 1 280 $^{\circ}\text{C}$ 保温 10 min、1 230 $^{\circ}\text{C}$ 保温 5 min,以及最小的 1 180 $^{\circ}\text{C}$ 保温 1 min。

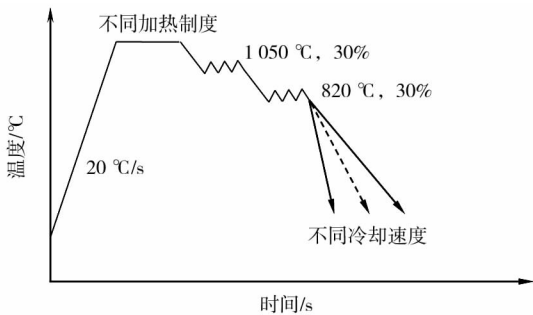


图 1 试验工艺

2 试验结果与分析

2.1 加热过程中的奥氏体相变

首先,利用经典的公式对此成分下的主要相变点进行计算,结果如下。

$$Ac_3 = 910 - 203 \times \omega(C)^{0.5} - 15.2 \times \omega(Ni) + 44.7 \times \omega(Si) + 104 \times \omega(V) + 31.5 \times \omega(Mo) + 13.1 \times \omega(W) - 30 \times \omega(Mn) - 11 \times \omega(Cr) - 20 \times \omega(Cu) + 700 \times \omega(P) + 120 \times \omega(As) = 883 \text{ }^{\circ}\text{C}$$

$$Ac_1 = 723 - 10.7 \times \omega(Mn) - 16.9 \times \omega(Ni) + 29.1 \times \omega(Si) + 16.9 \times \omega(Cr) + 290 \times \omega(As) + 6.38 \times \omega(W) = 713 \text{ }^{\circ}\text{C}$$

$$Bs = 830 - 270 \times \omega(C) - 90 \times \omega(Mn) - 37 \times \omega(Ni) - 70 \times \omega(Cr) - 83 \times \omega(Mo) = 616 \text{ }^{\circ}\text{C}$$

$$Bf = Bs - 120 = 496 \text{ }^{\circ}\text{C}$$

实际相变点采用膨胀曲线进行确定。奥氏体转变过程分为两个部分,其中第一次收缩是由于碳化物的溶解,使其周围组织优先转变成为奥氏体。随着温度的进一步升高,剩余的铁素体继续向奥氏体转变,体积进一步的收缩^[8-9]。由图 2 可以看出,在 20 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的加热速度下,部分针状铁素体组织开始向奥氏体发生转变,相变开始温度为 700 $^{\circ}\text{C}$ 左右;随着相变的进行,最终奥氏体转变完成温度为 920 $^{\circ}\text{C}$ 左右。奥氏体化温度与经典理论计算值相比有所提高,这可能是由于 X80 钢中 Nb、V、Ti 的碳氮化物析出对晶界的钉扎作用,抑制了奥氏体形核后的长大过程,Mo、Cr 元素也具有相似的作用。

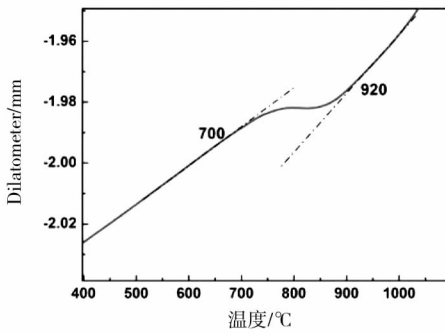


图 2 加热过程中的膨胀曲线

2.2 加热温度、保温时间对奥氏体晶粒尺寸的影响

在保温时间较短的情况下,奥氏体晶粒尺寸即使在 1 280 °C 时仍能够保证在 80 μm 以内,显示了本质细晶钢的特征。随着保温时间的延长,奥氏体晶粒总体有增大的趋势,但在较低温度加热时,晶粒长大的趋势并不明显,而当加热温度达到 1 230 °C 以上时,加热 5 min 即表现出了较强的晶粒粗化倾向,保温 10 min 后奥氏体晶粒尺寸已经基本达到了 100 μm,而加热到 1 280 °C 时晶粒的粗化倾向更加明显,保温 10 min 后已经达到了 120 μm,见图 3。晶粒长大是系统为使总的界面自由能降低而进行的自发过程,在晶粒长大驱动力作用下,晶粒通过晶界的迁移实现长大。随着均热温度的升高,钢中微合金元素的 M(C,N) 逐渐溶解,降低了其对奥氏体晶界移动的“钉扎”作用^[10]。

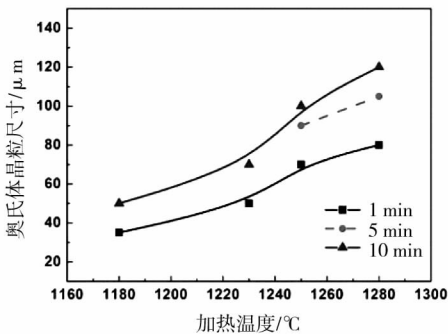


图 3 不同加热条件下的奥氏体晶粒变化

2.3 奥氏体晶粒长大数学模型

在等温时,奥氏体晶粒的长大动力学可由下式表示:

$$D^{1/n} - D_0^{1/n} = Kt = M_0 \exp\left[-\frac{Q_g}{RT}\right] \cdot t \quad (1)$$

式中: D 为奥氏体晶粒平均直径; D_0 为奥氏体晶粒在 $t = 0$ s 时的平均直径; n 为时间指数; K 为速率常数。通常认为当 D_0 与 D 相比差距较大时,可以当做零或

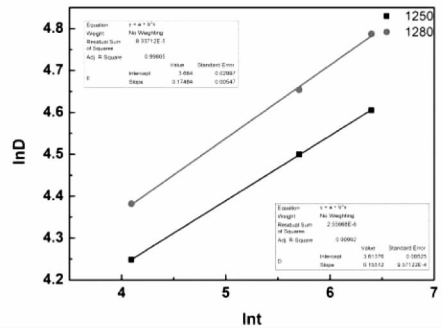
常数处理。因此可以由另一种简化的公式进行代替。

$$D = kt^n \quad (2)$$

两边取对数得:

$$\ln D = \ln k + n \ln t \quad (3)$$

因此可以根据试验数据进行拟合回归,得到 n 的平均值为 0.164 98,拟合系数分别达到了 0.998 和 0.999。

图 4 $\ln D$ 与 $\ln t$ 之间的关系

通过对不同温度下的试验数据回归,可以最终得到奥氏体长大静态激活能为 749 416 J/mol;常数 M_0 为 1.00×10^{35} 。因此,奥氏体晶粒长大模型可以描述为:

$$D^{1/0.165} - D_0^{1/0.165} = 1 \times 10^{35} \times \exp\left[-\frac{749\,416}{RT}\right] \cdot t \quad (4)$$

2.4 加热过程中的析出物回溶

众所周知,TiN 的析出温度和溶解温度都很高,在正常的板坯加热过程中很难全部溶解,TiN 的溶解度积公式通常用以下两式进行计算。

$$\lg(\omega(\text{Ti}) \cdot \omega(\text{N})) = 3.94 - 15.190/T \quad (5)$$

$$\lg(\omega(\text{Ti}) \cdot \omega(\text{N})) = 0.32 - 8\,000/T \quad (6)$$

计算可知,对于 $\omega(\text{Ti}) = 0.012\%$ 、 $\omega(\text{N}) = 0.003\,4\%$ 的成分体系,TiN 的溶解温度分别为 1 556.62 °C 和 1 425.75 °C,因此在现有的板坯加热条件下,TiN 是不可能全部溶解的。

Mn 对 Nb 元素在奥氏体中固溶度影响较大。由于 N 元素基本被 Ti 完全固定,因此钢中 Nb 及 C 的含量满足以下关系:

$$\lg(\omega(\text{Nb}) \cdot \omega(\text{C})) = 3.555 - 8\,000/T + (1\,369/T - 0.899)\omega(\text{Mn}) \quad (7)$$

$$\frac{\omega(\text{Nb}) - \omega(\text{Nb})^\gamma}{\omega(\text{C}) - \omega(\text{C})^\gamma} = \frac{A_{\text{Nb}}}{A_{\text{C}}} \quad (8)$$

按照前面所述的方法可以计算出其完全固溶温度为 1 180 °C 左右。因此,在 1 180 °C 以上加热时,

NbC 基本已经完全回溶,起到的钉扎作用有限。而主要依靠 TiN 对奥氏体晶界进行钉扎。

第二相粒子对奥氏体晶界的钉扎力,可以由以下公式进行描述:

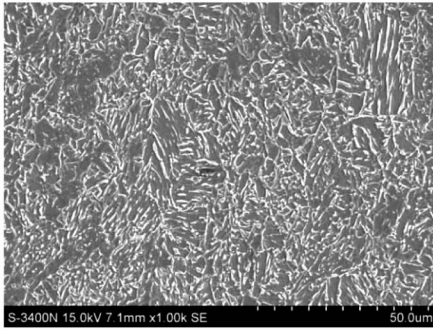
$$F_m = \frac{3f\sigma}{2r} \quad (9)$$

式中: F_m 为钉扎力, f 为第二相体积分数, σ 为界面能, r 为析出相尺寸。

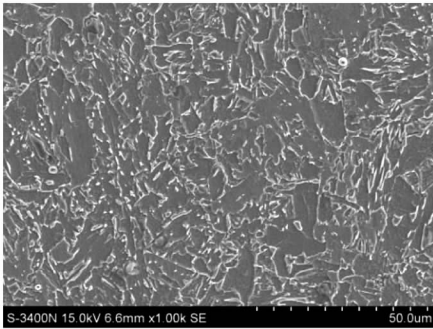
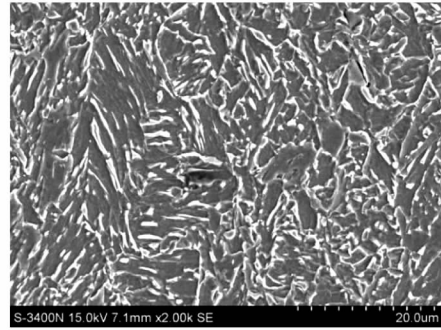
由此可以看出,本试验中在 1 230 ℃ 以下加热时,奥氏体晶粒尺寸都没有发生剧烈长大的现象;当温度达到 1 280 ℃ 左右,随着加热温度的提高,小尺寸 TiN 首先回溶,而整体体积分数也随之下降,对晶界的钉扎作用减弱,奥氏体晶粒尺寸粗化程度提高。

2.5 不同冷速的显微组织

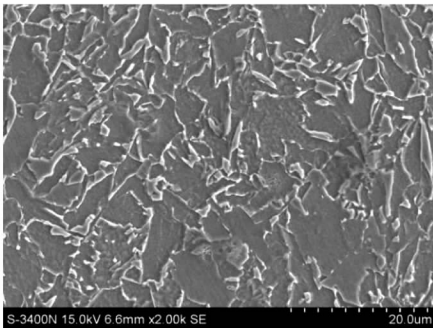
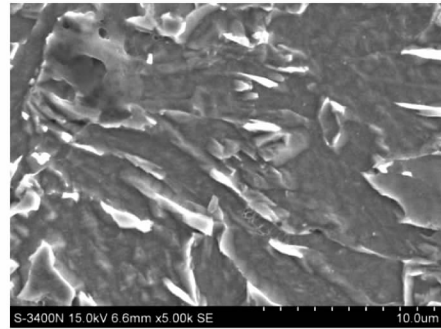
由三种加热工艺在低冷速下的显微组织对比可以看出,随着原始奥氏体晶粒的细化,原始奥氏体最粗大的室温组织为板条贝氏体 + 马氏体/奥氏体岛 (M/A 岛),奥氏体晶粒细化后,组织以粒状贝氏体 (GB) 为主,部分位置还有一定的板条贝氏体特征;随着奥氏体晶粒的进一步细化,最终得到的组织中以粒状贝氏体为主,还有少量的等轴的先共析铁素体,整个组织向高温转变方向发展,晶粒细化程度提高,M/A 岛的细化程度随之提高。这主要是由于随着奥氏体晶粒细化,晶界面积提高,不稳定性增强,为先共析铁素体的生成提供了更多的形核点,从而促进了高温转变的发生。图 5 为三种加热工艺在低冷速下的显微组织对比。



(a) 加热温度 1 280 ℃、保温时间 10 min、冷却速度 1 ℃/s LB+大尺寸 M/A



(b) 加热温度 1 230 ℃、保温时间 5 min、冷却速度 1 ℃/s GB+少量 LB



(c) 加热温度 1 180 ℃、保温时间 1 min、冷却速度 1 ℃/s GB+少量 LB

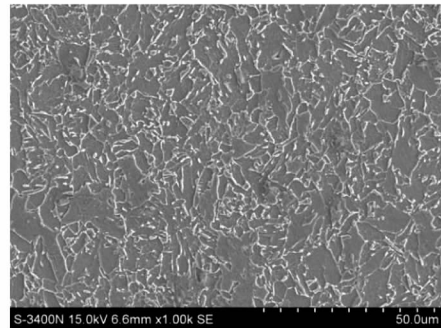
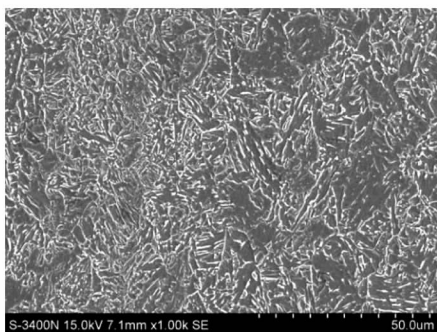


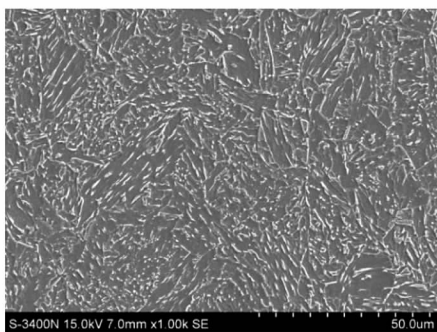
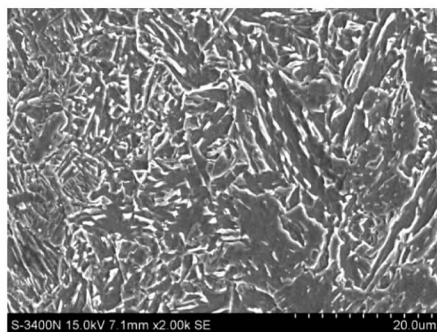
图 5 三种加热工艺在低冷速下的显微组织对比

由图 6 的组织对比可以看出,当冷速为 $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,加热温度 $1\ 280\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、保温时间 10 min 、冷却速度 $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 工艺条件下,粗大奥氏体的最终相变组织中板条贝氏体(LB)特征更加明显;而原始奥氏体晶粒最细小的加热温度 $1\ 180\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、保温时间 1 min 、冷却速度 $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 工艺,组织以典型的针状铁素体(AF)为主,体现出转变温度相对略高的特征。

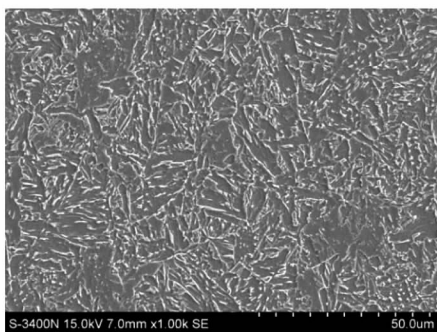
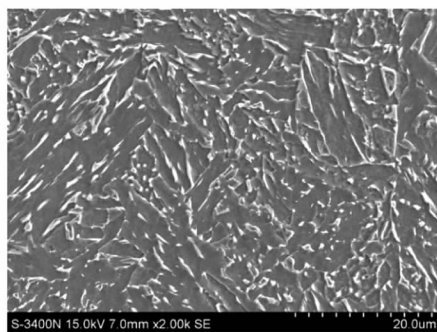
由相变温度可以看出,同样在 $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 冷速下,三种不同的原始奥氏体组织的相变开始温度并无明显变化,而相变终了温度随着奥氏体的细化而提高,这可能是由于奥氏体晶粒越粗大,晶界面积越小,形核部位越少,贝氏体的孕育期越长,长大速率降低,转变速度减慢。



(a) 加热温度 $1\ 280\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、保温时间 10 min 、冷却速度 $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ LB+GB



(b) 加热温度 $1\ 230\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、保温时间 5 min 、冷却速度 $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ LB+GB



(c) 加热温度 $1\ 180\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、保温时间 1 min 、冷却速度 $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ AF

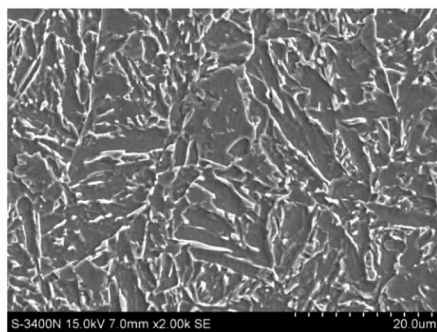
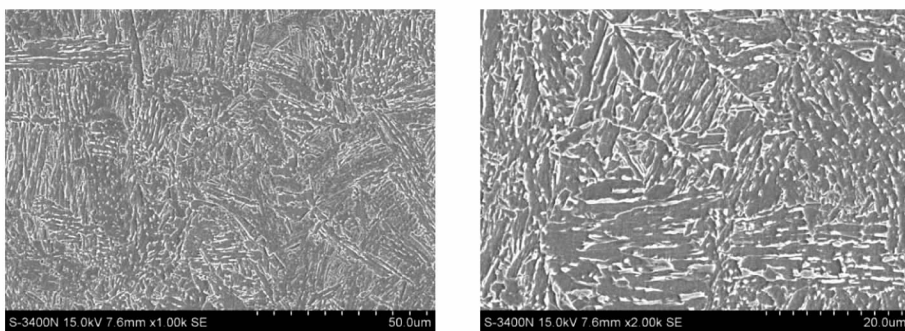


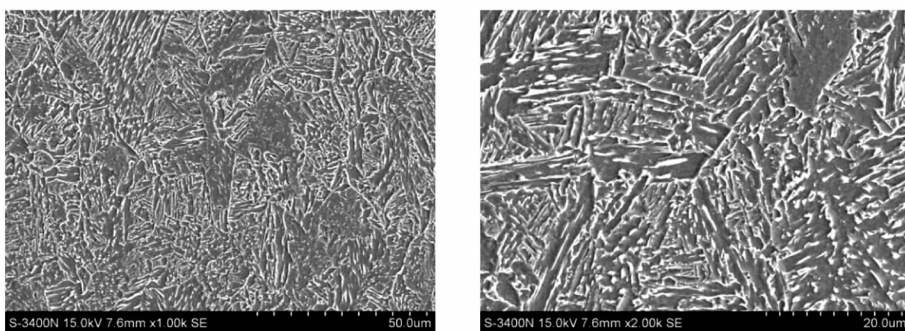
图 6 三种加热工艺在中冷速下的显微组织对比

由图 7 可以看出,当冷速为 $30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,三种不同的原始奥氏体组织下的最终相变组织均以板条贝氏体为主,当原始奥氏体晶粒较粗时其组织中还含有少量的板条马氏体,而随着奥氏体晶粒的细化被

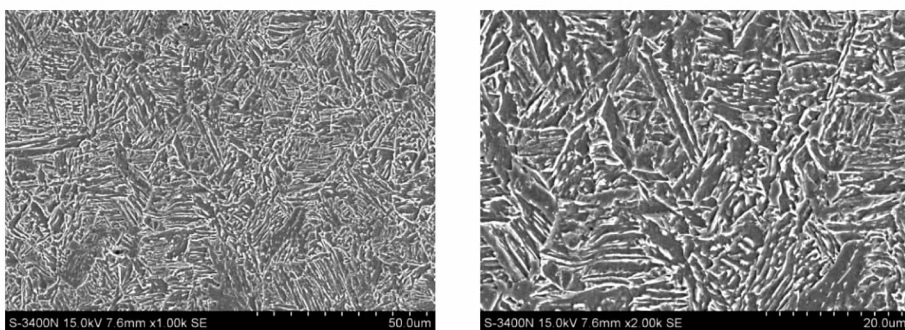
少量的粒状贝氏体替代,晶粒也得到了一定程度的细化。总体来看组织差别较小,而从相变点温度也可以看出此时不同原奥氏体晶粒尺寸的影响较小。



(a) 加热温度1 280 ℃、保温时间10 min、冷却速度30 ℃/s LB+M



(b) 加热温度1 230 ℃、保温时间5 min、冷却速度30 ℃/s LB+少量M



(c) 加热温度1 180 ℃、保温时间1 min、冷却速度30 ℃/s LB+少量GB

图7 三种加热工艺在高冷速下的显微组织对比

3 结论

(1) 随着加热温度的升高和保温时间的延长,奥氏体晶粒粗化明显,由最小的 35 μm 左右粗化至 120 μm 左右。

(2) 在保温时间较短(1 min)的情况下,即使在 1 280 ℃ 加热奥氏体晶粒尺寸仍然保持在 80 μm 以内,体现了细晶钢的本质。

(3) 利用试验数据回归了 X80 管线钢的奥氏体晶粒长大数学模型,为工业生产提供了依据。

(4) 随着原始奥氏体晶粒的细化,低冷速下的相变开始温度差别较大,终了温度基本接近,主要是

由于铁素体相变的差异造成的;而随着冷却速度的提高,相变温度差距缩小而转变组织类型与晶粒细化程度有所差别。

参 考 文 献

- [1] 冯耀荣,吉玲康,李为卫,等. 中国 X80 管线钢和钢管研发应用进展及展望[J]. 油气储运, 2020, 39(6): 11.
- [2] 徐景涛. X80 管线钢在长输管道中的应用与展望[J]. 中国冶金, 2016, 26(8): 1.

(下转第 17 页)

表2 隔膜泵体积流量与密度计密度偏差率统计

%

时间	三选		五选		七选	
	流量偏差率	密度偏差率	流量偏差率	密度偏差率	流量偏差率	密度偏差率
2019年12月	1.47	-0.71	0.76	0.26	0.95	0.51
2020年3月	-0.28	0.24	-0.02	-1.02	-0.01	-0.13
2020年8月	0.73	0.93	0.82	0.12	1.40	-0.14
2021年1月	0.48	1.48	0.70	0.37	0.86	0.26
2021年8月	1.30	-0.78	-0.11	-0.01	0.23	1.23
2021年11月	-0.76	-0.16	0.17	0.11	-0.39	-0.29
2022年2月	0.15	0.55	0.77	0.23	0.34	-0.04

从表2可以看出,隔膜泵体积流量值与密度计密度值整体波动较小,均在1.5%以内。如果误差值超过1%,先检查各标定程序是否有误,再检查系统各泵组管道是否有误,确认无误后调整隔膜泵或密度计设置参数再次标定。若误差不超1%,则标定合格。若误差超过1%,则继续检查调整,直至满足标定要求。

5 结论

(1)隔膜泵体积流量与 γ 射线式密度计的稳定性较高,定期标定校验调整可以满足在线计量需求,偏差率可控制在 $\pm 1\%$ 以内。

(2)通过对浆体单位体积、密度等参数的检测,根据建立的干矿量计量数学模型,可以实现非均质浆体输送在线干矿量准确计量。

参 考 文 献

- [1] 瓦斯普EJ. 固体物料的浆体管道输送[M]. 北京:水力出版社,1980.
- [2] 宁辉栋,孟丽芳. 双向长距离水、铁精矿管道输送及尾矿干堆技术[J]. 金属矿山,2014,43(8):108-110.
- [3] 石强. 关于标准流量计标定工作流量计的探讨[J]. 石油化工自动化,2001,(1):65-66.
- [4] 李浩. 射线式煤粉密度计的现场运行优化方法[J]. 仪器仪表用户,2017,24(3):84-87.
- [5] 葛丁,梁殿印. 基于X射线透射的矿石品位检测方法研究[J]. 有色金属,2019,(4):87-93.
- [6] 李人杰,袁媛,袁晓鸣,等. 包钢22 mm X80 管线钢热轧卷板研制[J]. 包钢科技,2017,43(2):38-40.
- [7] 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.
- [8] 祝成波,申邦坡. X100 管线钢中奥氏体晶粒长大规律研究[J]. 热加工工艺,2013,42(12):70-72.
- [9] 杨雄,黄利,王美春. 加热温度对X70 钢原始奥氏体晶粒尺寸的影响[J]. 包钢科技,2012,38(3):33-35.
- [10] 彭杰,刘靖,张备,等. 不同加热温度对X80 管线钢第二相粒子固溶及奥氏体晶粒长大的影响[A]//第七届中国钢铁年会论文集[C]. 北京:中国金属学会,2009:2619-2623.
- [11] 张志波,刘清友,张晓兵,等. 加热温度对管线钢奥氏体晶粒尺寸和铌固溶的影响[J]. 钢铁研究学报,2008,20(10):36-39.
- [12] 牛延龙,孙新军,刘清友,等. Cr 对低碳高铌X80 管线钢静态再结晶的影响[J]. 中国冶金,2009,19(10):25.
- [13] 霍洁,刘永长,张旦天,等. 加热速率对X65 级管线钢奥氏体化过程的影响[A]//第十次全国热处理大会论文集[C]. 天津:中国机械工程学会,2011:363-367.

(上接第9页)