

DOI: 10.11973/jxgccl202311002

超声冲击对厚板异种钢 T 型焊接接头组织与硬度的影响

汪子钊¹, 张俊², 孙高辉², 全顺红², 刘华兵³, 甘进¹, 吴卫国^{1,3}, 汪舟⁴

(1. 武汉理工大学船海与能源动力工程学院, 武汉 430063; 2. 中铁重工有限公司, 武汉 430063;

3. 武汉理工大学绿色智能江海直达船舶与邮轮游艇研究中心, 武汉 430063;

4. 武汉理工大学汽车工程学院, 武汉 430063)

摘要: 在 18, 27 μm 冲击振幅下对 Q420qD/20MnMoNb 厚板异种钢 T 型焊接接头焊趾区进行超声冲击处理, 分析了不同冲击振幅下焊趾处的显微组织、残余应力以及显微硬度, 并与超声冲击前的进行了对比。结果表明: 超声冲击处理后焊趾表层出现塑性变形层、大量位错及较高残余压应力, 晶粒细化, 硬度提高。当超声冲击振幅由 18 μm 增至 27 μm , 塑性变形层深度由约 120 μm 增大至 144 μm , 亚晶尺寸进一步细化至约 25 nm, 位错密度进一步增大至约 $2.48 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$; 表面残余压应力增大至约 433 MPa, 其影响深度增大至约 1 410 μm ; 表面硬度增大至约 400 HV, 硬化层深度增加至约 900 μm 。

关键词: 超声冲击; 厚板 T 型焊接接头; 显微组织; 残余应力; 硬度

中图分类号: TG176

文献标志码: A

文章编号: 1000-3738(2023)11-0006-06

Effect of Ultrasonic Impact on Microstructure and Hardness of Thick Plate Dissimilar Steel T-type Welded Joints

WANG Zizhao¹, ZHANG Jun², SUN Gaohui², QUAN Shunhong², LIU Huabing³,
GAN Jin¹, WU Weiguo^{1,3}, WANG Zhou⁴

(1. School of Naval Architecture, Ocean and Energy Power Engineering, Wuhan University of Technology,

Wuhan 430063, China; 2. China Railway Heavy Machinery Co., Ltd., Wuhan 430063, China;

3. Green & Smart River-Sea-Going Ship, Cruise and Yacht Research Center, Wuhan University of Technology, Wuhan 430063, China; 4. School of Automotive Engineering, Wuhan University of Technology, Wuhan 430063, China)

Abstract: Ultrasonic impact was conducted on the weld toe region of Q420qD/20MnMoNb thick plate dissimilar steel T-type welded joints with 18, 27 μm impact amplitudes, and the microstructure, residual stress and microhardness at the weld toe were analyzed under different impact amplitudes, and compared with those before ultrasonic impact. The results show that after ultrasonic impact, a plastic deformation layer, a lot of dislocations and a high compressive stress appeared on the surface layer of the weld toe, the grains were refined, and the hardness increased. When the ultrasonic impact amplitude increased from 18 μm to 27 μm , the depth of the plastic deformation layer increased from about 120 μm to 144 μm , the subcrystalline was further refined to about 25 nm in size, and the dislocation density increased to about $2.48 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$; the residual compressive stress on the surface increased to about 433 MPa and its affected depth increased to about 1 410 μm ; the surface hardness increased to about 400 HV and the depth of hardening layer increased to about 900 μm .

Key words: ultrasonic impact; thick plate T-type welded joint; microstructure; residual stress; hardness

收稿日期: 2023-02-21; 修订日期: 2023-10-15

基金项目: 国家自然科学基金面上资助项目(51879208); 湖北省自然

科学基金青年项目(20231j0222)

作者简介: 汪子钊(1998—), 男, 湖北黄冈人, 硕士研究生

通信作者(导师): 刘华兵助理研究员

0 引言

海洋工程、航空航天、核电装备等工业的不断发展, 对设备中焊接结构的性能提出越来越高的要求, 焊接结构也向着大厚度、高强度和大型复杂化的方

向发展^[1-2]。目前,厚板(厚度大于 20 mm)多采用多层多道焊接方式,焊接过程中熔敷金属经历多次热循环,造成焊缝区域残余应力分布复杂且幅值较大,当受到外载荷的作用时,两者的叠加会加快疲劳裂纹的萌生和扩展^[3-4]。异种金属焊接接头由于组成材料之间热物理性能、力学性能和显微组织的差异,相较于同质金属焊接接头,产生了更大的焊接残余应力^[2]。因此,对大厚度异种金属焊接结构焊接残余应力进行有效调控是目前工程上亟待解决的问题。

目前,主要通过热处理、振动时效和表面强化处理方法对焊接残余应力进行调控。其中,表面强化处理方法如超声冲击、喷丸、激光喷丸、滚压等均可以消除焊接残余拉应力并引入压应力及细化表层组织,从而提升其抵抗摩擦、应力腐蚀和疲劳的能力^[5-7],因而广泛应用于工业生产中。超声冲击处理(ultrasonic impact treatment, UIT)是一种较新且有效的应力调控技术,具有使用灵活方便、不受工件几何形状和大小的限制、效率高、成本低和适用性强等优点^[1]。

研究^[8-13]发现,超声冲击处理可以优化同质金属焊接结构组织及消除焊接残余拉应力,然而目前缺乏对厚板异种钢超声冲击后变形层组织、残余应力场和力学性能的综合研究。T 型焊接接头中焊趾处较大幅度的应力集中导致焊接残余应力的不利影响更加突出。为了降低 T 型焊接接头的焊接残余拉应力和焊趾处的应力集中,作者采用超声冲击处理对桥梁用 Q420qD/20MnMoNb 异种钢厚板 T 型焊接接头进行强化处理,研究了不同振幅超声冲击

对该 T 型接头显微组织、残余应力分布和硬度的影响,以期为超声冲击在该异种钢焊接结构组织和残余应力调控方面的应用提供一定指导。

1 试样制备与试验方法

1.1 试样制备

选用 Q420qD/20MnMoNb 异种钢 T 型焊接接头作为试验对象。其中,Q420qD 高强钢底板的尺寸为 600 mm×300 mm×40 mm,20MnMoNb 锻钢立板的尺寸为 600 mm×200 mm×60 mm,立板垂直于底板中央。焊接填充材料为直径 1.2 mm 的 EG55-G-6 实心焊丝。母材与焊丝熔敷金属的化学成分和力学性能分别见表 1 和表 2。采用 CO₂ 气体保护多层多道焊制备 Q420qD/20MnMoNb 异种钢 T 型焊接接头,施焊前采用烘枪对焊接坡口两侧 100 mm 宽度范围进行预热处理,预热温度约为 150 ℃,层间温度约为 100 ℃,坡口形式及焊道布置见图 1,具体的焊接工艺参数如表 3 所示。焊接结束后,采用超声波探伤对焊缝质量进行检查,不得有裂纹、未熔合、夹渣、咬边和未填满弧坑等缺陷。

采用 HJ-III 型超声冲击设备对焊接接头进行超声冲击处理,冲击区域为左、右侧焊缝(每侧各包括 2 道焊趾,共 4 道焊趾),如图 2 所示。在焊趾部位沿着焊缝方向进行匀速超声冲击处理,冲击宽度为 10 mm,超声频率为 17.9 kHz,冲击振幅为 18, 27 μm,单根冲击针的直径为 3 mm,冲击处理速度为 60 mm·min⁻¹。超声冲击完成后,若用 10 倍放大镜能查看到焊趾区域形成一条连续、均匀、光亮的凹槽,则说明原有焊趾全部被冲击处理到。

表 1 母材和焊丝熔敷金属的化学成分

Table 1 Chemical composition of base metal and deposited metal of welding wire

材料	质量分数/%								
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Nb
Q420qD 钢	0.070	1.53	0.20	0.014	0.003	0.17	0.15	0.010	0.031
20MnMoNb 钢	0.190	1.43	0.23	0.006	0.002	0.10	0.14	0.510	0.033
熔敷金属	0.061	1.55	0.62	0.012	0.008	0.31	0.01	0.002	—

表 2 母材和焊丝熔敷金属的力学性能

Table 2 Mechanical properties of base metal and deposited metal of welding wire

材料	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	断后伸长率/%
Q420qD 钢	483	588	22.0
20MnMoNb 钢	505	639	23.0
熔敷金属	532	614	26.0

1.2 试验方法

利用线切割设备切割 T 型焊接接头焊缝的一侧超声冲击处理区域,试样尺寸为 5 mm×5 mm×5 mm,试样经镶嵌、打磨、抛光,用体积分数 4% 的硝酸乙醇溶液腐蚀后,利用 AxioVert A1 型光学显微镜对焊趾处的截面显微组织进行观察。采用 Miniflex 600 型 X 射线衍射仪(XRD)对超声冲击前后焊趾 1

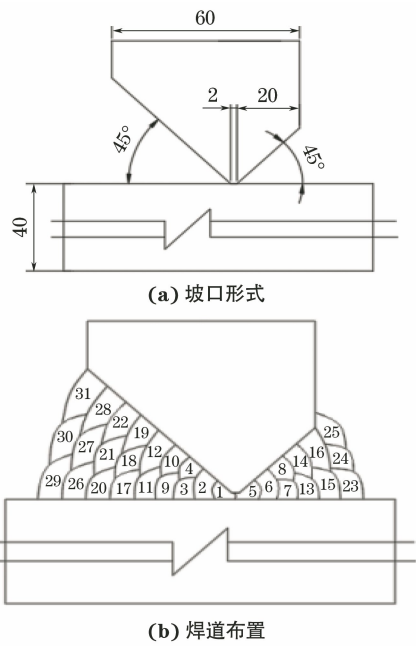


图 1 焊接接头的坡口形式和焊道布置

Fig. 1 Bevel form (a) and welding channel arrangement (b) of welded joint

表 3 焊接工艺参数

Table 3 Welding process parameters

焊道	焊道编号	焊接电流/ A	焊接电压/ V	焊接速度/ (mm·min ⁻¹)
打底焊	1~5	220~240	30~32	29~34
填充焊	6~22, 26~28	240~260	32~34	40~45
盖面焊	23~25, 29~31	240~260	32~34	40~45

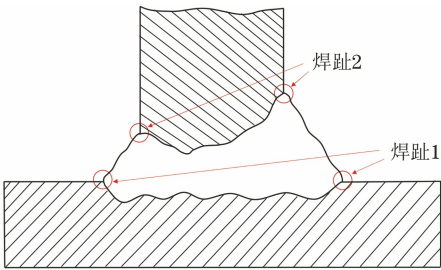


图 2 超声冲击处理部位

Fig. 2 Ultrasonic impact treatment site

和焊趾 2 表面进行微观结构分析,采用铜靶,管电压和管电流分别为 40 kV 和 30 mA,扫描速率为 2 (°)·min⁻¹,扫描步长为 0.02°。采用 Voigt 单峰分析法^[14-15]对 XRD 谱进行线形分析处理,计算得到表层的亚晶尺寸和微观应变。利用 Williamson 方法^[16]计算超塑性变形层的位错密度 ρ ,计算公式为

$$\rho = \frac{2\sqrt{3}}{|b|} \frac{\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}}{D}$$

(1)

式中: b 为伯氏矢量,2.482 5 nm; $\langle \epsilon^2 \rangle$ 为微观应变 ϵ

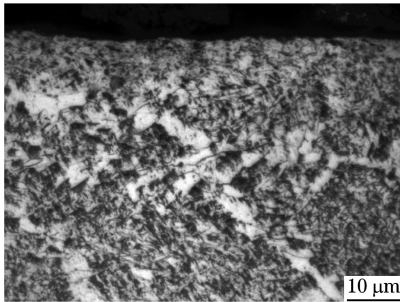
的加权平均值; D 为亚晶尺寸。

利用 μ -X360s 型便携式 X 射线残余应力分析仪对超声冲击前后 T 型焊接接头焊趾处的残余应力进行测定,测试路径为沿塑性变形层深度方向,在测试过程中采用电解抛光机对试样进行电化学腐蚀剥层,电化学腐蚀介质为饱和 NaCl 溶液,电压为 15 V,每次腐蚀 10 s,腐蚀后用乙醇和丙酮对表面进行擦拭。采用 HV-1000A 型显微硬度计对焊趾部位的不同深度硬度进行测试,测试点位于焊趾表面中心部位并垂直于表面方向,通过电化学腐蚀剥层处理达到不同深度,剥层深度通过高精度千分表测得,电化学腐蚀剥层过程与残余应力测试时一致。硬度测试时载荷为 1.96 N,保载时间为 15 s,测试间距为 50 μ m。

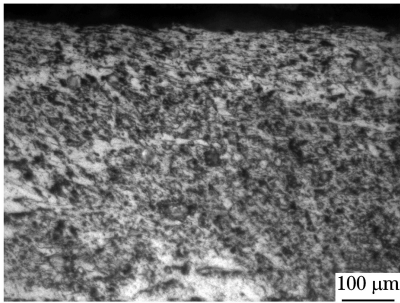
2 试验结果与讨论

2.1 表面粗糙度和塑性变形层深度

由图 3 可以看到:当超声冲击振幅为 18 μ m 时,接头焊趾处表面凹凸不平,近表层组织严重变形,呈流线状分布特征,塑性变形层深度约为 120 μ m,塑性变形层与未变形区过渡良好,未出现明显界面;当超声冲击振幅增大至 27 μ m 时,表面凹凸不平程度增加,塑性变形层深度增至 144 μ m。这表明提升超声冲击振幅会增加接头焊趾处的表面



(a) 18 μ m



(b) 27 μ m

图 3 经不同振幅超声冲击后焊趾 1 处的截面显微组织
Fig. 3 Sectional microstructures at weld toe 1 after ultrasonic impact with different amplitudes

粗糙度以及塑性变形层深度。

2.2 亚晶尺寸与位错密度

由图 4 可以看出:超声冲击处理前后焊趾处的主要物相均为铁相(JCPDS No.06-0696),说明超声冲击不会改变焊接接头表面的物相组成;超声冲击处理后的衍射峰宽度明显增加,并且冲击振幅为 18 μm 的衍射峰宽度更大,这主要与超声冲击引起的晶粒细化和微观应变有关^[17]。

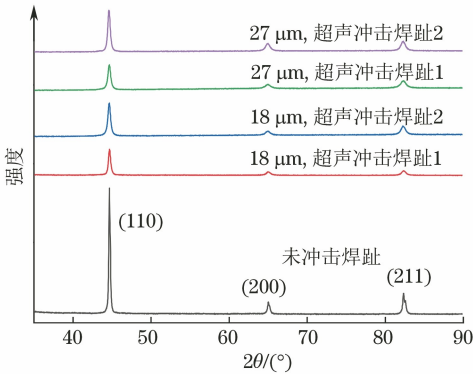


图 4 未冲击焊趾和不同振幅超声冲击焊趾表面的 XRD 谱
Fig. 4 Surface XRD spectra of unimpacted weld toe and of weld toe after ultrasonic impact with different amplitudes

由表 4 可以看出:与超声冲击前相比,超声冲击后焊趾表层的亚晶尺寸明显减小,微观应变增大,位错密度提高了约 2 个数量级。推测超声冲击处理使接头表层产生剧烈的塑性变形,从而细化了表层亚晶尺寸,导致晶格发生了严重的畸变,并引入了大量位错。当冲击振幅由 18 μm 增加至 27 μm 后,亚晶尺寸进一步细化,晶格畸变更加严重,位错密度进一步增大。由于不同焊趾处母材的组织不一致,经超声冲击处理后的塑性变形程度不同,因此晶粒细化程度和位错密度不同。

表 4 超声冲击前后焊趾表层的亚晶尺寸、微观应变和位错密度

Table 4 Subcrystalline size, microstrain and dislocation density of weld toe surface layer before and after ultrasonic impact

试样	晶粒尺寸/ nm	微观应变/ 10^{-3}	位错密度/ m^{-2}
未冲击焊趾	291.15	1.307	6.26×10^{12}
18 μm 振幅超声冲击焊趾 1	33.08	4.796	2.02×10^{14}
18 μm 振幅超声冲击焊趾 2	40.15	4.370	1.52×10^{14}
27 μm 振幅超声冲击焊趾 1	25.09	4.458	2.48×10^{14}
27 μm 振幅超声冲击焊趾 2	29.03	4.974	2.39×10^{14}

2.3 残余应力

由图 5 可以看出,未经过超声冲击处理的焊趾

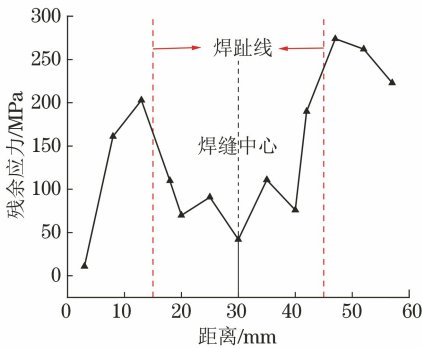


图 5 未超声冲击焊趾表面的残余应力分布
Fig. 5 Residual stress distribution on surface of non-ultrasonic impact weld toe

表面存在焊接残余拉应力,达到 200~270 MPa。由图 6 可以看出:经过超声冲击处理后,焊趾表层出现较高水平的残余压应力,且最大残余压应力均出现在表面,随着距表面距离的增大,残余压应力减小并转变为拉应力。超声冲击残余应力场的分布规律可以利用 WOHLFAHRT 等^[18]提出的赫兹压力模型进行解释,即残余应力的分布主要由表层的塑性延伸和赫兹压力引起次表层的塑性变形 2 个相互竞争的过程决定;由于试验研究的异种钢 T 型焊接结构在其焊趾处的硬度低于 300 HV,超声冲击针头与焊趾处接触面积较大,表层的塑性延伸会吸收冲击针大部分的能量,因此最大压应力出现在表面。在焊趾 1 处,随着冲击振幅由 18 μm 增加到 27 μm ,表面最大残余压应力由 403 MPa 增至 433 MPa,增加幅度为 7%,残余压应力的影响深度由 1 190 μm 增至 1 390 μm 。在焊趾 2 处,表面最大残余压应力由 363 MPa 增至 419 MPa,提高幅度为 15%,残余压应力的影响深度由 1 260 μm 增至 1 410 μm 。焊趾 1 和焊趾 2 在相同超声冲击振幅下的残余压应力大

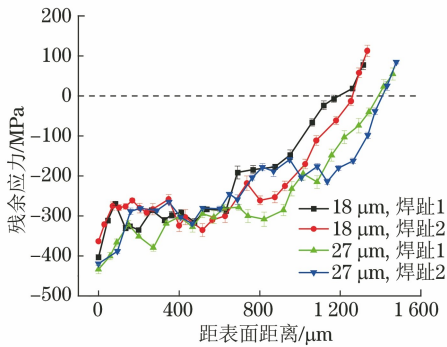


图 6 不同振幅超声冲击处理后焊趾 1 和焊趾 2 处的残余应力随距表面距离的变化曲线
Fig. 6 Curves of residual stress vs distance from surface of weld toe 1 and weld toe 2 after ultrasonic impact with different amplitudes

小和影响深度也存在差异,即焊趾 1 处的表面残余压应力更大,但影响深度较浅,这主要是由于这 2 个区域的初始组织、焊接残余应力等均存在差异,经过相同强度超声冲击处理后的塑性变形程度不一致。

2.4 显微硬度

由图 7 可以看出,超声冲击处理后,焊趾处表面的显微硬度最高,随距表面距离的增大显微硬度逐渐降低直至基体硬度(250 HV)。经过振幅为 18 μm 和 27 μm 的超声冲击处理后,焊趾 1 处的表面硬度分别为 315, 400 HV,较基体提高了 26% 和 60%,而焊趾 2 处的表面硬度分别为 287, 390 HV,较基体分别提高了 22% 和 66%。当超声冲击振幅为 18 μm 时,焊趾处硬化层的深度约为 600 μm ,而当冲击振幅提高到 27 μm 时,硬化层深度也增加至约 900 μm ,可见随着冲击振幅的增加,加工硬化层深度增大。

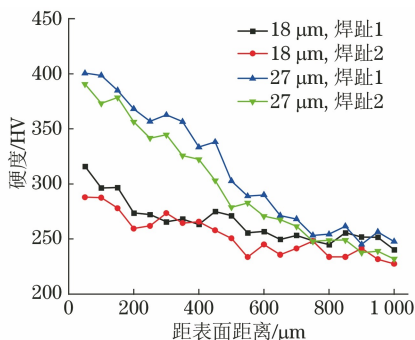


图 7 不同振幅超声冲击处理后焊趾 1 和焊趾 2 处的硬度随距表面距离的变化曲线

Fig. 7 Curves of microhardness vs distance from surface of weld toe 1 and weld toe 2 after ultrasonic impact with different amplitudes

TABOR 等^[19]认为,显微硬度可以直接反映材料的加工硬化程度,间接反映材料的屈服强度大小。显微硬度 H 与屈服强度 σ 之间存在以下关系^[20]:

$$H = C\sigma \quad (2)$$

式中: C 为常数,取 0.3。

根据 Hall-Petch 经验公式^[21],屈服强度和晶粒尺寸之间的关系如下:

$$\sigma = \sigma_0 + K D^{-1/2} \quad (3)$$

式中: σ_0 为材料充分退火后的屈服强度; K 为取决于材料晶体结构的常数。

此外,可以用 Bailey-Hirsch 公式^[22]来描述位错密度和屈服强度之间的关系,公式如下:

$$\sigma = \sigma_0 + \beta \mu b \rho^{1/2} \quad (4)$$

式中: μ 为材料的切变模量; β 为常数。

由式(3)和式(4)可知,减小晶粒尺寸和增加位错密度均能够提高材料的硬度。超声冲击处理明显

细化了焊趾区域表层的晶粒尺寸并引入了大量位错,并且 27 μm 冲击振幅下的表面晶粒细化程度更高,引入的位错更多,因此硬度更高。

3 结 论

(1) 超声冲击处理后 Q420qD/20MnMoNb 异种钢 T 型焊接接头焊趾区域表层出现塑性变形层,当超声冲击振幅由 18 μm 增至 27 μm 时,塑性变形层深度由约 120 μm 增大至 144 μm ;与超声冲击前相比,超声冲击后焊趾表层的亚晶尺寸明显减小,微观应变增大,位错密度提高约 2 个数量级,并且当冲击振幅由 18 μm 增加至 27 μm 后,亚晶尺寸进一步细化至约 25 nm,位错密度进一步增大至约 $2.48 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 。

(2) 超声冲击处理在焊趾表层引入了较高水平的残余压应力,最大残余压应力出现在表面;当冲击振幅由 18 μm 增加至 27 μm 后,表面残余压应力增大至约 433 MPa,影响深度增大至约 1 410 μm 。

(3) 超声冲击通过细化晶粒和引入位错提升了焊趾表层的硬度,且硬度最大值出现表面;当冲击振幅由 18 μm 增加至 27 μm 时,表面硬度增大至约 400 HV,硬化层深度增加至约 900 μm 。

参考文献:

- [1] 白易立,王东坡,邓彩艳,等. 超声冲击强度对焊接接头疲劳寿命的影响[J]. 焊接学报,2019,40(12):149-153.
BAI Y L, WANG D P, DENG C Y, et al. Effect of ultrasonic impact strength on fatigue life of welded joints [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2019, 40(12): 149-153.
- [2] 蔡建鹏,何静,张彦杰,等. Q345/SUS304 异种钢对接接头残余应力和变形的分析[J]. 焊接学报,2016,37(1):71-75.
CAI J P, HE J, ZHANG Y J, et al. Study on welding residual stress and distortion of Q345/SUS304 dissimilar steel butt weld[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2016, 37(1): 71-75.
- [3] 李明,林健,雷永平,等. 核电蒸汽发生器传热管/管板接头传热管内壁的焊接残余应力分布[J]. 机械工程材料,2019,43(1): 82-86.
LI M, LIN J, LEI Y P, et al. Welding residual stress distribution of heat transfer tube inner wall of tube-to-tubesheet joint in nuclear steam generator[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2019, 43(1): 82-86.
- [4] DONG W C, GAO D B, LU S P. Numerical investigation on residual stresses of the safe-end/nozzle dissimilar metal welded joint in CAP1400 nuclear power plants[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2019, 32(5): 618-628.

- [5] ROY S, FISHER J W, YEN B T. Fatigue resistance of welded details enhanced by ultrasonic impact treatment (UIT) [J]. *International Journal of Fatigue*, 2003, 25 (9/10/11): 1239-1247.
- [6] GUJBA A, MEDRAJ M. Laser peening process and its impact on materials properties in comparison with shot peening and ultrasonic impact peening [J]. *Materials*, 2014, 7 (12): 7925-7974.
- [7] HATAMLEH O. A comprehensive investigation on the effects of laser and shot peening on fatigue crack growth in friction stir welded AA 2195 joints [J]. *International Journal of Fatigue*, 2009, 31(5): 974-988.
- [8] 于影霞, 何柏林, 夏松松, 等. 超声冲击对 AZ91D 镁合金耐腐蚀性能的影响 [J]. *热加工工艺*, 2015, 44(20): 138-141.
YU Y X, HE B L, XIA S S, et al. Effect of ultrasonic impact treatment on corrosion resistance of AZ91D Mg alloy [J]. *Hot Working Technology*, 2015, 44(20): 138-141.
- [9] QIAN S H, ZHANG T M, CHEN Y H, et al. Effect of ultrasonic impact treatment on microstructure and corrosion behavior of friction stir welding joints of 2219 aluminum alloy [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 18: 1631-1642.
- [10] 刘成豪, 陈芙蓉. 超声冲击强化 7A52 铝合金 VPPA-MIG 焊接接头的疲劳性能 [J]. *材料导报*, 2022, 36(15): 141-145.
LIU C H, CHEN F R. Fatigue properties of the VPPA-MIG welded joint of the 7A52 aluminum alloy strengthened by ultrasonic impact [J]. *Materials Reports*, 2022, 36 (15): 141-145.
- [11] 何柏林, 封亚明, 李力. 超声冲击及焊缝余高对 6082 铝合金焊接接头疲劳性能的影响 [J]. *中国有色金属学报*, 2019, 29(7): 1377-1383.
HE B L, FENG Y M, LI L. Effects of UIT and weld reinforcement on fatigue properties of 6082 aluminum alloy welded joint [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2019, 29(7): 1377-1383.
- [12] DAAVARI M, SADOUGH VANINI S A. Corrosion fatigue enhancement of welded steel pipes by ultrasonic impact treatment [J]. *Materials Letters*, 2015, 139: 462-466.
- [13] 唐大富. 超声冲击处理对 7A52 铝合金焊接接头疲劳性能的影响 [D]. 呼和浩特: 内蒙古工业大学, 2015.
TANG D F. Effect of ultrasonic shock treatment on fatigue properties of 7A52 aluminum alloy welded joint [D]. Hohhot: Inner Mongolia University of Tehchnology, 2015.
- [14] VIVES S, GAFFET E, MEUNIER C. X-ray diffraction line profile analysis of iron ball milled powders [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, 366(2): 229-238.
- [15] LANGFORD J I. A rapid method for analysing the breadths of diffraction and spectral lines using the Voigt function [J]. *Journal of Applied Crystallography*, 1978, 11(1): 10-14.
- [16] WILLIAMSON G K, SMALLMAN R E. III. Dislocation densities in some annealed and cold-worked metals from measurements on the X-ray Debye-Scherrer spectrum [J]. *Philosophical Magazine*, 1956, 1(1): 34-46.
- [17] LIU H B, GAN J, JIANG C H, et al. Work softening mechanism and microstructure evolution of nanostructured Mg-8Gd-3Y alloy during severe shot peening [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2022, 441: 128601.
- [18] WOHLFAHRT H. The influence of peening conditions on the resulting distribution of residual stress [C] // *Proceedings of the Proceedings of the Second International Conference on Shot Peening*, F. Chicago: [s. n.], 1984.
- [19] TABOR D. A simple theory of static and dynamic hardness [J]. *Proceedings of the Royal Society of London Series A Mathematical and Physical Sciences*, 1948, 192 (1029): 247-274.
- [20] STARINK M J, CHENG X Y, YANG S F. Hardening of pure metals by high-pressure torsion: A physically based model employing volume-averaged defect evolutions [J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(1): 183-192.
- [21] HANSEN N. Hall-Petch relation and boundary strengthening [J]. *Scripta Materialia*, 2004, 51(8): 801-806.
- [22] NAKASHIMA K, FUJIMURA Y, MATSUBAYASHI H, et al. Yielding behavior and change in dislocation substructure in an ultralow carbon martensitic steel [J]. *Tetsu-to-Hagane*, 2007, 93(6): 459-465.

(上接第 5 页)

- [12] TUGCU K, SHA G, LIAO X Z, et al. Enhanced grain refinement of an Al-Mg-Si alloy by high-pressure torsion processing at 100 °C [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 552: 415-418.
- [13] MOHAMED I F, LEE S, EDALATI K, et al. Aging behavior of Al6061 alloy processed by high-pressure torsion and subsequent aging [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2015, 46(6): 2664-2673.
- [14] HU J M, ZHANG W G, FU D F, et al. Improvement of the mechanical properties of Al-Mg-Si alloys with nano-scale precipitates after repetitive continuous extrusion forming and T8 tempering [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2019, 8(6): 5950-5960.
- [15] 金曼, 孙保良, 邵光杰. 添加锆对 Al-Mg-Si 合金时效组织和性能的影响 [J]. *机械工程材料*, 2006, 30(4): 60-63.
JIN M, SUN B L, SHAO G J. Effect of addition Zr on aging microstructure and property of Al-Mg-Si alloy [J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2006, 30(4): 60-63.