doi:10.12068/j.issn.1005－3026.2024.05.005

奥氏体晶粒细化对特厚EH47止裂钢组织性能的影响

张九鑫，任潇健，金东正，田 勇
（东北大学 轧制技术及连轧自动化国家重点实验室，辽宁 沈阳 110819）

摘 要：常规工艺下特厚船舶用钢奥氏体晶粒细化的程度受限，导致极小尺寸奥氏体晶粒对钢板组织性能的影响尚不明确．利用二次奥氏体化法和热机械控制工艺，研究了细化奥氏体晶粒对特厚EH47止裂钢的显微组织演化及力学性能的影响．结果表明：试轧钢的加热温度从890 ℃升高至1 050 ℃时，原奥氏体晶粒尺寸从14 μm增加至28 μm；铁素体含量的降低导致大角度晶界数量比例由57.4%降低至40.5%；马氏体/奥氏体（martenite/austenite，M/A）岛体积分数从2.0%增加至6.5%；钢板的屈服强度从440 MPa提高到488 MPa．890 ℃轧制钢板的单位体积有效晶界面积为269.0 mm^{-1}，是其显微组织细化、均匀化，并在－100 ℃时具有241 J的冲击功的重要原因．

关 键 词：EH47止裂钢；原奥氏体晶粒；显微组织；M/A岛；冲击功
中图分类号：TG 142.1 **文献标志码**：A **文章编号**：1005－3026（2024）05－0643－09

Effect of Austenite Grain Refinement on Microstructure and Properties of Ultra-Heavy EH47 Crack Arrest Steel

ZHANG Jiu-xin，*REN Xiao-jian*，*JIN Dong-zheng*，*TIAN Yong*
（State Key Laboratory of Rolling and Automation，Northeastern University，Shenyang 110819，China．Corresponding author：TIAN Yong，E-mail：tianyong@ral.neu.edu.cn）

Abstract：The degree of austenite grain refinement in steel for ultra-heavy ships is limited by conventional processes，resulting in the effect of very small-size austenite grains on the organization and properties of the steel plate being unclear．The effect of austenite grain refinement on the microstructure evolution and mechanical properties of ultra-heavy EH47 crack arrest steel was investigated by using the secondary austenitization method and thermo mechanical control process．The results showed that the prior-austenite grain size increased from 14 μm to 28 μm，with the reheating temperature of the test rolled steels rising from 890 ℃ to 1 050 ℃；the decrease of ferrite content reduced the proportion of large angle grain boundary from 57.4% to 40.5%；the volume fraction of martenite/austenite（M/A）islands increased from 2.0% to 6.5%；the yield strength of the steels increased from 440 MPa to 488 MPa．The effective interfacial area per unit volume of 890 ℃ rolled steel was 269.0 mm^{-1}，which was the key reason for its microstructure refinement，homogenization，and 241 J impact energy at －100 ℃.

Key words：EH47 crack arrest steel；prior-austenite grain；microstructure；M/A islands；impact energy

极地船舶服役工作环境恶劣，对船舶用钢的强度和韧性的要求更高[1]．目前的中国船级社规范中只规定从A级到F级船板钢的性能要求[2]，但在实际应用中，造船业对更低温度（≤－60 ℃）条件下韧性优异的大厚度钢板具有迫切需求．

以细化晶粒为核心的热机械控制工艺

收稿日期：2022－12－12
基金项目：辽宁省“兴辽英才”计划项目（XLYC2007036）．
作者简介：张九鑫（1997－），男，辽宁葫芦岛人，东北大学硕士研究生；田 勇（1981－），男，河南许昌人，东北大学教授，博士生导师．

(thermo mechanical control process, TMCP)能够显著改善钢板的低温韧性[3].温永红等[4]用TMCP成功轧制出厚度为16 mm的船板钢,在−60 ℃时其冲击功≥150 J,在−80 ℃时其冲击功≥138 J. Xu等[5]发现原奥氏体晶粒尺寸越大,相变后获得的贝氏体粗化现象越明显,组织越不均匀,钢板的冲击性能越差. Mandal等[6]提出,TMCP轧制过程中奥氏体再结晶晶粒细化的极限尺寸是20 μm,这是在奥氏体未再结晶区施加较大变形时才能得到的效果.受制于有限的连铸坯厚度,中厚板轧制压缩比较小,导致奥氏体再结晶区轧制分配的轧制压下量有限,奥氏体再结晶细化程度受到限制,晶粒尺寸约为24 μm,此时钢板在−80 ℃冲击功仅为21 J[7].

实现奥氏体细化的方法有以下2种:① 奥氏体再结晶区施加变形实现奥氏体晶粒的再结晶细化;② 利用较低的加热温度限制奥氏体晶粒长大的二次奥氏体化法[8-9].由于采用二次奥氏体化法实现细化的奥氏体晶粒工艺较为复杂,相关研究工作鲜有报道,导致极小尺寸的奥氏体晶粒对钢板显微组织及性能的影响尚不清楚.

本文通过二次奥氏体化法和强制冷却,得到不同尺寸的细化奥氏体晶粒,研究细化奥氏体晶粒对低压缩比轧制条件下显微组织演变和力学性能的影响,分析钢板分别在−80 ℃和−100 ℃具有优异低温韧性的原因.

1 实验材料及方法

采用低C、高Mn以及Nb,Ti,Ni,Cr微合金化设计的EH47工业连铸坯为实验材料,具体化学成分如表1所示.将3块130 mm厚的坯料加热到1 200 ℃,均热时间为4 h,以去除凝固过程中产生的不均匀组织.在1 100~1 150 ℃将坯料轧制成90 mm厚的钢板,轧制规程为130→120→105→90 mm,然后水冷至室温,进一步消除坯料内部的缩孔、疏松等缺陷,改善坯料质量.将3块坯料分别再加热到890,970,1 050 ℃,保温2 h,并在810~850 ℃轧制成40 mm厚的钢板,轧制规程为90→83→74→65→56→47→40 mm.试轧钢编号分别为T890,T970,T1050.轧后钢板在空气中待温至800 ℃,然后利用超快速冷却设备进行冷却,返红温度为320 ℃左右,之后空冷至室温.

为确定奥氏体未再结晶区轧制前的奥氏体晶粒尺寸,将第一次轧制并水冷后的3块坯料分别切下尺寸为90 mm×30 mm×30 mm的小试样并和相应的钢板随炉保温2 h后淬火处理.

表1 EH47连铸坯的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of the EH47 continuous casting slab (mass fraction) %

C	Si	Mn	P	S	Nb+Ti	Ni+Cr+Cu
0.05	0.15	1.95	0.008	0.002	0.052	1.03

切取试轧钢心部的轧向(roll direction, RD)与法向(normal direction, ND)截面试样.不同型号的砂纸打磨和机械抛光后,经体积分数为4%的硝酸酒精溶液腐蚀10 s,用光学显微镜和扫描电镜(scanning electron microscope, SEM)观察微观组织.用10 g/L偏重亚硫酸钠的水溶液与40 g/L苦味酸的酒精溶液按1∶1的体积比混合成LePera溶剂,对上述试样进行表面腐蚀,采用光学显微镜观察马氏体/奥氏体(martenite/austenite, M/A)岛形貌,并用Image-Pro Plus软件对试轧钢的M/A岛进行数理统计,确定其平均尺寸和含量.对上述试样进行电解抛光处理,抛光液由体积分数为80%酒精、10%高氯酸和10%蒸馏水配比而成,抛光电流为1.4 A,时间为20 s,扫描步长为0.4 μm.利用电子背散射衍射(electron back-scattered diffraction, EBSD)对试轧钢组织进行详细分析.

将透射试样机械研磨至50 μm厚的薄片,冲孔成直径为3 mm的圆片.采用Struers TenuPol-5设备在−20 ℃下进行电解双喷减薄,使用工作电压为200 kV的FEI Tecnai G2 F20透射电子显微镜(transmission electron microscope, TEM)观察析出相形貌.

将淬火后的试样进行打磨和抛光,采用过饱和苦味酸和适量海鸥洗发膏的水溶液在65~75 ℃温度下浸蚀30~50 s,然后在光学显微镜下观察原奥氏体晶界.

依据GB/T 228.1—2021[10],在钢板的1/2厚度加工出横向圆棒拉伸试样.该试样的平行段直径 d=5 mm,平行长度 L_c=40 mm,原始标距 L_o=30 mm,以3 mm/min的拉伸速度在CMT5105-SANS万能试验机上进行室温拉伸测试.

在钢板的1/2厚度处,沿轧制方向截取尺寸为10 mm×10 mm×55 mm(厚×宽×长)的冲击试样,V型缺口平行于钢板的厚度方向.在型号为Instron SI-IM canton MA的摆锤冲击实验机上进行冲击测试,实验温度为−20,−40,−60,−80,−100 ℃.当温度为−20,−40,−60 ℃时,冲击补偿温度为4 ℃;当温度为−80,−100 ℃时,冲击补偿温度为6 ℃.每个温度条件均测试3个试样的冲

击功,并计算其平均值.最后用Origin软件分别绘制冲击功–温度曲线和拉伸曲线.

2　实验结果及分析

2.1　试轧钢的显微组织

图1为试轧钢1/2厚度的SEM照片.T890主要为针状铁素体(acicular ferrite,AF)、准多边形铁素体(quasi-polygonal ferrite,QF)、粒状贝氏体(granular bainite,GB)和M/A岛组成的混合组织,M/A岛以离散分布的小块状为主,整体组织细小均匀,铁素体含量最多.相较于T890,T970的显微组织稍微粗大,块状M/A岛较为显著,铁素体含量减少,T1050的贝氏体基体上平行板条特征明显,显微组织变得粗大不均匀,有大量的块状或长条状M/A岛,铁素体含量显著减少.从3种试轧钢中分别选取3张M/A岛数量≥300个的SEM照片,统计M/A岛的平均弦长、最大尺寸和体积分数,结果见表2.由此可见,奥氏体加热温度能够影响M/A岛的形态,且随着奥氏体化温度的增加,M/A岛的平均弦长、最大尺寸和体积分数均呈增大的趋势.M/A岛形态变化内部形成机理的进一步分析,详见3.1节.

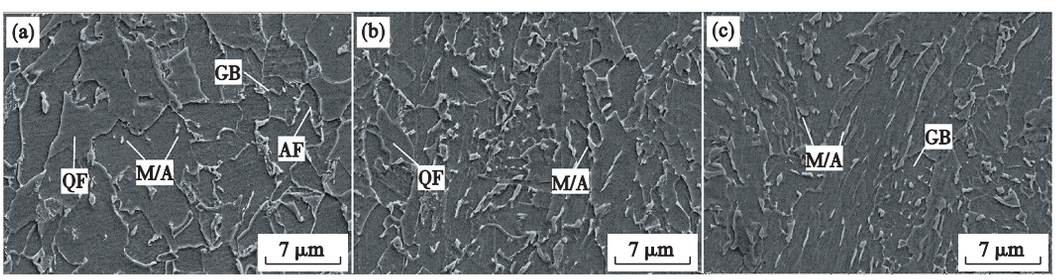


图1　试轧钢1/2厚度的显微组织

Fig. 1　Microstructures at 1/2 thickness of test rolled steels

(a)—T890; (b)—T970; (c)—T1050.

表2　试轧钢的M/A岛的参数

Table 2　Parameters of the M/A island of test rolled steels

编号	平均弦长/μm	最大尺寸/μm	体积分数/%
T890	1.4	5.5	2.0
T970	2.5	6.3	5.5
T1050	3.5	9.9	6.5

图2为试轧钢中EBSD数据导出的反极图、晶界分布图和位错分布图.其中晶界分布图中以15°划分大角度晶界(high-angle grain boundaries,HAGB)和小角度晶界(low-angle grain boundary,LAGB)的阈值[5].从反极图中看出,T890,T970,T1050的晶粒由细小均匀逐渐变得粗大且不均匀.T890中出现大面积HAGB覆盖的区域(图2b).T970和T1050中铁素体含量的减少导致HAGB数量比例降低.T1050中存在大量的贝氏体,贝氏体组织中较多的亚晶界以LAGB形式存在,且贝氏体板条的平行分布造成平行状分布的LAGB较为明显(图2h).被HAGB包围的区域被认为是有效晶粒尺寸(effective grain size,EGS)[11].图3统计了3种编号试轧钢的HAGB数量比例、相邻晶界平均取向差、平均EGS和位错密度ρ.结果显示,HAGB占总晶界数量比例分别为57.4%,45.4%,40.5%,较低数量比例的LAGB和较高数量比例的HAGB导致T890晶粒平均取向差最大,为27.1°;T1050晶粒平均取向差最小,为22.2°;T970晶粒平均取向差介于中间,为23.5°.T890,T970,T1050的EGS分别为3.6,4.1,4.8 μm;标准偏差分别为4.4,5.2,6.1;位错密度相差不大.

为了解晶粒取向分布的均匀性,将<110>//RD取向和<001>//RD取向的分布从反极图中单独统计,结果如图4所示.T890的<001>//RD取向呈小块状弥散分布在显微组织中,<110>//RD取向分布较为均匀.T970和T1050的<110>//RD取向和部分<001>//RD取向的聚集分布特征显著.T890,T970,T1050的<110>//RD取向体积分数分别为28.9%,30.5%,26.7%;<001>//RD取向体积分数分别为4.7%,4.6%,4.5%.

2.2　淬火实验结果

图5为不同奥氏体化温度下淬火后试样的原奥氏体晶粒形貌和晶粒尺寸分布图.由图可见,T890的原奥氏体晶粒细小均匀,小尺寸的奥氏体晶界圆滑,尺寸稍大的奥氏体晶界比较平直.T970中小尺寸的奥氏体晶粒数量逐渐减少,均匀性变差.T1050中小尺寸的奥氏体晶粒几乎消失,整个

视野被大尺寸奥氏体晶粒所覆盖且晶界平直.从晶粒尺寸分布情况来看,T890的奥氏体晶粒多分布在30 μm以下,平均尺寸为14 μm,最大尺寸达50 μm. T970的奥氏体晶粒平均尺寸为19 μm,最大尺寸达60 μm. T1050的奥氏体晶粒主要分布在20~50 μm之间,平均尺寸为28 μm,最大尺寸达90 μm.

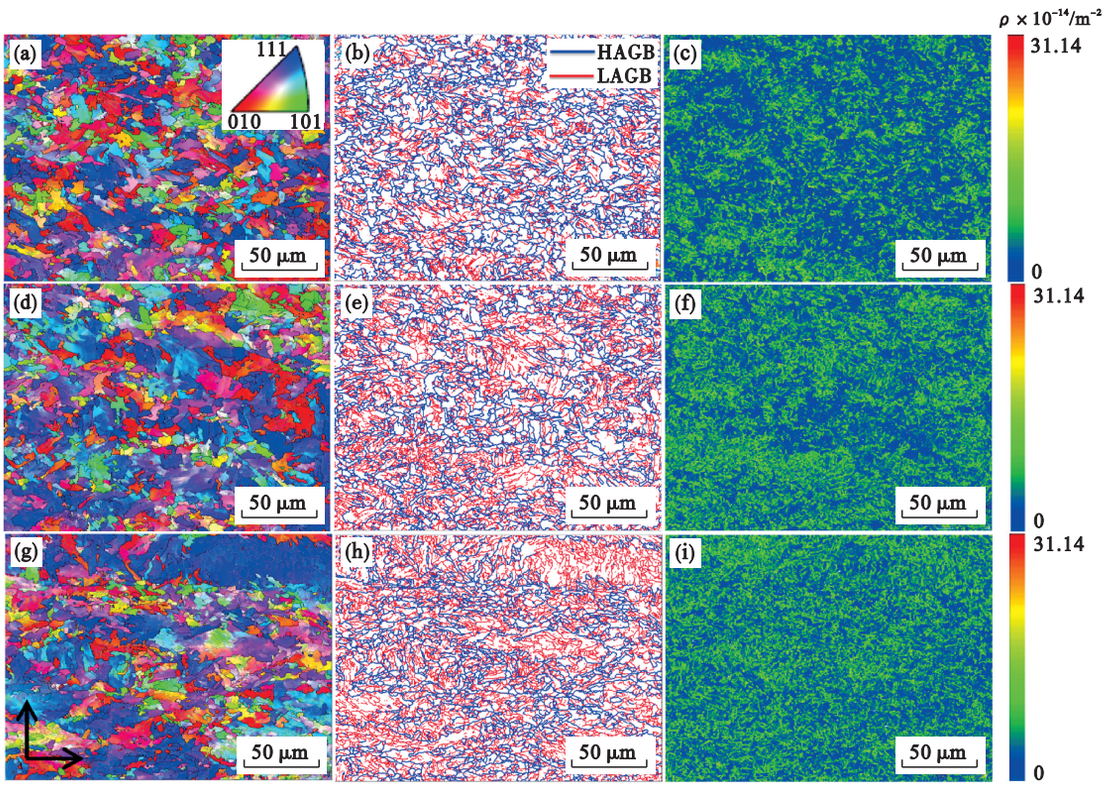


图2 试轧钢1/2厚度的反极图、晶界分布图和位错分布图

Fig. 2 Inverse pole figure, grain boundary figures and dislocation distribution figures at 1/2 thickness of test rolled steels

(a)—T890反极图;(b)—T890晶界分布图;(c)—T890位错分布图;(d)—T970反极图;(e)—T970晶界分布图;(f)—T970位错分布图;(g)—T1050反极图;(h)—T1050晶界分布图;(i)—T970位错分布图.

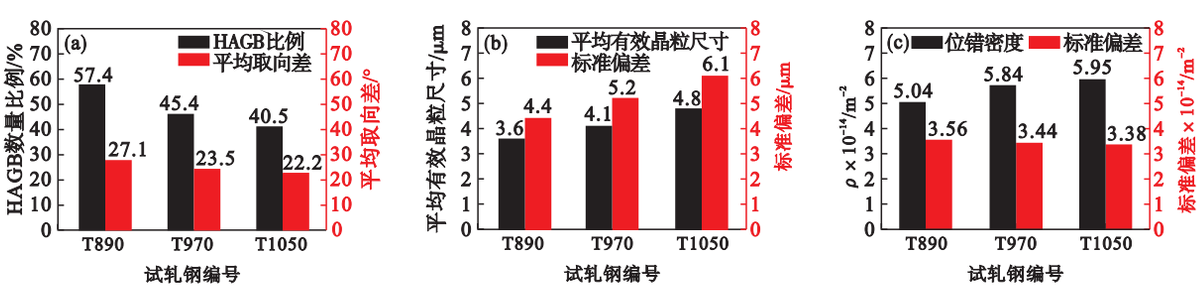


图3 试轧钢1/2厚度的EBSD统计结果

Fig. 3 Statistical results of EBSD at 1/2 thickness of test rolled steels

(a)—HAGB数量比例和相邻晶界平均取向差;(b)—平均EGS及其标准偏差;(c)—位错密度及其标准偏差.

2.3 力学性能测试

图6为试轧钢的冲击功-测试温度曲线. T890在-80和-100 ℃时的平均冲击功分别为277和241 J. T970在-80和-100 ℃时的平均冲击功分别为213和145 J,比T890分别下降了64和96 J. T1050在-80和-100 ℃的平均冲击功为85和16 J,比T890降低了192和225 J. 整体上,T890的冲击功在测试温度范围内明显高于另外两块钢的冲击功.在-60 ℃时,3块试轧钢的冲击功均远高于F级钢板规定的34 J.

图7为试轧钢的工程应力-应变曲线. T1050拉伸曲线上的波动说明存在一定实验误差.拉伸测试结果如表3所示. T890,T970,T1050的屈服强度从440 MPa增加至488 MPa;抗拉强度从587 MPa增加至636 MPa;延伸率从26.1%下降至23.3%;屈强比变化相差不大.整体而言,随着奥

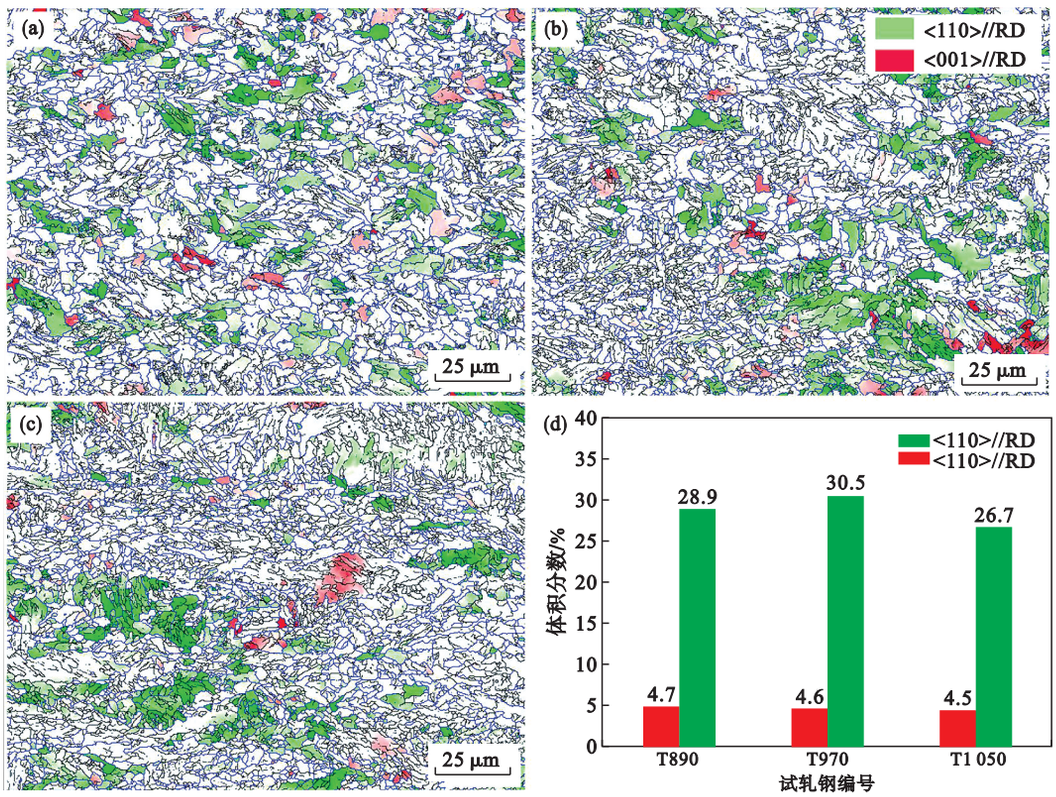


图4　试轧钢1/2厚度的<110>//RD和<001>//RD取向分布和体积分数

Fig. 4　Orientation distribution and volume fraction of <110>//RD and <001>//RD at 1/2 thickness of test rolled steels

(a)—T890取向分布;(b)—T970取向分布;(c)—T1050取向分布;(d)—<110>//RD和<001>//RD取向的体积分数.

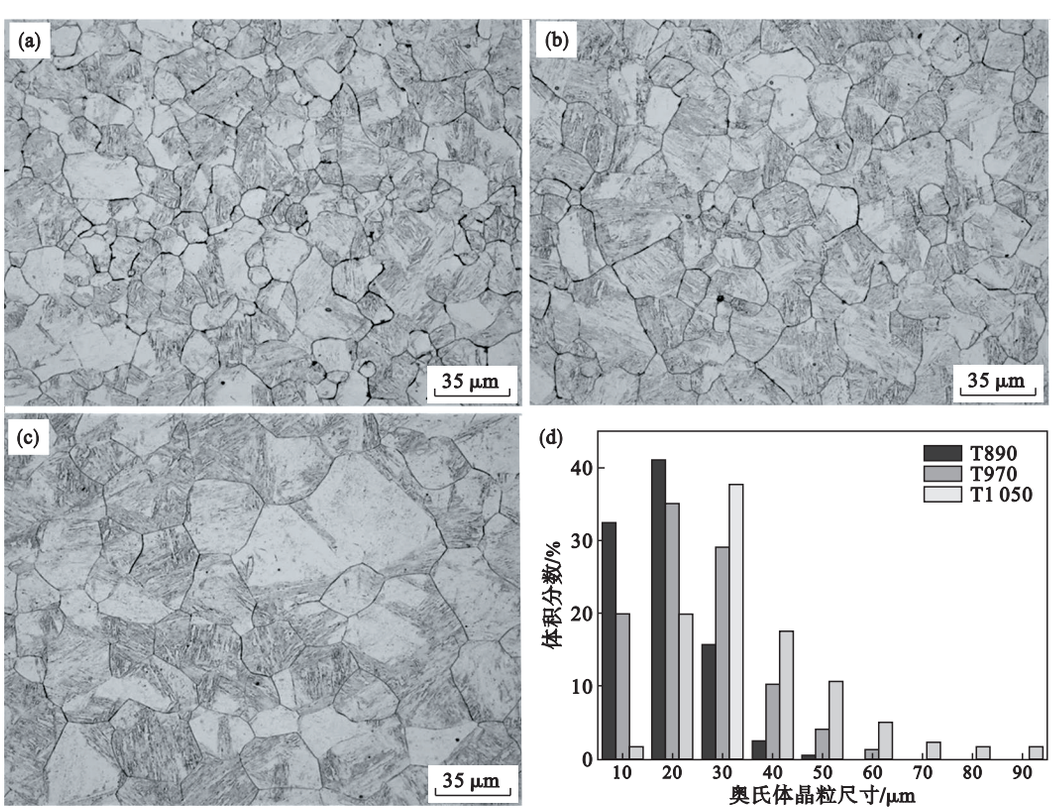


图5　试轧钢的原奥氏体晶粒形貌和不同尺寸晶粒的体积分数

Fig. 5　Prior-austenite grain morphology and the volume fraction of different grain sizes for test rolled steels

(a)—T890原奥氏体晶粒形貌;(b)—T970原奥氏体晶粒形貌;

(c)—T1050原奥氏体晶粒形貌;(d)—不同尺寸晶粒的体积分数.

氏体化加热温度的升高,试轧钢的屈服强度和抗拉强度均呈上升趋势,延伸率呈下降趋势,对屈强比的影响不大.

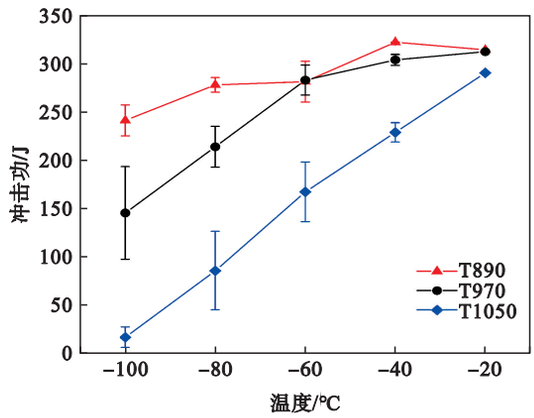


图6 试轧钢的冲击功与测试温度曲线

Fig. 6 Impact energy and test temperature curves of test rolled steels

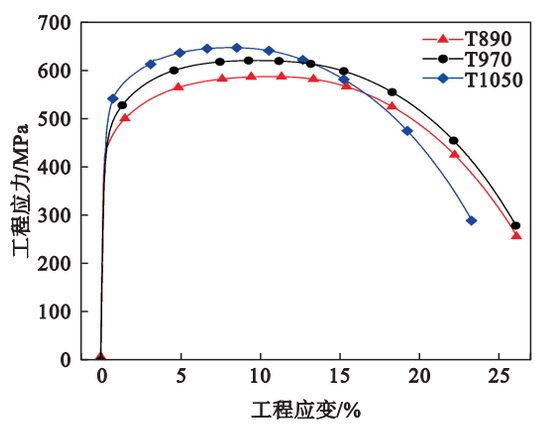


图7 试轧钢的工程应力-应变曲线

Fig. 7 Engineering stress-strain curves of test rolled steels

表3 试轧钢的拉伸测试结果

Table 2 Tensile test results of test rolled steels

编号	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	延伸率/%	屈强比
T890	440	587	26. 1	0. 75
T970	467	610	26	0. 76
T1050	488	636	23. 3	0. 77

3 讨 论

3.1 原奥氏体晶粒尺寸对M/A岛的影响

在低碳微合金钢中,M/A岛通常是与GB、铁素体或板条贝氏体伴生形成的一种常见相[7].热变形使得奥氏体晶界和晶内均产生大量位错,导致碳原子迅速向这些缺陷处扩散形成碳富集,微小富碳奥氏体区在接下来的冷却过程中,部分转变成马氏体,少量奥氏体因转变不完全而被保留,转变成M/A岛[12].

在奥氏体未再结晶区轧制时,原奥氏体晶粒被压扁,晶粒内部产生大量位错变形带,在晶粒交汇处产生大量缺陷.γ→α相变形核位点可以用单位体积有效晶界面积(S_v)定量表示[13].S_v包括奥氏体晶界上的单位体积有效晶界面积($S_{v,gb}$)和奥氏体晶内缺陷上的单位体积有效晶界面积($S_{v,db}$),即$S_v=S_{v,gb}+S_{v,db}$.其中S_v和$S_{v,db}$可由式(1)和式(2)进行计算[14].

$$S_v=\{1.67(\varepsilon-0.1)+1\}(2/d)+63(\varepsilon-0.3), \quad (1)$$

$$S_{v,db}=63(\varepsilon-0.3). \quad (2)$$

式中:ε为未再结晶温度以下的轧制压下率,%;d为未结晶区轧制前等轴奥氏体的晶粒尺寸,μm.

在600 ℃回火时,由以上公式计算的S_v,$S_{v,gb}$和$S_{v,db}$,结果如图8所示.3块试轧钢中的$S_{v,db}$均为16.4 mm^{-1},$S_{v,gb}$均远高于$S_{v,db}$,表明形核主要发生在奥氏体晶界处,M/A岛较多地分布在晶界处.钢板的奥氏体晶界处存在C等元素的偏聚[15],使奥氏体晶界能降低,晶界处奥氏体稳定性提高,相变过程中晶界处的奥氏体更容易得以保留,所以在随后冷却过程中晶界处更容易形成M/A岛.结合表2进行分析,T890试轧钢中M/A岛平均弦长最小,仅为1.4 μm,这是因为原奥氏体晶粒细小,S_v高达269.0 mm^{-1},铁素体形核率最高.在铁素体形核后,碳元素会向邻近晶粒扩散,形成大量的富碳区域,加之相变前奥氏体晶粒本就细小,从而无法形成大尺寸富碳的奥氏体区域[16],在后续相变过程中,就无法形成大尺寸的M/A岛.T970中M/A岛多为块状,平均弦长增大至2.5 μm,此时奥氏体晶粒尺寸增大至19 μm,S_v降低至202.5 mm^{-1},铁素体形核点减少,容易出现富碳奥氏体,进而在冷却过程生成粗大块状的M/A岛.T1050试轧钢中含有较多的板条贝氏体组织,相邻板条间狭长地带中的富碳层易形成长条状的M/A岛[17],最大尺寸达9.9 μm.当碳原子富集于新相和母相界面处时,晶粒尖端的碳含量低于铁素体/奥氏体界面处的碳含量,新的形核只能发生在已形成新相的尖端,形成尖角状的M/A岛(图1c).

3.2 显微组织对力学性能的影响

原奥氏体晶粒尺寸越小,S_v越高,在T890中形成大量铁素体,铁素体晶粒与相邻晶粒之间多为HAGB,导致平均EGS最小,为3.6 μm,HAGB数量比例最高,为57.4%.T1050的铁素体含量最低,因而导致平均EGS最大,为4.8 μm,HAGB数量比例最低,为40.5%.理论上,HAGB可以有效

地改变裂纹的扩展方向[18],并在HAGB处微孔洞的长大受到抑制[19].研究表明,显微组织的EGS越小,钢板的低温韧性越优异[20]. T890试轧钢中的HAGB数量比例最高,EGS最小,有利于提高−100 ℃时试轧钢的冲击韧性,此时冲击功达到241 J.随着奥氏体晶粒尺寸从14 μm增大到28 μm,HAGB数量比例从57.4%降低到40.5%,EGS从3.6 μm增大到4.8 μm,导致−100 ℃时试轧钢的冲击功逐渐降低,此时T970和T1050的冲击功分别为145和16 J.

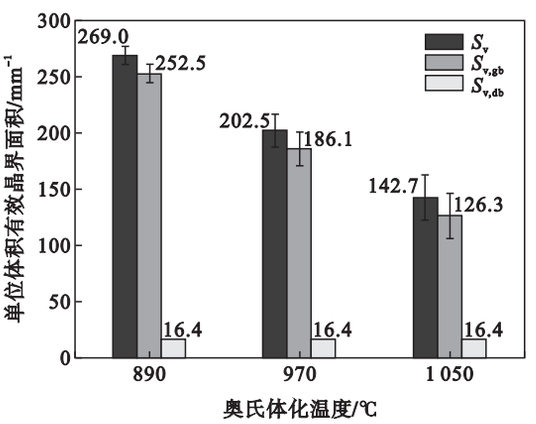


图8　试轧钢的单位体积有效晶界面积

Fig. 8　Effective interfacial area per unit volume of test rolled steels

{001}解理面和{110}滑移面的分布和含量同样能够影响钢板的冲击性能[7,21].由于冲击试样是沿着RD取样,那么<001>//RD和<110>//RD取向分别代表{001}解理面和{110}滑移面.体心立方金属中,{001}面是解理面,脆性裂纹沿{001}面迅速传播,恶化冲击韧性[21]. {110}滑移面对韧性的效果与{001}解理面相反,会促进韧性断裂.除含量外,S_v最高的T890中均匀分布的{110}滑移面(图4a)可以使断口附近的显微组织发生均匀的塑性变形[7].尽管T970中{110}滑移面的含量处于较高的水平,但是明显聚集的分布特征(图4b)弱化了{110}滑移面的作用.T890中体积分数28.9%的<110>//RD取向,为−100 ℃冲击功达到241 J做出重要贡献.同时,均匀分布的{001}解理面和{110}滑移面(图4a)表明,均匀分布的晶体取向也是显微组织均匀化的重要特征.

此外,M/A岛也会影响钢板的低温韧性.随着奥氏体晶粒尺寸的增大,M/A岛平均弦长从0.6 μm增加到3.5 μm,−80 ℃冲击功从277 J减少到85 J,这种变化趋势与Huda等[22]观测到的结果一致.粗大M/A岛与基体之间的相界面容易在外力的作用下产生裂纹,恶化显微组织的韧性[23].细小的M/A岛形成裂纹所需的外加荷载较大,阻止脆性裂纹传播的止裂能力好,有利于提高韧性[24]. T890中M/A岛的尺寸小于T970和T1050的尺寸,这是T890在−80 ℃下低温韧性优异的另一个重要原因.

图1的SEM照片表明,从T890到T1050的S_v逐渐减小,使M/A岛从圆球状向块状和长条状转变,体积分数从2.0%增大至6.5%. M/A岛中C的质量分数较高,显微硬度较大.因此,M/A岛含量越多,显微组织的屈服强度越高,和T890到T1050中逐渐升高的屈服强度保持一致(图7).在原奥氏体晶粒粗化的过程中,贝氏体含量逐渐增多,形成的小角度晶界也逐渐增多(图2),使T1050的位错密度高达$5.95\times10^{14}m^{-2}$.因此,位错强化对T1050的488 MPa屈服强度和636 MPa抗拉强度也做出了重要贡献.

3.3　不同奥氏体晶粒尺寸钢板的析出行为

对轧后冷却相变中的第二相析出行为进行了研究,透射电镜下观察析出像形貌及EDS分析元素原子百分比,结果如图9所示.发现每块钢板的析出相尺寸均在10 nm以上,较大的析出相尺寸导致析出强化的贡献几乎为零. T890中析出相形貌多为球形和不规则的帽状物,尺寸多为20~90 nm,经能谱观测,析出相为富Nb的粒子,Nb/(Nb+Ti)约为0.66. T970中析出相形貌为球形和不规则状,粒子数目减少,尺寸为160 nm,Nb/(Nb+Ti)约为0.31. T1050中析出粒子尺寸进一步增大,数量也进一步减少,析出相为富Ti的粒子,Nb/(Nb+Ti)约为0.14.

T890中析出的碳化物重新固溶在奥氏体中的溶解量很少,存在大量未溶的Nb粒子,这些粒子对奥氏体晶界产生钉扎阻碍作用[25],在二次奥氏体化过程中阻止了奥氏体晶粒的长大,使T890的原奥氏体晶粒尺寸为14 μm.细化的奥氏体晶粒相变时析出驱动力大,晶界数量增加,为析出形核提供了更多的位置,析出相可以在位错等缺陷处独立形核,在层流冷却过程中形成少量细小球形NbC粒子[26].富Nb粒子以局部覆盖未溶(Ti,Nb)(C,N)粒子的形式复合析出,形成不规则帽状物(图9a).

随着加热温度的升高,析出相数量逐渐减少,说明在相同保温时间下随着二次奥氏体化温度的升高,Nb和Ti元素发生回溶.经能谱分析发现,析出相元素的含量发生了变化,体现在Ti的

谱峰增高,Nb/(Nb+Ti)下降,表明Nb与Ti原子溶解过程中,Nb比Ti回溶得要快,此时主要发生Nb元素的回溶[25],同时说明Ti的稳定性高于Nb.当加热温度达到1 050 ℃时,一方面微合金碳氮化物粒子固溶增多,粒子对奥氏体的钉扎作用减小,部分奥氏体晶粒出现异常长大[26];另一方面,第二相粒子的熟化,也使其对奥氏体的钉扎能力降低,致使奥氏体晶粒迅速长大.在图9f中发现存在较高的碳含量,碳含量升高会降低熔点,使其更加容易发生回溶与长大,形成粗大的析出相.

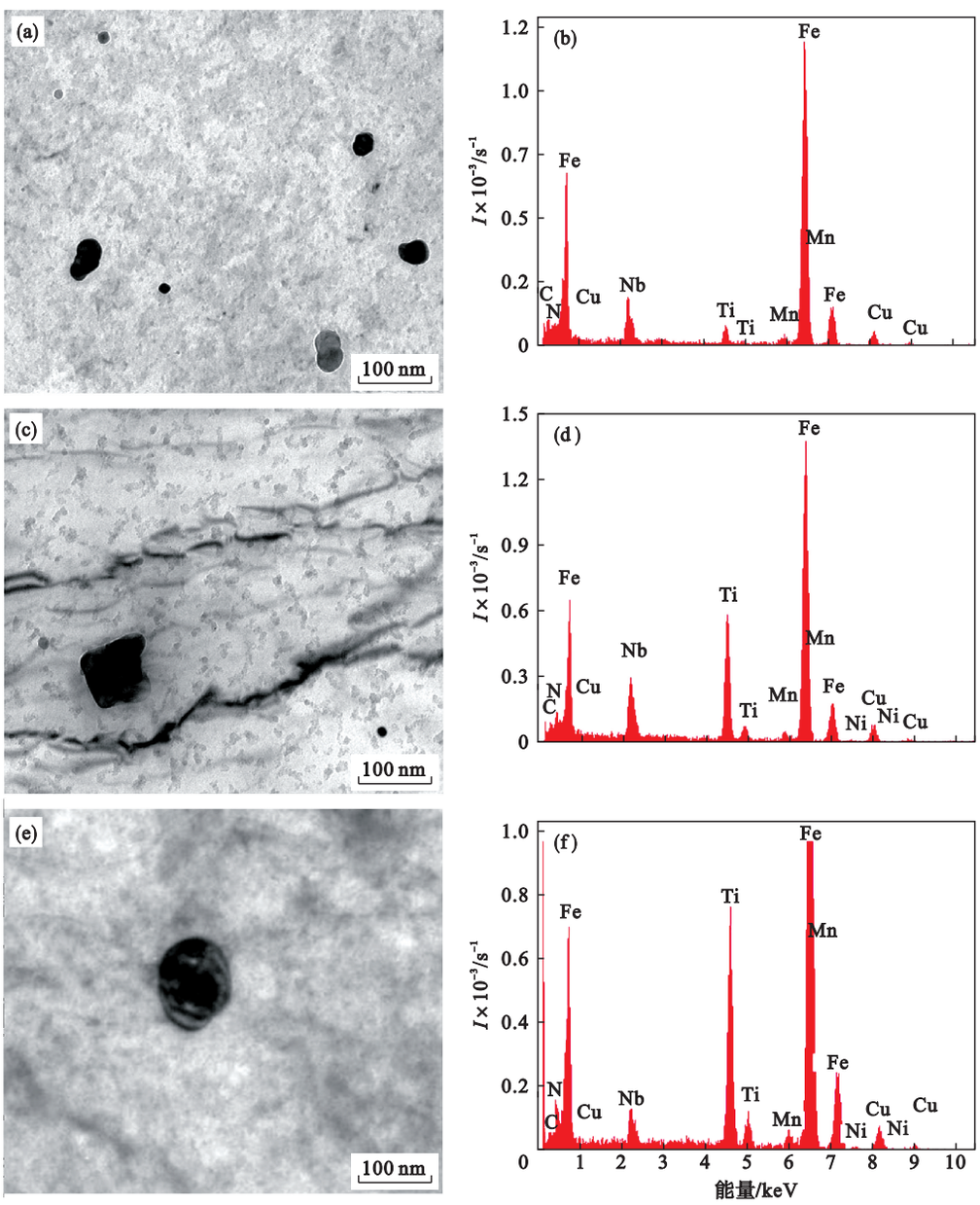


图9 不同奥氏体化温度下析出相的形貌和EDS能谱

Fig. 9 Morphology and EDS energy spectra of precipitated phases at different austenitization temperatures

(a)—T890析出相形貌;(b)—T890 EDS能谱;(c)—T970析出相形貌;(d)—T970 EDS能谱;(e)—T1050析出相形貌;(f)—T1050 EDS能谱.

4 结 论

1) 加热温度为890,970,1 050 ℃时,钢板的原奥氏体晶粒尺寸从14 μm增加到28 μm,轧制后由AF,QF,GB,M/A岛组成的混合组织的EGS由3.6 μm增加至4.8 μm,HAGB数量比例由57.4%降低至40.5%;M/A岛的平均尺寸从1.4 μm增加至3.5 μm,体积分数从2.0%增大至7.5%;析出相中Nb/(Nb+Ti)从0.66降低至0.14.

2) T890,T970,T1050的屈服强度分别为440,467,488 MPa. T890在-100 ℃时的冲击功为

241 J，T970在−100 ℃时的冲击功为145 J，但是冲击性能不稳定．T1050在−100 ℃时的冲击功仅为16 J.

3）尺寸为14 μm的原奥氏体晶粒是T890具有269 mm^{-1}单位体积有效晶界面积的根本原因，并保证其具有3.6 μm的EGS和57.4%数量比例的HAGB.显微组织从细化铁素体到粗化贝氏体的转变导致M/A岛的形态由小块状向长条状、带尖角的块状转变，恶化了钢板的低温冲击韧性．

参考文献：

[1] Wang K，Wu L，Li Y Z，et al. Experimental study on low temperature fatigue performance of polar icebreaking ship steel[J].*Ocean Engineering*，2020，216：107789.

[2] 国家标准化管理委员会．船舶及海洋工程用结构钢：GB/T 712—2022[S]．北京：中国标准出版社，2022：10.
（Standardization administration. Structural steel for ship and ocean engineering：GB/T 712—2022[S]. Beijing：Standards Press of China，2022：10.）

[3] Wu J Y，Wang B，Wang B X，et al. Toughness and ductility improvement of heavy EH47 plate with grain refinement through inter-pass cooling [J]. *Materials Science and Engineering*：*A*，2018，733：117−127.

[4] 温永红，唐荻，武会宾，等．F40级船板低温韧性机理[J]．北京科技大学学报，2008，30(7)：724−729.
（Wen Yong-hong，Tang Di，Wu Hui-bin，et al. Low-temperature toughness characteristics of F40 hull structure steel [J]. *Journal of University of Science and Technology Beijing*，2008，30(7)：724−729.）

[5] Xu X N，Tian Y，Ye Q B，et al. Effect of prior austenite grain size on crystallographic characteristics and low-temperature toughness of a quenched low-carbon low-alloy steel [J]. *Steel Research International*，2021，92(11)：2100274.

[6] Mandal S，Tewary N K，Ghosh S K，et al. Thermo-mechanically controlled processed ultrahigh strength steel：microstructure，texture and mechanical properties[J]. *Materials Science and Engineering*：*A*，2016，663：126−140.

[7] Tian Y，Wang H T，Ye Q B，et al. Effect of rolling reduction below γ non-recrystallization temperature on pancaked γ，microstructure，texture and low-temperature toughness for hot rolled steel [J]. *Materials Science and Engineering*：*A*，2020，794：139640.

[8] Cuddy L J，Bauwin J J，Raley J C. Recrystallization of austenite [J]. *Metallurgical Transactions A*，1980，11(3)：381−386.

[9] Lan L Y，Qiu C L，Zhao D W，et al. Effect of austenite grain size on isothermal bainite transformation in low carbon microalloyed steel [J]. *Materials Science and Technology*，2011，27(11)：1657−1663.

[10] 国家标准化管理委员会．金属材料拉伸试验：第1部分室温试验方法：GB/T 228.1—2021[S]．北京：中国标准出版社，2021：12.
（Standardization administration. Metallic materials—tensile testing—Part 1：method of test at room temperature：GB/T 228.1—2021 [S]. Beijing：Standards Press of China，2021：12.）

[11] Shen X J，Tang S，Chen J，et al. The effect of warm deforming and reversal austenization on the microstructure and mechanical properties of a microalloyed steel [J]. *Materials Science and Engineering*：*A*，2016，671：182−189.

[12] 杨涛．低碳贝氏体型钢变形奥氏体连续冷却研究[D]．上海：上海交通大学，2007.
（Yang Tao. Study of continuous cooling after austenite deformation of low carbon bainitic steels [D]. Shanghai：Shanghai Jiao Tong University，2007.）

[13] Umemoto M，Ohtsuka H，Tamura I. Transformation to pearlite from work-hardened austenite [J]. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*，1983，23(9)：775−784.

[14] Ouchi C，Sampei T，Kozasu I. The effect of hot rolling condition and chemical composition on the onset temperature of γ-α transformation after hot rolling [J]. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*，1982，22(3)：214−222.

[15] Zheng L，Xu T D. Nonequilibrium grain-boundary cosegregation of nitrogen and chromium in NiCrMoV steel [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*，2005，36(12)：3311−3315.

[16] Zhao M C，Yang K，Xiao F R，et al. Continuous cooling transformation of undeformed and deformed low carbon pipeline steels [J]. *Materials Science and Engineering*：*A*，2003，355(1/2)：126−136.

[17] 齐亮，彭凯，周军，等．TMCP工艺对X100管线钢M/A岛的影响[J]．材料导报，2016，30(2)：95−98.
（Qi Liang，Peng Kai，Zhou Jun，et al. Effect of TMCP (thermo-mechanical control precess) on M/A islands of X100 pipeline steel[J]. *Materials Reports*，2016，30(2)：95−98.）

[18] Zhong Y，Xiao F R，Zhang J W，et al. In situ TEM study of the effect of M/A films at grain boundaries on crack propagation in an ultra-fine acicular ferrite pipeline steel[J]. *Acta Materialia*，2006，54(2)：435−443.

[19] Wang H T，Tian Y，Ye Q B，et al. Determining role of microstructure on crack arrest and propagation phenomenon in low-carbon microalloyed steel[J]. *Materials Science and Engineering*：*A*，2019，761：138009.

[20] Wang C F，Wang M Q，Shi J，et al. Effect of microstructural refinement on the toughness of low carbon martensitic steel [J]. *Scripta Materialia*，2008，58(6)：492−495.

[21] Yang X L，Xu Y B，Tan X D，et al. Influences of crystallography and delamination on anisotropy of Charpy impact toughness in API X100 pipeline steel [J]. *Materials Science and Engineering*：*A*，2014，607：53−62.

[22] Huda N，Midawi A R H，Gianetto J，et al. Influence of martensite-austenite (MA) on impact toughness of X80 line pipe steels[J]. *Materials Science and Engineering*：*A*，2016，662：481−491.

[23] Dan W J，Li S H，Zhang W G，et al. The effect of strain-induced martensitic transformation on mechanical properties of TRIP steel [J]. *Materials & Design*，2008，29(3)：604−612.

[24] Jung Y S，Lee Y K，Matlock D K，et al. Effect of grain size on strain-induced martensitic transformation start temperature in an ultrafine grained metastable austenitic steel[J]. *Metals and Materials International*，2011，17(3)：553−556.

[25] 狄国标．高强度海洋平台用钢的强韧化机理研究及产品开发[D]．沈阳：东北大学，2010.
（Di Guo-biao. Study on strengthening and toughening mechanism and development of high strength offshore platform steel.[D]. Shenyang：Northeastern University，2010.）

[26] Hong S G，Kang K B，Park C G. Strain-induced precipitation of NbC in Nb and Nb-Ti microalloyed HSLA steels [J]. *Scripta Materialia*，2002，46(2)：163−168.