

33 mm 壁厚 X80 管线钢板的低温落锤撕裂研究

蒋昌林, 林 涛, 诸建阳

(江阴兴澄特种钢铁有限公司, 江苏 江阴 214429)

摘 要: 以壁厚为 33 mm 的 X80 管线钢板为研究对象, 结合 X80 成分设计, 在其他工艺参数不变的情况下, 采用不同的未再结晶区坯料厚度进行轧制 33 mm 壁厚 X80 试验, 随后对获得的钢板进行性能分析, 并采用电子显微镜进行组织观测。结果表明, 适当增加未再结晶区坯料厚度(即精轧阶段的开轧坯料厚度), 有利于细化铁素体晶粒, 提高 X80 管线钢板 DWTT 低温落锤剪切面积率和冲击韧性。

关键词: X80 管线钢板; TMCP; 显微组织; 落锤撕裂; 剪切面积率

中图分类号: TF76, TG335. 11 **文献标志码:** A **文章编号:** 1004-7638(2019)04-0158-06

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2019.04.029

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Research on Low-temperature DWTT of 33 mm Thick-wall X80 Pipeline Steel Plate

Jiang Changlin, Lin Tao, Zhu Jianyang

(Xingcheng Special Steel Works Co., Ltd., Jiangyin 214429, Jiangsu, China)

Abstract: The shear area of low-temperature DWTT of thick-wall X80-grade pipeline steel plate is now becoming a high technical challenge. In the paper, based on alloying design, 33 mm thick-wall X80 pipe line steel plates were obtained through different thickness of inter-mediate bar from non-recrystallization austenite region rolling when the other processing parameters of TMCP(thermo mechanical control process) maintained same values. The micro-structures and properties of resulted plates were investigated and analyzed by means of optical microscope. Comparing the microstructures obtained by the two different rolling processes, it is founded out that increasing thickness of intermediate bar from non-recrystallization austenite region (before starting finishing rolling) can enhance the volume fraction of ferrite and obtain smaller ferrite grains, thus can increase the shear area percent(SA%) of low-temperature DWTT and toughness.

Key words: X80 pipeline steel plate, TMCP, microstructures, DWTT, shear area percent(SA)

0 引言

管道输送是目前能源介质最高效的输送手段,从输送效率及不同地域情况考虑,目前,高钢级、大口径、大壁厚及高韧性等为管道用钢的发展方

向^[1-4]。经过近30年的研究与实践,X80管线钢已逐步成为石油天然气主干道用首选钢级用钢,其中最具代表性工程包括俄罗斯巴浦—乌恰管道工程、我国西气东输二线、陕京四线管道工程和正在建设的中俄东线管道工程。落锤剪切面积率是输气管道

收稿日期: 2019-05-05

作者简介: 蒋昌林(1972—),男,硕士研究生,高级工程师,主要从事管线钢等低合金高强钢产品的研究与开发工作。E-mail: jcl_shu@163.com。

用钢韧性止裂评判的一个重要指标,主要用于防止管道在使用过程中由于管道破坏而突然发生事故造成严重后果。目前,在较厚管线钢板的生产过程中,由于钢板表面和芯部冷却速度的差异,从而沿厚度方向不同部位的微观组织存在差异,且随着厚度增加,组织差异性会越明显,同时,由于厚度效应,最终导致其落锤剪切面积率较低,满足技术要求的难度也随管道壁厚增大而迅速增大,在我国西气东输系列干线建设过程中,最大的技术难度就是厚壁 X80 管线钢管低温落锤剪切面积要求^[3]。以 2007 年西气东输二线技术条件为例: 22 mm 壁厚 X80 管线钢板-15 ℃ 低温落锤剪切面积率平均值不低于 85%, 而 26.4 mm 壁厚 X80 管线钢板-15 ℃ 低温落锤剪切面积率平均值不低于 75%。2016 年国内开始建设陕京四线管道工程,由于部分管道将要经过人类活动区域,所要求的 X80 管线钢管要具备足够的安全性,因而需要壁厚达到 33 mm 的 X80 管线钢管,这也是迄今为止国内最大壁厚 X80 钢管。

笔者通过合金成分设计,结合现场宽厚板生产

线装备和技术,在 TMCP 工艺中其他工艺参数均相同的情况下,采用两种不同的未再结晶区轧制阶段坯料厚度进行试验,并对获得的钢板进行组织和性能分析,研究落锤剪切面积率差异的原因,以便进行工艺优化。

1 试验材料及工艺设计

1.1 33 mm 壁厚 X80 管线钢板的主要性能要求

根据中石油制定的 CDP-S-NGP-PL-0013-2014-3《天然气管道工程用钢管用钢板通用技术条件》,对 33 mm 壁厚 X80 管线钢板拉伸性能、夏比冲击韧性以及在-15 ℃ 下的落锤剪切面积率要求如表 1、2 和表 3 所示。

表 1 X80 钢板拉伸性能要求
Table 1 Tensile properties requirements of X80 pipeline steel plate

取样位置	$R_{10.5}$ /MPa	R_m /MPa	$R_{10.5}/R_m$	A_{50} /%
沿钢板宽度 1/2 处	555~705	625~825	≤ 0.93	≥ 16

表 2 X80 钢板夏比冲击韧性要求
Table 2 Charpy impact toughness requirements of X80 pipeline steel plate

取样位置	夏比冲击剪切面积 /%		冲击吸收能量 /J		试验温度 /℃
	单值	均值	单值	均值	
沿钢板宽度 1/4 处	≥ 80	≥ 90	≥ 220	≥ 250	-25

表 3 钢板落锤撕裂剪切面积率(DWTT)要求
Table 3 Shear area percent of DWTT requirements of X80 pipe line steel plate

取样位置	DWTT 剪切面积率(SA) (全壁厚) /%		试验温度 /℃
	2 个试样均值	单个试样值	
沿钢板宽度 1/4 处	≥ 75	≥ 60	-15

1.2 成分设计和工艺设计思路

33 mm 壁厚 X80 管线钢板最大的技术难度为-15 ℃ 下 DWTT 落锤撕裂剪切面积率(全壁厚),落锤撕裂试验是一种由 battelle 研究院建立并应用于评价材料抗脆性断裂性能的试验方法,其剪切面积率(shear area,SA%)已成为衡量管线钢抗脆性断裂的重要指标。兴澄特钢根据现有的技术工艺及装备特点,采用低碳高锰及微合金化成分设计,并适当添加一定量的 Cr、Ni、Mo 等元素。为确保钢板具有较高的纯净度,通过优化冶炼和精炼工艺,将钢水中的 P 控制在 0.007% 以下, S 控制在 0.001% 以下,钢水中的 [O] 含量不高于 20×10^{-6} , [N] 含量不高于 $35 \times$

10^{-6} ,其余成分含量如表 4 所示,同时钢中的夹杂物含量总评级控制在 $A+B+C+D \leq 3.5$ 。工艺路线为:铁水预处理→转炉冶炼→精炼→连铸→板坯加热→控制轧制→控制冷却→精整。

TMCP 的制定依据有:奥氏体晶粒在高温区加热时的长大规律、影响因素、第二相粒子的固溶规律以及轧制时的奥氏体变形规律和控制冷却规律^[6-9]。轧制过程中,采用同炉钢水,严格执行既定工艺。为优化和固化工序,试制时,采用同炉钢坯分别采用两种不同的轧制工艺(奥氏体未再结晶阶段坯料厚度不同)进行试制,具体工艺如表 5 所示。试制后按照 API 5L 要求,在钢板宽度方向

1/2 处取拉伸试样,在宽度方向 1/4 处取冲击和落锤试样分别进行拉伸、冲击和落锤检验,同时在宽度方向 1/4 处取金相试样,经过砂纸打磨并抛光,采用硝酸+酒精作为腐蚀液,利用金相显微镜观察

两种工艺后的微观组织,观察完毕后,再用饱和苦味酸+酒精+洗涤剂对已观测的试样再次腐蚀进行原奥氏体观测,以便进一步了解造成组织差异的原因。

表 4 壁厚 33 mm X80 钢板成分含量(质量分数)
Table 4 Chemical compositions of 33 mm thick-wall X80 pipe line steel plate

C	Si	Mn	Nb+V+Ti	Cr+Mo+Cu+Ni	P	S	Ceq	Pcm
≤0.08	≤0.25	≤1.85	≤0.10	≤1.4	≤0.007	≤0.001	≤0.46	≤0.25

表 5 相关轧制工艺参数
Table 5 Relevant rolling parameters

工艺编号	坯料厚度/mm	粗轧道次	精轧道次	未再结晶阶段坯料厚度/mm	终轧温度/℃	终冷温度/℃	冷速/(℃·s ⁻¹)
工艺 1	330	7	9	90	800~810	500~530	15~18
工艺 2	330	7	9	110	800~810	500~530	15~18

2 试验结果与分析

轧制后两种不同工艺所获得的组织和性能分别如图 1 和表 6 所示。从图 1 可以看到,两种工艺均可以获得以针状铁素体为主的组织,同时还存在少量的多边

形铁素体和极少量 M-A 岛,但工艺 2 获得的组织与工艺 1 相比,微观组织更加细小,且工艺 2 获得的铁素体比例要比工艺 1 获得的铁素体比例稍大。这表明两种不同的未再结晶区轧制阶段坯料厚度进行轧制获得的组织存在一定差异,这种差异最终体现在性能上。

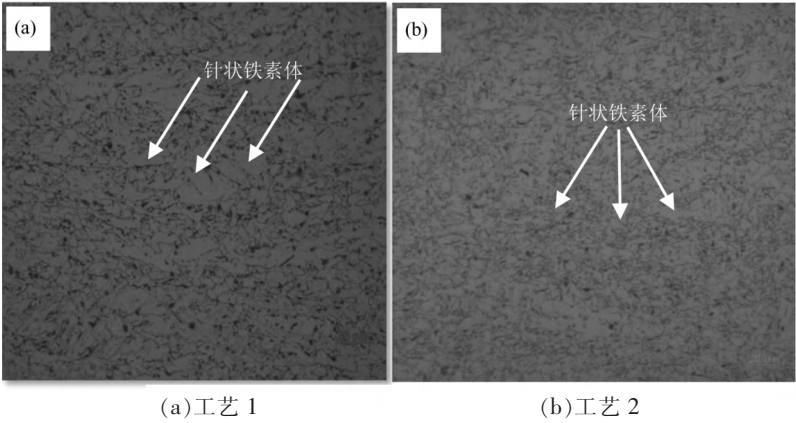


图 1 不同工艺下的显微组织
Fig.1 Microstructures of steel rolled under different processes

表 6 X80 管线钢板的力学性能
Table 6 Mechanical properties of X80 pipe line steel plate rolled under different processes

试样编号	$R_{0.5}$ /MPa	R_m /MPa	A_{50} /%	$R_{0.5}/R_m$	-25℃冲击吸收能量/J	SA (-15℃)/%
工艺 1	575	685	41	0.84	420	70
工艺 2	570	670	39	0.85	460	85

从表 6 可以看到,两种轧制工艺下,所获得的屈服强度和抗拉强度差别不大;工艺 1 获得的韧性为 420 J,而工艺 2 获得的韧性为 460 J。进一步地,从

夏比冲击韧脆转变曲线(图 2)可以看出,两种工艺下获得的韧性在-80℃试验温度下夏比冲击吸收能量依然保持在 300 J 以上,且两种工艺获得的夏比

冲击吸收能量均随着试验温度的升高而升高,但两种工艺获得的韧性还是存在一定的差异,对比图1可以看到,工艺2获得微观组织比工艺1更加细小,相应地韧性要高。

从表6还可看到,两种工艺获得的 DWTT 剪切面积率分别为 70%(工艺1)和 85%(工艺2)。进一步地,图3为两种工艺下所获得的不同系列试验温度下落锤剪切面积率韧性转变曲线。从图3可以看出,随着试验温度的降低,DWTT 的剪切面积率均是逐渐降低,随后则是剧降,但工艺2与工艺1相比,下降趋势较缓,同时在 -20°C 时剪切面积率依然保持在85%左右,表明该工艺获得的钢板 DWTT 剪切面积率韧性转变温度在 -20°C ,而工艺1获得的钢板 DWTT 剪切面积率韧性转变温度仅在 -3°C 左右。众所周知,落锤撕裂剪切面积率高是衡量管线钢性能优劣的主要指标。大量研究表明,试验温度越低,试样剪切面积率越大,则在同种钢级情况下该试样所代表的钢板性能越好^[10-11]。

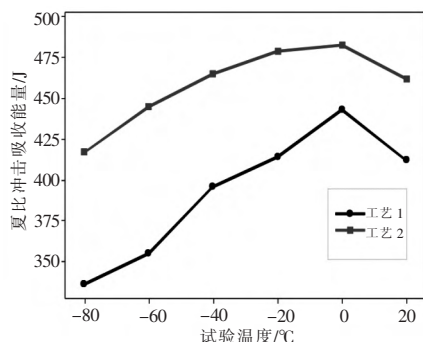


图2 不同试验温度下的夏比冲击吸收能量韧性转变曲线
Fig.2 The ductile-brittle transition curve of Charpy impact energy under different temperatures

影响落锤撕裂剪切面积率等韧性的因素较多,主要包括钢的纯净度也即夹杂物控制水平、晶粒大小、组织类型和形貌等。有研究表明^[10-12],管线钢的低温韧性主要受到组织中大角度晶界的影响,管线钢在变形过程中,裂纹的扩展需要消耗一定量的能量绕过组织晶粒,因此,晶界角度越大,裂纹扩展需要的能量越多,材料越不容易断裂,同时晶粒越细小,裂纹扩展路程也加大,从而消耗的裂纹扩展能量也较多。工艺2获得的组织中晶粒尺寸小,意味着大角度晶界的比例较高,因此,具有更好的低温韧性,这是导致两种性能差异特别是低温落锤剪切面积率差异较大的主要原因^[9-11]。针状铁素体可以归结为贝氏体组织^[13-15],其有效晶粒尺寸较小,其中

的细小片条束由于相互交错、彼此咬合的作用会阻碍裂纹的扩展,这也是上述经工艺2轧制后的X80钢板具有良好低温韧性的原因。

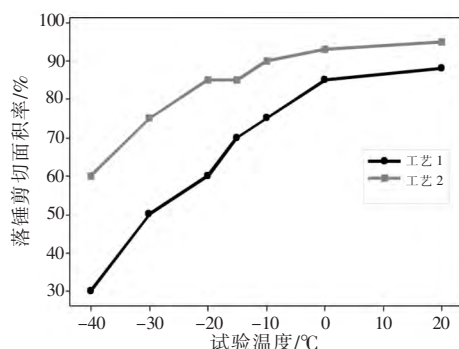


图3 不同试验温度下 DWTT 韧性转变曲线
Fig.3 The ductile-brittle transition curve of Shear area of DWTT under different temperatures

3 结果与讨论

为进一步分析两种工艺造成微观组织存在差异的原因,用饱和苦味酸+酒精+洗涤剂对试样再腐蚀以便进行原奥氏体观测,结果如图4所示。从图4可以看到,采用工艺2轧制后获得的原变形奥氏体晶粒比采用工艺1获得的原变形奥氏体晶粒大小相差不大,但相对更加扁平,结合轧制工艺可以发现,330 mm 厚坯料分别经两种不同的工艺在奥氏体再结晶阶段(粗轧阶段)分别轧制轧成 90 mm 和 110 mm 厚中间坯料,随后在奥氏体未再结晶阶段(精轧阶段)均轧制成 33 mm 钢板,两种 TMCP 工艺,其他工艺参数相同,只是未再结晶阶段坯料厚度不同,所体现的道次变形量和变形率不同,一般来说最终体现在累积变形量和变形率方面。其中工艺1的精轧阶段坯料厚度为 90 mm,精轧(即奥氏体未再结晶区)累积变形量为 57 mm,累积变形率为 63%左右;而工艺2的精轧阶段坯料厚度为 110 mm,精轧阶段累积变形量为 77 mm,累积变形率为 70%左右。显然工艺2的累积变形量和累积变形率更大。精轧阶段轧制时由于奥氏体不会发生再结晶,因而在未再结晶阶段通过变形,将使得奥氏体更加扁平化,从而总畸变能更大,相变时不仅在变形奥氏体晶界形核,在变形奥氏体内部的变形带也是形核地点,且变形程度越大,晶粒内变形带变形程度也越大,从而形核位置更多,另外随着变形程度增大,相变温度也提高^[16-17]。这也是工艺2相对工艺1而言,获得的组织中,铁素体含量较多,且晶粒更加细小的主要

原因。

进一步地,通过图4发现,两种工艺下,原奥氏体晶粒相差不大,这表明,两种不同工艺下分别将330 mm连铸坯在奥氏体再结晶阶段(粗轧阶段)采用同样的轧制道次分别得到90 mm和110 mm坯料下,虽然在奥氏体再结晶阶段采取的各道次压下量和压下率不同,但获得的原奥氏体再结晶晶粒基本

相同。因此从某种程度上来说,在连铸坯坯料厚度既定的情况下,通过再结晶细化原奥氏体晶粒来细化最终铁素体晶粒的手段效果有限。从而可以理解,为在坯料规格受限或既定的情况下,通过优化轧制工艺也即调配奥氏体再结晶阶段和奥氏体未再结晶阶段的变形量或变形率,不失为进一步细化铁素体晶粒,提高韧性的有效办法。

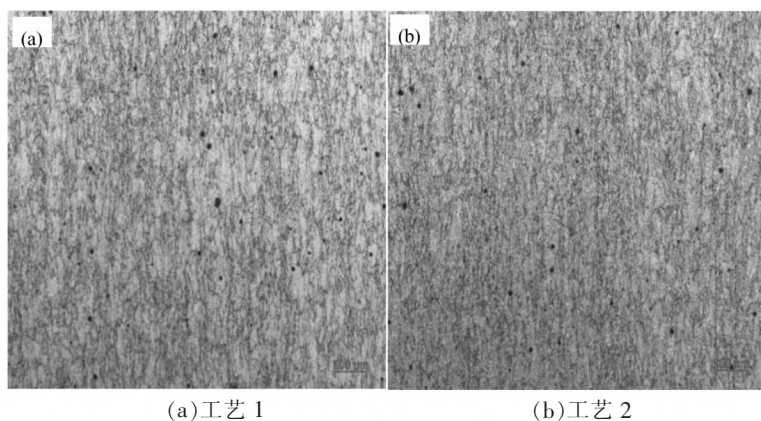


图4 不同工艺下的原变形奥氏体晶粒

Fig.4 Original deformed austenite microstructures of steels rolled under different processes

4 结论

1) 兴澄特钢结合中石油陕京四线项目需求,根据中石油 CDP-S-NGP-PL-0013-2014-3《天然气管道工程用钢管用钢板通用技术条件》,结合兴澄特钢工艺及装备特点,成功试制出供中石油西气东输三线及陕京四线用33 mm壁厚X80钢级钢板。

2) 根据33 mm壁厚X80钢级钢板技术难度特点采用低碳高锰微合金化成分设计,结合奥氏体加热及变形、第二相粒子固溶析出规律以及相变规律,

并有针对性采用两种不同的工艺设计,结果表明采用适度增加待温厚度,从而进一步扩大奥氏体未再结晶变形程度,使得奥氏体进一步扁平化,从而在相变时可进一步细化铁素体晶粒,这样获得合格的DWT剪切面积率钢板。

3) 实际生产时,由于受实际坯料规格和轧制条件限制,为充分细化铁素体组织,通过优化奥氏体再结晶和未再结晶两个不同轧制阶段的变形量或变形率不失为一种有效方法。

参考文献

- [1] Wang Xiaoxiang. Several hot issues of current research and development of line pipe [J]. Welded Pipe and Tube, 2014, 37(4): 5-13.
(王晓香. 当前管线钢管研发的几个热点问题 [J]. 焊管, 2014, 37(4): 5-13.)
- [2] Wang Xiaoxiang. Discussion on current research hotspots of line pipe [J]. Welded Pipe and Tube, 2012, 35(3): 5-10.
(王晓香. 当前管线钢管研究的热点问题探讨 [J]. 焊管, 2012, 35(3): 5-10.)
- [3] Li Helin. Hot topics in research and application of steel line pipe for natural gas transportation [J]. Welded Pipe and Tube, 2000, 23(3): 43-61.
(李鹤林. 天然气输送钢管研究与应用中的几个热点问题 [J]. 焊管, 2000, 23(3): 43-61.)
- [4] Graf M K, Hillenbrand H G, Niederhoff K A. Production of large diameter line pipe and bends for the world's first long-range pipeline in grade X80 (GRS 500) [C] // 8th Symposium on Line Pipe Research, Houston (Texas), 1993.
- [5] Kubo T, Shiwa T, Kondo J, et al. Quality evaluation of line pipes by the chevron notched drop weight tear test [J]. Tetsu-to-

- Hagane,1995,81(3): 231-236.
- [6] Beres M,Weirich T E,Hulka K,*et al.*TEM investigation of fine niobium precipitates in HSLA steel [J].Steel Research International,2004,75(11): 753-758.
- [7] Klinkenberg C,Hulka K,Bleck W.Niobium carbide precipitation in microalloyed steel [J].Steel Research International,2004,75(11): 744-752.
- [8] Khlestov V M,Konopleva E V,Mcqueen H J.Kinetics of austenite transformation during thermomechanical process [J].Canadian Metallurgical Quarterly,1998,37(2): 75-89.
- [9] Kojima A,Watanabe Y,Terada Y,*et al.*Ferrite grain refinement by large reduction per pass in non-recrystallization temperature region of austenite [J].ISIJ International,1996,36(5): 603-610.
- [10] Wang W,Yan W,Zhu I,*et al.*Relation among rolling parameters,microstructures and mechanical properties in an acicular ferrite pipeline steel [J].Materials and Design,2009,30(9): 3436-3443.
- [11] An Shouyong.Analysis of thickness factors influencing DWTT performance of pipeline steel [J].Wide and Heavy Plate,2011,17(4): 8-11.
(安守勇.管线钢 DWTT 性能厚度效应的影响因素分析 [J].宽厚板,2011,17(4): 8-11.)
- [12] An Chenggang,Niu Tao,Wu Xinlang,*et al.*Analysis of DWTT property of thick X70 pipeline steel [J].Journal of Iron and Steel Research,2018,30(5): 405-410.
(安成钢,牛涛,吴新朗,等.厚规格 X70 管线钢落锤撕裂试验性能分析 [J].钢铁研究学报,2018,30(5): 405-410.)
- [13] Babu S S ,Bhadeshia HKDH.Mechanism of the transition from bainite to acicular ferrite [J].Materials Transactions,1991,32(8): 679-688.
- [14] Zhao Mingchun,Shan Yiyin,Qu Jinbo,*et al.*Acicular ferrite formation in a pipeline steel with thermo-mechanical control process [J].ACTA Metallurgica Sinica,2001,37(8): 283-287.
(赵明纯,单以银,曲锦波,等.控制热加工下管线钢针状铁素体的形成 [J].金属学报,2001,37(8): 283-287.)
- [15] Wan Xiangliang,Li Guangqiang,Wu Kaiming,*et al.*Microstructure characteristics and formation mechanism of acicular ferrite in high-strength low-alloy steels [J].Journal of Iron and Steel Research,2016,28(6): 1-12.
(万向亮,李光强,吴开明,等.低合金高强度钢针状铁素体组织特征和形成机理 [J].钢铁研究学报,2016,28(6): 1-12.)
- [16] Chen Zhenye,Xu Guang.Influence of deformation parameters on microstructure of micro-alloyed high strength steel [J].Iron Steel Vanadium Titanium,2009,30(2): 55-60.
(陈振业,徐光.变形工艺对微合金高强度钢组织的影响 [J].钢铁钒钛,2009,30(2): 55-60.)
- [17] Zhu Liming.Effects of deformation in non-crystallization zone on phase change and structure of X80 grade pipeline [J].Hot Working Technology,2012,11(8): 29-31.
(朱利敏.未再结晶区变形对 X80 级管线钢相变及组织的影响 [J].热加工工艺,2012,11(8): 29-31.)

编辑 杨冬梅

(上接第 157 页)

- [5] Liao Xiping,Xie Qijun,Hu Chengliang,*et al.*Hot deformation behavior and processing map of austenite stainless steel 304 [J].Forging & Stamping Technology,2017,42(12): 150-156.
(廖喜平,谢其军,胡成亮,等.304 奥氏体不锈钢热变形行为及热加工图 [J].锻压技术,2017,42(12): 150-156.)
- [6] Ji Xuanming.Study on hot deformation behavior and microstructure evolution about a kind high temperature titanium alloy [D].Guiyang: Guizhou University,2015.
(冀宣名.一种高温钛合金的等温压缩热变形行为及其组织演变规律研究 [D].贵阳: 贵州大学,2015.)
- [7] Samantaray D,Mandal S,Bhaduri A K.Characterization of deformation instability in modified 9Cr-1Mo steel during thermo-mechanical processing [J].Materials and Design,2011,32: 716-722.

编辑 杨冬梅