不锈钢与渗碳钢惯性摩擦焊接头的组织与性能

陈五星[1]，戴明辉[2]，陈大军[2]，代野[2]

（1.海军驻葫芦岛四三一厂军事代表室，辽宁 葫芦岛 125004；
2.西南技术工程研究所，重庆 400039）

摘要：目的 研究 0Cr18Ni12Mo2Ti 不锈钢与 20CrMnMo 渗碳钢的惯性摩擦焊焊接接头的组织与力学性能。**方法** 通过金相、能谱分析、显微硬度、拉伸试验对焊接接头进行组织与力学性能分析。**结果** 焊接试样上 0Cr18Ni12Mo2Ti 不锈钢一侧飞边尺寸比 20CrMnMo 渗碳钢一侧飞边小；焊接接头熔合区仅为 50 μm，熔合线附近元素扩散层很窄，其中 0Cr18Ni12Mo2Ti 不锈钢仍为奥氏体组织，20CrMnMo 钢组织由铁素体与珠光体转变为马氏体与索氏体，20CrMnMo 一侧热力影响区组织为细小的片状珠光体与铁素体；焊缝区的显微硬度为 358HV，高于 2 种母材；焊接接头抗拉强度大于 590 MPa，断后伸长率大于 32%，断裂位置均在 0Cr18Ni12Mo2Ti 不锈钢母材一侧。**结论** 采用惯性摩擦焊工艺可实现不锈钢与渗碳钢的高强连接。

关键词：惯性摩擦焊；不锈钢；显微组织；显微硬度；拉伸性能
DOI：10.3969/j.issn.1674-6457.2017.05.031
中图分类号：TG453 **文献标识码：**A **文章编号：**1674-6457(2017)05-0198-05

Microstructure and Properties of Inertia Friction Welded Joint of Stainless Steel and Carburizing Steel

CHEN Wu-xing[1], *DAI Ming-hui*[2], *CHEN Da-jun*[2], *DAI Ye*[2]

(1.Military Representative Office of Navy in Huludao 431 Factory, Huludao 125004, China;
2.Southwest Technology and Engineering Research Institute, Chongqing 400039, China)

ABSTRACT: The paper aims to study microstructure and mechanical properties of welded joint of 0Cr18Ni12Mo2Ti stainless steel and 20CrMnMo carburizing steel by inertia friction welding (IFW). Microstructure and mechanical properties of welded joint were analyzed and tested by metallographic, EDX, microhardness and tensile experiment. The flash size on one side of 0Cr18Ni12Mo2Ti stainless steel on the welded sample was smaller than that of 20CrMnMo carburizing steel. The weld zone was only 50 μm. The elemental diffusion layer was narrow. 0Cr18Ni12Mo2Ti stainless steel was kept at austenite structure. The structure of 20CrMnMo steel transformed from ferrite and perlite to martensite and sorbite. The structure of 20CrMnMo in the heat affected area was fine lamellar pearlite and ferrite. The microhardness of the weld zone was 358 HV, which was higher than both base metals. The tensile strength of welded joint was greater than 590 MPa. The elongation after fracture was higher than 32%, and the tensile samples fractured on one side of the 0Cr18Ni12Mo2Ti stainless steel. Stainless steel and carburizing steel could be welded with high-strength by IFW.

KEY WORDS: IFW; stainless steel; microstructure; microhardness; tensile strength

近年来，旋转摩擦焊因其具有优质、高效、稳定、生产效率高等特点，被广泛应用于汽车、核工业、航空航天、电子、化工、海洋等领域[1]。旋转摩擦焊又分为连续驱动摩擦焊与惯性摩擦焊，与连续驱动摩擦焊相比，惯性焊在接头性能、材料工艺适应性和焊接质量控制等方面均具有优势[2]。惯性摩擦焊更适合用来焊接大截面工件、异种金属和某些难焊金属材料，比如高温合金、钛合金、不锈钢、高强钢等[3—5]。

渗碳钢因其良好的疲劳强度与耐磨性被广泛用于齿轮轴类，而不锈钢耐腐蚀性能好，将渗碳钢与不锈钢焊接后加工成异种金属传动轴，可以同时满足水泵轴的磨损性能与耐腐蚀性能要求，但 2 种材料因其组织性能

收稿日期：2017-07-19
作者简介：陈五星（1973—），男，高级工程师，主要从事舰船核动力装置研制与建造管理。
通讯作者：戴明辉（1987—），男，硕士，工程师，主要研究方向为惯性摩擦焊与新产品开发。

的差异，采用传统熔焊工艺难以焊合。国外对不锈钢与碳钢的摩擦焊工艺、摩擦焊接头组织性能进行了大量研究，OZDEMIR 等人对 304L 不锈钢与 4340 合金结构钢摩擦焊工艺与摩擦焊接头组织性能进行了充分研究[6]；SATYANARAYANA 与 P. SAT- HIYA 等人对 304 与 430 不锈钢的摩擦焊接头组织性能与断裂形貌进行分析[7—8]；LEE 等人对马氏体不锈钢与奥氏体不锈钢摩擦焊接头的疲劳性能进行充分研究[9]；P. M. AJITH 等人对 S32205 双相不锈钢的摩擦焊工艺进行了大量研究[10]；M. AZIZIEH 等人采用连续驱动摩擦焊，实现了 ST37 不锈钢与 CK60 钢的高强连接，并对焊接接头形式进行优化[11]；R PAVENTHAN 等人对 AISI1040 中碳钢与 AISI304 不锈钢的摩擦焊工艺参数进行了优化分析[12]。文中采用惯性摩擦焊对不锈钢 0Cr18Ni12Mo2Ti 与渗碳钢 20CrMnMo 进行了焊接试验，分析了其摩擦焊接头组织与性能，为不锈钢与渗碳钢异种材料焊接水泵轴提供技术基础。

1　试验

试验材料为不锈钢 0Cr18Ni12Mo2Ti 与渗碳钢 20CrMnMo，0Cr18Ni12Mo2Ti 含有质量分数为 0.08%的 C，1.00%的 Si，2.00%的 Mn，18%的 Cr，12%的 Ni，0.5%的 Ti，2%的 Mo，20CrMnMo 含有质量分数为 0.2%的 C，0.35%的 Si，1.00%的 Mn，1.2%的 Cr，0.3%的 Mo。20CrMnMo 为退火态，焊件为直径为 Φ58 mm 的棒料。试验采用大功率惯性摩擦焊机（型号 CT-130），转速为 800 r/min，摩擦压强为 60 MPa，顶锻压强为 130 MPa，保压时间为 60 s。焊接试样见图 1。焊后对焊接接头试样进行线切割，制备所需的金相试样与力学性能试样，金相试样采用体积分数为 4%的硝酸酒精溶液进行腐蚀；拉伸试样取样标准为 GB/T 228.1—2010，在 MTS-880 万能材料试验机上测试焊接接头力学性能；利用 ZEISS Observer A1M 光学显微镜，分析结合界面的微观结构与组织形态；利用 HM-MT1000 显微硬度测试仪测试结合界面的显微硬度，利用 Hitachix-650 扫描电子显微镜对焊接接头进行了能谱分析。

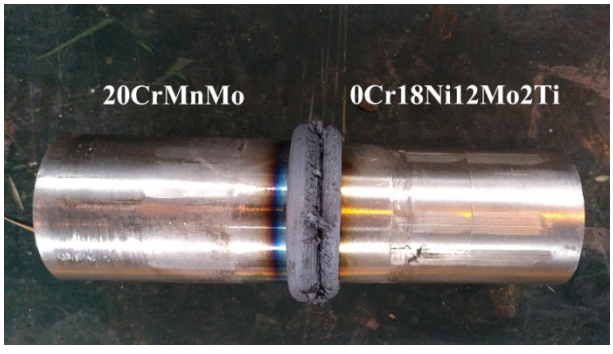


图 1　惯性摩擦焊焊件外观形貌
Fig.1 Appearance of inertia friction-welded joint

2　结果与分析

2.1　惯性摩擦焊接头组织

不锈钢与 20CrMnMo 渗碳钢惯性摩擦焊接头的宏观形貌见图 2，可见焊接接头处无气孔、裂纹等焊接缺陷，焊接质量良好。其中 0Cr18Ni12Mo2Ti 不锈钢一侧飞边尺寸比渗碳钢一侧飞边小，主要由于 0Cr18Ni12Mo2Ti 不锈钢热导率仅为碳钢的 1/3，摩擦焊过程中热扩散慢，导致不锈钢一侧塑性层厚度低，最终形成的飞边较小。

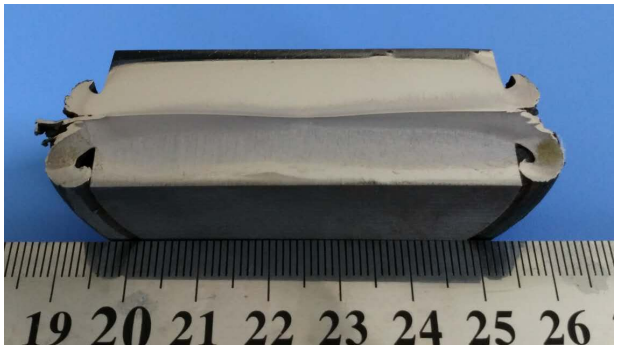
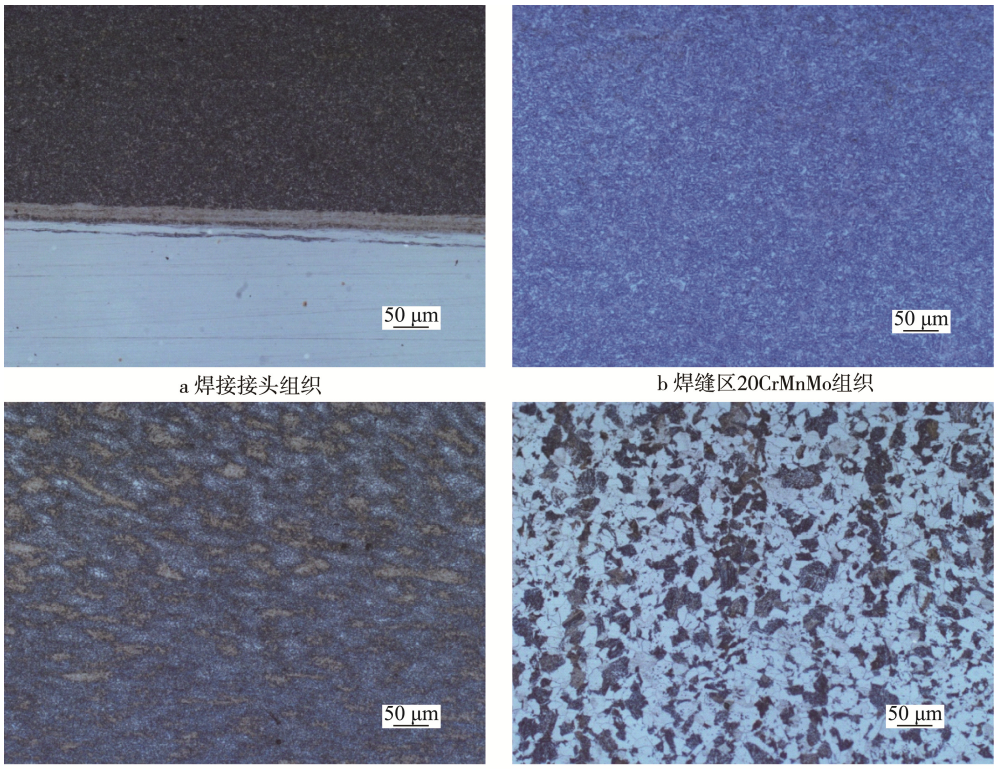


图 2　惯性摩擦焊接头金相试样
Fig.2 Cross-sectional view of the inertia friction-welded sample

惯性摩擦焊焊接接头一般分为焊缝区(weld zone)、热力影响区 HFAZ(heat and force affected zone)和母材区(based metal)。在惯性摩擦焊摩擦阶段，焊接表面在轴向压力作用下相互接触，在飞轮带动下转动摩擦，焊接面迅速产生塑性变形与机械挖掘现象。塑性变形破坏了焊接面的金属颗粒，使其形成一个晶粒细小的变形层。随着飞轮转速下降，焊接面温度迅速上升，达到 1200 ℃左右，焊缝区晶粒完全奥氏体化，形成一个高温塑性变形层，摩擦焊的发热、变形和扩散现象主要集中在变形层中。变形层中的热量向焊件冷端扩散，使附近母材塑性增大，组织软化，此区域即热力影响区，在焊缝区塑性金属带动的摩擦扭矩与轴向压力的作用下，热力影响区的晶粒破碎，形成细晶区，并有一定的流线特征。在轴向压力与摩擦扭矩的作用下，变形层从焊缝区挤出，形成飞边，同时又被靠近的高温区的塑性金属补充，始终处于动平衡状态。在顶锻阶段，摩擦界面的变形层与高温区金属被部分挤碎和挤出，焊缝区金属得到锻造，产生变形、扩散与再结晶，形成质量良好的焊接接头[13—15]。整个焊接过程中，摩擦阶段持续时间约 4～5 s，顶锻阶段持续时间约 2～3 s，焊接接头温度的快速升高与冷却摩擦焊过程的热循环对焊接接头组织变化有重要影响。0Cr18Ni12Mo2Ti 不锈钢与 20CrMnMo 钢惯性摩擦焊接头显微组织见图 3。图 3a 中焊接面附近有一条 50 μm 左右的熔合区，该区域中 0Cr18Ni12Mo2Ti



a 焊接接头组织　b 焊缝区20CrMnMo组织

c 20CrMnMo钢热力影响区组织　d 20CrMnMo钢母材组织

图 3　0Cr18Ni12Mo2Ti 与 20CrMnMo 惯性摩擦焊接头显微组织

Fig.3 Microstructure of inertia friction-welded joint sample of 0Cr18Ni12Mo2Ti and 20CrMnMo

不锈钢组织与 20CrMnMo 钢组织在摩擦焊过程中互相犁削，然后在压力与高温下扩散与再结晶，其中 0Cr18Ni12Mo2Ti 不锈钢组织仍保留奥氏体形貌，20CrMnMo 钢组织转变为马氏体与索氏体，熔合区内无气孔、裂纹等焊接缺陷。图 3b 为焊缝区，20CrMnMo 一侧组织，主要为细小的索氏体并有少量马氏体，熔合区内 20CrMnMo 钢完全奥氏体化后，靠近焊接面附近的奥氏体快速冷却形成马氏体组织，冷却速度较慢的形成晶粒细小的索氏体组织，晶粒尺寸仅为 5 μm 左右。图 3c 为焊接接头的热力影响区，在焊缝区高温与摩擦扭矩的切向应力、轴向压力作用下，晶粒破碎并被拉长，形成细晶区，其组织主要为珠光体与铁素体，并有少量贝氏体。图 3d 为 20CrMnMo 钢母材组织，主要为铁素体与珠光体。

2.2　惯性摩擦焊接头 EDX 分析

为研究焊接接头元素的变化，借助扫描电镜，对焊接接头进行了线扫描能谱分析。0Cr18Ni12Mo2Ti 不锈钢与 20CrMnMo 钢惯性摩擦焊接头电镜能谱分析见图 4。可以看出，电镜照片中两种材料的焊接熔合线不明显，0Cr18Ni12Mo2Ti 不锈钢与 20CrMnMo 钢焊接面 Cr, Ni 基本没有扩散，仅 Fe 元素有一定扩散。产生此现象的原因由惯性摩擦焊的工艺特点决定的，元素扩散主要发生在焊接界面的高温变形层内，

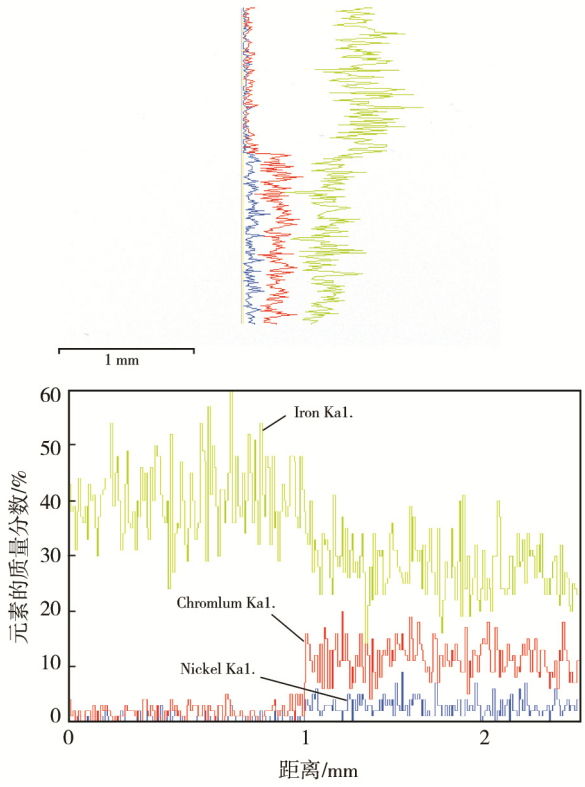


图 4　摩擦焊接头能谱分析结果

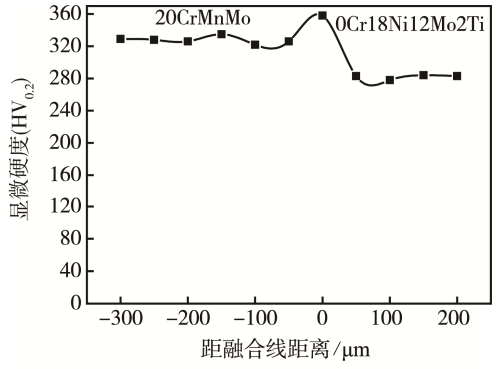
Fig.4 EDX of inertia friction-welded sample

而在焊接压力的作用下变形层的熔融金属大部分被

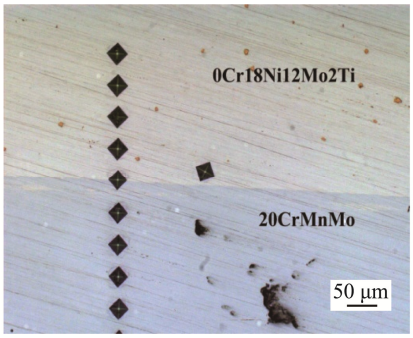
挤出形成飞边；且焊接时间只有 6~8 s，熔合面的元素也未能充分扩散。

2.3　惯性摩擦焊接头显微硬度

0Cr18Ni12Mo2Ti 不锈钢与 20CrMnMo 钢惯性摩擦焊接头显微硬度检测结果见图 5。可以看出，焊缝熔合线的硬度最高，测试值为 358HV，距熔合线 50 μm 后，0Cr18Ni12Mo2Ti 不锈钢的硬度趋于一致，约为 280HV，20CrMnMo 钢的硬度也基本一致，约为 330HV。焊接接头显微组织分析表明，熔合线两侧为 50 μm 左右的熔合区，该区域主要为马氏体、索氏体，还包括不锈钢的奥氏体，其中奥氏体硬度偏低，而马氏体与索氏体硬度较高，故显微硬度最高，20CrMnMo 钢组织为退火态的珠光体与铁素体，硬度次之，而 0Cr18Ni12Mo2Ti 不锈钢一侧主要为奥氏体组织，硬度最低。



a 摩擦焊接头显微硬度分布



b 显微硬度检测压痕

图 5　摩擦焊接头显微硬度检测结果

Fig.5 Micro-hardness profile of inertia friction-welded sample

2.4　惯性摩擦焊接头拉伸性能

母材和摩擦焊试件焊后力学性能测试结果见表 1，拉伸后试样照片见图 6，可以看出，摩擦焊接头的抗拉强度高于不锈钢母材，低于 20CrMnMo 钢母材，伸长率和断面收缩率也介于 2 种母材之间，这也与焊接接头显微组织分析与硬度检测结果相吻合。焊接接头拉伸试样的断裂位置不在焊缝区而在不锈钢母材上（如图 7 所示），表明采用惯性摩擦焊工艺可实现 0Cr18Ni12Mo2Ti 不锈钢与 20CrMnMo 钢的高强连接。

表 1　焊接接头及母材拉伸性能测试结果

Tab.1 Tensile strength of welded joint and base metals

试样编号	抗拉强度/MPa	规定塑性延伸强度/MPa	断后伸长率/%
焊接接头 1	597	350	32.5
焊接接头 2	597	359	35.0
焊接接头 3	594	345	33.0
20CrMnMo 母材 1	689	416	24.5
20CrMnMo 母材 2	687	418	23.0
20CrMnMo 母材 3	743	462	24.0
0Cr18Ni12Mo2Ti 母材 1	578	302	58.0
0Cr18Ni12Mo2Ti 母材 2	571	296	59.5
0Cr18Ni12Mo2Ti 母材 3	566	293	60.0



图 6　拉伸试验后的拉伸试样

Fig.6 Tensile samples after tensile test

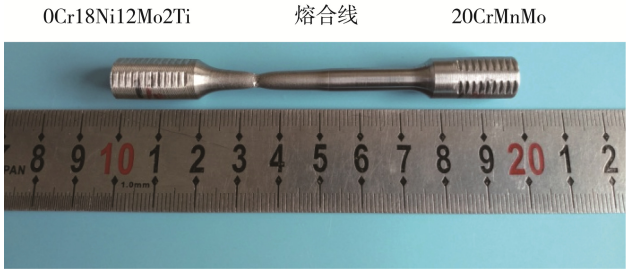


图 7　焊接接头拉伸试样

Fig.7 Welded joint tensile sample

3　结论

1) 不锈钢 0Cr18Ni12Mo2Ti 与渗碳钢 20CrMnMo 惯性摩擦焊接头无裂纹、气孔、夹渣等焊接缺陷，焊接接头焊接效果较好；焊缝熔合区仅为 50 μm 左右，EDX 分析结果表明，元素扩散层很窄；焊接接头中 0Cr18Ni12Mo2Ti 组织无明显变化，焊缝区主要为 20CrMnMo 钢转变的马氏体、索氏体组织与 0Cr18Ni12Mo2Ti 钢的奥氏体组织，20CrMnMo 一侧热力影响区主要为细小的片状珠光体与铁素体。

2) 惯性摩擦焊接头的硬度分布表明，焊缝区与热力影响区宽度很窄，焊缝区显微硬度为 358HV，比 2 种母材硬度都高。

3) 惯性摩擦焊接头的抗拉强度高于不锈钢，低于渗碳钢，焊接接头拉伸试样的断裂位置均在不锈钢母材一侧；采用惯性摩擦焊工艺可实现 0Cr18Ni12Mo2Ti 不锈钢与 20CrMnMo 钢的高强连接。

参考文献：

[1] KALSI N S, SHARMA V S. A Statistical Analysis of Rotary Friction Welding of Steel with Varying Carbon in Workpieces[J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2011, 57(9/10/11/12): 957—967.

[2] 梁海, 张峥. 惯性摩擦焊在航空发动机上的应用[J]. 材料工程, 1992(2): 48—51.
LIANG Hai, ZHANG Zheng. Application of Inertial Friction Welding in Aircraft Engines[J]. Material Egineering, 1992(2): 48—51.

[3] 沈世瑶. 焊接方法及设备第三分册[M]. 北京：机械工业出版社, 1982: 183—198.
SHEN Shi-yao. Welding Methods and Equipment (Volum III)[M]. Beijing: Mechanical Industry Press, 1982: 183—198.

[4] 韩秀峰, 张露, 钱凌翼. 固态焊接在民用航空发动机中的应用[J]. 航空制造技术, 2012(13): 55—58.
HAN Xiu-feng, ZHANG Lu, QIAN Ling-yi. Application of Solid State Welding in Civil Aircraft Aeroengine[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2012(13): 55—58.

[5] LI Wen-ya, VAIRIS A, PREUSS M, et al. Linear and Rotary Friction Welding Review[J]. International Materials Reviews, 2016, 61(2): 71—100.

[6] OZDEMIR N, SARSILMAZ F, HASCALIK. Effect of Rotational Speed on the Interface Properties of Friction Welded AISI 304L to 4340 Steel[J]. Materials Design, 2007, 28: 301—307.

[7] SATYANARAYANA V, MADHUSUDHAN R, Mohandas T. Dissimilar Metal Friction Welding of Austenitic-ferritic Stainless Steels[J]. Journal Materials Processing Technology, 2005, 160: 128—137.

[8] SATHIYA P, ARAVINDAN S, HAQ A N. Some Experimental Investigations on Friction Welded Stainless Steel Joints[J]. Materials Design, 2008, 29: 1099—1109.

[9] LEE D, JANG K, KUK J, KIM I. Fatigue Properties of Inertia Dissimilar Friction-welded Stainless Steels[J]. Journal Materials Processing Technology, 2004, 155: 1402—1407.

[10] AJITH P, SATHIYA P, ARAVINDAN S. Experimental Investigation on Friction Welding of UNS S32205 Duplex Stainless Steel[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2014, 27(6): 995—1007.

[11] AZIZIEH M, KHAMISI M, LEE D J, et al. Characterizations of Dissimilar Friction Welding of ST37 and CK60 Steels[J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2015, 85(9): 1—9.

[12] PAVENTHAN R, LAKSHMINARAYANAN P, BALASUBRAMANIAN V. Optimization of Friction Welding Process Parameters for Joining Carbon Steel and Stainless Steel[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2012, 19(1): 66—71.

[13] 杨军, 楼松年, 严隽民, 等. GH4169 高温合金惯性摩擦焊接头晶粒分布特征[J]. 焊接学报, 2001, 22(3): 33—35.
YANG Jun, LOU Song-nian, YAN Jun-min, et al. Grain Distribution Properties of Superalloy GH4169 Inertia Friction Welded Joint[J]. Transactions of the China Welding institution, 2001, 22(3): 33—35.

[14] 赵衍华, 张丽娜, 孙秀京, 等. LF6 铝合金与不锈钢异种金属惯性摩擦焊工艺技术研究[J]. 宇航材料工艺, 2016(5): 68—71.
ZHAO Yan-hua, ZHANG Li-na, SUN Xiu-jing, et al. Inertia Friction Welding Between LF6 Aluminum Alloy and Stainless Steel[J]. Aerospace Materials & Technology, 2016(5): 68—71.

[15] 许鸿吉, 尹丽香, 魏志宇, 等. Ti17 合金惯性摩擦焊接头力学性能与组织分析[J]. 焊接学报, 2009, 30(12): 89—92.
XU Hong-ji, YIN Li-xiang, WEI Zhi-yu, et al. Microstructures and Properties of Ti17 Alloy Inertia Friction Welded Joints[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2009, 30(12): 89—92.