

60mm 厚度 6061-T6 铝合金板搅拌摩擦焊接 接头微观组织与力学性能

Microstructure and Mechanical Property Analysis
on Double-sided Friction Stir Welding Joints
of 60mm 6061-T6 Aluminum Alloy Plate

贺地求, 罗 维, 邬红光

(中南大学 现代复杂装备设计与极端制造教育部重点实验室, 长沙 410083)

HE Di-qiu, LUO Wei, WU Hong-guang

(Key Laboratory of Design for Modern Complex Equipment and
Extreme Manufacturing (Ministry of Education), Central
South University, Changsha 410083, China)

摘要: 采用搅拌摩擦焊接方法对 6061-T6 铝合金板进行了 60mm 双面对接焊实验, 研究了搅拌摩擦焊接接头的微观组织与力学性能, 结果表明: 焊缝区微观组织沿厚度方向发生了不同程度的改变, 焊接接头强度达到 218MPa, 为母材强度的 70%; 焊接热循环引发的金属强化相“重固溶”和“过时效”是接头力学性能下降的重要原因, 其中前进侧热机影响区为焊缝薄弱环节。

关键词: 双面搅拌摩擦焊; 6061-T6 铝合金; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG453 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2011)09-0020-05

Abstract: Double-sided friction stir welding was applied to connection of 6061-T6 aluminum alloy plates, the microstructure and mechanical properties of the joints were investigated. The results show that the microstructure undergoes different changes in the through-thickness direction, the tensile strength of the joint reaches 218MPa, 70% that of the parent material. The re-solution and over-aging of the strengthening phases caused by welding thermal cycle have a great effect on the strength degradation, and the thermal mechanical affected zone of the advancing side is the welding weakness.

Key words: double-sided friction stir welding; 6061-T6 aluminum alloy; microstructure; mechanical property

6061-T6 铝合金属 Al-Mg-Si 系可热处理强化铝合金, 具有中等强度、良好的塑韧性、耐腐蚀性和挤压性等优点^[1]。目前对于 6061-T6 铝合金的焊接国内外通常采用钨极惰性气体保护焊 (Tungsten Inert Gas, TIG) 和熔化极惰性气体保护焊 (Metal Inert Gas, MIG), 但这些方法存在易产生焊接裂纹和气孔、焊接变形大、焊缝力学性能不高等问题, 大厚度的铝合金焊接则更加困难^[2]。与传统熔化焊相比, 搅拌摩擦焊 (Friction Stir Welding, FSW) 不存在熔化焊时的各种缺陷, 焊缝成形好, 综合力学性能较高^[2,3]。

近年来随着工程技术要求的提高, 大厚度铝合金板在航空航天、航海以及轨道车辆等领域的应用得到广泛重视, 铝合金的厚板焊接开始成为研究的重点。随着焊接厚度的增加, 焊接难度越来越大, 为了揭示厚

板焊接的规律, 本工作对 60mm 厚度 6061-T6 铝合金板进行了搅拌摩擦双道焊接工艺实验并对其焊缝成形、组织形态和力学性能进行了分析。

1 实验材料及方法

实验用材料是厚度为 60mm 的 6061-T6 (固溶 + 人工时效处理) 铝合金板, 主要化学成分如表 1 所示。

表 1 6061-T6 铝合金的化学成分 (质量分数/%)
Table 1 Chemical composition of 6061-T6
aluminum alloy (mass fraction/%)

Mg	Si	Fe	Cu	Mn	Zn	Ti	Al
1.06	0.53	0.7	0.15	0.15	0.25	0.15	Bal

搅拌摩擦焊实验在自行研制的搅拌摩擦焊试验机上进行,焊接形式为双面对接拼焊。实验用搅拌头参数:轴肩直径为 34mm;搅棒直径为 14mm;搅棒长度为 37mm。焊接时,搅拌头高速旋转钻入待焊板材接缝,当搅拌头轴肩压实铝合金板后,沿接缝前进以完成焊接过程。焊接工艺参数:搅拌头旋转速率为 1000r/min,搅拌头沿焊缝方向的焊接速率为 80mm/min。成功焊接的铝合金板如图 1 所示。

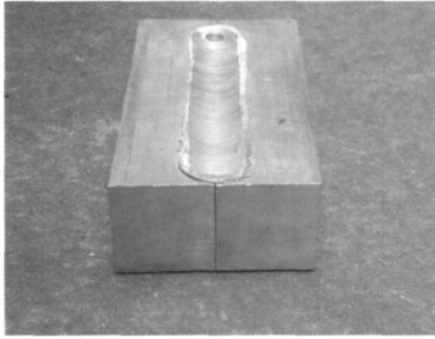


图 1 60mm 厚 6061-T6 铝合金厚板焊接

Fig. 1 60mm-thick 6061-T6 aluminum alloy plate welds

焊接后,采用线切割沿焊缝横向截取试样,在 Instron 8802 型电液伺服力学试验机上进行拉伸实验;使用 Model HV-10B 型硬度计进行硬度测试;对试样进行研磨抛光,采用 Keller 试剂(3mL 硝酸,6mL 盐酸,6mL 氢氟酸,150mL 蒸馏水)腐蚀后在 Leica DMI 5000M 金相显微镜上观察组织形貌;将试样重新研磨抛光,采用 0.5% 氢氟酸作为腐蚀剂浸蚀 10s^[3],在 JEOL JSM-6360LV 型扫描电镜仪上观察组织强化相分布。

2 实验结果与分析

2.1 拉伸实验及分析

在上述焊接工艺参数下得到厚度为 60mm 的

6061-T6 铝合金厚板焊缝,力学性能如表 2 所示。在未经过任何焊后热处理时的平均抗拉强度达到了 218MPa,断后平均伸长率达到了 16.81%,为母材的 70% 和 129%,其中母材的抗拉强度、伸长率分别为 310MPa 和 13%。

表 2 6061-T6 铝合金焊缝的力学拉伸实验数据

Table 2 Mechanical properties of 6061-T6 welds

No	σ_b /MPa	$\sigma_{p0.2}$ /MPa	δ /%
1	217.74	98.19	17.50
2	223.33	99.29	17.70
3	211.86	99.92	14.79
4	218.95	99.75	17.07
5	218.25	99.28	17.00
Mean value	218.03	99.29	16.81

拉伸试样断裂形貌如图 2 所示,断裂位置均发生在焊缝的前进侧,在试样截面可见明显双“U”字型颈缩变形。

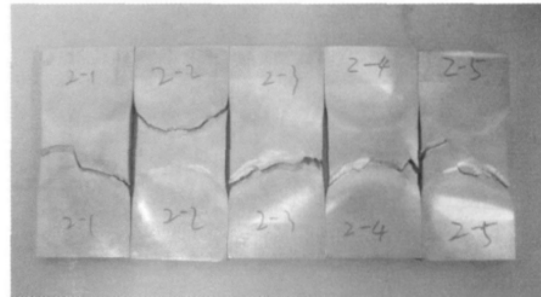


图 2 拉伸试样断裂形貌

Fig. 2 Tensile specimens fracture morphology

图 3 为焊缝拉伸断口形貌,图 3(a)为焊缝上部断口形貌,可以看出焊缝断口韧窝尺寸较小,而且较深,大小均匀,表现为穿晶韧性断裂特征。图 3(b)为焊缝底部断口形貌,可以看出韧窝底部第二相粒子剥离后留下的微坑,第二相又硬又脆,与基体变形差别很大,

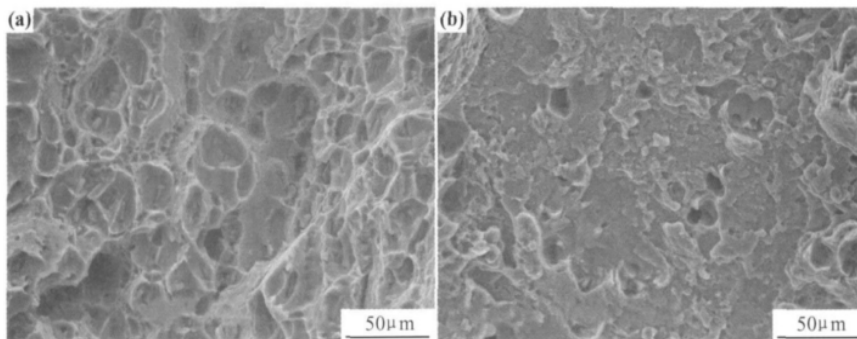


图 3 焊缝拉伸断口形貌 (a) 焊缝上部;(b)焊缝底部

Fig. 3 Tensile fracture morphologies of FSW joint

(a) apex of FSW joint; (b) base of FSW joint

它们的存在对塑性十分不利,属于包含第二相粒子的脆性与韧性的混合型断裂。

2.2 试样显微硬度分析

在显微硬度测试前需要对试样进行研磨和抛光,在逆光偏角度的情况下可以发现如图 4 所示样品截面搅拌摩擦双道焊接区与母材的明显界线,呈现上下对置的双“U”字特征,其中底部倒“U”字为第一面焊接,上部正“U”字为第二面焊接。

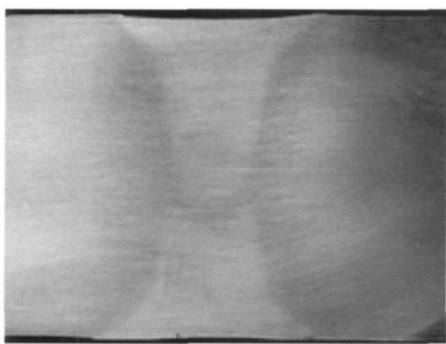


图 4 6061-T6 双道焊接截面形貌
Fig. 4 Section morphology of the dual-FSW thick plate welds

采用 Model HV-5 型硬度计测试焊缝显微硬度,加载力为 3N,加载时间为 15s,接头横截面显微硬度分布曲线如图 5 所示,硬度分布从热影响区到焊核区硬度值都出现不同程度降低,上、中、下部硬度值均呈典型“W”特征分布,且“W”形波动幅度与范围从上到下呈递减趋势。焊缝各厚度的硬度值最低点都出现在前进侧,结合图 2 可以发现拉伸断裂都发生在前进侧热机影响区周围,说明焊缝此区域是焊接接头强度较薄弱的位置。

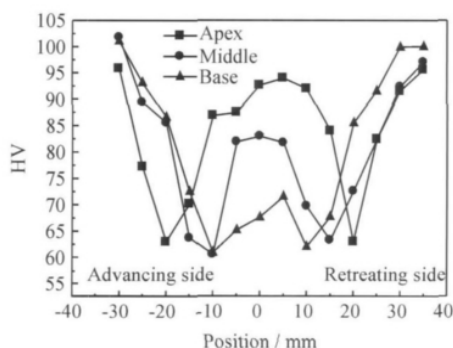


图 5 焊缝显微硬度分布
Fig. 5 Microhardness of FSW joint

2.3 焊缝的微观组织

为了研究焊缝组织形貌和强化相分布与显微硬度

的关系以及微观组织沿焊缝厚度方向的变化,如图 5 所示选取 4 处硬度值较低的位置制作微观组织试样,分别位于焊缝上部和底部的焊核区以及前进侧热机影响区。

2.3.1 金相组织观察及分析

焊缝横截面的金相组织如图 6 所示,图 6(a)为母材(Parent Material, PM)组织金相照片,母材呈轧制状粗大晶粒;图 6(b)所示热影响区(Heat Affected Zone, HAZ)组织发生一定的长大粗化,与母材没有明显区别;图 6(c), (d)分别为焊缝上部和底部的焊核区(Weld Nugget Zone, WNZ),其中焊缝上部的焊核区组织晶界连续闭合,晶粒较小,焊缝底部的焊核区组织的晶界不连续,晶粒尺寸更加细小。通常认为焊核区组织在搅拌头强烈的搅拌作用以及轴肩剧烈摩擦产生的局部高温作用,造成大量晶粒破碎,破碎的晶粒发生动态再结晶,形成细小等轴晶粒。但是由于搅拌摩擦焊的特点,轴肩与搅拌头的摩擦产热机制导致焊接区域形成上热下冷的漏斗状温度分布。上部区域较底部区域能获得更高的温度,破碎的晶粒发生了充分的再结晶,而底部的晶粒由于温度偏低,破碎的晶粒往往再结晶不充分,在底部形成不连续的晶界,并且由于高温时间较短,其再结晶晶粒来不及长大,晶粒更为细小。图 6(e), (f)分别为焊缝上部和底部的热机械影响区(Thermal Mechanical Affected Zone, TMAZ),位于焊核区与热影响区之间的热机影响区是一个过渡区域,由于搅拌头的搅拌作用不充分不能使呈轧制状的母材组织完全破碎,而是在搅拌力和进给力的双重作用下发生热剪切,相对母材发生较大的晶粒变形。但是该区域温度较焊核区低,发生了不完全动态再结晶,高度塑性的变形晶粒形态被保留下来^[4-7],其中焊缝上部热机影响区过渡界面不明显,分析认为是由于焊缝上部温度较高,热机影响区的变形晶粒发生了较多的动态再结晶;而底部热机影响区温度较低,变形晶粒未发生动态结晶,过渡界面明显。

2.3.2 扫描电镜观察

焊缝组织强化相的形态分布如图 7 所示,各区域都均匀分布着两种形态的第二相,一种是白色的条形状析出物,另一种是黑色的颗粒状析出物。由于 6061 铝合金属于可热处理强化铝合金, Mg_2Si 相是 Al-Mg-Si 系铝合金的主要强化相,只需观察 Mg_2Si 相的分布状况,采用能谱仪确定黑色析出相即为 Al-Mg-Si 系铝合金的强化相 Mg_2Si ,其 EDS 能谱曲线如图 8 所示。

焊缝上部和底部焊核区 Mg_2Si 相分布如图 7(a), (b)所示,可以看见焊缝底部 Mg_2Si 相尺寸与数量较

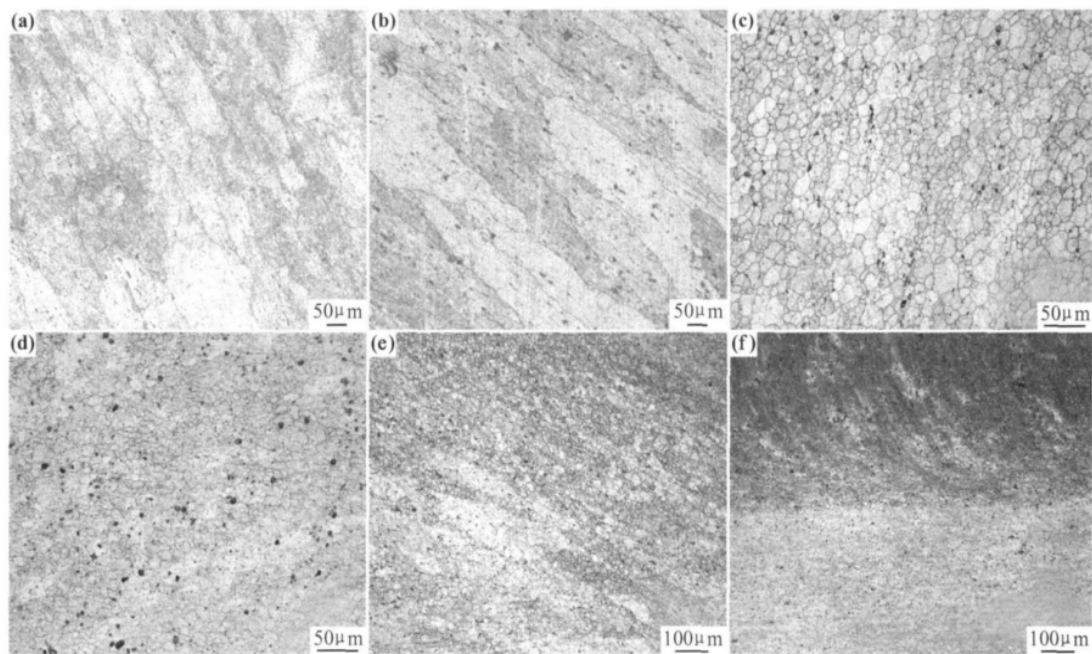


图6 焊缝的金相照片 (a)母材区;(b)热影响区;(c)上部焊核区;
(d)底部焊核区;(e)上部热机影响区;(f)底部热机影响区

Fig. 6 Microstructures of FSW joint

(a)parent material;(b)HAZ;(c)apex of WNZ;(d)base of WNZ;
(e)apex of TMAZ;(f)base of TMAZ

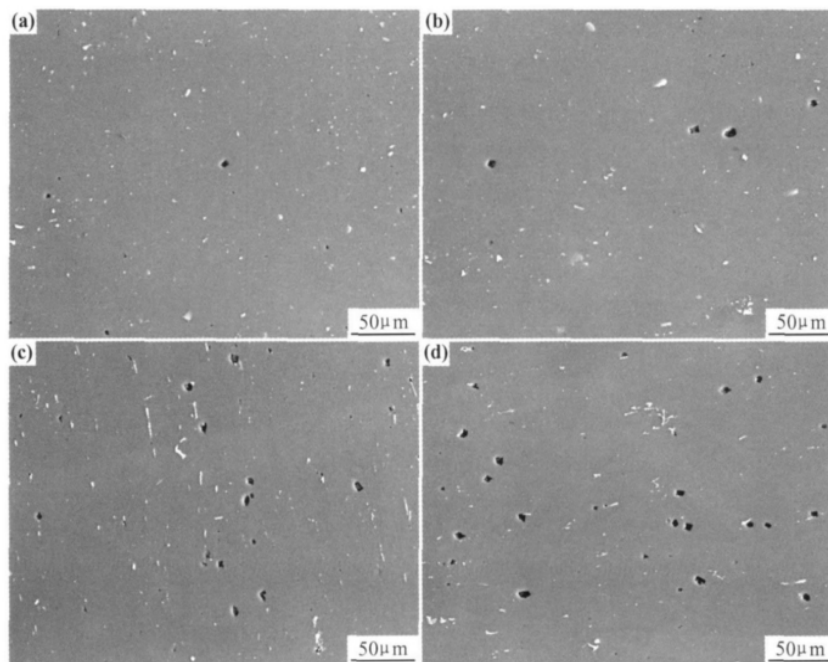


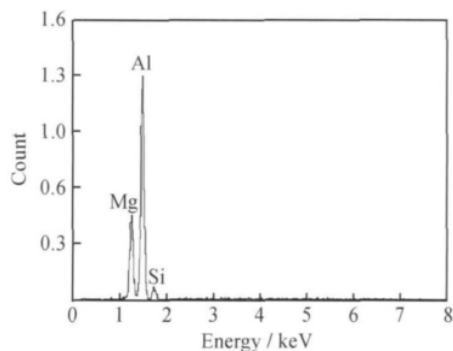
图7 焊缝 Mg_2Si 相的形态分布 (a)上部焊核区;(b)底部焊核区;
(c)上部热机影响区;(d)底部热机影响区

Fig. 7 Morphological distribution of Mg_2Si precipitated phases

(a)apex of WNZ;(b)base of WNZ;(c)apex of TMAZ;(d)base of TMAZ

焊缝上部均有显著增加;图7(c),(d)分别为焊缝上部与底部热机影响区,可以发现与焊核区相同的分布规

律,即焊缝底部较焊缝上部 Mg_2Si 相尺寸与数量均存在不同程度的增长。

图 8 黑色 Mg_2Si 相的 EDS 曲线Fig. 8 EDS curves of Mg_2Si precipitated phases

2.4 焊缝的力学性能分析

对于 6061 铝合金, Mg_2Si 相的尺寸、形态和含量对力学性能影响很大, 其一般析出过程如下: 过饱和固溶体 \rightarrow GP I 区 \rightarrow GP II 区 (β'' 针状) $\rightarrow \beta' \rightarrow \beta^{[8]}$, 焊前 6061-T6 铝合金经过固溶时效处理后得到 β'' 态强化相, 强度达到最高值的状态^[9]。焊接时温度场分布沿厚度方向存在较大差异, 焊缝上部温度较高, 焊缝组织较多的 Mg_2Si 相重新溶入基体, 经过自然时效又缓慢地析出 β'' 相, 称为“重固溶”; 较少的 Mg_2Si 相在焊接热循环下聚集长大形成稳定的 β 相, 称为“过时效”; 而焊缝底部温度较低, 焊缝组织较少的 Mg_2Si 相发生了“重固溶”, 较多地发生了“过时效”, 因而焊缝底部较上部出现更多的大尺寸 β 相。由于真正起强化作用的是时效过程中析出并与基体保持共格或半共格关系的 β'' 相, 焊缝组织 β'' 相的形态分布情况决定了焊缝的力学性能^[10], 经过搅拌摩擦焊接, 焊缝组织的 β'' 态 Mg_2Si 相形态分布发生了较大改变, 力学性能也随之发生改变, 结果表明焊接热循环引发的金属强化相“重固溶”和“过时效”是导致接头力学性能下降的重要原因, 改善焊接区温度分布和焊后热处理是提高焊缝强度的有效方法。

3 结论

(1) 采用双面搅拌摩擦焊成功焊接了 60mm 6061-T6 铝合金厚板, 在搅拌头转速为 1000r/min, 焊接速率为 80mm/min 时, 焊缝的抗拉强度达到了 218MPa, 接头力学性能优良。

(2) 采用搅拌摩擦焊方法焊接 6061-T6 铝合金厚板, 焊缝区出现了较大程度的软化, 上、中、下部硬度值均呈“W”特征分布, 且“W”形波动幅度与范围从上到

下呈递减趋势。硬度最低值与拉伸断口均处于焊缝前进侧位置, 说明此位置是焊缝的最薄弱环节。

(3) 焊缝组织形貌与强化相分布沿厚度方向存在较大差异, 在焊缝上部的温度较高, 变形晶粒经历了较多的动态再结晶过程, 晶粒细小且晶界连续; Mg_2Si 相发生了较少的长大粗化, 大尺寸 Mg_2Si 相数量较少; 焊缝底部的温度较低, 变形晶粒发生了较少的动态再结晶, 晶粒不完全成形晶界不连续, 而大尺寸 Mg_2Si 相数量较多。

(4) 比较焊缝显微硬度与强化相形态分布, 可以发现焊缝强化相分布状况对力学性能影响较大, 焊接过程中组织强化相的“重固溶”和“过时效”是导致焊缝力学性能下降的主要原因。

参考文献

- [1] 中国焊接学会. 焊接手册: 第 2 卷[M]. 北京: 机械工业出版社, 1992.
- [2] 赵勇, 付娟, 张培磊, 等. 焊接方法对 6061 铝合金接头性能影响的研究[J]. 江苏科技大学学报, 2006, 20(1): 91-94.
- [3] 李建国, 谭红艳, 史子木, 等. 利用 FE-SEM 分析 Al-Si-Mg 系和 Al-Mg-Si 系合金中 Mg_2Si 沉淀相[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(10): 1820-1824.
- [4] 周鹏展, 李东辉, 贺地求, 等. 2219-T6 厚板搅拌摩擦焊沿厚度方向的性能差异[J]. 焊接学报, 2007, 28(10): 5-8.
- [5] 周鹏展, 钟掘, 贺地求. LC52 厚板搅拌摩擦焊组织性能分析[J]. 材料科学与工程学报, 2006, 24(3): 429-435.
- [6] 周鹏展, 钟掘, 贺地求, 等. 2519 厚板搅拌摩擦焊接工艺组织分析[J]. 中南大学学报, 2006, 37(4): 114-118.
- [7] 周鹏展, 李东辉, 贺地求. 7A52 厚板搅拌摩擦焊[J]. 中国有色金属学报, 2006, 16(6): 964-969.
- [8] GRAZYNA MROWKA-NOWOTNIK, JAN SIENIAWSKI. Influence of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of 6005 and 6082 aluminum alloys[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2005, 162(16): 367-372.
- [9] 佟建华, 李炼, 邓冬, 等. 6061-T6 铝合金薄板的搅拌摩擦焊接[J]. 北京科技大学学报, 2008, 30(9): 1011-1017.
- [10] 胡尊艳. 焊后时效对 6061-T6 铝合金搅拌摩擦焊接头组织和性能的影响[D]. 北京: 北京交通大学, 2008.

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50675228)

收稿日期: 2010-03-10; 修订日期: 2011-04-12

作者简介: 贺地求(1964—), 男, 硕士, 教授, 从事搅拌摩擦焊工艺及机理研究, 联系地址: 长沙市中南大学新校区机电工程学院 A 座 309 室(410083), E-mail: hdqzqp@163.com

通讯作者: 罗维, 男, 硕士研究生, 联系地址: 湖南省株洲市田心路 1 号南车株洲电力机车有限公司电气设备分公司开发部(412001), E-mail: luowei213@163.com