

DOI: 10. 11973/jxgccl230602

S355NL 钢风电法兰锻件低温冲击韧性不良的原因

张泽晨, 曹铁山, 赵 杰, 吕德超, 程从前

(大连理工大学材料科学与工程学院, 大连 116024)

摘 要: 某厂生产的某批次 S355NL 钢风电法兰锻件的 $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ 冲击吸收能量较低且波动较大, 通过对比不合格和合格法兰锻件的力学性能、断口形貌、显微组织, 结合生产工艺分析了其低温冲击韧性不良的原因。结果表明: 不合格法兰锻件冲击断口呈脆性断裂特征, 纤维断面率几乎为 0, 在冲击过程中裂纹的扩展路径较平直, 而合格法兰锻件冲击断口呈韧性和脆性混合断裂形貌, 纤维断面率为 60%, 裂纹扩展路径更加曲折。正火温度偏高、在炉加热时间较长而导致的晶粒粗大、晶粒尺寸分布不均匀是 S355NL 钢风电法兰锻件低温冲击韧性不良的主要原因, 组织中不均匀分布的珠光体也是法兰锻件韧性降低的原因之一。

关键词: S355NL 钢法兰锻件; 低温冲击韧性; 显微组织; 断口形貌

中图分类号: TG142.41

文献标志码: B

文章编号: 1000-3738(2025)03-0128-07

0 引 言

在“双碳”背景下, 风电行业得到高速发展。高纬度海上区域风力资源丰富^[1], 同时其环境温度可达到 $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ ^[2], 因此风塔除承受着复杂的交变载荷之外, 还承受一定的低温冲击载荷; 低温冲击韧性是风塔关键部件需要重点关注的性能之一。在风力发电机组塔架上, 法兰锻件通常选择 S355NL 钢, 该钢为欧洲标准的低合金高强度钢, 相当于国标 Q355NE 钢, 具有强度高、塑性和抗低温冲击性能良好的特点。然而在某企业的实际生产检验过程中经常出现 S355NL 钢法兰件冲击吸收能量偏低或严重波动的问题, 产品质量以及生产效率不稳定。通常钢的韧性会受到磷、硫等元素在晶界处偏聚^[3]以及组织类型、夹杂物的数量和状态以及晶粒尺寸的影响^[4-5]。目前, 有关 S355NL 钢低温韧性的研究多集中在温度以及工艺参数的影响方面^[1, 6-7], 分析对象多为轧制钢板^[5, 8]。轧制钢板的生产工艺与大型法兰锻件存在较大差异, 影响其低温韧性的因素也有所不同。因此, 有必要对 S355NL 钢风电法兰锻件低温韧性不良的原因展开研究。

检测发现, 某厂生产的某批次 S355NL 钢风电法兰锻件的合格率较低, $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ 冲击吸收能量在 9~139 J, 波动较大, 而相同工艺流程生产的另

一批次的法兰锻件产品合格, $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ 冲击吸收能量在 176~189 J, 满足 EN10025-3: 2019 标准要求 ($-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ 冲击吸收能量不低于 27 J)。2 批法兰锻件均采用同一原料铸坯生产, 化学成分(质量分数/%)均为 0.16C, 0.22Si, 1.30Mn, 0.01P, 0.01S, 0.02Ni, 0.13Cr, 0.01Mo, 0.01Cu, 0.04Al, 0.02V, 0.02Nb, 满足 EN10025-3: 2019 标准中 S355NL 钢成分要求, 尺寸均为 $\phi 4\ 660\text{ mm} \times \phi 4\ 460\text{ mm} \times 330\text{ mm}$ 。作者对不合格法兰锻件进行一系列理化检验, 并与合格法兰锻件进行对比, 分析了其低温冲击韧性不良的原因。

1 理化检验及结果

1.1 显微组织

在不合格法兰锻件和合格法兰锻件上分别截取金相试样, 经研磨、抛光后, 采用 Leica DMIL LED 型光学显微镜观察夹杂物形貌, 再经体积分数 4% 硝酸乙醇溶液腐蚀后, 进行显微组织观察, 并利用 Image J 软件对珠光体含量进行统计。由图 1 可见, 合格试样与不合格试样中均存在少量非金属夹杂物, 夹杂物颗粒较细小, 未观察到夹杂物聚集现象。按照 GB/T 10561—2005 对非金属夹杂物级别进行评定, 合格试样的非金属夹杂物级别为 D1.0, 不合格试样的非金属夹杂物级别为 D1.0e。可知, 不合格试样在非金属夹杂物含量及分布上未见明显异常。

由图 2 可见, 合格试样和不合格试样的显微组织均主要由铁素体(灰白色)和珠光体(黑色)组成。合格试样的组织均匀, 晶粒细小, 细小的珠光体弥散分

收稿日期: 2023-12-21; 修订日期: 2024-09-05

作者简介: 张泽晨(1998—), 女, 河北唐山人, 硕士研究生

导师: 曹铁山副教授

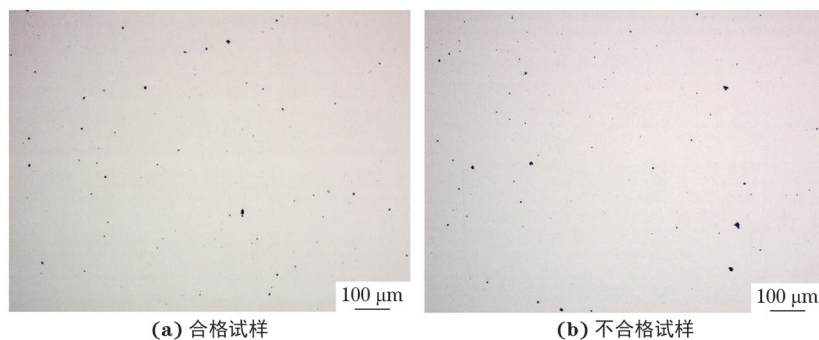


图1 合格试样与不合格试样的非金属夹杂物形貌

Fig. 1 Morphology of non-metallic inclusions of qualified (a) and unqualified (b) samples

布于晶界处;不合格试样的晶粒尺寸较大,珠光体尺寸不均匀,粗大珠光体呈网状分布于晶界处,细小珠光体则呈岛状分布于晶内。珠光体中的渗碳体为硬脆相,对变形的抗力较大,因此弥散分布的珠光体可以提高铁素体-珠光体钢的强度和硬度;而在塑性变

形过程中不均匀分布的珠光体处可能会产生应力集中,从而危害其韧性^[9]。合格试样和不合格试样的珠光体体积分数分别为32.7%和31.3%,含量相近。由上述组织推测,晶粒的尺寸和分布可能是影响试样冲击性能的关键因素。

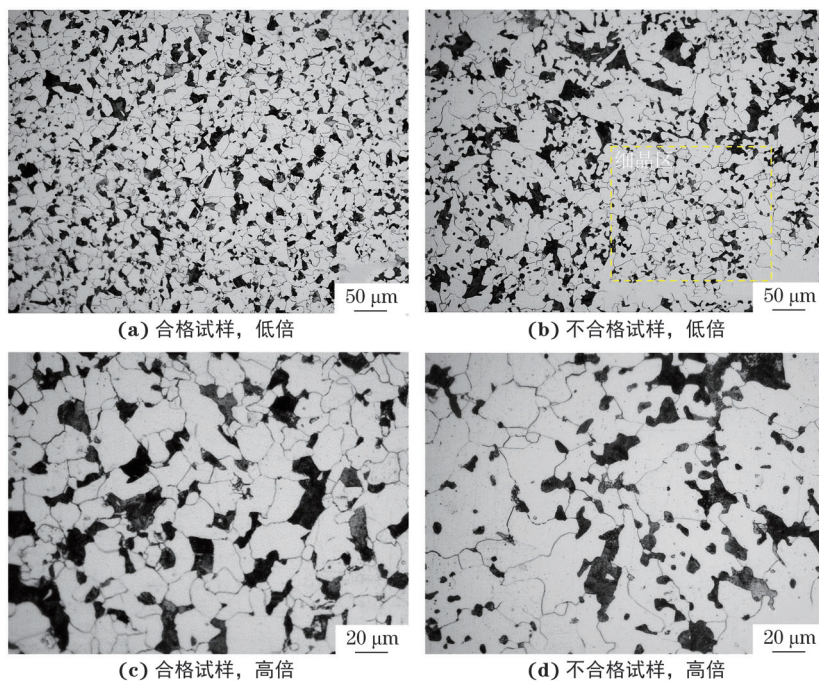


图2 合格试样与不合格试样的显微组织

Fig. 2 Microstructures of qualified (a, c) and unqualified (b, d) samples: (a-b) at low magnification and (c-d) at high magnification

采用IT800-SHL型高分辨场发射扫描电子显微镜附带的电子背散射衍射仪(EBSD)对不同试样的微观结构进行观察,测试电压为20 kV,扫描步长为0.5 μm,测试数据由Aztec-Crystal软件进行分析处理。由图3可知,不合格试样的晶粒尺寸分布范围较宽,合格试样的晶粒尺寸分布更为集中。经统计,不合格试样和合格试样的平均晶粒尺寸分别为12.1, 7.3 μm,二者均满足EN10025-3:2019标准要求(平均晶粒尺寸不大于44.2 μm)和产品质量要求(平均

晶粒尺寸不大于22.1 μm)。合格试样的晶粒尺寸绝大部分分布在22 μm以下(占比97.2%),但是不合格试样中尺寸在22 μm以上的晶粒占比较高(15.8%),最大晶粒尺寸超过50 μm。

体心立方金属及合金存在低温脆性,当温度降低至某一临界点后,材料的冲击韧性会在一个特别小的温度范围内迅速降低,断裂模式由韧性断裂转为脆性断裂,该温度即为材料的韧脆转变温度^[10]。晶粒尺寸与钢的韧脆转变温度之间存在一定关

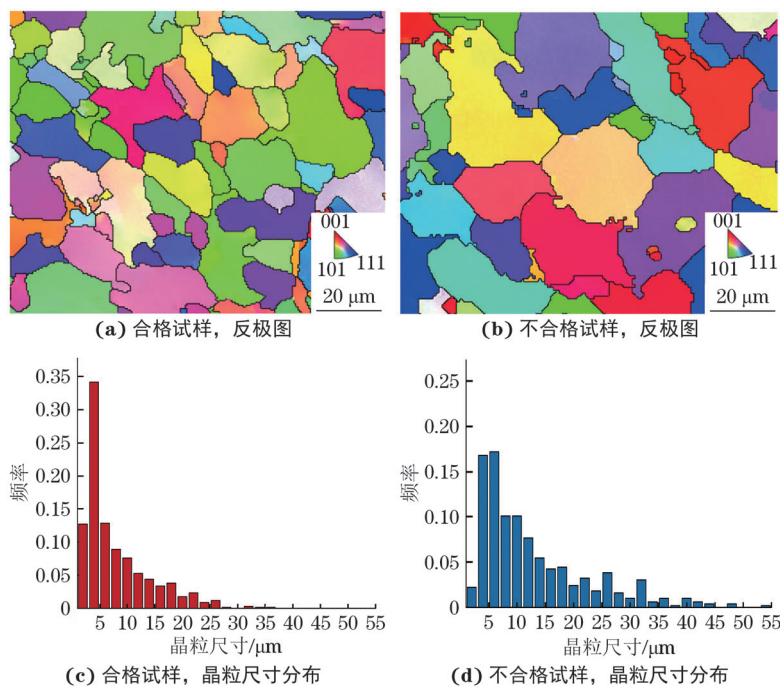


图3 合格试样与不合格试样显微组织的EBSD分析结果

Fig. 3 EBSD analysis results of microstructure of qualified (a, c) and unqualified (b, d) samples:

(a-b) inverse pole figures and (c-d) grain size distribution

系^[11],平均晶粒尺寸每增大3 μm,材料的韧脆转变温度便升高20℃^[12],可见晶粒尺寸的微小差异就会对材料的冲击韧性产生巨大影响。不合格试样的平均晶粒尺寸比合格试样增大了4.8 μm,因此不合格试样的韧脆转变温度相较于合格试样会相应升高。

1.2 力学性能

采用HR-150A型洛氏硬度计进行硬度测试,载荷为1 471 N,保载时间为5 s,每个试样测10个点取平均值。按照GB/T 229—2020,在合格和不合格法兰锻件接近内径的切向方向截取V型缺口标准冲击试样,尺寸为10 mm×10 mm×55 mm,缺口夹角为45°,深度为2 mm。采用乙醇+液氮对冲击试样和夹具进行冷却,当温度降至-50℃后保温至少5 min,随后立即转移至JB-300B型冲击试验机上进行夏比冲击试验。按照GB/T 228.1—2021,在合格和不合格法兰锻件距表面不小于10 mm位置截取拉伸试样,试样直径为10 mm,标距为50 mm,在SHT4605型微机控制电液伺服万能试验机上进行拉伸试验,拉伸速度为2 mm·min⁻¹。

由图4可见,合格试样的硬度略高于不合格试样。铁素体为体心立方结构,硬度低而塑性高,渗碳体为正交晶系,质硬而脆^[13],因此铁素体+珠光体钢的硬度在很大程度上取决于珠光体的含量。不合适试样的珠光体含量略低于合格试样,与硬度结

果存在对应性。2个试样的低温冲击吸收能量相差近20倍,硬度差异却不大,可知S355NL钢的硬度与其低温冲击韧性无直接关系。合格试样和不合格试样的抗拉强度分别为476, 455 MPa,屈服强度分别为357, 314 MPa,断后伸长率分别为32.5%, 34.5%;二者的拉伸性能均满足EN10025-3: 2019标准要求(抗拉强度在450~600 MPa范围,屈服强度不低于285 MPa,断后伸长率不低于21%),但是不合格试样的强度略低于合格试样。

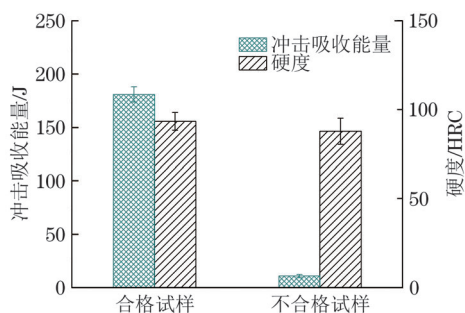
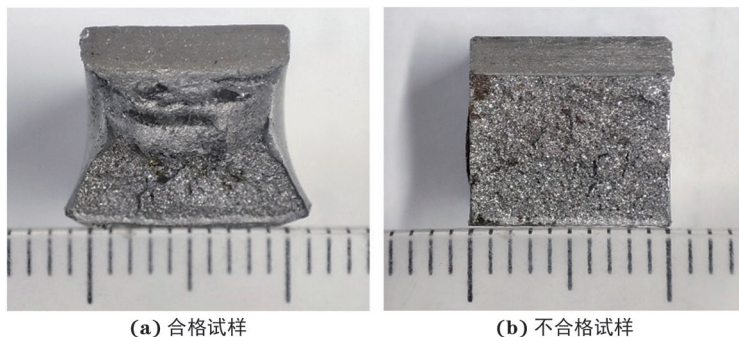


图4 合格试样与不合格试样的冲击吸收能量和硬度

Fig. 4 Impact absorbed energy and hardness of qualified and unqualified samples

1.3 断口形貌

由图5可见:不合格试样冲击断口外形平坦,基本全部为结晶状,几乎无剪切唇和纤维区,呈典型的脆性断裂特征;合格试样冲击断口存在明显的剪切



(a) 合格试样

(b) 不合格试样

图5 合格试样与不合格试样的冲击断口宏观形貌

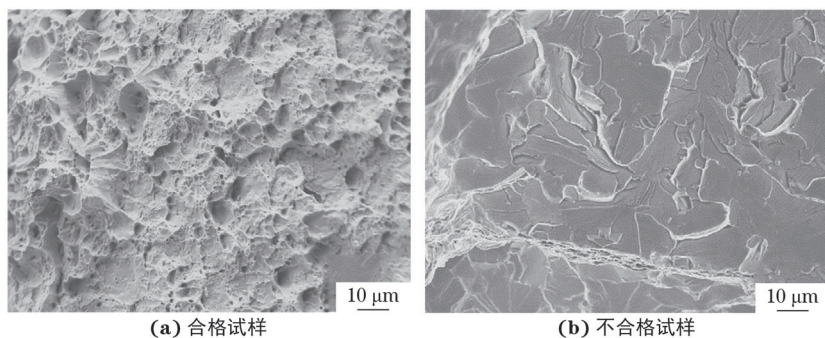
Fig. 5 Impact fracture macromorphology of qualified (a) and unqualified (b) samples

唇,纤维区面积较大,塑性变形现象明显,呈韧性和脆性混合断裂特征。根据GB/T 12778—2008中的游标卡尺测定法对纤维断面率进行测定,不合格试样的纤维断面率几乎为0,合格试样的纤维断面率为60%,说明不合格试样的韧性比合格试样低。

使用Zeiss Supra55型扫描电子显微镜(SEM)观察冲击断口微观形貌。由图6可见:不合格试样断口中存在河流状与台阶状花样,裂纹在冲击载荷作用下沿着一定的晶面穿过相邻晶粒形成解理断裂形貌;解理面之间局部撕裂棱的产生则是由于脆性裂纹未沿确定晶面扩展而造成的^[14]。合格试样的断口呈现出韧性和脆性混合断裂形貌,缺口附近为微孔聚集型韧性断裂,最后断裂处呈现出脆性断裂形貌。2个试样的裂纹源处均未观察到明显的缺陷,这说明其

冲击吸收能量的差异与夹杂物等缺陷因素无关。

采用IT800-SHL型高分辨场发射扫描电子显微镜附带的电子背散射衍射仪(EBSD)对断口截面起裂区微观结构进行观察。由图7可以看出:不合格试样起裂区的主裂纹穿晶扩展,其扩展路径在一定距离内近似于直线;合格试样起裂区的裂纹扩展路径更加曲折,表明其在冲击过程中吸收了更多的能量。在合格试样的V形缺口附近观察到单个微孔以及微孔的合并,表明断裂是由微孔长大、聚合导致的;由于缺口附近区域存在非常大的剪切应力,铁素体和珠光体晶粒都沿着断裂方向呈现拉长的状态^[15];随着裂纹的扩展,断口附近晶粒的变形程度降低。不合格试样起裂区的晶粒几乎未发生变形,且晶粒尺寸几乎均在20 μm以上,远超其平均晶粒尺寸。



(a) 合格试样

(b) 不合格试样

图6 合格试样与不合格试样的冲击断口 SEM 形貌

Fig. 6 Impact fracture SEM morphology of qualified (a) and unqualified (b) samples

在冲击过程中, S355NL 钢组织中的位错密度迅速增加,高密度位错引起位错堆积和缠结,导致位错滑移受阻。大角度晶界(HAGBs)可以吸收位错,降低变形过程中的局部位错密度、位错积累和应力集中,从而阻碍裂纹扩展并促进裂纹偏转^[16]。大角度晶界比例的增加与铁素体晶粒的细化有关^[17],合格试样的晶粒更细小,因此大角度晶界更多,对裂纹的阻力更大,更有利于提高冲击韧性。不合格试样晶粒

粗大,对裂纹的阻碍和转向作用减弱,从而削弱了其冲击韧性。根据文献[18],核平均取向差较高区域的位错密度较大,不合格试样晶内与晶界处珠光体区域的核平均取向差较高,位错密度较大,在断裂过程中易成为裂纹形核位置,从而使其冲击韧性恶化。

2 冲击韧性不良原因分析

由上述检验结果可知,不合格S355NL钢风电

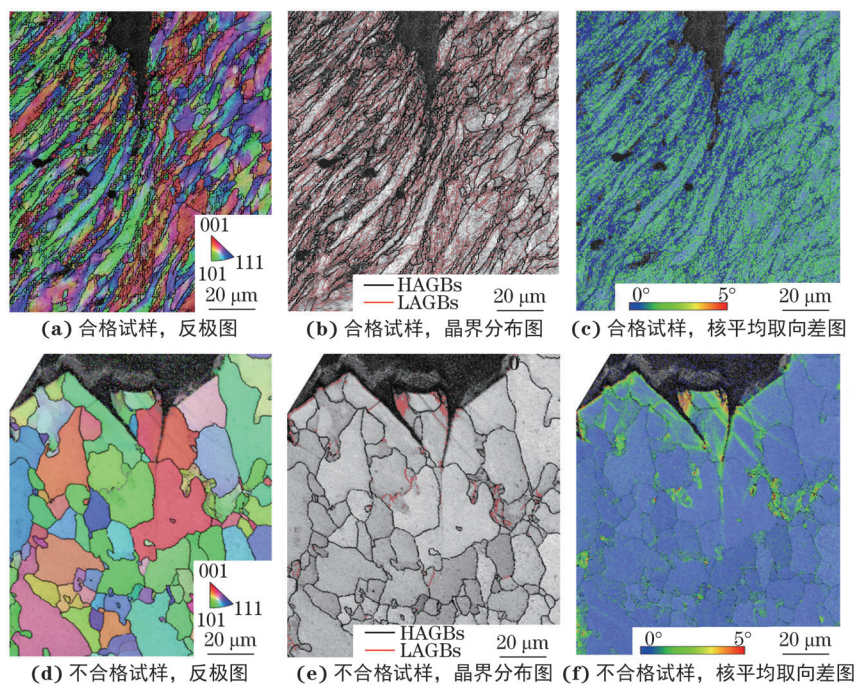


图7 合格试样与不合格试样冲击断口截面起裂区的反极图、晶界分布图和核平均取向差图

Fig. 7 Inverse pole figures (a, d), grain boundary distribution maps (b, e) and Kernel average misorientation maps (c, f) of impact fracture section initiation zone of qualified (a-c) and unqualified (d-f) samples

法兰锻件的非金属夹杂物含量及分布与合格法兰锻件无明显不同,硬度、强度略低于合格法兰锻件,但是平均晶粒尺寸明显大于合格法兰锻件,且晶粒尺寸分布范围更宽,同时其冲击断口呈脆性断裂特征,纤维断面率几乎为0,而合格法兰锻件的冲击断口呈韧性和脆性混合断裂形貌,纤维断面率为60%。S355NL钢风电法兰锻件的制作工艺流程为下料→加热→锻造制坯→再加热→辗环→正火热处理→机械加工→检测。其中,锻造制坯和辗环的加热温度为 $(1\ 250\pm 20)^{\circ}\text{C}$,正火热处理的温度为 $(910\pm 10)^{\circ}\text{C}$ 。该工艺流程中影响工件晶粒尺寸的因素主要包括以下几方面。(1)锻造工艺参数,锻造比不足或锻造不均匀、终锻温度过高都易使工件产生粗晶组织。(2)热处理参数,合理的升温速率、加热温度和保温时间是保证工件晶粒均匀细小的前提。(3)冷却方式,对于大直径、大壁厚的法兰件,冷却速率低、冷却均匀度差会使工件中产生温度梯度,局部温度过高导致晶粒尺寸增大。辗环及热处理后应及时冷却,避免晶粒在高温下持续生长。基于以上分析,对冲击韧性不合格的法兰锻件的生产工艺流程进行排查,发现该批工件存在正火温度处于技术要求的上限值(约 920°C)以及在炉加热时间较长的问题。工件长时间处于奥氏体高温区,晶粒生长的驱动力增大,同时较高正火温度导致珠光体的不均匀

分布,这些不均匀分布的珠光体会影响铁素体晶体的生长,导致晶粒尺寸分布不均匀。合格试样中珠光体均匀分布,铁素体晶粒较细且尺寸分布均匀,在塑性变形过程中,变形会均匀分散在晶粒内,因此表现出较高的韧性。而不合格试样中,珠光体不均匀分布,导致晶粒尺寸不均匀,在变形过程中更容易产生应力集中,促进裂纹萌生,因此不合格试样表现出较低的韧性。随着工件处于高温时间的延长,珠光体含量减少^[19-20],材料的硬度也会相应降低。由此可见,严格控制热处理的加热温度与在炉加热时间对于保证工件的强韧性至关重要。

3 结 论

(1)不合格法兰锻件的冲击断口呈脆性断裂特征,纤维断面率几乎为0,在冲击过程中裂纹的扩展路径较平直,而合格法兰锻件的冲击断口呈韧性和脆性混合断裂形貌,纤维断面率为60%,裂纹扩展路径更加曲折。

(2)正火温度偏高、在炉加热时间较长导致的晶粒粗大、晶粒尺寸分布不均匀是S355NL钢风电法兰锻件低温冲击韧性不良的主要原因,同时不均匀分布的珠光体也会导致法兰锻件韧性的降低。在生产过程中应严格控制加热制度。

参考文献:

- [1] 戈文英. 风电塔筒法兰用S355NL钢的低温冲击韧性[J]. 特殊钢, 2015, 36(5): 47-50.
GE W Y. Low temperature impact toughness of steel S355NL for wind power tower flange[J]. Special Steel, 2015, 36(5): 47-50.
- [2] 隋红霞, 傅程. 低温型风力发电机组设计及认证要求[J]. 中国船检, 2012(5): 75-77.
SUI H X, FU C. Design and certification requirements of low temperature wind turbine[J]. China Ship Survey, 2012(5): 75-77.
- [3] 马洪川. 典型F/B双相钢低温断裂韧性及裂纹扩展行为研究[D]. 西安: 长安大学, 2022.
MA H C. Research on low temperature fracture toughness and crack propagation behavior of typical F/B dual-phase steels[D]. Xi'an: Changan University, 2022.
- [4] 张志慧, 金涛, 马立新, 等. Q355C热轧H型钢低温冲击性能不合格的原因分析与对策[J]. 热加工工艺, 2020, 49(13): 156-158.
ZHANG Z H, JIN T, MA L X, et al. Cause analysis and countermeasures of non-conformity of low-temperature impact properties of Q355C hot-rolled H-beam steel[J]. Hot Working Technology, 2020, 49(13): 156-158.
- [5] 陈一满, 卢爱凤. S355 NL钢低温冲击韧度不合格原因分析[J]. 理化检验-物理分册, 2017, 53(1): 73-76.
CHEN Y M, LU A F. Cause analysis of low-temperature impact toughness disqualification of S355NL steel[J]. Physical Testing and Chemical Analysis Part A: Physical Testing, 2017, 53(1): 73-76.
- [6] 何春静, 庞庆海, 李洁, 等. 模拟正火温度对Q355E钢锻件组织和性能的影响[J]. 金属热处理, 2022, 47(6): 123-127.
HE C J, PANG Q H, LI J, et al. Effect of simulated normalizing temperature on microstructure and properties of Q355 E steel forgings[J]. Heat Treatment of Metals, 2022, 47(6): 123-127.
- [7] 马林, 张德勇, 李伟, 等. 厚规格正火轧制Q355NE钢板低温冲击性能研究[J]. 焊管, 2023, 46(9): 49-52.
MA L, ZHANG D Y, LI W, et al. Low temperature impact properties of thick normalized rolling Q355NE steel plate[J]. Welded Pipe and Tube, 2023, 46(9): 49-52.
- [8] 李友彬. Q345E钢低温冲击性能不合格原因[J]. 理化检验-物理分册, 2023, 59(5): 34-36.
LI Y B. Reasons for unqualified low temperature impact properties of Q345E steel[J]. Physical Testing and Chemical Analysis Part A: Physical Testing, 2023, 59(5): 34-36.
- [9] ZHOU J, MA D S, CHI H X, et al. Microstructure and properties of hot working die steel H13MOD[J]. Journal of Iron and Steel Research, International, 2013, 20(9): 117-125.
- [10] 周惠久, 黄明志. 金属材料强度学[M]. 北京: 科学出版社, 1989: 63-67.
ZHOU H J, HUANG M Z. Strength of metal materials[M]. Beijing: Science Press, 1989: 63-67.
- [11] 王磊. 材料的力学性能[M]. 4版. 北京: 化学工业出版社, 2022: 159-160.
WANG L. Mechanical properties of materials[M]. 4th ed. Beijing: Chemical Industry Press, 2022: 159-160.
- [12] HOFFMAN A K, UMRETIYA R V, CRAWFORD C, et al. The relationship between grain size distribution and ductile to brittle transition temperature in FeCrAl alloys[J]. Materials Letters, 2023, 331: 133427.
- [13] 胡光立, 谢希文. 钢的热处理: 原理和工艺[M]. 5版. 西安: 西北工业大学出版社, 2016: 32-35.
HU G L, XIE X W. Heat treatment of steel: Principle and technology[M]. 5th ed. Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press, 2016: 32-35.
- [14] 许天早, 罗皓荣. U165超高强度钻杆钢韧脆转变临界点的表征方法[J]. 材料热处理学报, 2022, 43(8): 125-132.
XU T H, LUO H R. Characterization method of ductile-to-brittle transition critical point of U165 ultra-high strength drill pipe steel[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2022, 43(8): 125-132.
- [15] 段贺. 低温用高强度管线钢的组织控制及强韧化机理研究[D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2022: 38.
DUAN H. Study on microstructure control and strengthening & toughening mechanism of high strength pipeline steel for low temperature application[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2022: 38.
- [16] DUAN H, SHAN Y Y, YANG K, et al. Effect of microstructure and crystallographic orientation characteristics on low temperature toughness and fracture behavior of pipeline steels[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 17: 3172-3185.
- [17] LIU M M, LIU Y L, LI H. Deformation mechanism of ferrite in a low carbon Al-killed steel: Slip behavior, grain boundary evolution and GND development[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 842: 143093.
- [18] ZHANG Y H, GUO X C, FU B G, et al. Microstructure and low-temperature impact fracture behavior of QT400-18AL containing Ni[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 880: 145327.

- [19] 潘中德,郭甲男,胡其龙. 正火温度轧制和正火处理的 S355NL 钢板的力学性能和显微组织[J]. 上海金属, 2022, 44(2): 61-64.

PAN Z D, GUO J N, HU Q L. Mechanical properties and microstructure of S355NL steel plate rolled at normalized temperature and normalized[J]. Shanghai Metals, 2022, 44(2): 61-64.

- [20] 张健,欧阳鑫,胡昕明,等. 模拟焊后热处理次数对 Q345R 钢板力学性能的影响[J]. 鞍钢技术, 2021(4): 30-32.

ZHANG J, OUYANG X, HU X M, et al. Effect of simulating post-weld heat treatment times on mechanical properties of Q345R steel plate[J]. Angang Technology, 2021(4): 30-32.

Cause of Poor Low Temperature Impact Toughness of S355NL Steel Wind Power Flange Forgings

ZHANG Zechen, CAO Tieshan, ZHAO Jie, LYU Dechao, CHENG Congqian

(School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China)

Abstract: The impact absorbed energy at $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ of a certain batch of S355NL steel flange forgings used in wind power from a factory were low and fluctuated significantly. The cause of poor impact toughness at low temperatures was analyzed by comparing the mechanical properties, fracture morphology, and microstructure of qualified and unqualified flange forgings and combining with the production process. The results show that the impact fracture of unqualified flange forgings was characterized by brittle fracture, the fiber section rate was almost 0, and the crack propagation path was relatively straight during the impact process. The impact fracture of qualified flange forgings was characterized by a mixture of ductile and brittle fracture morphology, the fiber section rate was 60%, and the crack propagation path was more tortuous. High normalizing temperature and long heating time in the furnace resulted in coarse grains and uneven grain size distribution, that was the main reason for poor temperature impact toughness of S355NL steel flange forgings. Uneven distribution of pearlite in the structure was another reason for the reduction of toughness of flange forgings.

Key words: S355NL steel flange forging; low temperature impact toughness; microstructure; fracture morphology

《机械工程材料》官方网站和微信公众号

竭诚为广大读者、作者服务

为适应数字化、网络化对科技期刊的冲击和挑战,上海材料研究有限公司期刊展览事业部投入大量资金和人力,对“材料与测试”网进行了全新改版。新版网站除了原有的期刊集群功能以外,还增设了“行业资讯”板块,每天更新报道材料与测试等相关领域的最新研究动态和热点新闻、大量的原创技术文章和优秀译文以及知名厂商发布的最新仪器和相关技术信息;另外还设有“图书订阅”版块,可供读者在线购买《机械工程材料》等上海材料研究有限公司主办的多本期刊以及其他技术书籍。编辑部联系方式

投稿时请大家认准《机械工程材料》杂志官方

网站(<https://jxgccl.mat-test.com>),原集群网—材料与测试网(www.mat-test.com)仍在使用中。

欢迎广大读者、作者关注《机械工程材料》杂志微信公众号。



《机械工程材料》编辑部