

· XXXX ·



压力容器用 Q490DRL2 横向低温冲击功波动原因分析

杨 阳^{1,2}, 袁 清², 李忠波^{1,2}, 许少普¹, 李 亮¹, 唐郑磊¹

(1 南阳汉冶特钢有限公司, 南阳 474571; 2 武汉科技大学材料科学与工程学院, 武汉 430081)

摘 要:大厚度压力容器用 Q490DRL2 钢常出现横向冲击功波动现象, 具体表现为较为显著的单值波动。本研究针对厚度为 48 mm 的 Q490DRL2 钢, 在 1/2 厚度处冲击功优与较差的试样, 分别从金相组织特征及夹杂物分布规律两方面开展了对比分析。结果表明, 两类试样的基体组织基本一致, 但冲击功较差试样的断口呈现出明显的锯齿状形貌, 且断口附近存在大量细小裂纹, 其中部分裂纹为原始存在, 部分则是在冲击加载过程中萌生并扩展形成。同时, 在该类试样基体中还观察到明显的组织偏析以及已扩展的大尺寸裂纹, 裂纹内部可见破碎的方形硅酸盐类夹杂物。相比之下, 冲击功优异试样的断口较为平直光滑, 微裂纹几乎不可见, 基体组织中的大尺寸夹杂颗粒亦较少。综上可知, 大颗粒硅酸盐夹杂和组织偏析是导致大厚度压力容器用 Q490DRL2 钢低温冲击功波动的主要因素。

关键词:压力容器钢; 冲击功; 金相组织; 夹杂物

DOI:10. 20057/j. 1003-8620. N260055 中图分类号: TG142. 1

Analysis of Fluctuations in Transverse Low-temperature Impact Energy of Q490DRL2 Steel for Pressure Vessels

Yang Yang^{1,2}, Yuan Qing², Li Zhongbo^{1,2}, Xu Shaopu¹, Li Liang¹, Tang Zhenglei¹

(1 Nanyang Hanye Special Steel Co., Ltd., Nanyang 474571, China; 2 The School of Materials and Metallurgy, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081, China)

Abstract: The Q490DRL2 steel used for large-thickness pressure vessels often exhibits fluctuations in transverse impact energy specifically manifested as significant variations in individual impact values. In this study, for Q490DRL2 steel with a thickness of 48 mm, specimens taken from the half-thickness position with superior and inferior impact energy were comparatively analyzed in terms of microstructural characteristics and inclusion distribution patterns. The results indicate that the matrix microstructures of the two types of specimens are essentially consistent. However, the fracture surface of the specimen with inferior impact energy exhibits a distinct serrated morphology, with numerous fine cracks present near the fracture surface. Some of these cracks pre-existed in the material, while others initiated and propagated during impact loading. Additionally, pronounced microstructural segregation and propagated large-sized cracks were observed in the matrix of this specimen, with fragmented square silicate inclusions visible inside the cracks. In contrast, the fracture surface of the specimen with superior impact energy is relatively flat and smooth, with few observable microcracks and a reduced presence of large inclusion particles in the matrix. In summary, large-particle silicate inclusions and microstructural segregation are the primary factors contributing to the fluctuation in low-temperature impact energy of Q490DRL2 steel used for large-thickness pressure vessels.

Key Words : Pressure Vessel Steel; Impact Energy; Metallographic Microstructure; Inclusion

在“双碳”背景下, 高强合金钢的发展面临两大核心挑战: 一是合金减量化与工艺简化的协同实现, 二是强韧性提升与性能稳定化的平衡^[1-3]。当前, 合金减量化研究主要集中于以廉价元素替代贵重合金或结合热机械控制工艺降低合金含量; 强韧性升级研究则侧重于合金成分优化及新型热处理工艺开发。相比之下, 性能稳定化研究较为薄弱, 尤其是力学性能的稳定性。目前, 钢企普遍面临的

高强钢性能稳定化难题包括拉伸强度异常波动、冲击功呈“两高一低”或“一高两低”分布, 以及中厚板厚度方向的截面效应等^[4-6]。其中, 冲击功单值波动的异常现象研究较少。王运苗等^[7]针对桥梁钢的研究表明, 钢板表面与芯部组织差异及带状组织分布是冲击功波动的主因。宋畅等^[8]在 700 MPa 级磁轭钢中发现, 温度场差异导致的混晶组织恶化了冲击功, 这与刘小林等^[9]对 E42 船板冲击功单值波动的

基金项目: 湖北省自然科学基金面上项目 (No.2024AFB900), 南阳汉冶特钢有限公司产学研横向课题 (No.FCT12024052700006324)

作者简介: 杨 阳 (1989—), 男, 本科, 工程师; **E-mail :** yangyang11fighting@163.com; **收稿日期:** 2026-04-14

通信作者: 袁 清 (1990—), 博士, 副教授 **E-mail :** yuanqing@wust.edu.

Editorial Office of Special Steel. OA under CC BY-NC-ND 4.0

结论一致。上述研究虽然涉及中厚板产品,但其中观察到的部分冲击功波动现象并未在同一个轧制方向或同一个厚度方向上稳定出现。其原因归结于生产设备的精度或操作水平不足,导致钢板在轧制、冷却等过程中的温度场分布不均匀,进而引起微观组织(如晶粒尺寸、带状组织、混晶等)的差异。国内某知名钢企率先开发出中温中压型压力容器用Q490DRL2钢,该钢在锅炉、石化设备等领域具有广阔应用前景,其自身除了须具备高强度外,还需要较好的横向低温冲击韧性,且其优异低温冲击韧性需反映在调质态和模焊态。本研究基于48 mm厚压力容器用Q490DRL2钢相邻位置横向方向出现的冲击功“两高一低”现象展开调质态和模焊态冲击功波动机理研究,研究采用差异化分析思路,从显微组织和夹杂物分布两个角度针对冲击功最优试样和冲击功最差试样进行对比分析。本研究结果将从理论上阐明压力容器用Q490DRL2钢冲击功波动机理。

1 实验材料及方法

试验材料选用厚度为48 mm的Q490DRL2钢,其成分(质量分数)/%为:0.080C, 0.220Si, 1.50Mn, 0.009P, 0.003S, 0.025Al, 0.040V, 0.210Cr, 0.501Ni, 0.331Mo, 0.018Nb。

生产工艺流程为:120 t转炉冶炼→120 t LF精炼→VD真空→连铸→加热→轧制→堆冷→热处理→检验。冶炼过程采用120 t顶底复吹转炉,利用复合吹炼、加强熔池搅拌实现深脱磷,终点采用动态模型与副枪联动。采用300 mm断面直弧形厚板坯连铸机连铸得到规格为300 mm(厚)×2 270 mm(宽)×3 500 mm(长)的铸坯,铸坯用3 800 mm四辊可逆式宽厚板轧机完成轧制,轧制过程采用两阶段控制,钢板成品厚度为48 mm,宽度为2 500 mm,长度为12 000 mm。

轧后钢板热处理采用连续性无氧化辐射管辊底式炉进行(910±10)℃淬火和(610±10)℃回火工序。实验材料选用图1所示的现场实际生产加工的两组Q490DRL2钢板厚1/2处冲击试样,分别为调质态横向冲击和模焊态横向冲击(-50℃),所取试样均在宽度方向具有较为接近的位置,避免因所处钢板位置差异导致的冲击功波动。调质态横向冲击试样热处理工艺为:在900~910℃保温一定时间,随后在610℃进行回火,其实际冲击功最大值与最小值分别为256、27.6 J。模焊态横向冲击试样热处理

工艺为:在900~910℃保温一定时间,随后在610℃进行回火,回火后在570℃保温一定时间,模拟焊接状态,其实际冲击功最大值与最小值分别为280、53.2 J。

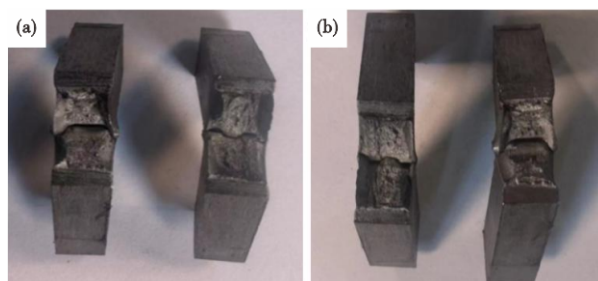


图1 48 mm厚度的Q490DRL2钢不同状态的横向冲击试样:(a)调质态,(b)模焊态

Fig. 1 Transverse impact specimen of 48-mm-thick Q490DRL2 steel : (a) quenched and tempered status , (b) simulated welded status

沿着冲击断口加工合适尺寸金相样,分别在金相显微镜和场发射扫描电镜上进行观察,从显微组织、偏析和夹杂物角度去分析冲击功波动原因,相关试样制备方法在作者前期研究中均有详细描述^[10-12]。

2 实验结果和讨论

2.1 组织

图2是冲击功为27.6 J调质态冲击试样的金相组织,左侧为低倍拼接后的局部断口形貌,右侧为局部放大后形貌。可以明显看到,该冲击试样断口有明显锯齿状,断口较为杂乱,且临近冲击试样芯部位置有一条明显的组织偏析(如红框所示),该组织晶粒尺寸宏观上明显大于其他位置晶粒。另外,基体组织中可以看到较多大小不一的黑色坑,这类黑色坑与腐蚀出现的大颗粒不同。这类黑色坑可能是试样受冲击载荷作用下,内部塑性变形、微孔洞聚集长大形成的微孔洞,部分为夹杂物、碳氮化物第二相粒子脱落遗留的凹坑。通过放大倍数可以看到,临近断口处有大量不规则分布的裂纹,这类裂纹可以分为大裂纹和微裂纹。大裂纹有明显的纵深,长度较长,宽度较大,而微裂纹宽度偏细,长度也短,这两类裂纹往往多出现在断口,其中一端与断口相连。此外,除了裂纹之外,还随处可见大小不小的孔洞,这类孔洞多以长条形状存在。

图3是冲击功为256 J调质态冲击试样的金相组织,与图2截然不同,该断口试样几乎未发现

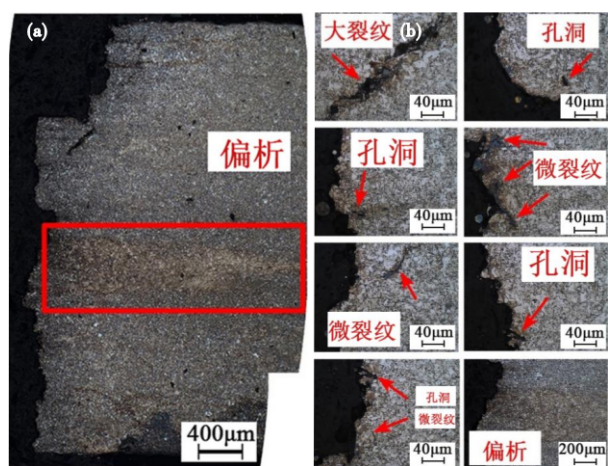


图2 48 mm的Q490DRL2钢调质态冲击试样(27.6 J)的金相组织:(a)低倍形貌,(b)放大形貌

Fig. 2 Microstructures of the quenched and tempered impact specimen (27.6 J) of 48 mm Q490DRL2 steel : (a) low magnification , (b) high magnification

裂纹或微裂纹,断口整体较为平直,无明显锯齿状。此外,临近断口处组织基本一致,也未发现偏析带组织。临近断口出现小黑斑点是刚好抛磨到大尺寸颗粒通过腐蚀显现出来,与图2中黑色坑不一样。可以推断,在冲击过程中其裂纹萌生和扩展概率小于图2所示试样,故其冲击功较为优异。

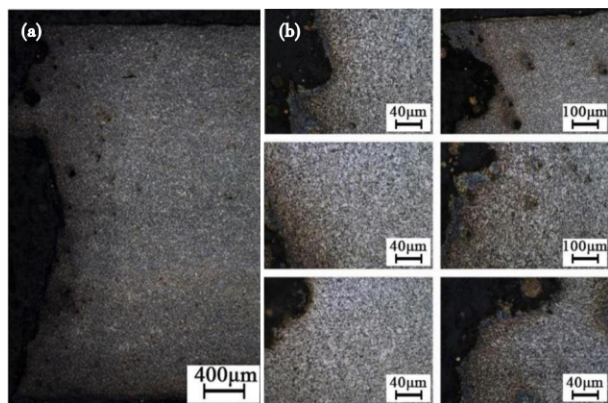


图3 48 mm的Q490DRL2钢调质态冲击试样(256 J)的金相组织:(a)低倍形貌,(b)放大形貌

Fig. 3 Microstructures of the quenched and tempered impact specimen (256 J) of 48 mm Q490DRL2 steel : (a) low magnification , (b) high magnification

图4是冲击功为53.2 J模焊态冲击试样的金相组织,左侧为低倍拼接后的局部断口形貌,右侧为局部放大后形貌。可以明显看到,该冲击试样断口形貌特征与图2非常接近。首先,有明显锯齿状,断口较为杂乱,且有较多明显的组织偏析(黑线条)。

另外,基体组织中可以看到较多大小不一的黑色坑,这类黑色坑与腐蚀出现的大颗粒不同。通过放大倍数可以看到,临近断口处有大量不规则分布的裂纹,这类裂纹多出现在断口,其中一端与断口相连,另外还有一部分裂纹在基体内部。除了裂纹之外,还随处可见大小不小的孔洞,这类孔洞多以长条形状存在。

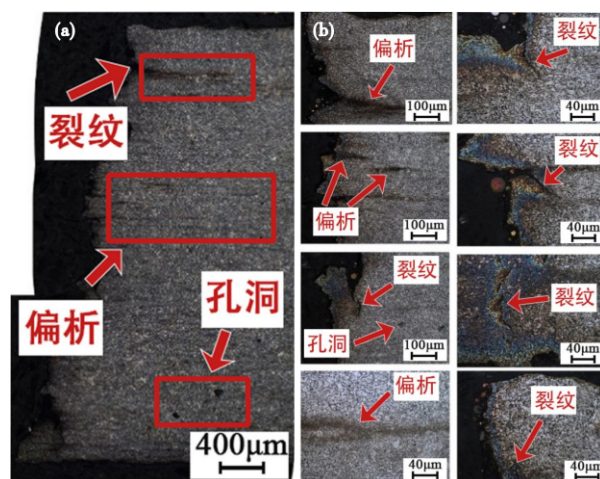


图4 48 mm的Q490DRL2钢模焊态冲击试样(53.2 J)的金相组织:(a)低倍形貌,(b)放大形貌

Fig. 4 Microstructures of the simulated welded impact specimen (53.2 J) of 48 mm Q490DRL2 steel : (a) low magnification , (b) high magnification

图5是冲击功为280 J模焊态冲击试样的金相组织,可以看到,该断口试样几乎未发现裂纹或微裂纹,断口整体较为平直,无明显锯齿状。此外,临近断口处组织基本一致,基体中少见黑色坑。但也存在一些偏析带组织,偏析带数量明显少于图4所示试样。出现一个冲击造成的大裂纹,但是该裂纹较为平直,四周无明显微裂纹形成。该断口特征与图3较为接近。

2.2 夹杂

夹杂物是影响钢性能波动的主要原因之一,尤其是脆性夹杂物,已有较多文献充分证实了脆性夹杂物会恶化钢的强韧性^[13-14]。图6和图7分别是冲击功为27.6、256 J调质态冲击试样的显微组织。冲击功较差的试样中断口锯齿状明显,且临近断口处有较多细小裂纹,这些裂纹有的是已经存在,该类裂纹多以脆性夹杂物、碳化物偏析相为核心起源,无明显塑性撕裂变形痕迹,有的是在冲击过程中萌生和扩展形成,该类裂纹集中聚集于断口紧邻区域,裂纹边缘尖锐且伴随明显撕裂棱特征。此外,

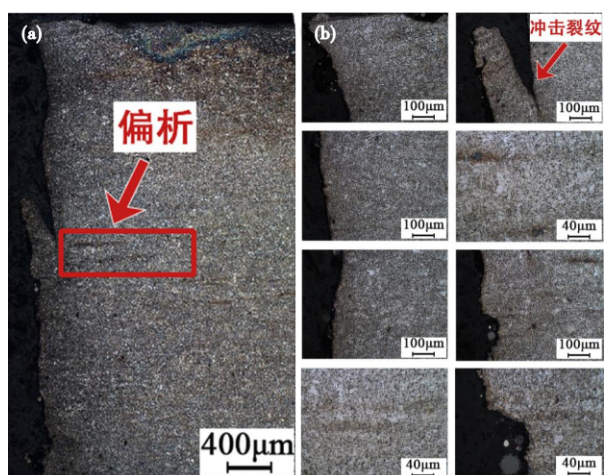


图5 48 mm的Q490DRL2钢模焊态冲击试样(280 J)的金相组织:(a)低倍形貌,(b)放大形貌

Fig. 5 Microstructures of the simulated welded impact specimen (280 J) of 48 mm Q490DRL2 steel : (a) low magnification , (b) high magnification

在基体中还可以发现已经扩展的大裂纹,裂纹中含有破碎的方形夹杂物。冲击功优异试样断口平直光滑,几乎不可见微裂纹,基体组织中较少发现大尺寸夹杂颗粒。

图8和图9分别是冲击功为53.2、280 J模焊态冲击试样的显微组织,该组对比与图6和图7规律较为接近。冲击功较差的试样中断口锯齿状明显,

且临近断口处有较多细小裂纹。冲击功优异试样断口平直光滑,几乎不可见微裂纹,基体组织中较少发现大尺寸夹杂颗粒。

图10为冲击功为27.6 J调质态冲击试样中方形夹杂颗粒的能谱结果,可以得知,该方形夹杂颗粒有破碎,且富含大量的Si和Al元素,推测为非金属夹杂物中的铝硅酸盐夹杂物。

图11为冲击功53.2 J模焊态冲击试样观察到的一条类似裂纹处的能谱结果,该裂纹被某种物质覆盖(填满),故推测该裂纹为内生裂纹,通过能谱发现,该裂纹处富集C、O和N元素。

方形硅酸盐夹杂物夹杂属于高硬度、高脆性的一类夹杂,具有较强的抵抗变形的能力,故在周围基体发生剧烈塑性变形时夹杂颗粒仍然具有保持其形状的能力。一般夹杂物在钢中呈均匀分布,但大尺寸、硬脆型硅酸盐方形夹杂存在明显的个体尺寸、局部密度差异化特征,并非完全均质化分布。这种局部不均匀分布是造成冲击功试样间显著波动的原因,当高脆性方形硅酸盐夹杂物恰好位于冲击试样缺口根部或主裂纹扩展路径的关键区域内时,会诱发早期微裂纹并加速断裂,导致单值冲击功异常偏低。随着方形硅酸盐夹杂尺寸增加,其强韧性受到破坏的程度加剧。此外,随着方形硅酸盐夹杂颗粒密度增加,钢的强韧性恶化

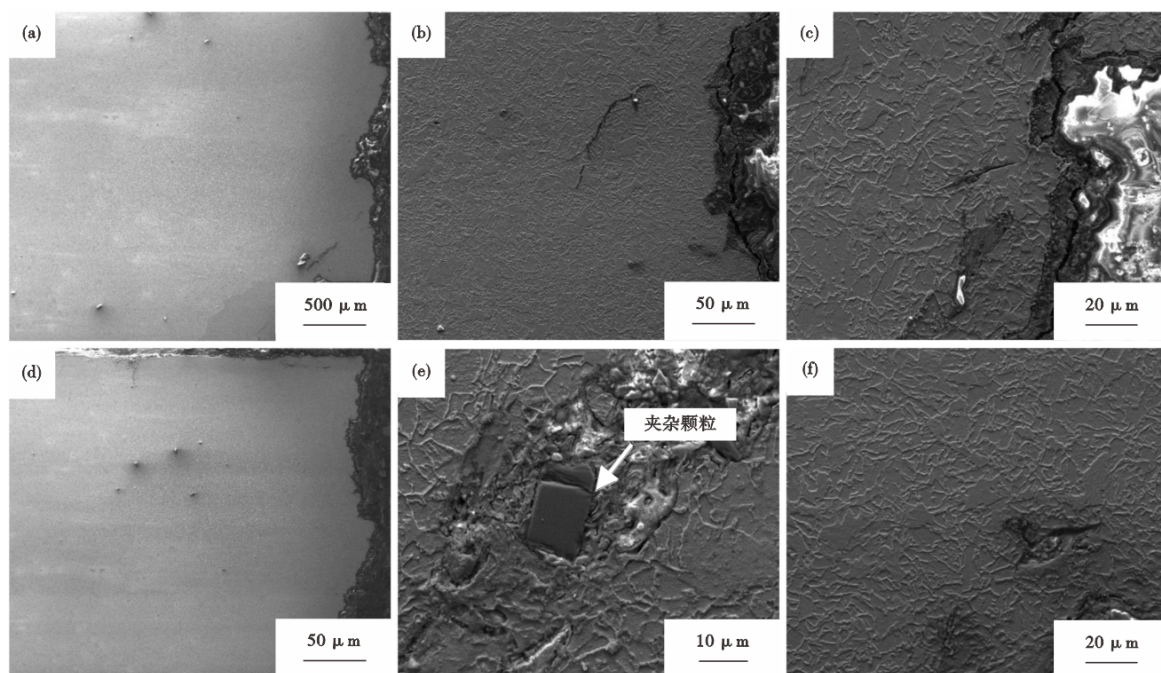


图6 48 mm的Q490DRL2钢调质态冲击试样(27.6 J)的显微组织:(a) (d)断口低倍形貌;(b) (c) (e) (f)裂纹和夹杂

Fig. 6 Microstructures of the 48 mm quenched and tempered Q490DRL2 steel impact specimen (27.6 J) : (a) (d) low-magnification fracture morphologies ; (b) (c) (e) (f) cracks and inclusions

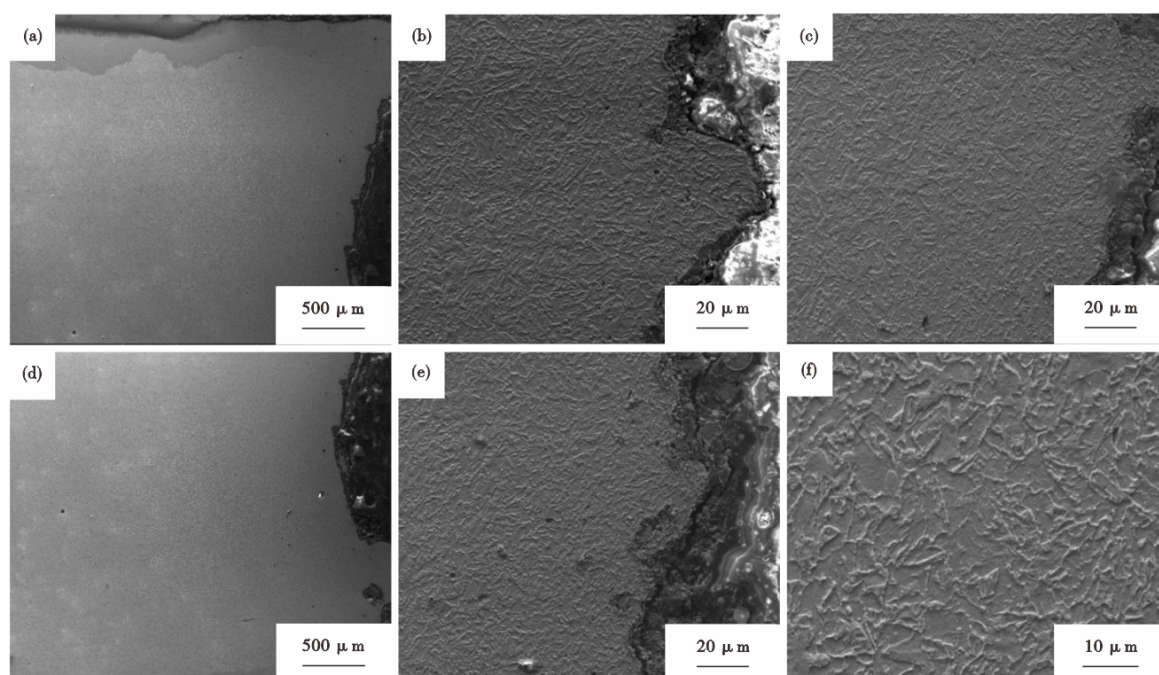


图7 48 mm的Q490DRL2钢调质态冲击试样(256 J)的显微组织:(a) (d)断口低倍形貌;(b) (c) (e) (f)孔洞

Fig. 7 Microstructures of the 48 mm quenched and tempered Q490DRL2 steel impact specimen (256 J): (a) (d) low-magnification fracture morphologies; (b) (c) (e) (f) voids

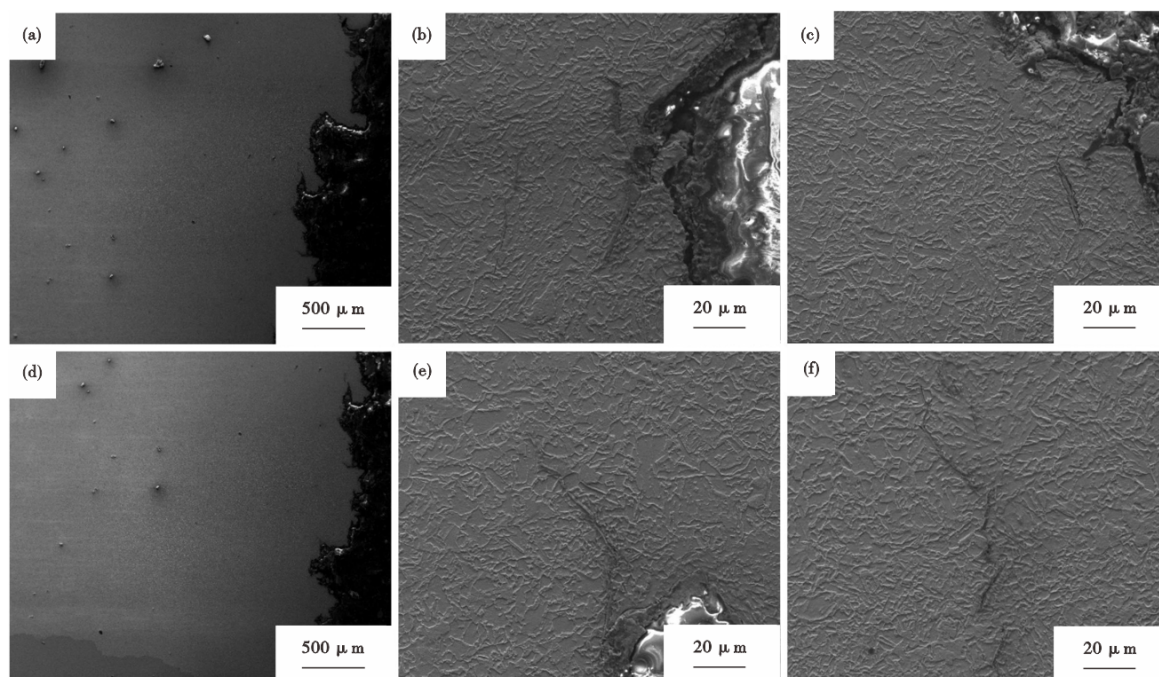


图8 48 mm的Q490DRL2钢模焊态冲击试样(53.2 J)的显微组织:(a) (d)断口低倍形貌;(b) (c) (e) (f)裂纹

Fig. 8 Microstructures of the 48 mm simulated welded Q490DRL2 steel impact specimen (53.2 J): (a) (d) low-magnification fracture morphologies; (b) (c) (e) (f) cracks

程度越显著。首先,较大尺寸的方形硅酸盐夹杂颗粒作为外来物形式存在于金属基体中,破坏了基体金属的连续性,一定程度上降低了钢的整体强韧性。其次,方形硅酸盐夹杂颗粒作为硬脆相,

其硬度与脆性显著高于金属基体,这种物理性能的不匹配使得在冲击变形条件下,夹杂物颗粒极易成为裂纹的起源。同时,该类颗粒具有尖锐的边角特征,在塑性变形过程中容易诱发局部应力

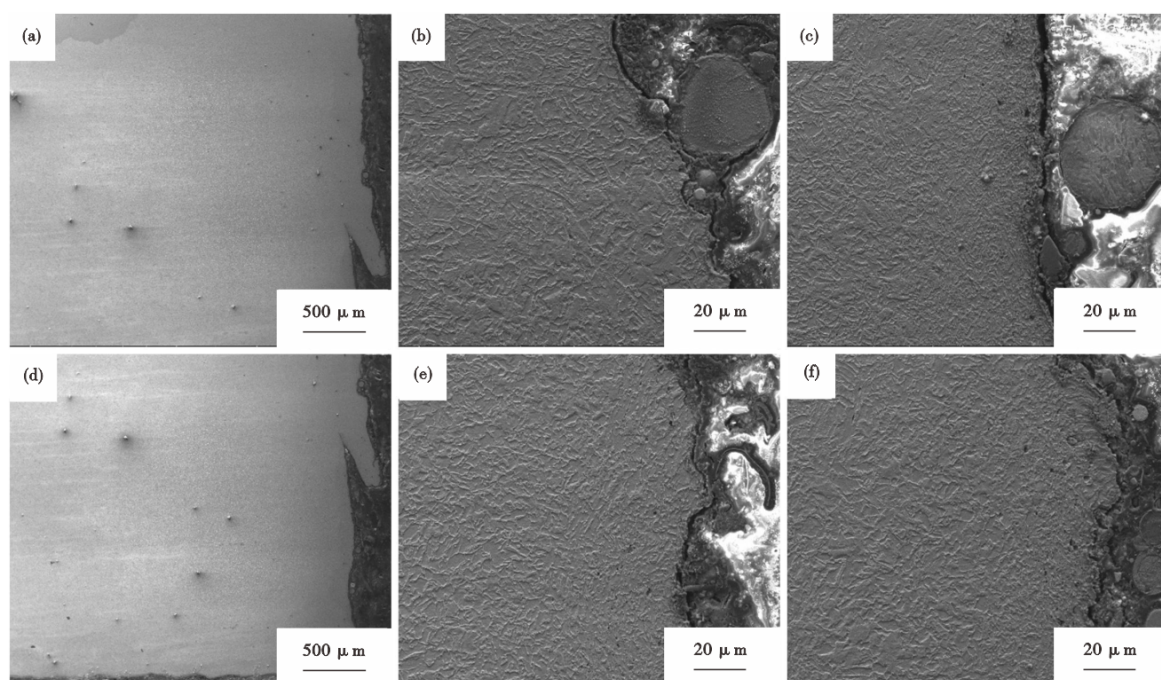


图9 48 mm的Q490DRL2钢模焊态冲击试样(280 J)的显微组织:(a) (d)断口低倍形貌;(b) (c) (e) (f)孔洞

Fig. 9 Microstructures of the 48 mm simulated welded Q490DRL2 steel impact specimen (280 J): (a) (d) low-magnification fracture morphologies; (b) (c) (e) (f) voids

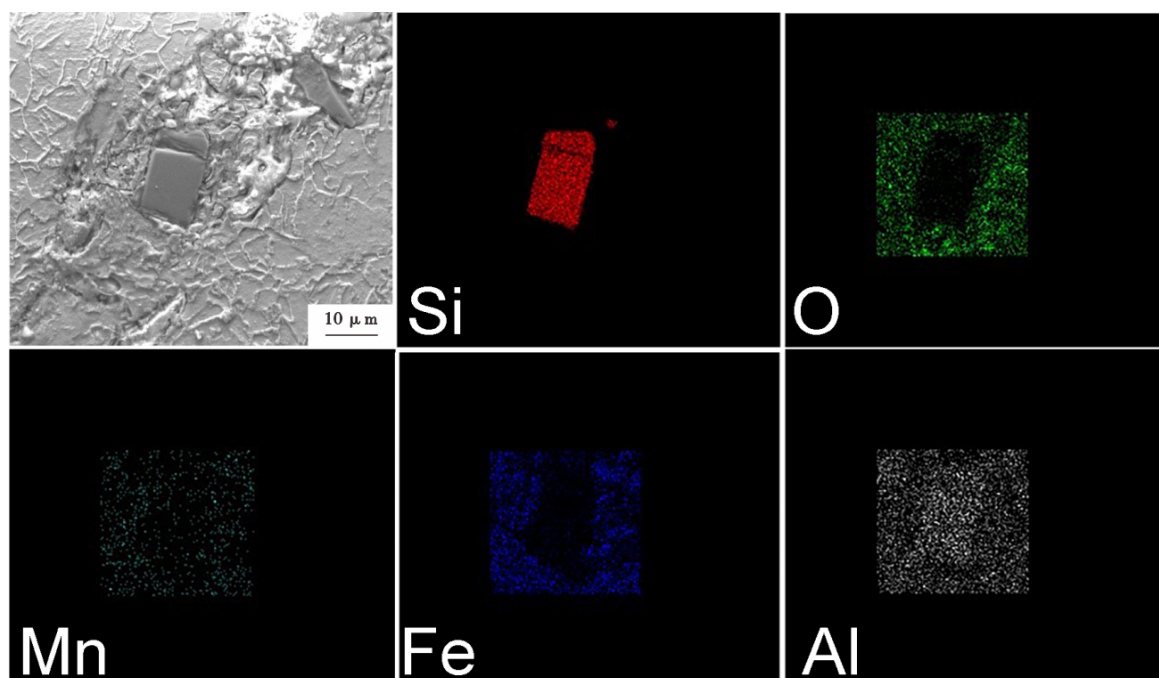


图10 48 mm的Q490DRL2钢调质态冲击试样(27.6 J)中方形夹杂形貌及元素分布图

Fig. 10 Morphology and elemental distribution map of square inclusions in quenched and tempered impact specimen (27.6 J) of 48 mm Q490DRL2 steel

集中,进而促使裂纹优先在此处萌生,并加速裂纹的形成与扩展。此外,方形硅酸盐夹杂颗粒与金属基体的热膨胀系数存在较大差异,硅酸盐夹杂物热膨胀系数小于钢基体,这种差异会在温度变

化时形成热应力,而热应力又会进一步加剧裂纹萌生。另外,方形硅酸盐夹杂颗粒与金属基体界面存在较多缺陷,这些缺陷区域在冲击作用下容易导致方形硅酸盐夹杂颗粒与金属基体分离,促

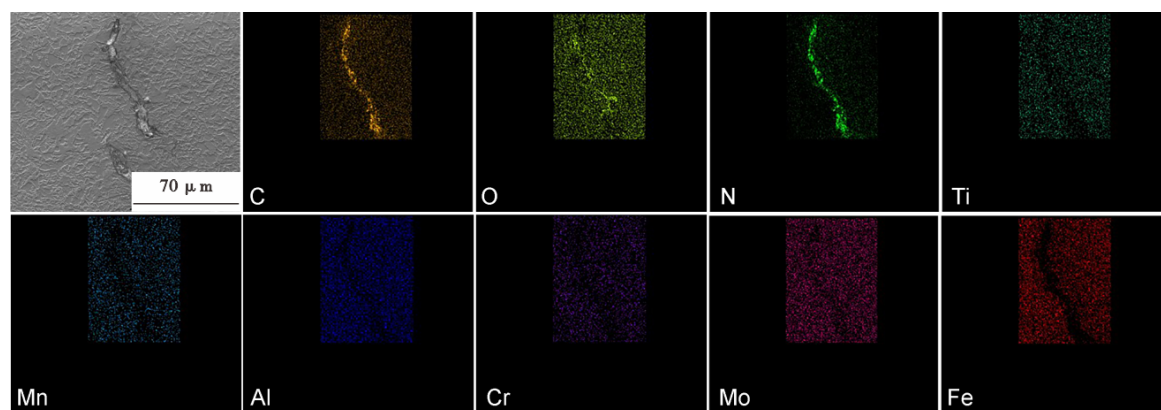


图 11 48 mm 的 Q490DRL2 钢模焊态冲击试样 (53.2 J) 裂纹处形貌及元素分布图

Fig. 11 Morphology and elemental distribution map at the crack location in simulated welded impact specimen (53.2 J) of 48 mm Q490DRL2 steel

进裂纹萌生与扩展。裂纹一旦萌生,裂纹极易沿着夹杂物扩展,而硅酸盐夹杂颗粒与金属基体间的界面效应将加剧裂纹扩展,直至断裂^[15]。带状组织是冲击功不均匀的主导因素之一,其造成的基体组织各向异性为微裂纹萌生提供了条件,而硅酸盐夹杂物并非改变形貌,而是易在带状组织区域聚集,作为带状区域的优先微裂纹源,借助自身硬脆特性、与基体的物理性能及热膨胀系数差异、界面缺陷等,在冲击载荷下易萌生并扩展裂纹,进一步放大带状组织的劣化效应。

为最大限度降低夹杂物对基体连续性的破坏,在常规工艺基础上,进一步实施并强化了全流程夹杂物控制技术,其核心在于“高纯净度钢液制备”与“夹杂物液化改性”的协同作用。首先,在耐火材料与保护浇注方面,除关键高温部位(如浸入式水口)采用 ZrO_2 、 MgO 基低硅耐材以减少 SiO_2 源的外来夹杂外,进一步强化了全过程防二次氧化措施。其次,在冶炼与精炼环节采用“Al + Ca”复合脱氧工艺路线,通过精准控制钙喂入量与时机,确保钢中残余钙含量足以将高熔点的 Al_2O_3 及 SiO_2 夹杂物转化为低熔点的液态钙铝酸盐。此外,针对中间包冶金环节进行了强化,通过设置湍流抑制器与挡渣墙优化钢水流场,并结合高碱度中间包覆盖剂的使用,进一步吸附上浮的微小夹杂物。通过上述系统性改进措施的实施,钢的纯净度得到了显著提升,经

热处理后,试验钢的低温冲击韧性不仅全部达到200 J以上,其均值更是提升至240~280 J。由此可知,实际生产中,为了减少夹杂物对冲击功波动造成影响,需要通过优化炼钢和连铸工艺参数,从而降低夹杂物形成概率和减小夹杂物尺寸。

结合以上组织特征可知,要保持冲击功稳定性,需要尽可能减少大颗粒硅酸盐夹杂和组织偏析出现。组织偏析容易引起组织差异,造成变形不均匀,类似双相区轧制出现裂纹机制。而大颗粒夹杂在冲击测试过程中与基体组织变形不协调,容易促进裂纹萌生,且最终导致冲击功离散大。在组织偏析或大颗粒夹杂出现附近,非常容易出现微裂纹,这些微裂纹都将成为冲击过程中形成大裂纹的潜在因素。

3 结论

1)大颗粒硅酸盐夹杂和组织偏析是造成厚度为48 mm的压力容器用Q490DRL2钢低温冲击功波动的主要原因。

2)冲击功较差的试样中断口锯齿状明显,且临近断口处有较多细小裂纹,这些裂纹有的是已经存在,有的是在冲击过程中萌生和扩展形成。此外,在基体中还可以发现已经扩展的大尺寸裂纹,部分裂纹中含有破碎的方型硅酸盐类夹杂物。

3)冲击功优异试样断口平直光滑,几乎不可见微裂纹,基体组织中较少发现大尺寸夹杂颗粒。

参考文献

- [1] 董 瀚. 钢铁材料基础研究的评述[J]. 钢铁, 2008, 43(10): 1-7.
- [2] 王 飞, 李建新, 张玉春. 抚顺特钢高强钢及超高强度钢发展

现状[J]. 特殊钢, 2021, 42(5): 30-35.

- [3] 李 鑫, 史晓斌, 王永强, 等. 中厚板生产研发及其低温冲击韧性研究概况[J]. 特殊钢, 2026, 47(2): 1-12.

- [4] 李月云, 王 雷, 李建华, 等. 大规格SWRS82B钢盘条同圈抗拉强度波动原因分析及改善措施[J]. 金属热处理, 2024, 49(1): 273-278.
- [5] 李忠波, 袁 清, 许少普, 等. 超厚规格模具钢3Cr2Mo不同冷却下的硬度和组织差异[J]. 金属热处理, 2024, 49(1): 31-38.
- [6] 尹朝朝, 张莉芹, 胡 锋, 等. 马氏体亚结构对F690超厚板表层强韧性能的影响[J]. 钢铁, 2021, 56(7): 129-138.
- [7] 王运苗, 秦 坤, 马欣然. 桥梁钢板冲击功数值波动原因分析及改善措施[J]. 宽厚板, 2023, 29(4): 36-38.
- [8] 宋 畅, 王俊霖, 陈吉清, 等. 700 MPa级高强度磁轭钢冲击功波动的原因分析[J]. 武钢技术, 2017, 55(5): 34-36+44.
- [9] 刘小林. E42船板冲击功单值波动原因分析[J]. 宽厚板, 2005, 11(5): 34-31+39.
- [10] Yuan Q, Ren J, Mo J X, et al. Effects of rapid heating on the phase transformation and grain refinement of a low-carbon microalloyed steel[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 23: 3756-3771.
- [11] 任 杰, 袁 清, 莫家璇, 等. 快速加热对低碳微合金钢相变和微观组织的影响[J]. 武汉科技大学学报, 2023, 46(6): 401-408.
- [12] 袁 清, 彭 田, 李庆龙, 等. 低Al含量Fe-C-Si-Mn轻量化高强钢的微观组织与力学性能研究[J]. 武汉科技大学学报, 2023, 46(3): 168-174.
- [13] 杨 睿, 李 阳, 孙 萌, 等. 钛微合金钢冶炼过程中TiN生成与控制的研究进展[J]. 特殊钢, 2025, 46(1): 1-15.
- [14] 毕 胜, 王 鑫, 陈修君, 等. C82DA帘线钢中TiN夹杂的控制[J]. 特殊钢, 2022, 43(4): 46-49.
- [15] Yuan Q, Xiong L, Liang W, et al. Experimental study on single value fluctuation of impact work in 700 MPa low-alloy tempering plate[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 32: 565-576.