

doi: 10.11835/j.issn.1000-582X.2023.050

大厚度海上风电用钢的组织结构与低温冲击韧性

石莉, 龙杰, 庞辉勇, 林明新, 张海军, 吴涛

(舞阳钢铁有限责任公司, 河南 平顶山 462500)

摘要: 针对厚度为 85 mm 海上风电用 S355G10+N 钢板心部冲击功低且离散性大的问题, 结合夹杂物生成理论, 采用金相检验、扫描电镜及能谱分析研究了钢板不同厚度处的微观组织。结果表明, 钢板的组织主要为粒状贝氏体、少量铁素体和少量珠光体。钢板表面与 1/4 厚度处组织均匀, 在钢板心部发现了严重偏析和板条贝氏体。冲击断口形貌表明, 中心偏析导致生成的 MnS 和 (Nb, Ti)C 夹杂物为断裂源, 其附近断裂方式为沿晶断裂。钢板中心偏析处的板条贝氏体加剧了裂纹的扩展, 夹杂物与板条贝氏体的综合作用显著降低了钢板心部的冲击韧性。

关键词: S355G10+N; 冲击韧性; 沿晶断裂; 夹杂物

中图分类号: U441.8

文献标志码: A

文章编号: 1000-582X(2024)11-104-08

Microstructure and low-temperature impact toughness of large-thickness steel for offshore wind power

SHI Li, Long Jie, PANG Huiyong, LIN Mingxin, ZHANG Haijun, WU Tao

(Wuyang Iron and Steel Co., Ltd., Pingdingshan, Henan 462500, P. R. China)

Abstract: To address the issues of low impact energy and high variability in the core of 85 mm thick S355G10+N steel plates used in offshore wind power, the microstructure of steel plates with different thickness was investigated through metallographic examination, scanning electron microscope, and energy spectrum analysis, combined with theoretical calculations of inclusion formation. The results show that the microstructure of the steel is predominantly granular bainite, with minor amounts of ferrite and pearlite. While the surface and the 1/4 thickness region of the plate exhibit homogeneity, significant segregation and lath bainite are observed in the core. Impact fracture morphology shows that MnS and (Nb, Ti)C inclusions generated by center segregation act as fracture initiation points, with intergranular fracture occurring around these inclusions. The presence of lath bainite in the center segregation zone increases crack propagation, and the combined effect of inclusions and lath bainite significantly reduces the impact toughness of the steel plate core.

Keywords: S355G10+N; impact toughness; intergranular fracture; inclusion

近海风能资源的利用极大推进了海上风电项目的发展, 刺激了近海风电工程结构用特厚钢板的市场需求^[1-2]。海上环境恶劣, 海上风电机组面临风、浪、流、冰等多种形式载荷冲击的共同作用^[3], 对使用材料提出了极其严苛的性能要求。遗憾的是, 目前中国此类高端海上风电用钢的生产比例偏低^[4-5]。

S355G10+N 为海上风电用钢的典型品种, 需保证高强、高韧、良好的可焊性和抗层状撕裂性等, 且要求

收稿日期: 2023-06-06 网络出版日期: 2023-11-21

作者简介: 石莉 (1989—), 女, 主要从事海洋结构、低温容器用宽厚钢板的研究, (E-mail)lishi1833754@163.com。

全厚度性能均匀。基于连铸坯中心偏析、缩孔、组织不均匀等缺陷的遗传性,钢板 1/2 处的性能最薄弱,最易成为裂纹萌生的起点。如何减小厚度效应,保证板厚 1/2 处的低温韧性,一直是此类高端海上风电钢板的关键技术难点。随着近年来海洋设备大型化、深水化、多样化、复杂化的发展^[6],钢板设计厚度还在不断增大,提高板厚 1/2 处低温韧性的要求越来越紧迫。

以国内某钢铁企业开发的 85 mm 特厚 S355G10+N 海上风电用钢为研究对象,对其板厚 1/2 处低温冲击韧性不合格的原因进行了系统的分析和讨论,为该钢种的质量控制提供理论基础和实践经验。

1 试验材料与方法

研究钢板采用连铸工艺生产,铸坯厚度为 300 mm,其化学成分如表 1 所示。

表 1 试验钢的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical compositions of the experimental steels (mass fraction)										%
元素	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb+Ti+V
标准	≤0.120	0.150~0.550	≤1.600	≤0.015	≤0.005	≤0.200	0.300~0.700	≤0.080	≤0.300	≤0.080
测量值	0.110	0.260	1.420	0.013	0.002	0.130	0.310	0.060	0.020	0.029

钢板采用两阶段控轧控冷工艺轧制。I 阶段开轧温度 $\geq 1\ 050\ ^\circ\text{C}$,轧至厚度 150 mm 晾钢;II 阶段开轧温度 $\leq 880\ ^\circ\text{C}$,终轧温度 $\leq 840\ ^\circ\text{C}$,轧至成品厚度 85 mm。轧后经加速冷却(accelerated cooling, ACC)设备快速冷却,返红温度 $\leq 700\ ^\circ\text{C}$ 。钢板在 890~920 $^\circ\text{C}$ 保温区间正火热处理。

按照 EN10225 标准^[7]在板宽 1/4 处切取 300 mm(钢板纵向) \times 400 mm(钢板横向)的坯料,进行室温拉伸试验和 $-40\ ^\circ\text{C}$ 夏比冲击试验。室温拉伸样品为直径 20 mm 的圆形试样,轴线位于板厚 1/4 处。低温冲击样品为 10 mm \times 10 mm \times 55 mm 的 V 型缺口试样,轴线分别位于表面、板厚 1/4 处和板厚 1/2 处。试验结果验收要求如表 2 所示。

表 2 力学性能要求

Table 2 Mechanical property requirements

项目	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	延伸率/%	屈强比	$-40\ ^\circ\text{C}$ 冲击功/J
标准	≥ 325	470~630	≥ 22	≤ 0.85	均值 >50 ,单值 ≥ 35

冲击样品经打磨抛光后,采用 4% 硝酸乙醇溶液腐蚀。利用金相显微镜和扫描电镜观察样品的金相组织和断口形貌,并对典型夹杂物进行能谱分析。

2 试验结果

2.1 性能检测

检测结果表明,拉伸性能符合标准要求,结果如表 3 所示。

表 3 拉伸性能检测结果

Table 3 Tensile property test results

指标	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	延伸率/%	屈强比
测量值	435	528	29.0	0.82

$-40\ ^\circ\text{C}$ 的冲击性能结果见图 1。每个厚度位置各检 3 支试样。钢板表面及板厚 1/4 处 3 个冲击功值均在 200 J 以上,满足标准要求且富余量大,低温韧性优异;板厚 1/2 处冲击功离散性大,部分样品的冲击功低于 35 J,不满足标准要求,冲击韧性较低。由于板厚中心处一般存在成分偏析^[8]、轧制过程中变形量小、过冷奥

氏体转变异于其余位置等现象,板厚1/2处是铸坯最薄弱的环节,其冲击功低于表面和1/4厚度处是符合规律的;但是其离散性大说明板厚中心处存在偶然或间歇性分布的缺陷。决定钢板冲击功的材料相关因素主要为组织和夹杂物^[9-10],笔者将从这2个方面进行分析和讨论。

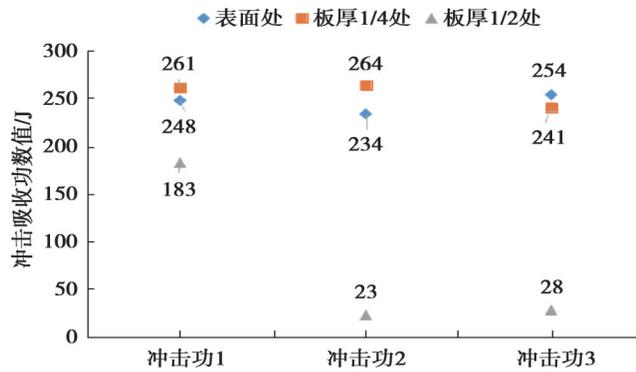


图1 -40℃条件下钢板不同厚度处的冲击吸收功

Fig. 1 Impact energy at different thicknesses of steel plate at -40℃

2.2 金相分析

图2为钢板不同厚度处冲击样品的金相组织,可见厚度方向上的显微组织显著不同:钢板表面处(图2(a))晶粒均匀细小,晶粒度10级,放大至500倍(图2(b))观察,组织为粒状贝氏体B;钢板内部(图2(c)(e))晶粒度9~9.5级,放大至500倍(图2(d)(f))观察,组织主要为贝氏体B、少量铁素体F和少量珠光体P,且板厚1/2处(图2(e)(f))存在较为严重的偏析,偏析处为板条贝氏体B组织。组织差异主要是不同厚度位置的成分分布和冷速不同所致。

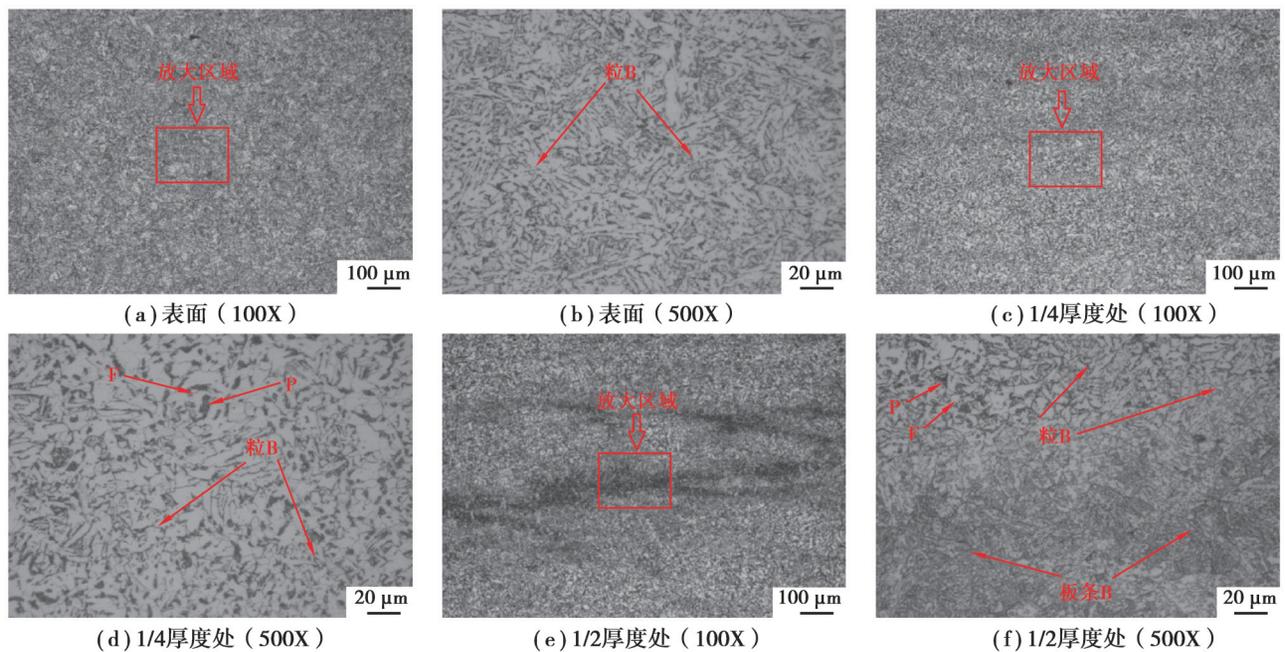


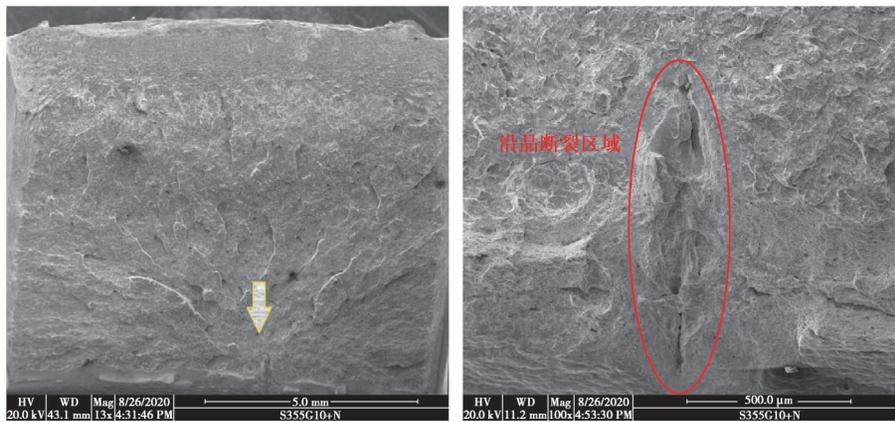
图2 钢板的金相组织

Fig. 2 Metallographic structure of the steel plate

2.3 断口分析

图3为冲击功不合格试样的断口形貌,冲击断口较为平整,断口边缘剪切唇的面积很小,几乎可以忽略。这说明断裂区域塑性变形很小,可初步判断为脆性断裂。断裂面主要以河流花样状解理断裂为主。河流花样的产生源于裂纹扩展且不局限在单一平面内,而是扩展至邻近的多个平面,或者分离成若干部分,最终产

生一系列近似平行且同时扩展的裂纹。这些裂纹通过它们之间的金属条带的断开而相互连接。“河流”本质上是把不同裂纹连接起来的台阶,形成台阶会消耗掉额外能量。因此,河流花样会趋于合并,河流花样从支流汇合成主流,其流向与裂纹扩展方向一致^[1]。逆流而上可找到断裂起始区,见图 3(a)箭头指向。



(a) 断口宏观形貌 (b) 局部放大图

图 3 断口形貌与断裂起始区域

Fig. 3 Fracture morphology and fracture initiation region

将断裂起始区进行局部放大,可见起始区域断口呈“冰糖状”,即发生了沿晶断裂,如图 3(b)所示。同时,在沿晶断裂区域发现了夹杂物的聚集。对夹杂物进行能谱分析,发现其成分主要为(Nb, Ti)C 和 MnS,分别如图 4 和图 5 所示。图 4 和图 5 中 cts 是 counts 的缩写,表示采集到的元素信号的总数。

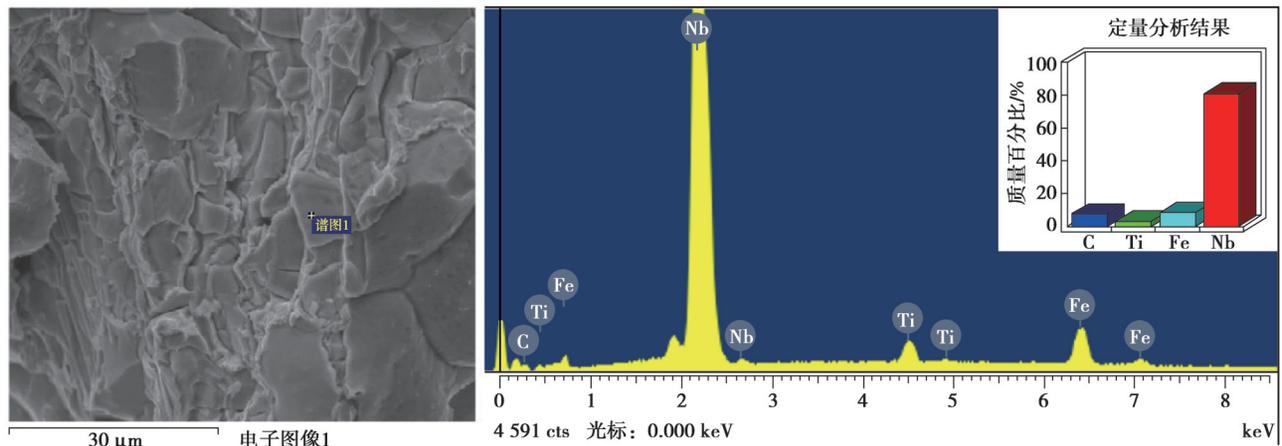


图 4 碳化物夹杂物的形貌与成分

Fig. 4 Morphology and composition of carbide inclusions

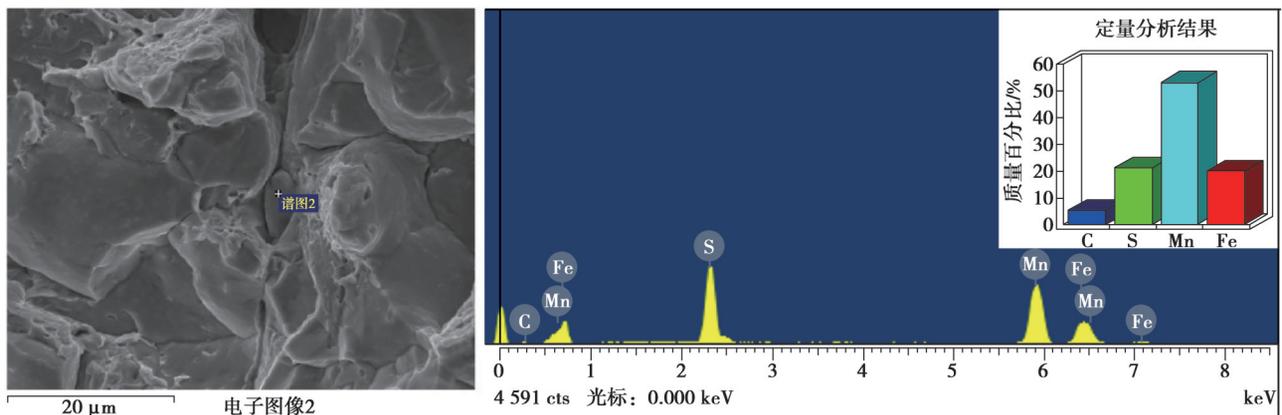


图 5 MnS 夹杂物的形貌与成分

Fig. 5 Morphology and composition of MnS inclusions

2.4 夹杂物分析

图6为冲击不合格样品偏析带上的夹杂物。图中可见大量条状和片状的析出物(图6(a))和长条状硫化物(图6(b)),两者均集中分布在心部的偏析带上。能谱分析表明前者主要为(Nb,Ti)C,后者主要为MnS,与上节中冲击断口处裂纹起始区域发现的析出物相对应。可以推断,心部偏析使夹杂物析出是导致此处冲击吸收功低的直接原因,其断裂起源于心部偏析带。

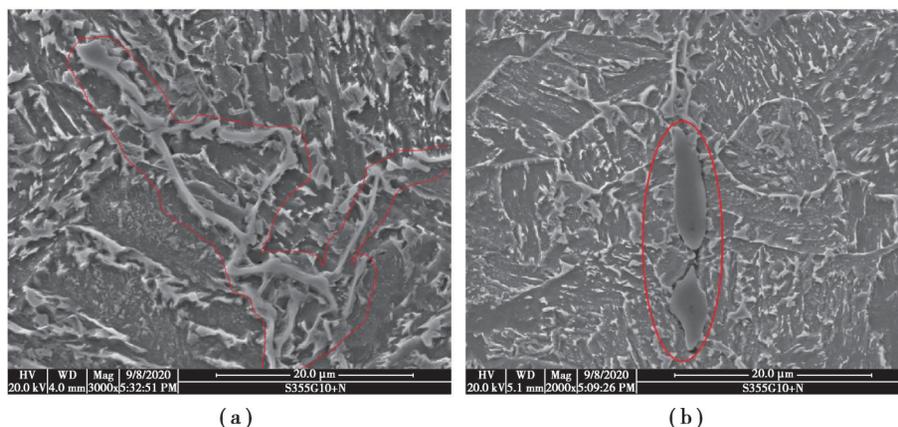


图6 扫描电镜下偏析带上的夹杂物

Fig. 6 Inclusion in segregation band under scanning electron microscope (SEM)

3 分析及讨论

3.1 钢中夹杂物生成的计算

钢液中生成硫化锰的反应平衡如式(1)^[12]所示,其平衡常数和活度系数可由式(2)~(4)进行计算。

$$\text{MnS(s)} = [\text{Mn}] + [\text{S}], \quad \log K = -7500/T + 4.16. \quad (1)$$

$$K = a_{\text{Mn}} \cdot a_{\text{S}} = f_{\text{Mn}} \cdot [\text{Mn}] \cdot f_{\text{S}} \cdot [\text{S}]. \quad (2)$$

$$\log f_{\text{Mn}} = \sum e_{\text{Mn}}^j \cdot [j]. \quad (3)$$

$$\log f_{\text{S}} = \sum e_{\text{S}}^j \cdot [j]. \quad (4)$$

式中: K 为平衡常数; T 为温度; a_{Mn} 和 a_{S} 分别为锰和硫的活度; f_{Mn} 和 f_{S} 分别为锰和硫的活度系数; e_{Mn}^j 和 e_{S}^j 分别为钢液组元 j 对锰和硫的相互作用系数, $[\text{Mn}]$ 、 $[\text{S}]$ 、 $[j]$ 分别为锰、硫和组元 j 的质量分数。

根据表4中数据计算得到,锰的活度系数 f_{Mn} 为1.11,硫的活度系数 f_{S} 为0.99。

表4 1873 K条件下铁液中元素的相互作用系数

Table 4 Interaction coefficients of elements in liquid iron at 1873 K

元素	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb	V	Ti
Mn	0.070 0	0.390 0	0.000 0	-0.003 5	-0.048 0	0.003 6	-0.007 1	0.004 5			0.005 6	0.019 0
S	0.110 0	0.063 0	-0.026 0	0.029 0	-0.028 0	-0.011 0	0.000 0	0.002 7	-0.008 4	-0.013 0	-0.016 0	-0.072 0

钢的液相线、固相线温度可分别由式(5)~(6)^[13]计算,计算得到钢的液相线温度 $T_{\text{液}}$ 为1793 K,固相线温度 $T_{\text{固}}$ 为1747 K。

$$T_{\text{液}} = 1809 - (90[\text{C}] + 6.2[\text{Si}] + 1.7[\text{Mn}] + 28[\text{P}] + 40[\text{S}] + 2.6[\text{Cu}] + 2.9[\text{Ni}] + 1.8[\text{Cr}] + 5.1[\text{Al}]), \quad (5)$$

$$T_{\text{固}} = 1809 - (415.3[\text{C}] + 12.3[\text{Si}] + 6.8[\text{Mn}] + 124.5[\text{P}] + 183.9[\text{S}] + 4.3[\text{Ni}] + 1.4[\text{Cr}] + 4.1[\text{Al}]). \quad (6)$$

由式(1)~(4)可以得式(7),计算得到,1793 K和1747 K条件下, $[\text{Mn}] \cdot [\text{S}]$ 的平衡浓度积分别为0.86和0.67。

$$[\text{Mn}] \cdot [\text{S}] = \frac{K}{f_{\text{Mn}} \cdot f_{\text{S}}} = \frac{10^{(-7.500/T+4.16)}}{1.11 \times 0.99} \quad (7)$$

在凝固过程中,由于非平衡凝固过程中的溶质再分配,溶质元素不断向残余液相中富集。此处假定凝固偏析符合 Scheil 冷却模型,残余液相中的溶质浓度可由式(8)计算。

$$C_L^* = C_0 (1 - r_s)^{(k_0 - 1)}, \quad (8)$$

式中: C_L^* 为残余液相中的溶质浓度; C_0 为初始液相中的溶质浓度; r_s 为固相率; k_0 为平衡分配系数。对于锰和硫,其 k_0 分别为 $k_{\text{Mn}}=0.84, k_{\text{S}}=0.05$ ^[9]。

图 7 为残余液相中锰和硫含量与固相率的关系。在凝固过程中,随着固相率不断增大,残余液相中锰和硫的浓度显著增加。当其浓度积超过给定温度条件下的平衡浓度积时, MnS 便开始析出。由于硫具有极强的偏析倾向,即使钢中硫含量处于很低水平,依然可以生成 MnS 夹杂物。本研究中,钢中硫含量为 0.002%, 在固液两相区内,固相率约为 99.3%~99.4% 时, MnS 夹杂物开始析出,如图 8 所示(图中虚线为平衡浓度积)。

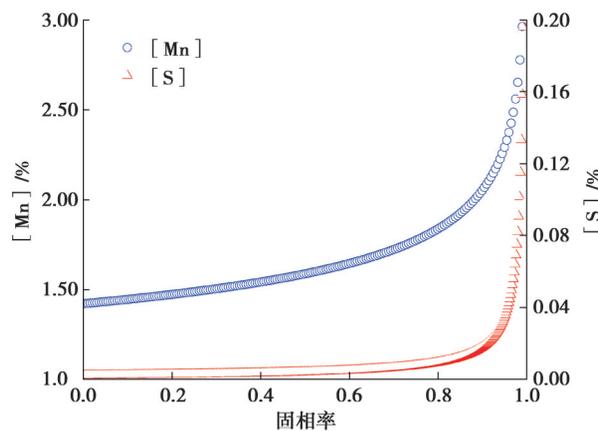


图 7 残余液相中锰和硫含量与固相率的关系

Fig. 7 Relationship between manganese and sulfur contents in residual liquid phase and solid phase ratio

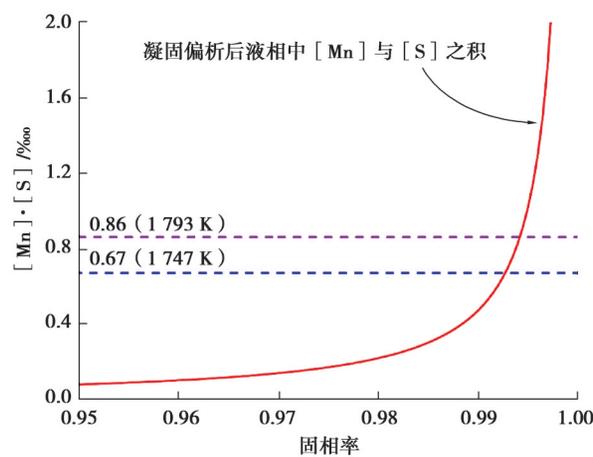


图 8 残余液相中锰和硫的浓度积与固相率的关系

Fig. 8 Relationship between the product of the concentrations of manganese and sulfur in the residual liquid and the solid phase ratio

奥氏体中 NbC 的析出可由式(9)^[4]计算。图 9 为计算得到的奥氏体中铌和碳的浓度积与温度的关系。根据试验用钢的成分,不考虑偏析时 NbC 的析出温度约为 1 330 K。上述板材心部组织表明其存在严重的中心偏析。碳是强烈偏析元素,心部碳含量显著高于整体碳含量平均值;凝固和冷却过程中 NbC 的生成温度显著升高,甚至可以在残余钢液中生成。生成温度较高时,原子扩散速度更快, NbC 生长速度较快,且尺寸较

大。由于具有相同的晶体类型和接近的点阵常数, NbC 与 TiC 一起析出, 从而形成了 (Nb, Ti)C 复合碳化物, 显著降低钢板的低温冲击韧性。

$$[\text{Nb}] \cdot [\text{C}] = 10^{(2.96 - 7.510/T)} \quad (9)$$

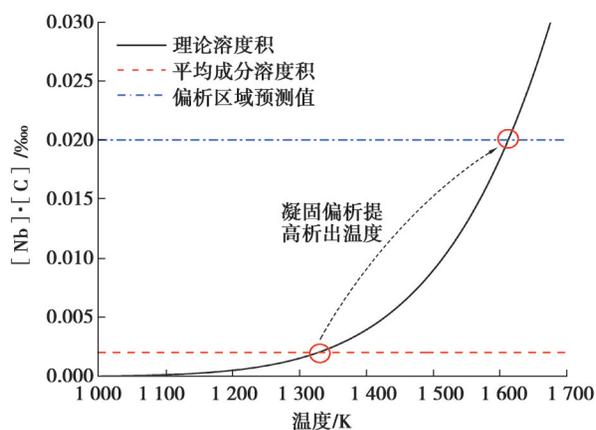


图9 奥氏体中铌和碳的浓度积与温度的关系

Fig. 9 Relationship between concentration product of niobium and carbon in austenite and temperature

3.2 钢板冲击韧性低的原因分析

决定钢板冲击韧性的直接因素为组织和夹杂物。细小均匀的组织有利于获得较高的冲击功。夹杂物硬度较高, 容易成为裂纹源^[15], 尽可能减少夹杂物可以降低其对冲击韧性的危害^[16]。凝固偏析导致心部产生成分偏析, 尤其是硫和碳的偏析。成分偏析引起心部过冷奥氏体转变的最终产物异于板厚其他位置, 同时极大促进碳化物和硫化物在心部析出和长大。

大量研究表明, MnS 等夹杂物的大小和数量显著影响钢的力学性能, 尤其是冲击韧性^[17-18]。在轧制变形过程中, 由于夹杂物和钢板基体的变形能力不同, 夹杂物周围因应力集中容易引起塑性变形, 产生大量位错环; 位错环聚集形成微孔, 破坏了基体的连续性, 当大量微孔聚合时就成为裂纹。同时, 心部偏析处由于淬透性强, 易形成硬相带状组织, 裂纹在此处会加速扩展, 表现在性能上即冲击功出现急剧降低。

心部存在大量块状 (Nb, Ti)C 及长条状 MnS 夹杂物, 主要是铸坯凝固过程中的偏析所致。碳氮化物形成元素 Nb 也是钢中凝固偏析敏感元素。由于非平衡凝固过程的溶质再分配作用, 最后凝固的钢液中 C、Mn、S、Nb 等溶质元素含量明显高于铸坯其他部位。而且凝固偏析导致的成分不均匀性难以在后续轧制和热处理工序中完全消除。

综上所述, 凝固偏析导致的心部异常组织和粗大夹杂物会显著降低钢板的低温冲击韧性。根据组织的遗传性, 降低铸坯中心偏析程度是保证钢板心部具有良好低温冲击韧性的关键。

4 结束语

1) 85 mm 特厚 S355G10+N 海上风电用钢组织的组织主要为粒状贝氏体, 表面和 1/4 厚度处组织均匀性较好, 冲击功均大于 200 J; 钢板心部组织均匀性差, 存在严重的中心偏析, 冲击功离散性大, 部分样品冲击功低于 35 J, 不满足标准要求。

2) 钢板心部的粗大 (Nb, Ti)C 和 MnS 夹杂物和少量板条贝氏体的存在是钢板低温冲击韧性差的直接原因, 两者的综合作用导致钢板局部在 -40 °C 的冲击吸收功低于 35 J。要保证钢板心部具有良好的低温冲击韧性, 必须控制铸坯的中心偏析。

参考文献

[1] 王彦锋, 杨永达, 李春智, 等. 海上风塔管桩用高质量特厚钢板的生产与质量控制[J]. 轧钢, 2013, 30(3): 11-15.

Wang Y F, Yang Y D, Li C Z, et al. High quality heavy plate production and control for offshore wind power piles[J]. Steel

- Rolling, 2013, 30(3): 11-15.(in Chinese)
- [2] 聂文金, 程俊杰, 鲍德志, 等. 沙钢超高强度、高韧性特厚海洋钢的开发[C]//2012年全国轧钢生产技术会论文集(上). 北京: 中国金属学会, 2012: 62-70.
- Nie W J, Cheng J J, Bao D Z, et al. Development of Shagang ultra-high strength, high toughness and extra thick marine steel [C]//Proceedings of the 2012 National Steel Rolling Production Technology Conference, Part 1. Beijing: The Chinese Society for Metals, 2012: 62-70.(in Chinese)
- [3] 黄玲玲, 曹家麟, 张开华, 等. 海上风电机组运行维护现状研究与展望[J]. 中国电机工程学报, 2016, 36(3): 729-738.
- Huang L L, Cao J L, Zhang K H, et al. Status and prospects on operation and maintenance of offshore wind turbines[J]. Proceedings of the CSEE, 2016, 36(3): 729-738.(in Chinese)
- [4] 郑瑞, 封娇洁, 狄国标. 海工装备制造行业发展及海工平台用钢需求分析[C]//第十届中国钢铁年会暨第六届宝钢学术年会论文集. 上海: 宝钢集团有限公司, 2015: 438-442.
- Zheng R, Feng J J, Di G B. Analysis on the development of marine equipment manufacturing industry and offshore platform steel demand[C]// Proceedings of the 10th CSM Steel Congress and the 6th Baosteel Biennial Academic Conference. Shanghai: Baosteel Group Corporation, 2015: 438-442. (in Chinese)
- [5] 李朝锋, 林秀贞. 船板新技术发展及宝钢的研发进展[J]. 上海金属, 2011, 33(4): 57-62.
- Li C F, Lin X Z. Development of new manufacturing technology of ship building steel and the progress in Baosteel[J]. Shanghai Metals, 2011, 33(4): 57-62.(in Chinese)
- [6] 达春娟, 王建平. 浅谈钢铁工业发展趋势[J]. 浙江冶金, 2020(1): 12-16.
- Da C J, Wang J P. Discussing the trends of the iron and steel industry[J]. Zhejiang Metallurg, 2020(1): 12-16.
- [7] European Committee for Iron and Steel Standardization. Weldable structural steels for fixed offshore structures – technical delivery conditions – Part 1: plates: EN10225-1:2019 [S]. Brussels: European Committee for Standardization, 2019..
- [8] 丁占元, 冯长宝. 控制厚板连铸板坯中心偏析的实践[J]. 连铸, 2018, 43(2): 32-35.
- Ding Z Y, Feng C B. Practice in controlling centerline segregation of continuous casting slab for heavy plate[J]. Continuous Casting, 2018, 43(2): 32-35.(in Chinese)
- [9] Yan W, Shan Y Y, Yang K. Effect of TiN inclusions on the impact toughness of low-carbon microalloyed steels[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2006, 37(7): 2147-2158.
- [10] Tong L W, Niu L C, Jing S, et al. Low temperature impact toughness of high strength structural steel[J]. Thin-Walled Structures, 2018, 132: 410-420.
- [11] 钟群鹏, 赵子华. 断口学[M]. 北京: 高等教育出版社, 2006.
- Zhong Q P, Zhao Z H. Fracture science[M]. Beijing: Higher Education Press, 2006. (in Chinese)
- [12] Hino M, Ito K. Thermodynamic data for steelmaking[M]. Sendai: Tohoku University Press, 2010.
- [13] 陈家祥. 炼钢常用图表数据手册[M]. 2版. 北京: 冶金工业出版社, 2010.
- Chen J X. Handbook of charts and data commonly used in steelmaking[M]. 2nd ed. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2010. (in Chinese)
- [14] 雍歧龙. 钢铁材料中的第二相[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2006.
- Yong Q L. The second phase in steel materials[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2006.(in Chinese)
- [15] 贺凯林, 金丽萍. 40CrNiMo钢主轴断裂原因分析[J]. 理化检验(物理分册), 2017, 53(9): 668-670, 674.
- He K L, Jin L P. Analysis on fracture reasons of the main shaft of 40CrNiMo steel[J]. Physical Testing and Chemical Analysis (Part A: Physical Testing), 2017, 53(9): 668-670, 674.(in Chinese)
- [16] Pickering F B. Effects of non-metallic inclusions on the properties of steels[C]//Chicago: Iron and Steel Society, 1989.
- [17] Wang C, Liu X G, Gui J T, et al. Effect of MnS inclusions on plastic deformation and fracture behavior of the steel matrix at high temperature[J]. Vacuum, 2020, 174: 109209.
- [18] Yan J C, Li T, Shang Z Q, et al. Three-dimensional characterization of MnS inclusions in steel during rolling process[J]. Materials Characterization, 2019, 158: 109944.

(编辑 吕建斌)