高强铝合金复合脉冲 VPTIG 焊缝组织和性能

从保强 齐铂金 周兴国 罗 军

(北京航空航天大学 机械工程及自动化学院，北京 100191)

摘 要：采用超快速变换复合超音频脉冲方波变极性 TIG 电弧焊接工艺进行 2219-T87 高强铝合金焊接，研究分析了焊缝显微组织和接头拉伸性能变化. 结果表明，2219-T87 铝合金复合超音频脉冲电流变极性焊接接头的组织和性能均发生显著变化，焊缝区显微组织明显细化，由粗大柱状晶向细小等轴晶转变，接头抗拉强度和断后伸长率显著提高. 接头断口由脆性断裂主要特征转变为“韧性＋脆性”的混合型断裂模式. 在一定范围内，脉冲电流频率越高，脉冲占空比越小，作用效果越明显. 复合超音频脉冲电流频率为 40 kHz，脉冲电流占空比为 20%时，接头抗拉强度和断后伸长率分别达到母材金属的 70%和 58%.

关 键 词：高强铝合金；超快变换；超音频脉冲；变极性；等轴晶

中图分类号：TG 457.14；TG 442

文献标识码：A **文 章 编 号**：1001-5965(2010)01-0001-05

Microstructure and mechanical properties of hybrid pulse VPTIG arc welding of high strength aluminum alloy

Cong Baoqiang Qi Bojin Zhou Xingguo Luo Jun

(School of Mechanical Engineering and Automation, Beijing University of Aeronautics and Astronautics, Beijing 100191, China)

Abstract: The effect of ultrasonic pulse square wave current on 2219-T87 high strength aluminum alloy welds microstructure and mechanical properties was researched based on a novel ultrafast convert hybrid pulse variable polarity TIG arc welding technology. The experimental results show that the microstructure in the weld is predominantly columnar in the case of traditional variable polarity current. The grain structures in the weld zone become finer and more equiaxed with the effect of ultrasonic pulse current. Weld tensile strength and percentage elongation are obviously improved, respectively. Weld fracture type is changed from mostly brittle to the obvious mixture of dimple and brittle. The effect of hybrid pulse current is more effective with higher pulse frequency and lower pulse current duration in a certain range. The rates of weld tensile strength and percentage elongation to base metal are 70% and 58%, respectively, under a 40 kHz ultrasonic pulse current frequency and 20% pulse duty cycle.

Key words: high strength aluminum alloy; ultrafast convert; ultrasonic pulse; variable polarity; equiaxed crystal

2219 高强铝合金以其优良的性能广泛应用于航空和航天等诸多领域. 采用常规焊接工艺方法进行 2219 焊接时，其接头强度仅能够达到母材金属的 50%～60%，并且气孔倾向性大，严重制约了 2219 铝合金的推广应用，改善和提高其焊接质量是国防和军事工业等方面发展的必然要求[1]. 为了控制和改善金属的凝固组织，提高金属材料性能，施加脉冲电流已成为在金属材料制备过程中的重要物理场技术. 近年来的研究结果表明，脉冲电流对铝合金凝固组织具有显著的细化

收稿日期：2008-12-01

作者简介：从保强(1979－)，男，安徽砀山人，博士生，congbq@me.buaa.edu.cn.

作用，且脉冲电流频率的高低对其凝固组织将产生重要影响，在一定频率范围内，脉冲电流频率越高，持续时间越短，晶粒细化作用越明显[2-3]. 类似地，在铝合金变极性电弧焊接过程中引入超音频脉冲电流(脉冲频率≥20 kHz)的复合作用，合理选择和匹配脉冲电流特征参数，就有可能对高强铝合金焊缝熔池金属的凝固过程和显微组织产生特殊作用，有助于改善和提高高强铝合金焊接接头的组织和性能. 为此，基于自主研究开发的新型超快变换复合脉冲方波变极性弧焊电源[4]，建立复合超音频脉冲方波电流变极性 TIG(HPVP-TIG，Hybrid Pulse Variable Polarity TIG)电弧焊接试验平台，试验研究复合超音频脉冲变极性方波电流对 2219 高强铝合金焊缝组织和性能的影响，改善和提高其焊接质量和接头性能，将具有极其重要的工程应用价值和实际意义.

1 试验方法

焊接母材选择可热处理强化的 2219-T87 铝合金平板，T87 表示母材热处理工艺规范为固溶处理后，经 7% 冷加工冷变形，然后进行人工时效. 经拉伸性能测试，母材金属的抗拉强度为 446 MPa，断后伸长率为 11.7%. 试件尺寸为 200 mm×100 mm×4 mm，对接焊缝长度 200 mm，不开坡口. 焊缝填充焊丝采用 ϕ2.4 mm ER2319.

2219-T87 高强铝合金母材及填充焊丝的主要化学成分如表 1 所示.

表 1 2219 及 ER2319 主要化学成分(质量分数) %

牌号	Si	Fe	Cu	Mn	Zr	Al
2219	0.2	0.3	5.8～6.8	0.2～0.4	0.1～0.25	余量
ER2319	0.2	0.3	6.3	0.3	0.14	余量

2219-T87 高强铝合金焊接试件焊前首先用丙酮有机溶剂擦拭去除表面油污，然后采用化学清理方法(10% NaOH+15% HNO_3)去除铝合金表面氧化膜. 填充焊丝 ER2319 采用机械清理的方法去除其表面氧化膜.

超快变换复合脉冲方波变极性弧焊电源可实现对各电流特征参数的精确控制和独立调节，输出电流波形见图 1.

在正极性电流持续时间 t_P 内，焊接电流可看作是由一系列高频脉冲方波组成，单周期内脉冲峰值电流持续时间为 T_P，复合脉冲电流频率 f_H 和占空比 δ 满足如下关系：

$$\left.\begin{aligned} f_H &= 1/(T_b + T_P) \\ \delta &= T_P/(T_b + T_P) \times 100\% \end{aligned}\right\} \quad (1)$$

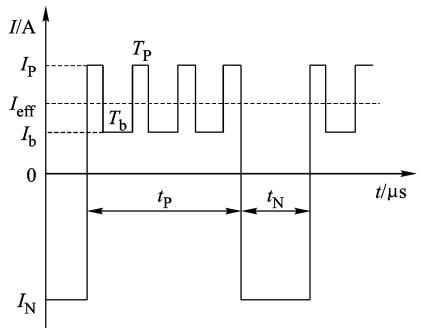


图 1 超快变换复合脉冲变极性方波电流示意图

式中，T_b 为单个周期内脉冲基值电流持续时间，μs.

为尽可能减小焊接热输入的差异对焊缝组织和性能带来的影响，同时满足高强铝合金一次焊透和焊缝成形要求，焊接试验过程中正极性持续期间的有效电流 I_{eff} 只允许在一定范围内波动. 由于脉冲电流具有快速的上升沿和下降沿变化速率，可将其看作理想脉冲方波，因而其有效电流 I_{eff} 满足关系[5]：

$$I_{eff} = [\delta I_P^2 + (1-\delta) I_b^2]^{1/2} \quad (2)$$

式中，I_b 为脉冲基值电流，A；I_P 为脉冲峰值电流，A.

为考察 f_H 和 δ 等复合高频脉冲电流主要特征参数对 2219-T87 高强铝合金焊接质量的影响规律并保证焊缝成形，经过多次对接焊接试验，其主要焊接参数的选取见表 2，其中 I_{eff}=132±7 A，工艺 1 中采用未加入超音频脉冲电流作用的常规变极性方波电流. 其它焊接工艺参数为：电流极性变换频率 f_L=100 Hz；反极性电流 I_N=195 A；正、反极性电流持续时间比 t_P ∶t_N=4 ∶1；钨电极材料选用 ϕ3.0 mm WC20，且电极距离铝合金焊接试件表面高度为 3 mm；焊接速度 120 mm/min；保护气体普通 Ar 流量 15 L/min.

表 2 高强铝合金 CPVP-TIG 主要焊接工艺参数

序号	I_{eff}/A	I_b/A	I_P/A	f_H/kHz	δ/%
工艺 1		155			
工艺 2	139	80	180	20	50
工艺 3	139	80	180	40	50
工艺 4	126	100	200	40	20

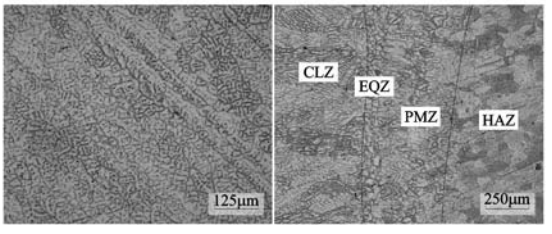
焊态条件下，按照 GB 2651-89 制备焊接接头拉伸试样，每组工艺制取 3 个试样，分别在 DWD-50E 电子式万能拉伸试验机上完成拉伸性能测试，拉伸速度 2 mm/min；使用 DHV-1000 型数字式维氏(HV)显微硬度计对焊接接头进行显微硬度测试，施加载荷大小 200 g，保持时间 15 s；采用 CAMBRIDGE S-360 型扫描电子显微镜观察焊

缝拉伸断口微观形貌,并使用扫描电镜上配带的能谱仪(EDS)进行成分分析;采用 OLYMPUS BX51M 型光学金相显微镜观察 2219-T87 高强铝合金焊缝显微组织[6].

2　试验结果与分析

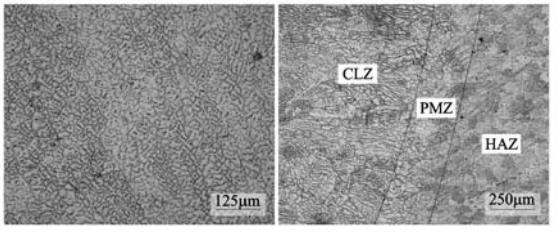
2.1　焊缝显微组织

焊缝金属凝固组织结构的变化将直接影响和决定焊接接头的性能. 工艺 1～工艺 4 条件下 2219-T87 高强铝合金焊接接头显微组织见图 2.



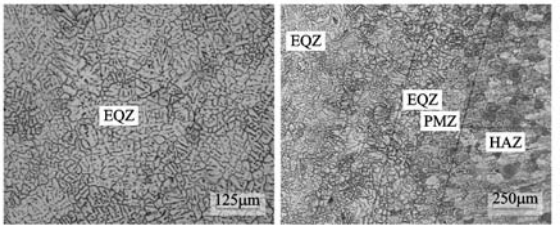
焊缝中心区　　焊缝熔合区和热影响区

a　工艺 1



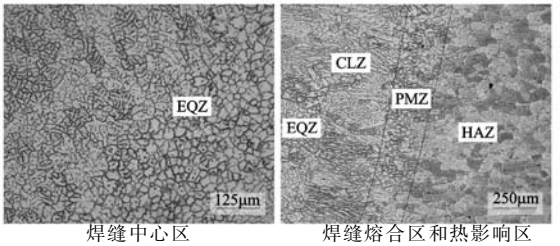
焊缝中心区　　焊缝熔合区和热影响区

b　工艺 2



焊缝中心区　　焊缝熔合区和热影响区

c　工艺 3



焊缝中心区　　焊缝熔合区和热影响区

d　工艺 4

CLZ—柱状晶组织;EQZ—等轴晶带;
PMZ—部分熔化区部位;HAZ—热影响区.

图 2　高强铝合金焊缝显微组织

2219-T87 高强铝合金焊缝组织以 α(Al)固溶体为主,在基体上和沿晶界部位均分布着大量 α(Al)+θ($CuAl_2$)等共晶组织,局部区域还可能析出 α(Al)+θ($CuAl_2$)+T($CuMn_2Al_{12}$)三相共晶组织,同时在晶体内部也可析出 θ($CuAl_2$)等强化相颗粒.

未加入超音频脉冲方波电流时(工艺 1),焊缝区组织以粗大的柱状树枝晶为主,熔合区较宽并且在临近焊缝一侧的熔合区边缘存在一条明显的细小等轴晶带,关于该等轴晶区的形成机理,文献[7]认为该区域的形成是一个形核和长大的过程,主要是母材中的 Al_3Zr 和 Al_3Ti 微小颗粒在凝固过程中提供了大量异质形核点,促进了非均匀形核进程[7].

加入超音频脉冲方波电流后,一方面,焊缝中心区组织得到明显细化,工艺 2(f_H=20 kHz,δ=50%)时为等轴树枝晶和柱状晶的混合组织,工艺 3(f_H=40 kHz,δ=50%)时为等轴树枝晶组织,工艺 4(f_H=40 kHz,δ=20%)时则转变为由等轴树枝晶和细小等轴非枝晶组成的混合组织,其中细小的等轴非枝晶组织呈带状分布;另一方面,焊缝熔合区宽度明显减小,临近焊缝一侧的熔合区边缘形成以联生结晶方式生长的柱状晶组织,并指向焊缝中心.

对于焊缝区组织的细化机理,分析认为,金属结晶组织由柱状晶转变为等轴晶的临界条件为[8]

$$G_L < 0.061 N_0^{1/3}[1-(\Delta T_N)^3/(\Delta T_C)^3]\Delta T_C \quad (3)$$

式中,G_L 为固-液相界面前沿液相温度梯度;N_0 为非均匀形核率;ΔT_N 为非均匀形核临界过冷度;ΔT_C 为柱状晶生长前沿过冷度.

由式(3)可以推断,降低固-液相前沿液相温度梯度 G_L,增加非均匀形核率 N_0,可有效促进焊缝金属结晶组织由粗大树枝晶向细小等轴晶的转变.

加入超音频脉冲方波电流后,HPVP-TIG 电弧对焊缝熔池金属的力作用增大,同时,脉冲电流经电弧由电弧正下方区域进入熔池后将向母材四周发散,根据电磁场理论,在熔池内部就会感应产生一个变化的电磁场,金属粒子在外部电弧力和内部电磁场的共同作用下,呈复杂规律性的循环运动和涡旋运动,从而对临近焊缝一侧熔合区边缘的未混合区域产生强烈的冲刷作用,一方面可有效破碎新结晶组织,在阻碍组织长大的同时,破碎晶粒成为新晶粒的形核核心;另一方面还可以将熔合区部分未熔的高熔点粒子,如 Al_3Zr 和 Al_3Ti 等带入焊缝中心,成为高效的异质形核点,使得熔池中非均匀形核数量明显增加. 另外,从金属凝固结晶热力学角度分析,熔池液态金属的规

律性流动有利于促进熔池液体金属温度的均匀性,有效降低了熔池金属固-液相界面前沿的液相温度梯度,组分过冷范围增大,促进了焊缝结晶组织由粗大树枝晶向细小等轴晶的转变,细化焊缝结晶组织[9]. 根据 Hall-Petch 公式:

$$\sigma_s = \sigma_{s0} + K(\bar{d})^{-1/2} \tag{4}$$

式中,σ_s 为合金材料的脆性断裂应力;σ_{s0} 为常数,相当于单晶体的屈服强度;K 为表征晶界对强度影响程度的常数;$\bar{d}$ 为多晶体各晶粒的平均直径. 2219-T87 高强铝合金 HPVP-TIG 焊缝晶粒组织的细化将有利于提高接头的力学性能.

2.2 接头显微硬度

工艺 1～工艺 4 条件下 2219-T87 铝合金焊接接头的显微硬度变化曲线见图 3.

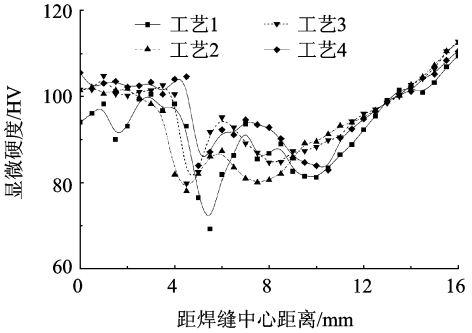


图 3 不同工艺焊缝显微硬度

从图 3 中可看出,4 种工艺条件下的焊缝中心区域均具有比较高的硬度,在 90 HV 以上,焊缝熔合区(距离焊缝中心约 3～5 mm)则成为接头的最薄弱部位,其硬度显著降低. 未加入超音频脉冲方波电流时(工艺 1),熔合区硬度最低,仅为 69 HV;加入超音频脉冲方波电流后,熔合区硬度明显提高,且工艺 4 焊接接头熔合区硬度达到 84 HV以上. 由于受焊接热作用影响,在焊缝热影响区向母材金属的过渡区域(距离焊缝中心约7～10 mm)出现了明显的软化现象,该部位硬度呈下降趋势,这与 2219-T87 铝合金母材金属受热使得 $CuAl_2$ 等强化相的分布状态发生改变有密切关系.

从图 3 可以推断,焊缝熔合区将成为焊接接头的最薄弱部位. 这是因为在焊缝熔合区内的部分熔化区部位,母材金属受热呈固液交错分布状态,经历了部分熔化和凝固过程,由于溶质 Cu 元素的平衡分配系数小于 1,溶质 Cu 元素发生严重偏析,造成半熔化区 α(Al)固溶体内 Cu 元素含量的大幅度降低,在晶内仅析出极少量的强化相颗粒物,甚至没有,而在沿晶界处则富集了大量溶质 Cu 元素,使得在沿晶界部位就形成了大面积粗大的 α(Al)+$CuAl_2$ 共晶组织,贫 Cu 的 α(Al)固溶体硬度将会明显下降,并成为焊接接头的最薄弱部位[10]. 加入超音频脉冲方波电流后,焊缝熔合区宽度明显减小,在一定程度上改变了溶质 Cu 元素的分布状态,焊缝熔合区硬度也就得到了显著改善和提高.

2.3 接头拉伸性能

表 3 中所列为 2219-T87 高强铝合金母材和工艺 1～工艺 4 条件下各焊接接头的拉伸性能测试结果,包括抗拉强度 R_m 和断后伸长率 A.

表 3 母材及焊接接头拉伸性能

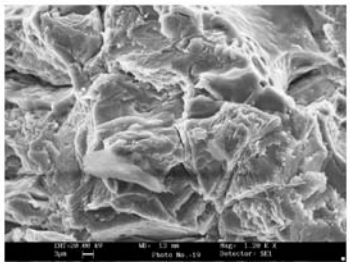
序 号	抗拉强度 R_m/MPa	断后伸长率 A/%
母 材	446	11.7
工艺 1	255	3.21
工艺 2	302	6.08
工艺 3	302	6.43
工艺 4	310	6.78

未加入超音频脉冲方波电流时(工艺 1),2219-T87 高强铝合金焊接接头强度系数仅为 0.57,断后伸长率仅达到母材金属的 27%;加入超音频脉冲方波电流后,2219-T87 高强铝合金 HPVP-TIG 接头性能得到明显提高,其中在工艺 4(f_H=40 kHz,δ=20%)条件下,接头强度系数达到 0.70,断后伸长率达到母材金属的 58%,与工艺 1 相比较,接头抗拉强度和断后伸长率分别增加了 22%和 111%.

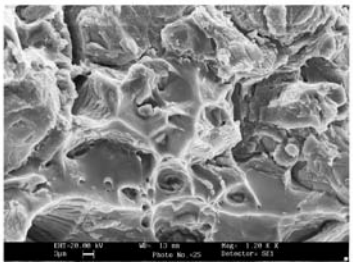
根据上述测试结果可以推断,超音频脉冲方波电流的加入有利于显著改善和提高接头的拉伸性能,在一定范围内脉冲电流频率越高,占空比越小,即单周期内脉冲电流持续时间越短,作用效果就越明显.

2.4 接头拉伸断口形貌

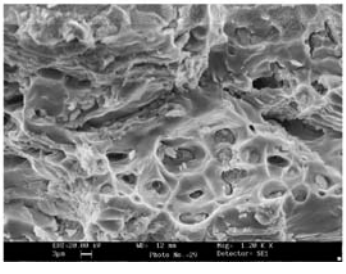
工艺 1～工艺 4 条件下各焊接接头拉伸断口的微观形貌见图 4. 可见,未加入超音频脉冲方波电流时(工艺 1),2219-T87 铝合金接头断裂主要表现为准解理和沿晶脆性断裂特征,在断裂面上还存在有少量的微孔,同时可以观察到存在明显的沿晶二次裂纹. 加入超音频脉冲方波电流后(工艺 2～工艺 4),焊接接头均表现出了比较明显的韧性断裂特征,在接头断口处出现了断裂韧窝组织,同时接头还具有部分准解理和沿晶脆性断裂特征,并包含有沿晶二次裂纹,接头断口整体呈现明显的“韧性+脆性”混合型断裂特征. 在断口的韧窝组织底部还发现存在已断裂的第二相粒子,经 EDS 能谱分析可以确定该粒子为断裂的强化相颗粒 $CuAl_2$.



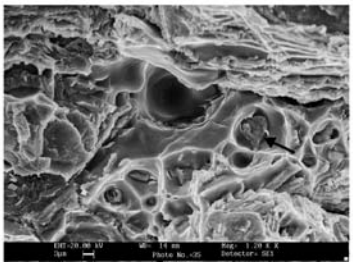
a　工艺 1



b　工艺 2



c　工艺 3



d　工艺 4

图 4　焊接接头拉伸断口形貌

3　结　论

1) 采用超快变换复合超音频脉冲方波变极性 TIG 焊接工艺进行 2219-T87 高强铝合金焊接,可明显细化焊缝组织,促进焊缝组织由粗大柱状树枝晶向细小等轴晶转变. 在一定范围内脉冲电流频率越高,脉冲占空比越小,作用效果越明显.

2) 加入超音频脉冲方波电流可使 2219-T87 高强铝合金焊缝熔合区宽度明显减小,熔合区部位显微硬度明显提高.

3) 加入超音频脉冲方波电流可显著改善和提高 2219-T87 高强铝合金焊接接头的拉伸性能. $f_H=40$ kHz,$\delta=20\%$时,焊接接头抗拉强度和断后伸长率分别达到母材金属的 70%和 58%,且接头断口表现出明显的"韧性+脆性"混合型断裂特征.

参考文献(References)

[1] 姚君山,周万盛. 铝及铝合金的焊接[M]. 北京:机械工业出版社,2006
Yao Junshan, Zhou Wansheng. Welding of aluminum & aluminum alloys[M]. Beijing: China Machine Press, 2006 (in Chinese)

[2] 廖希亮. 脉冲电流对金属凝固组织的影响[D]. 上海:上海大学材料科学与工程学院,2007
Liao Xiliang. Effect of electric current pulse on solidification structure of metal[D]. Shanghai: School of Materials Science and Engineering, Shanghai University, 2007(in Chinese)

[3] 班春燕. 电磁场作用下铝合金凝固理论基础研究[D]. 沈阳:东北大学材料与冶金学院, 2002
Ban Chunyan. Fundamental study on solidification of Al alloys under electromagnetic fields[D]. Shenyang: School of Materials and Metallurgy, Northeastern University, 2002(in Chinese)

[4] 齐铂金,从保强. 新型超快变换复合脉冲变极性弧焊电源拓扑[J]. 焊接学报,2008,29(11):57－60
Qi Bojin, Cong Baoqiang. A novel ultrafast-convert complex-pulse variable-polarity arc welding power topology[J]. Transactions of The China Welding Institution, 2008, 29(11):57－60(in Chinese)

[5] Cook G E, Eassa E H. The effect of high-frequency pulsing of a welding arc[J]. IEEE Transactions on Industry Applications, 1985, 1A－21(5):1294－1299

[6] 屠海令,干勇. 金属材料理化测试全书[M]. 北京:化学工业出版社,2007
Tu Hailing, Gan Yong. Metallic materials physical & chemical tests handbook[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2007(in Chinese)

[7] Gutierrez A, Lippold J C. A proposed mechanism for equiaxed grain formation along the fusion boundary in aluminium-copper-lithium alloy[J]. Welding Journal, 1998, 77(3): 123－132

[8] Hunt J D. Steady state columar and equiaxed growth of dendrites and eutectic[J]. Materials Science and Engineering (A), 1984, 65(1):75－83

[9] Yunjia H, Frost R H, Olson D L, et al. Grain refinement of aluminium weld metal[J]. Welding Journal, 1989, 68(7): 280－289

[10] Huang C, Kou S. Partially melted zone in aluminium welds: solute segregation and mechanical behaviour[J]. Welding Journal, 2001, 80(1):9－16

(编　辑:文丽芳)