X80三通管体韧性不均匀问题及改善策略研究

张 彦[1] 巨成永[1] 陈彦合[1] 黄 铎[2] 曹佳辉[3] 王 鹏[2] 牛 靖[3*]
1.国家管网集团建设项目管理公司,廊坊,065000
2.中国石油集团工程材料研究院有限公司,西安,710077
3.西安交通大学金属材料强度全国重点实验室,西安,710049

摘要:针对X80三通管体韧性不均匀问题,通过热模拟试验研究了淬火温度对试验用X80钢晶粒尺寸的影响规律,并在研究系列淬火温度+670 ℃回火热处理试验后试验用钢韧性不均匀问题的基础上,进行了试验用X80钢的淬火+两相区淬火+回火(QLT)工艺研究。研究结果表明,在试验淬火温度范围内,试验用X80钢的奥氏体晶粒尺寸平均值和最大有效晶粒尺寸随淬火温度的升高而单调增大;淬火温度越高,有效晶粒尺寸最大值与平均值之间的离差越大,有效晶粒尺寸的均匀性越差;有效晶粒尺寸的不均匀是导致试验用X80钢韧性不均匀的主要原因。670 ℃回火后,试验用X80钢的冲击吸收功整体得到改善,但冲击吸收功数据的离散性问题依然存在;引入两相区820 ℃淬火的QLT工艺可以细化晶粒尺寸和改善晶粒尺寸的均匀性,能在一定程度上提高试验用X80钢的冲击韧性,尤其使韧性的均匀性得到很大程度的改善;QLT工艺对改善试验用X80钢的韧性不均匀问题具有良好的效果,910 ℃淬火+820 ℃淬火+670 ℃回火的QLT工艺对试验用X80钢具有更优的效果。

关键词:X80管线钢;冲击韧性;有效晶粒尺寸;QLT工艺
中图分类号:TG156.3
DOI:10.3969/j.issn.1004-132X.2026.11.031 **开放科学(资源服务)标识码(OSID)**:

Research on Toughness Inhomogeneity of X80 Tee Body and Improvement Strategies

ZHANG Yan[1] JU Chengyong[1] CHEN Yanhe[1] HUANG Duo[2] CAO Jiahui[3]
WANG Peng[2] NIU Jing[3*]
1.PipeChina Project Management Branch, Langfang, Hebei, 065000
2.CNPC Tubular Goods Research Institute, Xi'an, 710077
3.State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an, 710049

Abstract: Aiming at the inhomogeneous toughness of X80 tee body, the effects of quenching temperature on the grain size of the tested X80 steel were investigated through thermal simulation experiments. Based on the study of toughness inhomogeneity after a series of quenching temperatures followed by tempering at 670 ℃, the quenching-lamellarizing-tempering(QLT) process was further explored for the tested X80 steel. The results indicate that within the experimental quenching temperature range, both the average prior austenite grain size and the maximum effective grain size of the tested X80 steel increase monotonically with rising quenching temperature. Higher quenching temperatures lead to greater deviation between the maximum and average effective grain sizes, resulting in poorer uniformity of effective grain size. This non-uniformity in effective grain size is identified as the primary cause of toughness inhomogeneity in the tested X80 steel. After tempering at 670 ℃, the impact absorption energy of the tested X80 steel is improved overall, but the data dispersion issue is persisted. The introduction of the QLT process, which includes intercritical quenching at 820 ℃, refines the grain size and enhances the uniformity, thereby improving the impact toughness of the tested X80 steel to some extent and significantly enhancing the consistency of toughness. The QLT process proves effective in mitigating toughness inhomogeneity in the tested X80 steel, with the specific sequence of quenching at 910 ℃+820 ℃ followed by tempering at 670 ℃ yielding the most favorable results.

Key words: X80 pipeline steel; impact toughness; effective grain size; QLT process

0 引言

X80是一种强度高、韧性好、焊接性能良好的

收稿日期:2025-10-11
基金项目:国家管网科技项目(SJSG202206)

高钢级管线钢，是我国西气东输二线、三线、四线和中俄东线的主力钢种，一直是目前国内外管线钢领域研究的热点。针对基于热机械控制工艺（thermo-mechanical controlled process，TMCP）的X80管线钢，国内外在轧制工艺及参数[1-4]、断裂韧性[5-6]、低温韧性[7-8]等方面进行了持续且大量的研究工作，并取得了重要的研究进展，进一步提高了X80钢的性能。与基于TMCP的X80直管道不同，管线建设所需的X80弯管、三通等管件的强韧性主要通过热处理获得，强韧化途径单一，无法通过轧制工艺的优化来获取良好的强韧性匹配。

近年来，我国先后出现高强度三通本体强度不达标或韧性过低的事件，三通的性能提升与质量控制是亟须突破的技术瓶颈[9]。最终热处理（淬火＋回火）是X80钢级三通生产中的重要环节，也是解决强韧性矛盾的关键环节，但存在极大的难度[10]。牛靖等[11]对热处理态X80钢韧性不均匀试样进行分析后发现，热处理态X80钢部分冲击韧性较低的根本原因是大角度晶界含量低，有效晶粒尺寸大且均匀性差所致。X80三通强韧性调控的难点在于只能通过化学成分和热处理工艺优化途径来实现，而TMCP态X80钢的强韧性可以通过轧制工艺的合理设计及调控来完成。本研究将按照X80三通的热处理工艺流程展开不同工艺对其韧性的研究，试图研究和分析影响其韧性不均匀性的关键因素，并在此基础上进行X80厚壁三通的热处理工艺改进及优化，为我国高钢级管件尤其是低温管件开发和生产提供一定的参考。

1　试验材料与方法

试验采用某公司提供的三通用热轧态X80厚板，板厚为52 mm，其化学成分见表1。利用Gleeble3500热模拟试验机测得试验用X80钢的相变温度Ac1、Ac3（即加热过程中奥氏体化开始温度和完成温度）分别为732 ℃、871 ℃。

表1　试验用X80钢化学成分（质量分数）

Tab.1　Chemical compositions of tested X80 steel

（mass fraction）　%

元素	C	Si	Mn	S	P	Ni
含量	0.091	0.26	1.52	0.0019	0.012	0.36
元素	Cr	Cu	Ti	Mo	Nb	V
含量	0.18	0.14	0.017	0.24	0.05	0.044

淬火温度是影响热处理态X80钢有效晶粒尺寸和晶界含量的关键，在加热速度和冷却速度相同的情况下，采用热模拟试验手段研究了淬火温度对试验用X80钢晶粒尺寸的影响。热模拟试样取自X80试板的板厚中心位置，尺寸为11 mm×11 mm×80 mm。根据试验用X80钢的相变点测试结果，选择880、910、940、970 ℃作为淬火温度，保温时间为6 min。文献[12]通过有限元模拟方式获得了板厚为52 mm的X80厚板在10%NaCl（质量分数）水溶液中的冷却速度，发现表面以下4 mm到中心位置的冷却速度由18.8 ℃/s逐步降至5.2 ℃/s，因此，统一按6 ℃/s的速度对热模拟试样进行冷却。淬火试验在Gleeble3500热模拟试验机上完成。

将试验用X80钢板加工成150 mm×300 mm试样，用于全板厚试板热处理试验。试板加热均在马弗炉中进行。淬火温度分别为880、910、940、970 ℃，升温速率为200 ℃/min，保温55 min后在10%NaCl水溶液中淬火。淬火处理后分别切取150 mm长试板进行回火处理。回火工艺沿用现行670 ℃保温120 min的工艺，冷却方式为空冷。对淬火态和淬火＋670 ℃回火试板分别取样并开展－30 ℃夏比冲击试验和维氏硬度测试。冲击试验依据国家标准GB/T 229—2007《金属材料夏比摆锤冲击试验方法》在JBS-500B型数显摆锤冲击试验机上进行。冲击试样分别横向取样于板厚1/2位置（中心）和1/4位置，尺寸为10 mm×10 mm×55 mm。硬度测试在HXD-1000TMC/LCD型显微维氏硬度计上进行。硬度测试线平行于试板表面，分别在板厚1/2和1/4位置开展硬度测试，每个位置各测试10个点，相邻测试点间距设为1 mm。

微观组织分析主要在Nikon MA200金相显微镜（OM）和带EBSD探头的SU3500钨灯丝扫描电镜（SEM）上完成。

2　试验结果及讨论

2.1　淬火温度对原奥氏体晶粒及有效晶粒尺寸的影响

原奥氏体是淬火相变的母相，直接决定X80钢淬火相变的类型和结果。在热模拟试验获得的X80试样中心位置切取试样，磨制并抛光后采用苦味酸腐蚀液（水20 mL，苦味酸1 g，盐酸0.5 mL，乙醇1 mL，海鸥牌洗头膏2 g，洗洁精3 mL）对其进行了原奥氏体晶界的腐蚀。利用Photoshop软件对组织中原奥氏体晶界进行识别、勾勒和提取，然后将识别后的图层导入Image Pro Plus软件中进行晶粒的识别与计算，识别后的结果如图1所示，其中t为淬火温度。在图1中，频数越高表示在此尺寸范围内的晶粒数量越多。原奥氏体晶粒是淬火相变的基础，但最终决定X80钢性能的是组织类型和有效晶粒尺寸。

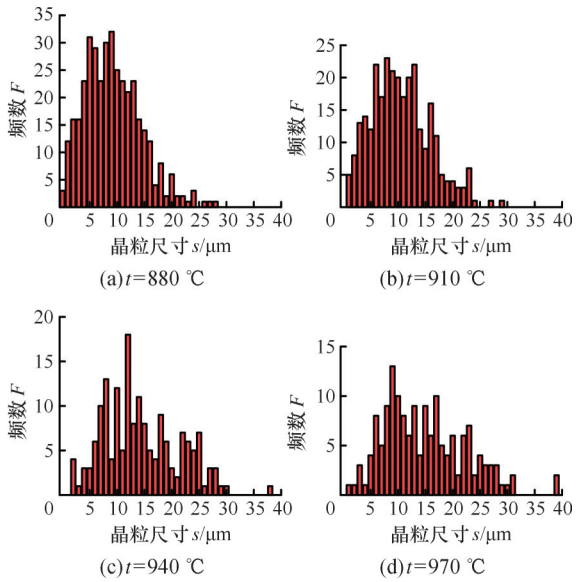


图1 不同温度淬火后试验用X80钢原奥氏体晶粒尺寸分布直方图

Fig.1 Histogram of the original austenite grain size distribution of test X80 steel after quenching at different temperatures

由图1可以看出，在880 ℃淬火温度下，X80钢原奥氏体的晶粒尺寸基本都分布在0～20 μm范围内；随着淬火温度的不断提高，原奥氏体晶粒尺寸的分布范围扩大，至940 ℃以上时，尺寸范围扩大至0～30 μm，大尺寸晶粒数量增加，局部奥氏体晶粒尺寸增大至40 μm以上，且奥氏体晶粒尺寸的均匀性进一步变差。

根据有效晶粒尺寸的定义，通常将取向差大于15°的大角度晶界作为衡量有效晶粒尺寸的判定依据[13]。图2为不同淬火温度t下X80钢板厚中心经EBSD扫描后的晶界分布图，其中红色晶界为取向差大于15°的大角度晶界，蓝色晶界为取向差在2°～15°范围的小角度晶界。管线钢中的针状铁素体其实是粒状贝氏体铁素体(granular Bainitic ferrite，GF)、贝氏体铁素体(Bainitic ferrite，BF)或是GF与BF组成的复相组织，GF、BF板条间为小角度晶界，板条束界为大角度晶界，而多边形铁素体(polygonal ferrite，PF)和准多边形铁素体(quasi-polygonal ferrite，QF)晶界为大角度晶界[14]。由此可知，图2中的小角度晶界基本由淬火组织中的针状铁素体贡献，针状铁素体的GF和BF具有高位错密度的亚结构，往往呈现出较好的强韧特性。从图2中还可以看出，不同淬火温度下X80钢板厚中心的有效晶粒形态和尺寸存在一定的差异：880 ℃淬火温度下有效晶粒尺寸较大，910 ℃淬火温度下有效晶粒尺寸更为细小，940 ℃和970 ℃淬火温度下有效晶粒尺寸均匀性较差。

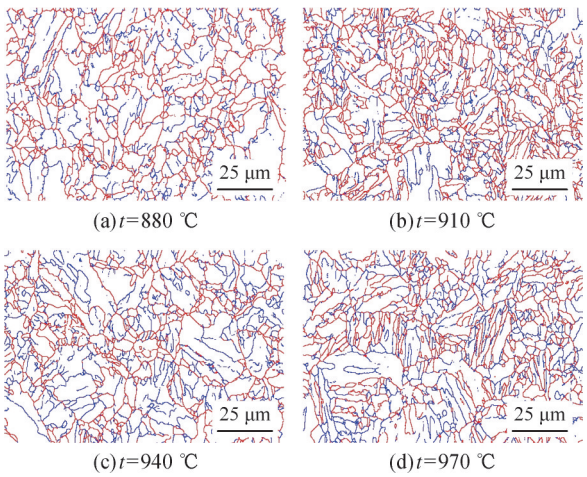


图2 不同温度淬火后试验用X80钢EBSD晶界分布图

Fig.2 EBSD grain boundary distribution maps of test X80 steel after quenching at different temperatures

为进一步分析，对4种试样的晶界比例及有效晶粒尺寸进行了统计，结果见表2。从表2中可以看出，910 ℃和970 ℃淬火温度下X80钢大角度晶界比例相对较高，其对应的平均有效晶粒尺寸较小，同时可以发现，随着淬火温度的升高，有效晶粒尺寸的最大离差单调递增，说明有效晶粒尺寸的均匀性逐步变差。细小均匀的有效晶粒尺寸可以使管线钢获得良好的韧性[6-7]。有效晶粒尺寸越小，解理裂纹才能在扩展过程中频繁发生偏转，吸收更多能量，从而提高韧性[15]。对于通过热处理方式来获得良好强韧性的X80钢，其有效晶粒尺寸的控制除了化学成分的合理设计外，还包括热处理工艺的优化。淬火温度会直接决定奥氏体晶粒的尺寸及其淬火过程中的相变类型，进而会影响最终组织构成及有效晶粒尺寸。

表2 各样品不同晶界比例及有效晶粒尺寸统计结果

Tab.2 Statistical results of different grain boundary ratio and effective grain size of each sample

淬火温度/℃	晶界含量/%		有效晶粒尺寸/μm		
	小角度晶界(2°～15°)	大角度晶界(>15°)	平均值	最大值	最大离差
880	45.6	54.4	4.1	25.3	21.2
910	34.5	65.5	3.3	30.8	27.5
940	49.4	50.6	5.2	34.3	29.1
970	37.4	62.6	3.9	42.8	38.9

为了分析淬火温度对试验用X80钢奥氏体晶粒尺寸、有效晶粒尺寸的影响，将前述的统计结果绘制于图3进行比较。

由图3可以看出，随着淬火温度的升高，试验用X80钢的奥氏体晶粒尺寸平均值和有效晶粒尺寸最大值均逐渐增大，说明可以通过调控淬火温度直接调控X80钢的奥氏体晶粒尺寸和有效晶粒

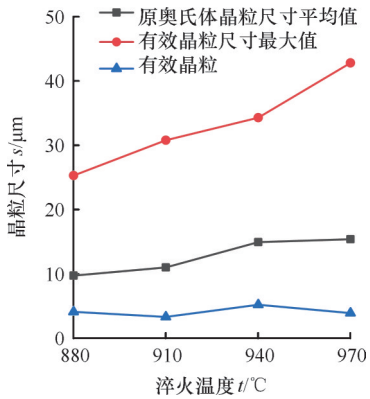


图3　淬火温度对X80钢晶粒尺寸的影响

Fig.3　The influence of quenching temperature on the grain size of X80 steel

尺寸；4种淬火温度下，X80钢有效晶粒尺寸平均值均维持在较低的水平，且远低于奥氏体晶粒尺寸的平均值，与淬火温度间并无明显规律；淬火温度越高，有效晶粒尺寸最大值与平均值之间的离差越大，说明淬火温度升高会导致X80钢有效晶粒尺寸的均匀性变差。在X80淬火相变过程中，PF和QF会在原奥氏体晶界上跨晶界生长，针状铁素体板条束会对奥氏体晶粒进行分割[14]，均能在一定程度上减小管线钢有效晶粒尺寸，这就是4种淬火温度下有效晶粒尺寸平均值远小于奥氏体晶粒尺寸平均值的主要原因。当然，X80钢在淬火相变过程中的相变类型和相变程度主要决定于奥氏体晶粒尺寸和化学成分、淬火冷却速度等，细小均匀的奥氏体晶粒肯定会整体减小X80钢的有效晶粒尺寸，因此，选择合适的淬火温度可以获得细小的微观组织和一定比例的大角度晶界分布，可以通过细化有效晶粒尺寸来保证试验钢的优异强韧性。图3中试验钢的奥氏体晶粒尺寸平均值和最大有效晶粒尺寸随淬火温度升高而呈现单调递增的现象，说明其淬火温度的选择窗口比较窄。成功的化学成分设计可以为X80钢获得良好的强韧性准备比较宽泛的热处理工艺窗口。虽然图3中的结果可以说明一定的问题，但这种单因素的结果还不足以解决生产中遇到的韧性不均匀等实际问题，尤其是这种小试样试验结果本身具有一定的局限性，因此，展开全板厚试板的热处理试验很有必要。

2.2　热处理态X80钢试板的冲击韧性及硬度试验结果与分析

淬火态、淬火＋670 ℃回火试板的－30 ℃夏比冲击试验结果见图4。从图4中可以看出，无论是1/2位置还是1/4位置，淬火态平均冲击吸收功与淬火温度均有一定的关联性，即随淬火温度的升高，平均韧性有一定的下降，这与图3中平均有效晶粒尺寸结果可能存在一定的对应关系。但无论哪一种淬火温度，其冲击吸收功的离散性均较大，尤其是淬火温度超过940 ℃后板厚中心冲击吸收功的离散性更大。需要说明的是，之所以对淬火态试板进行6个平行样的试验，是因为发现该状态的冲击吸收功数据离散性较大，通过增加平行样数量以进一步核实结果的可靠性。X80试板在10%NaCl水溶液中淬火时，1/4位置的冷却速度肯定要大于1/2位置的冷却速度，但不同淬火温度下的冲击吸收功值的离散性问题并没有得到有效改善，说明冷却速度并不是导致韧性不均匀的主要因素。采用生产上常用的670 ℃回火处理后，试验用X80钢板在不同位置的淬火态冲击吸收功整体得到改善，尤其在1/2位置处的改善更为明显，但冲击吸收功数据的离散性问题依然存在。

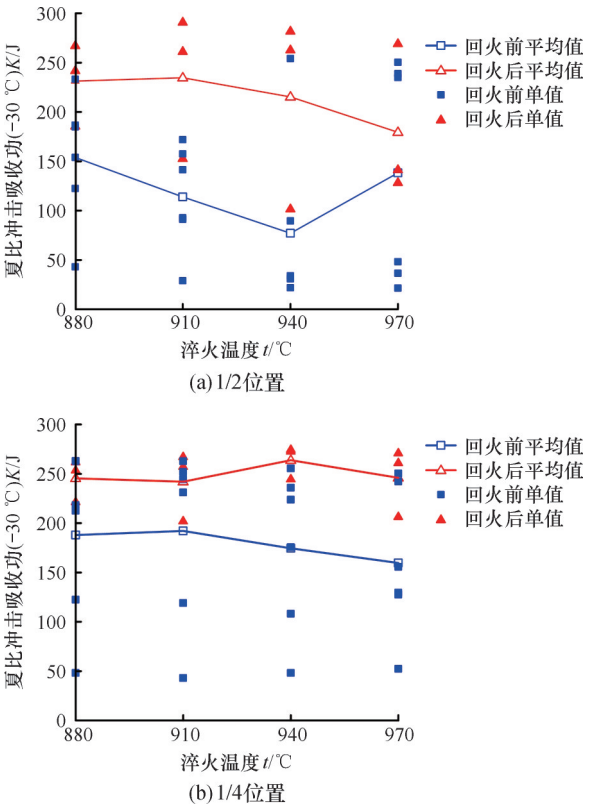


图4　回火前后淬火态X80试板的冲击吸收功对比

Fig.4　Comparison of impact absorption energy of quenched X80 plates before and after tempering

对比图4和表2中结果不难发现，1/2位置处韧性的离散性与有效晶粒尺寸最大离差的关系密切，淬火态有效晶粒尺寸离差越大，韧性的离散性越高。由此可以推断，有效晶粒尺寸的不均匀是导致试验用X80钢韧性不均匀的主要原因，试验用X80钢的有效晶粒尺寸最大值与淬火温度成正相关，淬火温度的升高会加剧有效晶粒尺寸的不均匀性，进而导致更加明显的韧性不均匀现象。单从韧性结果来看，若要有效改善试验用X80钢

的韧性不均匀问题，通过淬火温度的选择、提高冷却速度等方式很难达到目的，必须另辟蹊径。

淬火态和淬火＋670 ℃回火试板的维氏硬度测试结果如图5所示。由图5可以看出，不同淬火温度下试验用X80钢的硬度也存在一定的差别，板厚1/2和1/4位置处的差异比较明显，后者硬度整体高于前者，这主要与淬火前组织组成和形态有关；670 ℃回火可使硬度有较大幅度的下降，且可以改善硬度的均匀性，这与图4中韧性结果具有良好的对应性，也说明回火对试验用X80钢韧性的改善是以牺牲其强硬度为代价的。

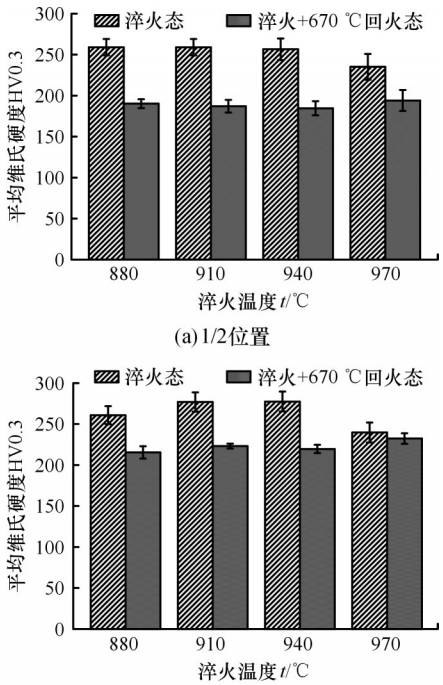


图5 回火前后淬火态X80试板的硬度对比

Fig.5 Comparison of hardness of quenched X80 plates before and after tempering

2.3 X80钢韧性不均匀问题的热处理改善策略

前述研究结果表明，试验用X80钢的韧性不均匀问题主要源于淬火态有效晶粒尺寸的不均匀性，所以设法改善其淬火态晶粒的尺寸均匀性应该可以改善其热处理态韧性的不均匀问题。淬火＋两相区淬火＋回火(quenching-lamellarizing-tempering，QLT)工艺能够细化晶粒尺寸，提高材料的低温韧性[16-17]。ZHAO等[18]通过对低镍钢进行QLT热处理，使得该钢在具有横向130 J冲击吸收功的同时，保持了GPa级的高强度。本文在X80三通传统热处理工艺中引入两相区淬火工艺，即通过淬火＋两相区淬火＋回火的QLT工艺，试图为突破热处理态X80钢韧性不均匀这一瓶颈问题探索其他的有效途径。为了便于表述，将两相区淬火称为二次淬火。试验用X80钢的相变温度Ac1、Ac3分别为732 ℃、871 ℃，因此确定820 ℃为二次淬火温度进行试验研究。二次淬火的保温时间和冷却介质与一次淬火时相同，试验结果见图6和图7。

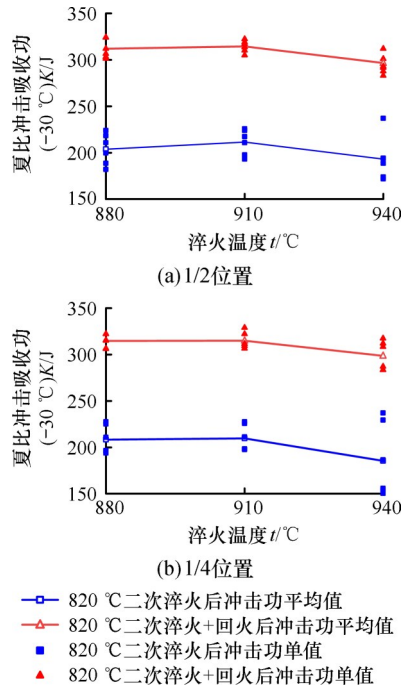


图6 回火前后X80试板的冲击吸收功对比

Fig.6 Comparison of impact absorption energy of X80 test plates before and after tempering

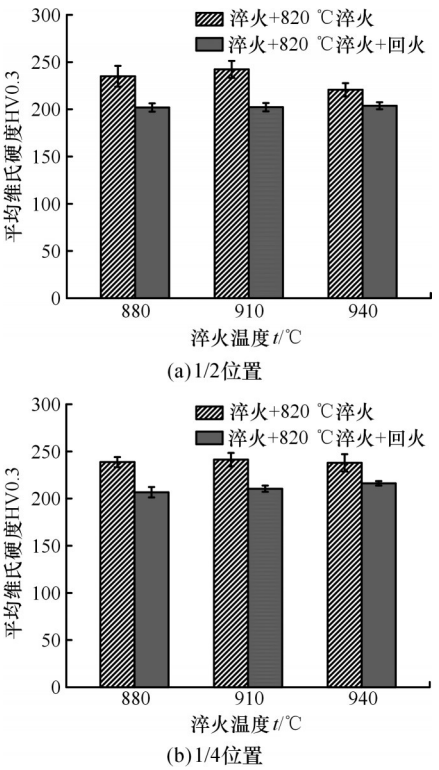


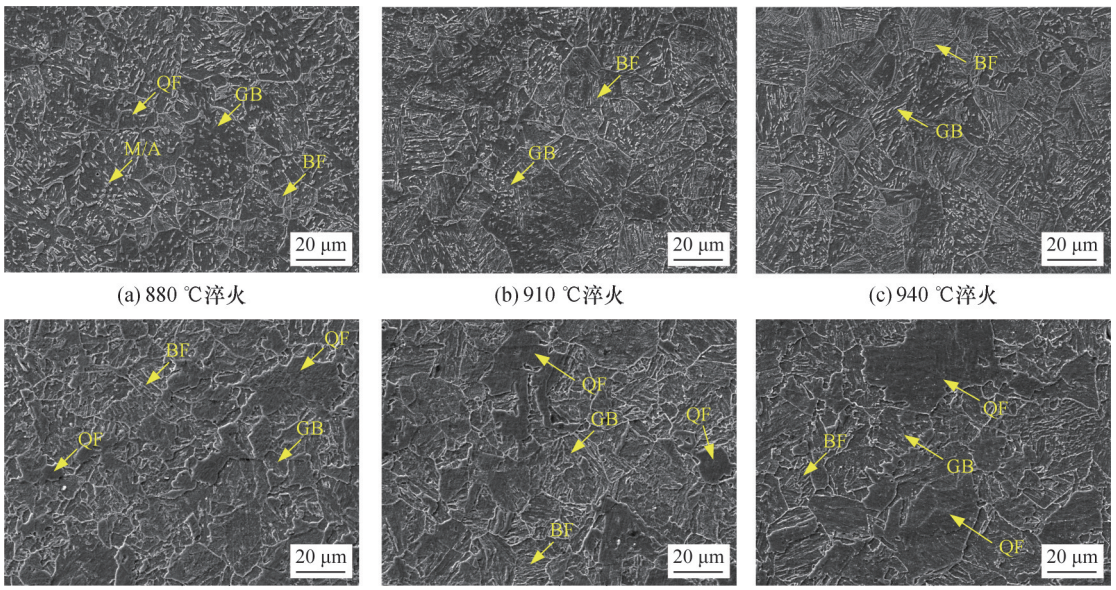
图7 回火前后X80试板的硬度对比

Fig.7 Comparison of hardness of X80 test plates before and after tempering

由图6可以看出，采用820 ℃二次淬火后，板厚1/2位置和1/4位置处的冲击韧性较一次淬火后均有不同程度的提高，尤其是韧性的均匀性得到很大程度的改善，其中以一次淬火温度为910 ℃时最优；在二次淬火优良韧性的基础上，670 ℃回火后（即QLT工艺）试验用X80钢的韧性及其均匀性进一步得到提高和改善。与图4中一次淬火后试验用X80钢的平均冲击吸收功相比，板厚中心的平均冲击吸收功能提高约50 J，1/4位置处的平均冲击吸收功也有一定的提高；670 ℃回火后无论是板厚1/2还是1/4位置，其冲击吸收功均能提高50 J以上，且板厚范围内的韧性不均匀问题也得到一定程度的改善，这充分说明QLT工艺在改善试验用X80钢的韧性不均匀问题上具有良好的效果。

对比图5、图7不难看出，经过QLT工艺处理后，试验用X80钢板厚中心的平均硬度有一定的提高，1/4位置处的平均硬度略有降低，但两个位置处的硬度差距缩小，说明板厚范围内的硬度不均匀性也得到了一定的改善，同时说明采用试验QLT工艺在改善韧性及其均匀性的同时，并没有牺牲试验钢的强硬度，甚至有一定的改善作用。

为分析QLT工艺对试验钢强韧性改善的原因，对板厚中心的微观组织进行了SEM对比分析，典型照片见图8和图9。

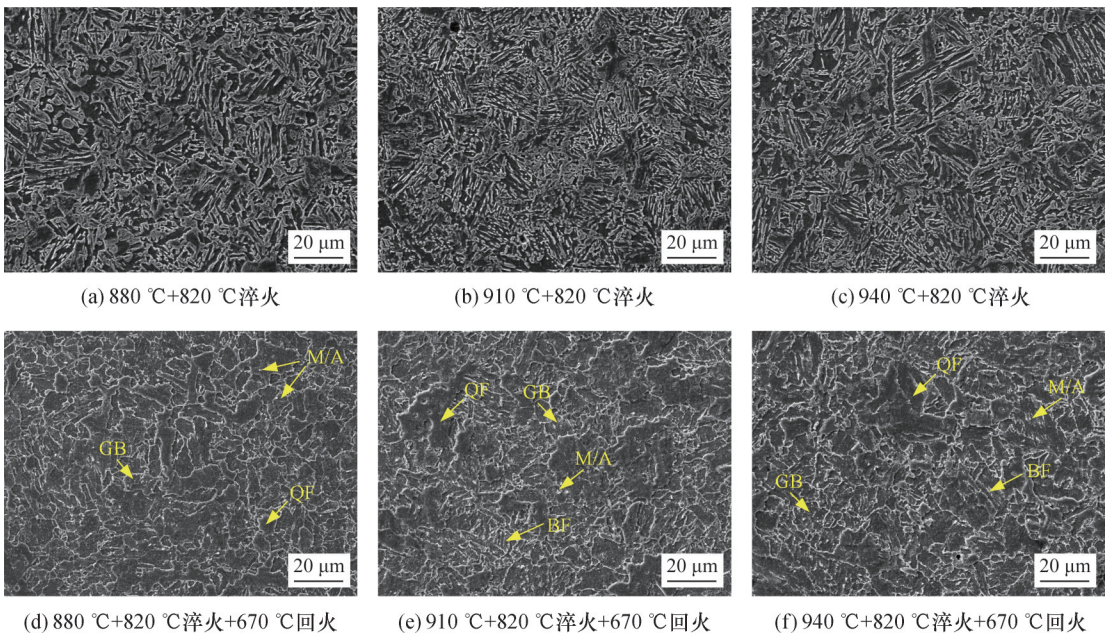


(a) 880 ℃淬火　(b) 910 ℃淬火　(c) 940 ℃淬火

(d) 880 ℃淬火+670 ℃回火　(e) 910 ℃淬火+670 ℃回火　(f) 940 ℃淬火+670 ℃回火

图8　不同一次淬火温度下X80板厚中心微观组织

Fig.8　Microstructure at the center of X80 plates under different single quenching temperatures



(a) 880 ℃+820 ℃淬火　(b) 910 ℃+820 ℃淬火　(c) 940 ℃+820 ℃淬火

(d) 880 ℃+820 ℃淬火+670 ℃回火　(e) 910 ℃+820 ℃淬火+670 ℃回火　(f) 940 ℃+820 ℃淬火+670 ℃回火

图9　QLT工艺下X80板厚中心微观组织

Fig.9　Microstructure at the center of the X80 plate thickness under the QLT process

试验用X80钢板厚中心的一次淬火组织主要为粒状贝氏体(granular Bainite,GB)+贝氏体铁素体(BF);随着淬火温度的升高,BF比例增大,同时可见GB组织晶粒尺寸的均匀性变差,如图8a~图8c所示,这与图3中的结果吻合良好。GB由GF和分布在GF板条间的岛状M/A组元构成。由此可以说明,这种不均匀的晶粒尺寸状态是导致一次淬火后冲击韧性不均匀的主要原因之一。GB、BF组织的形成温度低于准多边形铁素体(QF)的形成温度,GB、BF组织基体的亚结构为含有高密度位错的铁素体板条,板条界分布着颗粒状的M/A组元。奥氏体晶粒越大,相变稳定性越高,在随后快速冷却过程中更易于形成GB、BF。GB、BF板条束通过对原奥氏体晶粒进行分割,可以在一定程度上细化有效晶粒尺寸,但原奥氏体晶粒越粗大越不均匀,其有效晶粒尺寸也越粗大越不均匀,M/A组元尺寸也就越大。针状铁素体是管线钢中强硬度比较高的组织,在有效晶粒比较细小的情况下同时具有良好的韧性,但粗大的针状铁素体对管线钢的韧性不利。经过一次淬火+670 ℃回火后的试验用X80钢的组织组成均主要为GB+QF+少量BF,如图8d~图8f所示,晶粒尺寸的不均匀性更加明显。在微合金钢内出现的各种组织中,准多边形的铁素体组织最为稳定,其次为粒状贝氏体组织,而板条状贝氏体组织最不稳定,组织演变的终点为平衡态组织——准多边形铁素体。一次淬火组织中亚稳态的GB和BF在670 ℃高温回火保温过程中发生了M/A分解和铁素体板条的合并长大等过程,冷却后转变成GB和QF组织,M/A组元也较淬火态时得到一定的细化,如图8d~图8f所示。QF是一种塑性相,它在组织中含量的增加会提高材料的塑韧性,但会导致强硬度的下降,这可能就是回火后试验用X80钢冲击韧性整体提高、硬度降低的主要原因。虽然回火可以很大程度地提高试验钢的韧性,但试板尤其是板厚中心的冲击吸收功不均匀性问题仍然存在,究其原因还是因为有效晶粒尺寸的不均匀性使然。

本文探索性地通过增加两相区820 ℃淬火进行改善有效晶粒尺寸均匀性的尝试,从冲击试验结果来看具有较为良好的效果。对比图9a~图9c与图8a~图8c后可以发现,两相区820 ℃淬火后微观组织的均匀性得到了一定程度的改善,未见有大尺寸的晶粒存在,这主要是因为两相区加热过程中新生奥氏体在晶粒边界和晶内形成,在一定程度上细化了晶粒尺寸。单从相变角度分析,二次淬火后的组织主要由淬火组织和回火态组织构成,这也就是二次淬火后硬度略低于一次淬火后硬度的原因,如图7和图9所示。二次淬火对试验用X80钢的晶粒细化和均匀化作用在670 ℃回火后更加明显,如图9d~图9f所示。对比图9d~图9f和图8d~图8f可以看出,增加两相区820 ℃淬火后,回火态组织组成与一次淬火+670 ℃回火后的组织组成基本相同,均为GB+QF+少量BF,但增加两相区820 ℃淬火后GB、QF晶粒尺寸明显细化,大尺寸QF的减少不但可使韧性和硬度的均匀性得到改善,而且还使板厚中心韧性和硬度平均值有一定的提高。由此可知,针对试验用X80钢的成分和原始组织状态,实施QLT工艺对改善试验用X80钢韧性不均匀问题具有一定的可行性和良好的效果。单从图6和图7中的试验结果来看,910 ℃淬火+820 ℃淬火+670 ℃回火的QLT工艺对试验用X80钢具有更优的效果。

QLT被认为是突破传统强度-韧性平衡的有效方法,它的成功应用往往高度依赖于超低碳的成分设计、精确的两相区温度控制、足够的冷却速度以及后续的回火处理。但QLT工艺窗口窄、控制难度大,在大规模工业生产中需要大量的试验探索,往往还需要综合考虑成本和稳定性等多种因素。本文针对试验用X80钢进行的QLT工艺试验研究是对改善高钢级管线钢热处理韧性均匀性问题的有益尝试。当然,合理的微合金化成分设计及成分均匀性控制是改善晶粒尺寸均匀性、降低高钢级管线钢热处理难度的另一个重要途径。

3 结论

1)试验淬火温度范围内,试验用X80钢的奥氏体晶粒平均值和最大有效晶粒尺寸随淬火温度升高而单调递增;淬火温度越高,有效晶粒最大值与平均值之间的离差越大,有效晶粒尺寸的均匀性越差。

2)试验淬火温度下,试验用X80钢的冲击吸收功离散性均比较大;670 ℃回火后,冲击吸收功整体得到改善,但冲击吸收功数据的离散性问题依然存在;有效晶粒尺寸的不均匀是导致试验用X80钢韧性不均匀的主要原因。

3)增加两相区820 ℃淬火的QLT工艺可以细化晶粒尺寸和改善晶粒尺寸的均匀性,还可在一定程度上提高试验用X80钢的冲击韧性,尤其使韧性的均匀性得到很大程度的改善;QLT工艺对改善试验用X80钢的韧性不均匀问题具有良好

的效果，910 ℃淬火＋820 ℃淬火＋670 ℃回火的QLT工艺对试验用X80钢具有更优的效果。

参考文献：

[1] LI L, SONG B, CUI X, et al. Effects of Finish Rolling Deformation on Hydrogen-induced Cracking and Hydrogen-induced Ductility Loss of High-vanadium TMCP X80 Pipeline Steel[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2020, 45(55): 30828-30844.

[2] DUAN H, SHAN Y, YANG K, et al. Effect of Rare Earth and Cooling Process on Microstructure and Mechanical Properties of an Ultra-cleaned X80 Pipeline Steel[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2021, 34(5): 639-648.

[3] RAMIREZ M F G, HERNÁNDEZ J W C, LADINO D H, et al. Effects of Different Cooling Rates on the Microstructure, Crystallographic Features, and Hydrogen Induced Cracking of API X80 Pipeline Steel[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 14: 1848-1861.

[4] WU Qianlin, HE Siyu, HU Ping, et al. Effect of Finish Rolling Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of X80 Pipeline Steel by On-line Quenching[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 862: 144496.

[5] WANG Peng, YANG Sen, CHEN Fuxing, et al. Creep Crack Tip Opening Displacement (CCTOD) of X80 Pipeline Steel at Room Temperature[J]. International Journal of Fatigue, 2024, 178: 107959.

[6] LIANG W X, LOU M, ZHANG C, et al. Experimental Investigation and Phenomenological Modeling of Fatigue Crack Growth in X80 Pipeline Steel under Random Loading [J]. International Journal of Fatigue, 2024, 182: 108169.

[7] KANTOR M M, VORKACHEV K G, BOZHENOV V A, et al. The Role of Splitting Phenomenon under Fracture of Low-carbon Microalloyed X80 Pipeline Steels during Multiple Charpy Impact Tests [J]. Applied Mechanics, 2022, 3(3): 740-756.

[8] LI X C, ZHAO J X, JIA S J, et al. Ultrafine Microstructure Design of High Strength Pipeline Steel for Low Temperature Service: the Significant Impact on Toughness[J]. Materials Letters, 2021, 303: 130429.

[9] 田野. 油气管道工程用X80三通优化设计及增材制造技术[J]. 油气储运, 2024, 43(7): 787-795.
TIAN Ye. Research on Design Optimization of Oil and Gas Pipelines Leveraging X80 Tee and Additive Manufacturing Technology[J]. Oil & Gas Storage and Transportation, 2024, 43(7): 787-795.

[10] 赵志伟, 吴亚军, 安晓军. 中俄东线−45℃低温环境用X80M钢级ϕ1400 mm三通的研发[J]. 焊管, 2021, 44(3): 1-6.
ZHAO Zhiwei, WU Yajun, AN Xiaojun. Research and Development of X80M ϕ1400 mm Tee for −45 ℃ Low Temperature Environment for China-Russia Eastern Natural Gas Pipeline[J]. Welded Pipe and Tube, 2021, 44(3): 1-6.

[11] 牛靖, 周海斌, 魏可嘉, 等. 热处理态X80钢韧性不均匀问题分析[J]. 热加工工艺, 2025, 54(6): 38-41.
NIU Jing, ZHOU Haibin, WEI Kejia, et al. Analysis on Uneven Toughness Problem of Heat-treated X80 Steel[J]. Hot Working Technology, 2025, 54(6): 38-41.

[12] 李盛, 牛靖, 殷咸青, 等. 冷速对厚壁X80三通焊缝组织及性能的影响[J]. 精密成形工程, 2020, 12(1): 132-137.
LI Sheng, NIU Jing, YIN Xianqing, et al. Effects of Quenching Cooling Rates on Microstructure and Properties of X80 Pipe Fitting Welds[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2020, 12(1): 132-137.

[13] HWANG B, KIM Y G, LEE S, et al. Effective Grain Size and Charpy Impact Properties of High-toughness X70 Pipeline Steels[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2005, 36(8): 2107-2114.

[14] 李为卫, 冯耀荣, 高惠临. X80管线钢不同组织形态的显微结构特征研究[J]. 石油管材与仪器, 2015(1): 36-42.
LI Weiwei, FENG Yaorong, GAO Huilin. Study on the Feature of X80 Pipeline Steel Microstructural Morphologies [J]. Petroleum Tubular Goods & Instruments, 2015(1): 36-42.

[15] 牛延龙, 刘岩松, 刘清友, 等. 针状铁素体管线钢的低温韧性与“有效晶粒尺寸”的新定义[J]. 金属热处理, 2020, 45(7): 101-110.
NIU Yanlong, LIU Yansong, LIU Qingyou, et al. Low Temperature Toughness of Acicular Ferrite Pipeline Steel and Redefinition of “Effective Grain Size”[J]. Heat Treatment of Metals, 2020, 45(7): 101-110.

[16] TANG Zhenglei, WANG Fuming, GUO Ran, et al. Study on the Heat Treatment Process of SXQ500/550DZ35 Steel QLT for the Seat Ring and Guide Vane of a Hydropower Station[J]. Metals, 2022, 12(12): 2084.

[17] 刘文月, 李天怡, 安涛, 等. QLT热处理对油套管用钢显微组织与力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2025, 50(1): 103-109.
LIU Wenyue, LI Tianyi, AN Tao, et al. Effect of QLT Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Oil Casing Steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2025, 50(1): 103-109.

[18] ZHAO N, HE Y, WANG J, et al. Balancing Strength and Toughness by QLT Process in a Low-Ni Heavy Steel Plate with GPa Grade[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 907: 146748.

（编辑　胡佳慧）

作者简介：张　彦，男，1972年生，高级工程师。研究方向为物资管理与国产化研制应用。发表论文7篇。E-mail: zhangyan02@pipechina.com.cn。牛　靖*（通信作者），男，1972年生，研究员、博士研究生导师。研究方向为管道材料组织性能表征及高效焊接。发表文章60余篇。E-mail: jniu@xjtu.edu.cn。

本文引用格式：

张彦，巨成永，陈彦合，等. X80三通管体韧性不均匀问题及改善策略研究[J]. 中国机械工程，2026，37(11)：2978-2985.

ZHANG Yan, JU Chengyong, CHEN Yanhe, et al. Research on Toughness Inhomogeneity of X80 Tee Body and Improvement Strategies[J]. China Mechanical Engineering, 2026, 37(11): 2978-2985.