电辅助固相压力焊接铜和不锈钢的微观组织及力学性能研究

张胜伟[1] 王景雨[1] 于 彦[1] 陈 浩[2] 高 坤[3*]
1.大连海事大学船舶与海洋工程学院,大连,116026
2.上海工程技术大学机械与汽车工程学院,上海,201600
3.辽宁工业大学汽车与交通工程学院,锦州,121001

摘要:鉴于传统焊接方法在异质金属铜和不锈钢焊接中面临的挑战,通过电辅助固相压力焊接这一新型固相焊接技术成功实现了异质金属铜和不锈钢的焊接。通过微观结构表征与力学性能测试手段,系统研究了电流强度对铜-不锈钢焊接接头微观组织演变和力学性能的具体影响。实验结果表明,尽管电流强度的变化未直接引起界面扩散层深度的显著变化,但它在不同压力与电流密度组合下的综合效应对焊接界面的物相构成及晶粒细化程度产生了显著影响,诱导了铜与不锈钢母材间不对称的微观组织演变现象。在低电流强度条件下,焊接界面处形成了不均匀的铜铁固溶体,该结构特征成为应力集中区域,进而削弱了接头的整体强度,断裂模式倾向于沿界面发生,最小剪切强度约60 MPa;在高电流强度条件下,界面区域形成了一层细小且均匀分布的、具有铁基面心立方(FCC)晶格结构的致密层,此结构有效增强了界面结合强度。然而,随着电流强度的增加,铜侧母材经历了快速的退火再结晶过程,导致晶粒尺寸显著增大(由初始的11.62 μm增至63.11 μm),最终使接头在拉伸过程中断裂位置转移至铜侧母材的过渡区域,获得纯铜的抗拉强度约185 MPa。研究结果为优化电辅助固相焊接参数、推动异质金属连接技术的发展提供了重要的实验参考。

关键词:固相焊接;铜;不锈钢;电流强度;微观组织
中图分类号:TG457.1
DOI:10.3969/j.issn.1004-132X.2026.08.024 **开放科学(资源服务)标识码(OSID)**:

Study on Microstructure and Mechanical Properties of Electroassisted Solid-state Pressure Welding of Copper and Stainless Steel

ZHANG Shengwei[1] WANG Jingyu[1] YU Yan[1] CHEN Hao[2] GAO Kun[3*]
1.Naval Architecture and Ocean Engineering College, Dalian Maritime University, Dalian, Liaoning, 116026
2.School of Mechanical and Automotive Engineering, Shanghai University of Engineering Science, Shanghai, 201600
3.Automobile and Traffic Engineering, Liaoning University of Technology, Jinzhou, Liaoning, 121001

Abstract: To address the challenges encountered in conventional welding techniques for joining dissimilar metals, this study successfully joins copper and stainless steel via an electrically assisted solid-state pressure welding method. A comprehensive investigation is conducted to elucidate the influence of current intensity on the microstructural evolution and mechanical properties of the welded joint, using microstructural characterization and mechanical testing. The results reveal that, although variations in current intensity do not directly cause pronounced changes in the depth of the interfacial diffusion layer, the synergistic effect of pressure level and current density significantly affects the phase composition and grain refinement at the welding interface, leading to asymmetric microstructural transformations between the copper and stainless steel substrates. Under low current intensities, an irregular Cu-Fe solid solution forms at the interface, acting as a stress concentration zone and thereby reducing the overall joint strength. In this case, fracture tends to occur along the interface, with a minimum shear strength of approximately 60 MPa. Under increased current intensities, a thin, uniformly dispersed, and densely packed interfacial region with an iron-

收稿日期:2025-04-02
基金项目:中央高校基本科研业务费专项资金(3132024110);辽宁省科技厅博士科研启动项目(2024-BS-238);上海市浦江人才计划(22PJ1404400);上海市东方英才计划拔尖项目

based face-centered cubic (FCC) lattice structure emerges, markedly enhancing the interfacial bonding strength. However, as the current intensity further increases, the copper base metal undergoes accelerated annealing and recrystallization, resulting in substantial grain growth from 11.62 μm to 63.11 μm. Consequently, during tensile testing, the fracture location shifts to the transition zone within the copper base metal, where the tensile strength of pure copper is approximately 185 MPa. This study provides critical experimental insights for optimizing the parameters of electrically assisted solid state pressure welding, thereby advancing the development and industrial applicability of dissimilar metal joining technologies.

Key words: solid-state welding; copper; stainless steel; electric current intensity; microstructure

0 引言

单一金属材料因其固有的局限性，难以满足复杂工业产品对多元化性能与功能的迫切需求[1]。异质材料焊接能够发挥材料各自的优良性能，制造出具备卓越综合力学性能和显著经济价值的先进结构体[2-3]。其中，铜以其优良的导电、导热性能及耐腐蚀性，在电子、化工及海洋工程等领域占据重要地位；而不锈钢则以其高强度、耐腐蚀性以及良好的加工性能，在结构材料领域广受欢迎。铜与不锈钢进行焊接获得的焊接接头不仅继承了铜的导电性优势与不锈钢的强度特性，而且降低了使用成本，由此在储能电池、核聚变装置、航空航天及医疗器械等前沿领域展现出广阔的应用前景[4-6]。然而，两者之间的物理和化学性质差异显著，使得实现高质量、高效率的焊接连接成为一大难题。

在焊接铜与不锈钢时，传统熔融焊接方法因易导致低熔点铜的烧损而受限。相比之下，固相焊接技术因其低于材料熔点的焊接温度，有效避免了焊接损伤，同时兼具成本低廉、精度控制精确、接头强度高、无宏观缺陷及疲劳寿命长等优势，被视为金属连接领域的重要发展方向[7]。固相压力焊接，如电辅助超声波焊接，将电阻热应用于辅助大功率超声焊接过程。该方法在清洁焊接表面的同时引入了局部塑性变形和外场热源，从而在极短时间内形成可靠的连接[8-9]。尽管搅拌摩擦焊、爆炸焊及扩散焊等固相焊接方法已在特定应用场景中展现出一定潜力，但它们各自存在工艺局限性，如设备成本高、效率低、安全隐患大等，促使研究者不断探索更为高效、安全的固相连接技术[10-12]。因此，科学界和工业界不断致力于探索更为高效、安全、环保的固相连接技术，以期在异质金属的焊接领域取得新的突破。

电辅助固相压力焊接作为一种新兴的金属焊接方法，凭借其高效节能的特点，逐渐受到学术界与工业界的广泛关注[13-14]。该技术利用高能电脉冲产生的焦耳热效应及非热效应，协同降低材料变形抗力并提高其塑性。除焦耳热效应外，脉冲电流作用时，定向漂移的电子在缺陷附近产生电子不均衡分布，极大削弱了原子间的键合力，从而增加了该处原子的振动频率和幅值，进而增强了原子扩散速率[15]。除电致塑性外，电子运动诱导的非热效应还被广泛报道具有多种作用，例如：降低再结晶激活能[16]、加速时效硬化过程[17]、提高材料的塑性变形能力[18]以及促进裂纹修复[19]等。近年来，电辅助压力焊接在异质金属连接领域的研究取得了显著进展。PENG等[20]开展了黄铜(CuZn40)/不锈钢(SUS316)电辅助压力焊接实验，探究了电辅助压力焊接过程中压力及电流强度对焊接强度的影响，预测了不同工艺条件下的接头结合强度，并提出了一种基于薄膜理论的分析模型，最终验证了电辅助压力焊接在异质金属焊接方面的可行性。LI等[21]采用电辅助压力焊接对1 mm厚的钛合金板进行了固相焊接，结果发现，电脉冲的非热效应使纯钛在远低于常规要求的焊接温度下实现了可靠焊接，最终通过优化电流强度和减薄率获得更高的断裂载荷，为钛合金电辅助压力焊接工艺提供了优化指导。ZHANG等[22]将S45C钢和6061-T6铝合金通过电辅助压力焊接技术进行搭接，通过对不同焊接电流条件下的接头进行剪切拉伸实验并观察接头微观组织，证明焊接强度主要受焊接过程中生成的不同类型和厚度的金属间化合物的影响。

关于铜与不锈钢在电辅助固相压力焊接过程中的微观组织演化、力学性能变化及其与焊接电流参数的内在联系，目前尚缺乏系统性研究。本研究聚焦于铜与不锈钢的焊接，采用扫描电子显微镜(SEM)、能谱分析仪(EDS)以及电子背散射衍射(EBSD)等先进表征手段，深入剖析了焊接接头在电辅助固相压力焊接过程中的微观组织演变规律；同时，结合力学性能测试方法，利用万能电子拉伸机进行了准静态拉伸破坏实验，验证了电流参数与焊接强度和失效模式的关系，旨在为优化铜-不锈钢电辅助固相压力焊接工艺参数、推动异质金属连接技术的进一步发展提供坚实的实

验基础与理论支撑。

1　实验方法

本实验采用的母材为纯铜板C1220(Cu)和304不锈钢板(SUS304)，通过线切割沿轧制方向加工成尺寸为80 mm×10 mm×2 mm的板条试样，将两者沿长度方向搭接，重叠长度为35 mm，如图1所示，以模拟实际应用中的焊接结构。Cu与SUS304板材元素含量如表1所示。将配置好的试样安装在包含定制夹具的通用电子压缩试验机系统上，以执行电辅助固相压力焊接实验(图2)。该系统集成了可编程控制电源，能够精确设定并维持焊接过程中的电流强度与保持时间。在电辅助固相压力焊接过程中使用的电极由工具钢制成，电极宽度6 mm，焊接时有效接触宽度为3 mm，以确保焊接区域的集中加热与压力施加，如图2所示。为防止电流对试验机本体造成潜在损害，电极与试验机之间使用绝缘木进行安全隔离。

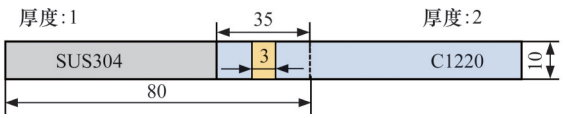


图1　焊接接头的配置方式

Fig.1　Configuration of joint

表1　不锈钢SUS304和铜C1220的化学成分(质量分数)

Tab.1　Chemical composition of SUS304 and C1220

(mass fraction)　%

	Cr	Ni	Mn	Si	C	P	Mo	N	Cu	Fe
SUS304	18.18	8.02	1.06	0.4	0.047	0.031	0.03	0.046	0.04	其余
C1220	-	-	-	-	-	0.04	-	-	99.96	-

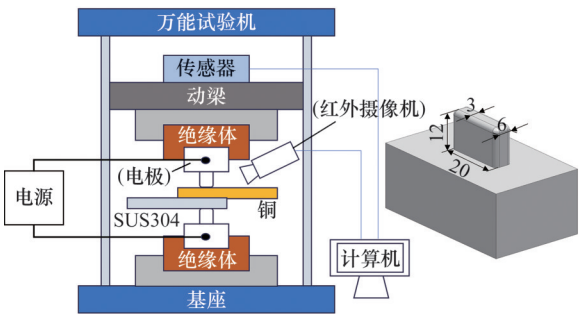


图2　实验装置和电极示意图

Fig.2　Schematic diagram of the experimental set-up and electrode

为探究电流强度对焊接接头力学性能和微观组织演化的影响，本研究设计了两组对比实验，分别标记为J-L(低强度电流条件)与J-H(高强度电流条件)。图3直观展示了两种条件下电流的施加时序与强度，具体参数详见表2。在两组实验中，均维持恒定的压缩位移量1 mm，以6 mm/min的恒定速率进行位移压缩，焊接时间统一设定为10 s。在实验准备阶段，所有试样表面均经过320目砂纸细致打磨，以去除氧化层及不平整部分，随后采用丙酮溶剂彻底清洗，确保试样表面洁净无污，减少外部因素对焊接质量的影响。焊接过程中，采用红外热成像摄像机(FE-SEM：FLIR-T621)实时监测并记录试样的温度变化，以评估焊接热循环效应。为确保实验结果的可靠性，每种电流条件下均制备了三个独立的焊接接头，并逐一进行准静态拉伸实验，拉伸速率设定为0.5 mm/min，以评估焊接接头的机械强度。此外，利用维氏硬度计(HM-100)对接头中心横截面沿长度方向进行硬度测试，覆盖Cu侧与SUS304侧，以揭示焊接过程中的硬度变化规律。

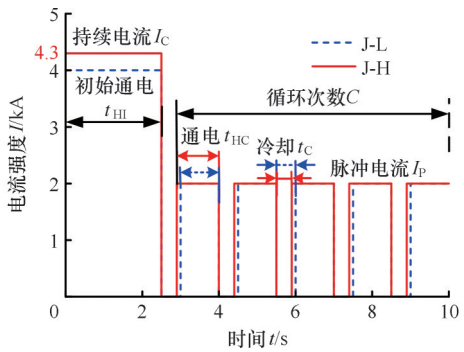


图3　电脉冲固相压力焊接循环图

Fig.3　The cycle diagram of electroassisted solid-state pressure welding

表2　不同焊接接头的电流参数

Tab.2　Electric current parameters for different joints

J	持续电流强度 I_C/kA	初始通电时间 t_{HI}/s	冷却时间 t_C/s	脉冲电流强度 I_P/kA	脉冲电流持续时间 t_{HC}/s	脉冲循环次数 C
J-L	4	2.5	0.5	2	1	5
J-H	4.3	2.5	0.4	2	1.1	5

为进一步探究电流参数对焊接强度的微观作用机制，本文选取了焊接区域中心沿长度方向的横截面进行取样、镶嵌、研磨及抛光处理。随后，采用装备有电子背散射衍射系统(EBSD)与能谱仪(EDS)的场发射扫描电子显微镜(FE-SEM：FEI Helios G4)对处理后的样品进行了详细的分析，重点关注焊接界面元素的扩散行为及材料微观组织的演变。在EBSD分析中，通过反极图(inverse pole figure，IPF)、Kernel平均取向差(kernel average misorientation，KAM)、相图(pole figure，PF)及晶粒取向散布图(grain orientation spread，GOS)等多种表征手段，全面分析了焊接接头的微观组织特征及其随电流条件的变化规律。

2 实验结果

2.1 焊接过程中温度与压缩载荷的变化历程

在电辅助固相压力焊接过程中，红外热成像分析（图4）揭示了显著的局部加热现象，主要集中在母材搭接处与电极头接触区域，这是由电流通过接触界面产生的电阻热效应直接导致的，温度在焊接周围区域变化不大。另外，焊接区域的局部加热软化了母材，使其在压缩位移作用下发生局部塑性变形。焊接期间监测到温度随时间变化的情况如图5a所示。J-L和J-H的温度均在2.5 s时达到峰值，随后，在脉冲电流维持的情况下，高温状态得以保持7.5 s，促进了界面元素的扩散。在高温保持阶段，温度波动呈现出锯齿形，这种波动一直持续到焊接过程完全结束，随后试样在空气中自然冷却。J-L焊接峰值温度为551 ℃，之后在保温阶段，温度即随时间呈下降趋势。相比之下，J-H条件下，更高的电流强度导致峰值温度达到612 ℃，但远低于Cu的熔点（1083 ℃），表明实现了有效的局部加热而避免了全局熔化。之后温度在600 ℃上下波动，高温保持阶段结束后温度才开始下降，并在空气中自然冷却至室温。图5b为压缩位移与载荷关系曲线，J-H和J-L接头的压力均在压缩初始阶段迅速增大，随着电流的输入和温度的升高，母材尤其是铜一侧被迅速软化后，压缩力迅速减小，这说明在电流的热效应和非热效应的共同作用下，材料的变形抗力显著减小。J-L接头由于电流强度较小，温度相对较低，材料未被明显软化，在压缩位移后续进程中压力迅速增大并达到新的峰值。而J-H接头温度峰值较高且保持恒定，材料被显著软化，故所需压力较小。

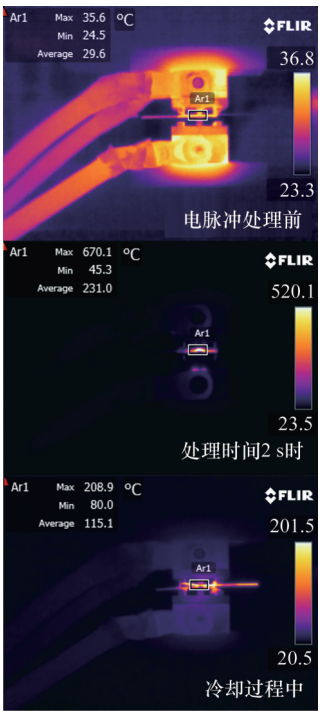
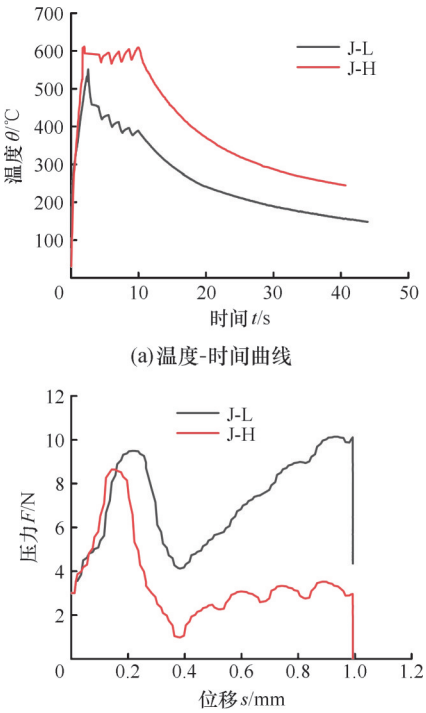


图4 红外热成像相机记录的焊接温度历史

Fig.4 Temperature variation during joining recorded by an infrared thermal imaging camera



(a)温度-时间曲线

(b)压力-位移曲线

图5 温度-时间曲线和压力-位移曲线

Fig.5 Temperature-time curve and compressive force-displacement curve

2.2 焊接接头力学性能分析

图6所示为母材、焊接接头J-L和J-H的维氏硬度测试结果。J-L焊接接头中Cu与SUS304的硬度值均保持了与母材相近的水平，这表明在较低电流强度下，焊接过程对两种材料的微观结构的影响有限，原硬度值得以保留。然而，当焊接电流强度增加至J-H条件时，Cu的硬度值显著下降，而SUS304的硬度则保持相对稳定，这一显著差异揭示了Cu在更高温度下的显著软化现象。Cu的软化不仅反映了其低熔点特性在焊接热输入增加时的直接响应，还可能预示着焊接界面处更剧烈的塑性变形行为，如J-H接头因材料软化而被压得更加扁平。而SUS304硬度的稳定性表明其微观结构在焊接过程中具有较高的热稳定性，这与其高铬镍含量赋予的良好抗热敏化性能紧密相关。

图7所示为焊接接头的宏观形貌及拉伸测试结果。J-L接头在较低电流下表现出典型的界面剪切断裂模式，断裂载荷约2 kN，对应剪切强度67 MPa。相比之下，J-H接头虽在峰值载荷上略

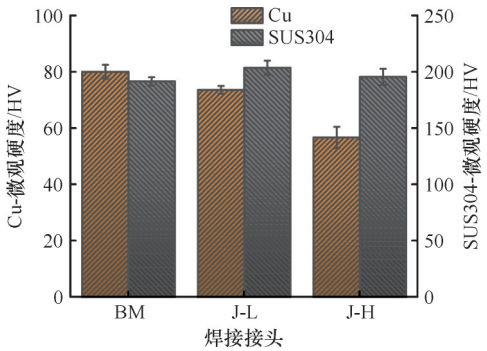


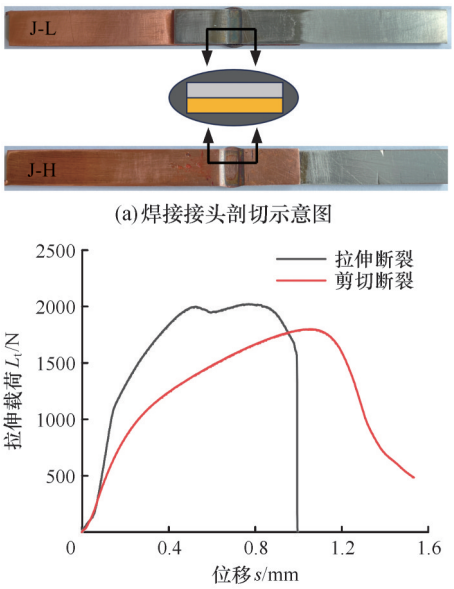
图 6　母材和不同接头的 Cu 和 SUS304 的微观硬度

Fig.6　Micro-hardness of Cu and SUS304 for base metal and different joints

低(约 1.8 kN,对应剪切强度 60 MPa),但断裂韧性显著增加,其失效模式转变为母材拉伸断裂,对应纯铜抗拉强度约 185 MPa。值得注意的是,由于 Cu 的软化效应,J-H 接头的实际剪切强度可能被低估,因为测试时发生了母材的拉伸失效。由于 J-L 和 J-H 接头主要是因电流强度不同而导致拉伸性能结果不同,故探究电流强度与微观组织演化之间的关系是理解焊接参数如何影响焊接接头失效载荷和失效模式的关键。

2.3　焊接接头界面元素扩散

为了进一步探究焊接接头发生不同断裂的原因,对焊接界面进行 SEM/EDS 分析,结果如图 8 所示。尽管所有焊接实验均采用相同的压缩位移预设值(1 mm),但焊接电流强度的差异显著影响



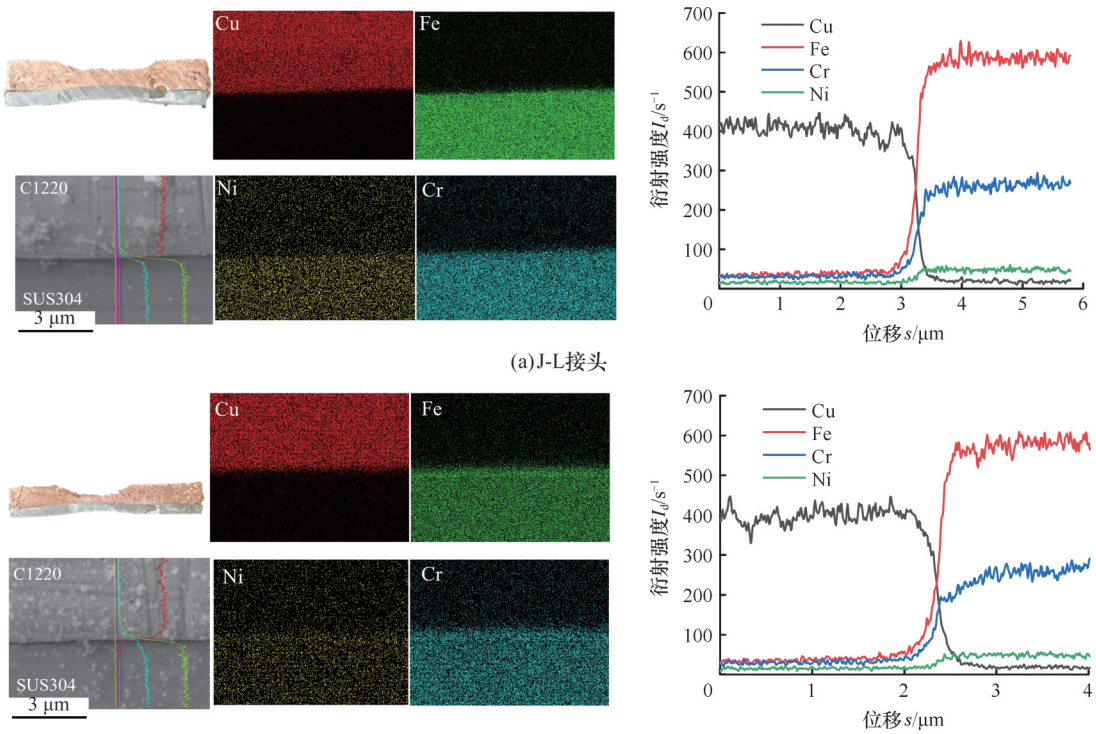
(a)焊接接头剖切示意图

(b)焊接接头拉伸试验结果

图 7　焊接接头剖切示意图和焊接接头拉伸试验结果

Fig.7　Joint appearance and cross-section of joint and joint tensile test results

了焊接过程中的温度分布与材料响应。J-L 接头在较低焊接电流下,焊接温度相对较低,导致材料保持较高的抗力,焊接完成后因热应力释放而发生较大的回弹变形,实际压缩位移未能达到预定目标。相反,J-H 接头在高焊接电流下,焊接温度显著升高,特别是 Cu 侧材料发生严重软化,促进了更显著的塑性变形,接头形态由此呈现处更扁



(a)J-L接头

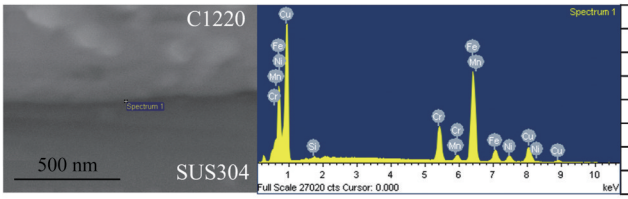
(b)J-H接头

图 8　J-L 接头和 J-H 接头的横截面、SEM 图和 EDS 面扫描和线扫描元素分析

Fig. 8　Cross-section, SEM image, EDS area mapping and line scan analysis of J-L joint and J-H joint

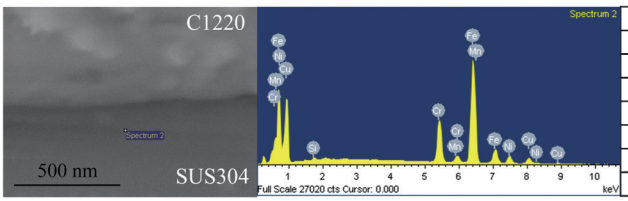
平的特征，如图8a和图8b中焊接接头切割横截面所示。这一发现与硬度测试结果相吻合，进一步证实了Cu与SUS304之间机械强度差异导致的非对称塑性变形模式。为深入解析界面元素分布及变化，对J-L与J-H接头的焊接界面实施了EDS面扫描与线扫描分析（见图8中右图曲线）。结果显示，两种接头界面均观察到Fe、Cu、Ni、Cr等元素的显著扩散，并形成连续的X形分布，扩散带宽一致（约0.7 μm），表明焊接界面实现了良好的冶金结合，无明显微观缺陷。值得注意的是，焊接电流的增强并未显著增加界面元素扩散的深度。

为进一步探索金属间化合物对焊接接头机械性能的具体影响，在更高放大倍数下对焊接接头不同位置进行了EDS点扫描分析（图9和图10）。



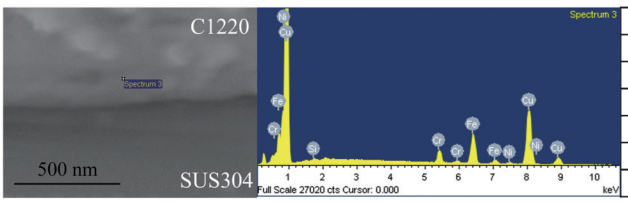
元素	质量%	原子量%
Si K	0.19	0.40
Cr K	9.33	10.52
Mn K	0.62	0.66
Fe K	40.25	42.27
Ni K	4.69	4.69
Cu L	44.92	41.46
Totals	100.00	

(a)中间位置



元素	质量%	原子量%
Si K	0.25	0.51
Cr K	12.44	13.71
Mn K	0.78	0.81
Fe K	52.15	53.51
Ni K	6.13	5.98
Cu L	28.25	25.48
Totals	100.00	

(b)SUS304侧

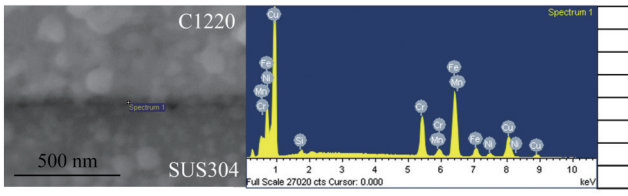


元素	质量%	原子量%
Si K	0.21	0.47
Cr K	3.89	4.60
Fe K	14.61	16.09
Ni K	1.38	1.45
Cu L	79.91	77.39
Totals	100.00	

(c)Cu侧

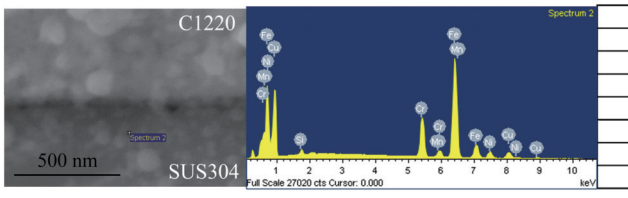
图9　J-L接头不同位置EDS点扫描元素分布

Fig.9　EDS point analysis at different positions of J-L joint



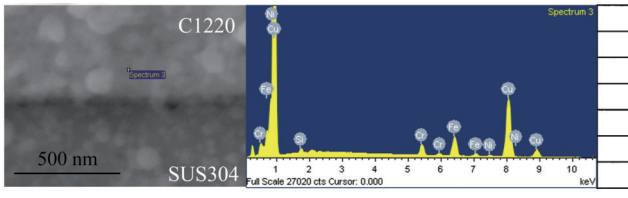
元素	质量%	原子量%
Si K	0.44	0.93
Cr K	11.52	13.05
Mn K	1.13	1.22
Fe K	31.48	33.20
Ni K	3.22	3.23
Cu L	52.20	48.38
Totals	100.00	

(a)中间位置



元素	质量%	原子量%
Si K	0.53	1.09
Cr K	12.05	13.27
Mn K	0.73	0.76
Fe K	51.21	52.50
Ni K	5.70	5.55
Cu L	29.79	26.84
Totals	100.00	

(b)SUS304侧



元素	质量%	原子量%
Si K	0.51	1.12
Cr K	3.59	4.26
Fe K	10.39	11.48
Ni K	1.12	1.17
Cu L	84.40	81.97
Totals	100.00	

(c)Cu侧

图10　J-H接头不同位置EDS点扫描元素分布

Fig.10　EDS point analysis at different positions of J-H joint

通过精确选取中间界面、Cu侧及SUS304侧三个代表性测量点，并控制两侧测量点与界面的相对距离一致，发现Cu侧与SUS304侧的元素比例相近，而中间界面区域Cu与Fe元素比例存在显著差异。依据Fe-Cu二元相图理论，Cu与Fe在固态下为有限固溶体，不易形成复杂金属间化合物，这一现象与合金元素的原子结构及其物理化学性质密切相关[23]。李国栋等[24]研究发现，在Fe-Cu界面处，高温时Cu、Fe原子相互扩散到彼此的晶格中，冷却后形成α+ε固溶体。侯林涛等[25]研究发现熔铸中奥氏体晶界的Cr、Fe等金属原子能较快地往Cu侧扩散，并且形成($Cu_{0.81}Ni_{0.19}$/FeNi)固溶体。对比图9a与图10a界面处的元素含量，发现J-L接头比J-H接头Fe、Ni的元素含量更高，有利于在界面处形成更多的固溶体。这可能是因为两种接头的冷却速度相似，但是在脉冲电流保温阶段，J-L接头温度即开始下降(图5)，造成一种连续冷却的现象，对元素扩散产生了影响，在J-L接头界面处造成不同相的产生。固溶体的存在一定程度上能够增强界面的强度，但是不均匀的固溶体因晶格畸变程度不同会导致局部应力集中。这种局部应力集中会在材料受到外力作用时成为裂纹的起始点，从而降低材料的界面强度和整体韧性。另外，在Cu和SUS304两侧(图9b和图9c、图10b和图10c)均能观察到较高含量的Cu、Fe、Ni、Cr元素，表明在电脉冲和压力的共同作用下，母材两侧元素在电阻热和电脉冲非热效应驱动下Cu、Fe等原子向彼此的内部扩散迁移，使得焊接界面处的多种元素扩散且连续分布，促进了各合金元素之间的化学反应，从而使焊接接头的焊接强度提高。

2.4　焊接接头微观组织演化

图11为母材Cu和SUS304的IPF、KAM和GOS图，用于表征母材初始阶段的微观组织状态。IPF图(图11a)清晰揭示了SUS304与Cu的平均晶粒尺寸分别为17.36 μm与11.62 μm，两者晶粒均呈随机取向，且均包含大量孪晶结构。从晶粒形态上观察，SUS304展现出均匀的等轴晶粒分布，而Cu虽同样由等轴晶构成，但其晶粒尺寸分布则显得较为不均。KAM图(图11b)证实了SUS304经过退火热处理后的低残余应力状态(平均KAM值为0.18)，表明其内部组织已接近完全再结晶。相反，Cu的平均KAM值高达0.48，且晶粒尺寸不均，暗示其再结晶过程不完全，存在局部残余应力。在GOS图(图11c)中，通常将GOS值小于2度的晶粒定义为再结晶晶粒，而将GOS值大于2度的晶粒定义为变形晶粒，由此通过量化晶粒取向差，进一步印证了SUS304的充分再结晶状态(平均GOS值为1.24)，而Cu则保留了较高比例的变形晶粒(平均GOS值为2.62)，表明Cu的再结晶热处理退火不完全，这与IPF图和KAM图反映的结果相似。

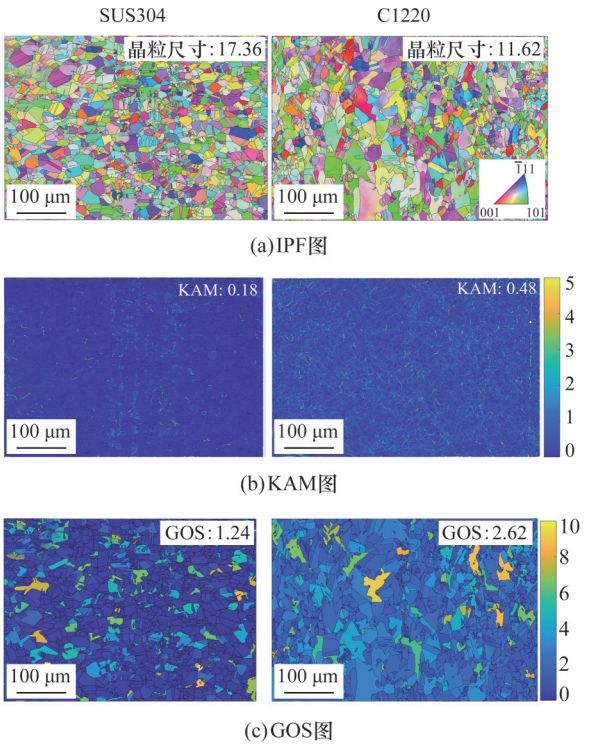


图11　SUS304和Cu的微观组织特征

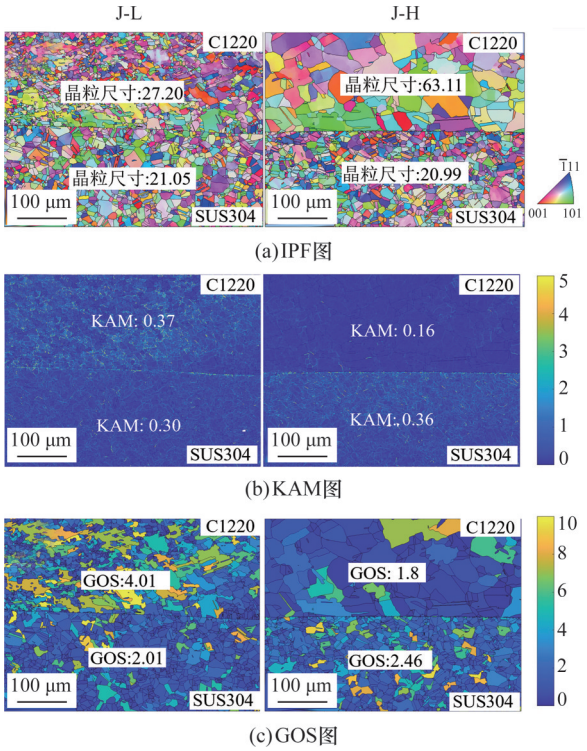
Fig.11　Microstructure characteristics of SUS304 and Cu BMs

电辅助固相压力焊接接头J-L和J-H的微观结构特征如图12所示。图12a中SUS304侧，焊接过程对晶粒尺寸的影响有限，J-L和J-H焊接接头的平均晶粒尺寸分别为21.05 μm和20.99 μm，相比SUS304母材(17.36 μm)变化不大，焊接过程引入的压力和电流并未对SUS304产生明显影响。然而，与母材相对应的平均KAM值(图12b)和平均GOS值(图12c)均有小幅增加，这表明SUS304侧晶粒发生了较小的塑性变形，内部应力增大；在Cu侧，IPF图显示J-L和J-H接头的平均晶粒尺寸分别由母材11.62 μm增加到27.20 μm和63.11 μm，发生了明显的晶粒长大。在J-L接头中，如图12b和图12c所示，Cu的平均KAM值相对于母材有所减小而平均GOS值相对于母材有所增加，结合IPF图晶粒尺寸的变化，可以推断在焊接电流和压力的共同作用下，Cu产生较大塑性变形的同时也开始发生局部再结晶。观察J-L接头Cu侧IPF图(图12a)可以发现，通过局部再结晶，形变大晶粒周围产生了非常多细小的等

轴晶粒，这也验证了Cu在J-L发生局部不完全再结晶的猜测。相比之下，J-H接头中，Cu侧的平均KAM和GOS值分别为0.16和1.8(图12b和图12c)，相比母材均有大幅减小，说明在增强的电脉冲下，Cu内部应力得到有效释放，发生了相对完全的再结晶退火。Cu侧在J-L和J-H焊接过程中产生的明显差异，主要归因于焊接温度的升高和电流的非热效应。众所周知，电流引起的热效应和非热效应可以提高原子扩散速率，影响原子通量的大小，这对晶界处空位和位错的运动起着重要作用。较长脉冲电流作用下，平均原子扩散通量J_{EPT}可表示为[26]

$$J_{EPT}=J_t+J_a=\left(1+\frac{\delta_c}{c}\right)\frac{2\pi D_i}{\Omega\ln\frac{R}{r}}+\frac{2ND_iZ^*ef\rho j_m\tau_p}{\pi KT}$$

式中：D_i为晶格扩散系数；N为原子密度；c为空位的平均浓度；δ_c为空位的过饱和浓度；r、R分别为空位浓度为c和$c+\delta_c$离位错的距离；T为绝对温度；j_m、f、τ_p分别为各电脉冲的峰值电流密度、频率和持续时间；Z^*为有效原子价；e为电子电荷；ρ为电阻率；J_t、J_a分别为热效应和非热效应引起的平均原子扩散通量。



(a)IPF图

(b)KAM图

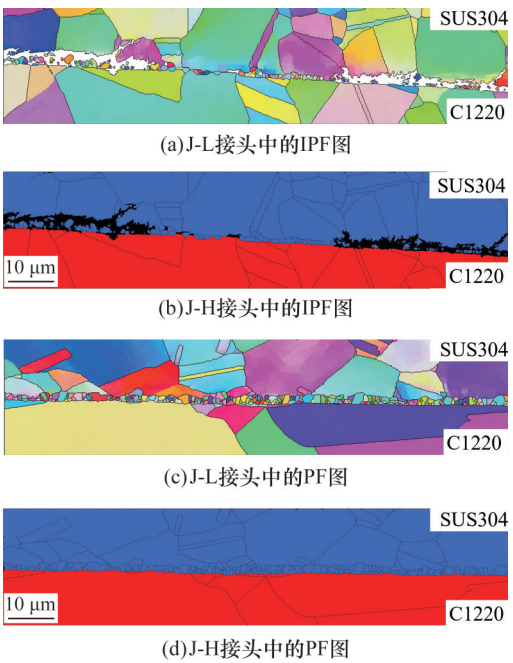
(c)GOS图

图12 J-L和J-H焊接接头的微观结构特征

Fig.12 Microstructure characteristics of J-L and J-H joint

从上式可以看出，J_a随峰值电流密度j_m、频率f和电脉冲持续时间t_p的增加而增加。相对于J-L，J-H通入了强度较大且持续时间长的电流，其他条件保持一致，电流的非热效应引起的原子扩散量增加，促进了可动位错向亚晶界的迁移，这在形核中起重要作用[27]。此外，脉冲电流降低了再结晶所需的吉布斯自由能，从而影响了晶粒的再结晶和长大。因此，在更高的电流强度作用下Cu发生快速完全再结晶退火而被软化，导致材料在拉伸过程中产生母材断裂现象。

为了深入了解焊接接头界面微观组织演化，将Cu和SUS304焊接界面处局部放大，获得焊接接头界面微观组织情况(图13)。IPF图像清晰地展示了J-L接头界面处出现的局部晶粒细化现象，这些细化晶粒具有铁基面心立方(face-centered cubic，FCC)结构。此现象揭示了焊接过程中界面区域经历了不均匀的变形和热分布，这种非均匀性促进了局部再结晶的发生。值得注意的是，细化晶粒周围存在的黑色区域，在EBSD分析中未能探测到有效的晶格结构，结合EDS点扫描分析结果，这些区域被确认为不均匀的铜铁固溶体相。这种界面相的存在，由于其与基体材料具有不同的物理力学性能，可能在焊接件承受外部载荷时成为应力集中点，进而增加界面剪切断裂的风险。相比之下，J-H接头的界面微观组织呈现出截然不同的特征。该界面由一层均匀且紧密排列的铁基FCC细化晶粒构成，表明在增强的电流强度作用下，界面区域在更高的温度和更为显著的塑性变形条件下，SUS304侧靠近界面的区域发生了更为充分的局部再结晶过程。这种通过再结晶机制形成的细化晶粒层，不仅优化了界面的微观结构，而且显著提高了界面的剪切强度，为



(a)J-L接头中的IPF图

(b)J-H接头中的IPF图

(c)J-L接头中的PF图

(d)J-H接头中的PF图

图13 J-L和J-H焊接接头界面位置的微观结构

Fig. 13 Microstructure characteristics at joint interface for J-L and J-H joints

焊接接头的整体力学性能提供了有力保障。

3　结论

1)在不同电流强度下,J-L与J-H焊接接头界面均形成约0.7 μm的扩散层,然而J-L接头在连续冷却过程中由于元素分布的不均匀性导致界面存在不均匀的铜铁固溶体,这成为外力作用下裂纹萌生的关键位置。J-H接头界面则形成了一层均匀且致密的铁基FCC细化晶粒层,显著增强了界面强度。

2)电流强度的增加对SUS304侧微观组织的影响有限,但显著促进了Cu侧内部应力的释放与相对完全的再结晶退火,实现了材料的软化。此现象在J-H接头中尤为明显,导致断裂倾向于发生在Cu母材侧。

3)脉冲电流强度是调控焊接界面晶粒度、相组成及母材与热影响区微观结构的关键因素,直接影响焊接接头的连接强度与断裂行为。因此,优化电流强度及其他焊接工艺参数对于实现铜与不锈钢异质金属焊接接头的最佳综合性能至关重要。

参考文献:

[1] 姜超,龙伟民,冯健,等. 铜/不锈钢爆炸焊界面组织及性能[J]. 焊接,2021(9):22-27.
JIANG Chao, LONG Weimin, FENG Jian, et al. Interfacial Microstructure and Mechanical Properties of Copper/Stainless Steel Fabricated by Explosive Welding[J]. Welding & Joining, 2021(9): 22-27.

[2] 钟素娟,张丽霞,龙伟民,等. 异质材料连接研究进展[J]. 电焊机,2020,50(9):118-133.
ZHONG Sujuan, ZHANG Lixia, LONG Weimin, et al. Research Progress of Joining Dissimilar Materials[J]. Electric Welding Machine, 2020, 50(9): 118-133.

[3] ZHANG Shengwei, GAO Kun, CAI Lihong, et al. Microstructural Evolution and Fatigue Performance of Dissimilar Solid-state Joints of SUS316L and SUS410[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 16: 555-569.

[4] WANG Yuxin, LI Xiaojie, WANG Xiaohong, et al. Fabrication of a Thick Copper-stainless Steel Clad Plate for Nuclear Fusion Equipment by Explosive Welding[J]. Fusion Engineering and Design, 2018, 137: 91-96.

[5] 王宇新,李晓杰,范述宁,等. 爆炸焊接研制核聚变用大厚度铜-不锈钢复合板[J]. 焊接学报,2018,39(12):77-81.
WANG Yuxin, LI Xiaojie, FAN Shuning, et al. Development of Large Thickness Copper-stainless Steel Plate for Nuclear Fusion Based on Explosive Welding Technology [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2018, 39(12): 77-81.

[6] FENG Rui, ZHAO Weichao, GAN Kefu, et al. Investigation of Interface Microstructure and Properties of Copper/304 Stainless Steel Fabricated by Explosive Welding[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 18: 2343-2353.

[7] BADAVATH H J, CHATTOPADHYAY S, SHANKAR S. Solid-state Welding and Its Applications: a Methodological Review[J]. 3RD International Conference on Energy and Power, ICEP 2021, 2022, 2681: 020021.

[8] 李欢,张长鑫,敖三三,等. 辅助电流对Cu/Al大功率超声波焊接的影响[J]. 稀有金属材料与工程,2022,51(12):4624-4631.
LI Huan, ZHANG Changxin, AO Sansan, et al. Effect of Assisted Current on High-power Cu/Al Ultrasonic Welding [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2022, 51(12): 4624-4631.

[9] LI H, CAO B, YANG J W, et al. Modeling of Resistance Heat Assisted Ultrasonic Welding of Cu-Al Joint[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 256: 121-130.

[10] 周利,蒋智华,雷淑贵,等. 铜/钢异种金属搅拌摩擦焊搭接工艺[J]. 焊接学报,2019,40(4):22-27.
ZHOU Li, JIANG Zhihua, LEI Shugui, et al. Process Study for Friction Stir Lap Welding of Copper/Steel Dissimilar Metals[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2019, 40(4): 22-27.

[11] 刘德义,蔡建伟,任瑞铭. 钛/铜中间层/钢扩散焊复合管界面组织与性能[J]. 焊接学报,2013,34(1):49-52.
LIU Deyi, CAI Jianwei, REN Ruiming. Microstructure and Properties of Diffusion Bonded Interface of Titanium-copper Interlayer-carbon Steel Composite Tube[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2013, 34(1): 49-52.

[12] XU Junfeng, YANG Ming, MA Honghao, et al. Fabrication and Performance Studies on Explosively Welded Cu-CrZr/316L Bimetallic Plate Applied in Extreme Environments[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(4): 8971-8984.

[13] NGUYEN T A N, BASAK S, ZHANG Shengwei, et al. Electrically Assisted Pressure Joining of Thin Bi-layer Aluminum-clad Aluminum Sheets[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2022, 121(7): 4713-4723.

[14] LIU Jiahao, JIA Dongzhou, FU Ying, et al. Electroplasticity Effects: from Mechanism to Application[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2024, 131(5/6): 3267-3286.

[15] KIM M J, YOON S, PARK S, et al. Elucidating the Origin of Electroplasticity in Metallic Materials[J]. Applied Materials Today, 2020, 21: 100874.

[16] 尹飞,陈裕,华林,等. 电脉冲辅助冷却的M50钢热环轧组织性能调控[J]. 轴承,2024(11):77-85.
YIN Fei, CHEN Yu, HUA Lin, et al. Microstructure and Properties Control of M50 Steel during Hot Ring Rolling with Electric Pulse Assisted Cooling[J]. Bearing, 2024(11): 77-85.

[17] CHEN Kai, ZHAN Lihua, ZHANG Yun, et al. Effects of Electropulsing Aging on the Mechanical Properties and Microstructure of 7150 Aluminum Alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1010: 177568.

[18] 许尚峰,张元波,姜雁斌,等. 电脉冲处理提升退火态Ti-6Al-4V合金塑性[J]. 中国有色金属学报,2025,35(9):2938-2952.
XU Shangfeng, ZHANG Yuanbo, JIANG Yanbin, et al. Plasticity Improvement of Annealed Ti-6Al-4V Alloy by Electropulsing Treatment[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2025, 35(9): 2938-2952.

[19] ZHANG Shengwei, CHOI H, WANG Jingyu, et al. Rapid Crack Healing and Fatigue Life Extension in Single-edge Notched Pure Titanium via Electropulsing Treatment [J]. International Journal of Fatigue, 2025, 198: 108967.

(下转第2067页)