**引用格式:** 杨方鸿, 叶璐, 高洞庭, 等. 加强片焊接对 CF/PAEK 热塑性复合材料力学性能测试的影响[J]. 航空材料学报, 2026, 46(10): 126-135.

YANG Fanghong, YE Lu, GAO Dongting, et al. Impact of welded tabs on mechanical testing of CF/PAEK thermoplastic composites[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2026, 46(10): 126-135.

# 加强片焊接对 CF/PAEK 热塑性复合材料力学性能测试的影响

杨方鸿[1,2], 叶 璐[1,2], 高洞庭[3], 信中华[1,2], 王成博[1,2], 关博文[1], 李 军[1,2], 张代军[1,2*]

(1. 中国航发北京航空材料研究院 软材料中心, 北京 100095; 2. 先进复合材料国防科技重点实验室, 北京 100095; 3. 东华大学 材料科学与工程学院, 上海 201620)

**摘要:** 针对连续碳纤维增强热塑性聚芳醚酮树脂(CF/PAEK)复合材料胶接强度差导致含加强片的试样力学性能测试结果易受影响等问题, 开展电阻焊接加强片对 0°拉伸以及 0°压缩性能测试结果的影响研究。对焊接过程中温度分布情况以及多组测试结果分析表明, 单向试样的热传导会显著影响电阻焊接试样工作段附近加强片的焊接强度, 从而使 0°压缩测试结果偏低, 但不会影响 0°拉伸试样以及单搭接剪切试样。通过增加保温层阻止边缘散热可改善 0°压缩测试结果, 但是电阻焊接导致的两次快速升降温会使加强片内试样结晶度降低, 而工作段区域不变, 从而导致试样极易在工作段与加强片连接处发生破坏, 使压缩强度测试结果仍然低于胶接试样。

**关键词:** 电阻焊接; 加强片; 边缘散热; 结晶度; 力学性能

**doi:** 10.11868/j.issn.1005-5053.2025.000074 **CSTR:** 32420.14.j.issn.1005-5053.2025.000074

**中图分类号:** V258 **文献标识码:** A **文章编号:** 1005-5053(2026)10-0126-10

# Impact of welded tabs on mechanical testing of CF/PAEK thermoplastic composites

YANG Fanghong[1,2], YE Lu[1,2], GAO Dongting[3], XIN Zhonghua[1,2], WANG Chengbo[1,2], GUAN Bowen[1], LI Jun[1,2], ZHANG Daijun[1,2*]

(1. Soft Material Center, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China; 2. National Key Laboratory of Advanced Composites, Beijing 100095, China; 3. School of Materials Science and Engineering, Donghua University, Shanghai 201620, China)

**Abstract:** This article addresses the poor bonding strength of continuous carbon fiber-reinforced thermoplastic polyaryletherketone resin (CF/PAEK) composites, which makes the mechanical test results of tabbed specimens easily affected. It investigates the effects of resistance-welded reinforcement tabs on the performance test results of 0° tensile and 0° compression specimens. Through analysis of the temperature distribution during the welding process and multiple sets of experimental results, it shows that the heat conduction of unidirectional specimens significantly affects the welding strength of the tabs near the working section of resistance-welded specimens, resulting in lower test results for 0° compression specimens but not for 0° tensile specimens or single-lap shear specimens. Adding an insulation layer to prevent edge heat dissipation improves the test results for 0° compression specimens. However, the two rapid temperature changes caused by resistance welding reduce the crystallinity of the specimens within the tabs without affecting the working section. This often leads to damage at the interface between the working section and the tab, so the compressive strength test results remain lower than those of adhesively bonded specimens.

**Key words:** resistance welding; tab; edge heat dissipation; crystallinity; mechanical property

连续碳纤维增强热塑性聚芳醚酮树脂复合材料(CF/PAEK)由于轻质、高强、可回收等特性,在航空、航天、汽车制造等领域得到广泛关注及应用[1-2]。然而 PAEK 树脂表面能相对较低,常用的环氧胶黏剂等难以有效浸润复合材料表面,导致胶接强度较低[3-4],使得 CF/PAEK 复合材料性能评价、组合制件制备及后续工程化应用都受到一定限制。在评价 CF/PAEK 复合材料性能时,0°拉伸和 0°压缩标准试样需通过胶接金属或复合材料等材质的加强片以平衡应力分布,确保破坏发生在中间工作段区域,而非被夹具压溃。然而由于 CF/PAEK 与加强片胶接强度较低,测试过程中经常出现加强片脱落、滑移等现象,使测试结果出现较大偏差甚至无效[5]。通过低温等离子体表面处理[6]、表面打磨[7]、激光处理[8]、酸刻蚀[9] 等方法处理后可以显著提高热塑复材的胶接性能,使试样可以正常测试。但是在高温、湿热、冷热循环或长期载荷等作用下,即便使用耐高温胶黏剂胶接,胶接界面仍然容易出现脱粘的情况,使性能测试结果的准确性及有效性受到影响。

热塑性 CF/PAEK 复合材料中 PAEK 树脂具有加热可熔融的特点,因此可以利用激光[10]、电磁感应[11]、电阻[12] 以及超声[13] 等方式使树脂熔融,冷却固结后实现相互连接,即焊接。其中电阻焊接依靠电流产生的焦耳热使树脂熔融,可以快速、便捷地实现热塑性复合材料构件的连接。根据文献报道以及本课题组前期实验结果表明电阻焊接强度通常较高,可以接近甚至超过母材的本征强度[14],单搭接剪切强度可以达到 35 MPa 以上[15],高于常规胶接强度,也高于大部分表面处理后的胶接强度。另外,热塑性 CF/PAEK 复合材料的焊接依靠树脂本体熔融连接,在本体材料能承受的范围内,焊接面通常不会受环境影响而导致连接失效,因此可以认为焊接是热塑性复合材料标准试样加强片连接方式的理想选择之一。

然而作者在前期多批次性能测试过程中注意到,焊接成形的 CF/PAEK 复合材料标准试样与同源板材胶接试样的测试结果存在显著差异,尤其是含加强片的 0°压缩试样采用焊接工艺连接加强片时,其测试数据与胶接试样相比始终呈现较大偏差。因此,为了探究差异的成因机制,对比焊接与胶接两种工艺制备的 0°拉伸以及 0°压缩试样的测试结果,通过温度监控以及差示扫描量热法等方法研究焊接试样的制样以及结构特点,获得电阻焊接加强片对热塑性复合材料试样性能评价的影响规律,为后续热塑性复合材料的性能评价以及工程化应用提供一定参考。

## 1　实验材料与方法

### 1.1　实验材料

电阻焊接加热材料选用盛聪筛网有限公司 400 目不锈钢金属网,丝径 0.03 mm。胶接所用的胶黏剂采用中国航发北京航空材料研究院生产的 SY-49 双组份室温固化环氧胶黏剂。国产 T800 级碳纤维增强聚芳醚酮(CF/PAEK)预浸料及平纹玻纤织物增强聚芳醚酮(GF/PAEK)预浸料皆为中国航发北京航空材料研究院生产,所用 PAEK 树脂的玻璃化转变温度约为 152 ℃,熔点约为 320 ℃,GF/PAEK 试样平板及 GF/PAEK 加强片都采用模压工艺制备。

### 1.2　实验方法

#### 1.2.1　加强片的焊接

焊接试样以 GF/PAEK 复合材料为加强片,CF/PAEK 为测试对象,参照课题组前期工作[14],单搭接试样焊接工艺参数如下:焊接压力为 2.0 MPa,电流为 16 A,焊接时间为 60 s;为了对比焊接时间的影响,设置一组焊接时间为 120 s 的对照组。压缩及拉伸试样焊接工艺为:焊接压力为 2.0 MPa,电流为 50 A,焊接时间为 120 s。焊接前对焊接面轻微打磨并擦拭干净,随后组合焊接试样,顺序为:CF/PAEK 试样-GF/PAEK 预浸料-金属网-GF/PAEK 复材加强片(另一面同样如此)。其中 CF/PAEK 复材与金属网之间放置的 GF/PAEK 预浸料作为绝缘层以防止焊接过程中电流泄露,GF/PAEK 复合材料本身绝缘,与金属网间不需要放置;为保证铜箔电极和金属网充分接触,采用导电银浆将两者相连。

为了提高焊接效率并且避免单面焊接导致试样变形,焊接时将上、下加强片及金属网、绝缘层等都组装好,并施加压力压紧,如图 1(a)所示。先通电焊接上加强片,保压冷却 5 min 以上;在不卸压的状态下将电源连接到下加强片电极上并通电焊接,焊接完成后继续保压冷却 5 min 以上,随后卸压完成两块加强片焊接。另一端的上下加强片按照相同方式焊接。

为了测量相同工艺焊接过程中焊接面的温度分布随时间的变化情况，将 K 型热电偶探头用耐高温聚酰亚胺胶带包裹，并固定到绝缘层与 CF/PAEK 复合材料平板之间，放置位置为图 1(b)中 T1～T4 处，加强片左右端为电极，由厚度为 0.05 mm 的金属铜箔制成。

焊接好的试样平板加工成相应的测试用试样，其中 0°拉伸试样按照 ASTM D3039/D3039M-17[16] 要求制备(250.0 mm×15.0 mm×1.0 mm，长度方向为 0°方向)，0°压缩试样按照 ASTM D6641/D6641M-16e1[17] 要求制备(140.0 mm×13.0 mm×2.0 mm，长度方向为 0°方向)，单搭接剪切试样按照 GB/T 7124—2008[18] 要求制备(187.5 mm×25.0 mm×1.6 mm，长度方向为 0°方向)，剪切试样 CF/PAEK 部分按照 $[\pm45°]_{3s}$ 铺层制备。

1.2.2 加强片的胶接

为了更好地进行对比，胶接试板与焊接试板取自同一块平板，胶接加强片采用常规玻纤增强环氧树脂层合板制备。胶接前对加强片以及 CF/PAEK 复合材料试样表面适当打磨粗糙并擦拭干净，随后利用低温等离子体表面处理，并通过达因笔进行监测，使胶接面达因值达到 56 dyn/cm 以上。随后均匀涂抹 SY-49 胶黏剂，组合完毕后用工装压紧，室温放置 24 h，然后放入 80 ℃ 烘箱中 3 h 使其完全固化，最后按照相应标准加工成测试试样。为了研究低温等离子体表面处理对胶接性能的影响，设置未表面处理的对照组，其中等离子体处理的试样命名为 Adhesive-P，未处理的命名为 Adhesive-N。

1.2.3 复合材料性能表征及测试

采用 INSTRON 5982 万能试验机进行试验，参照 ASTM D3039/D3039M-17、ASTM D6641/D6641M-16e1 及 GB/T 7124—2008 标准，分别测试试样的 0°拉伸性能、0°压缩性能及单搭接剪切强度。本工作高温湿态测试环境为：70 ℃、85%RH 的环境吸湿平衡后(参考 HB 7401—2021[19])，在 130 ℃ 进行测试(标记为 ETW，室温测试标记为 RTD)。

采用 DSC 250 差示扫描量热仪测试试样的 DSC 曲线，升/降温速率均为 10 ℃/min，测量范围为 40～380 ℃，测试升-降-升曲线。采用菲力尔 FLIR E96 红外热成像仪拍摄焊接过程中金属网及试样表面的温度，并根据试样表面的平均温度绘制温度-时间曲线。采用 TM-902C 温度计直接测量不同区域的温度。

## 2 结果与分析

### 2.1 单搭接剪切强度

为评价胶接与焊接的结合强度，测试了两种方式制备的单搭接剪切强度，同时也对比了低温等离子体表面处理对试样剪切强度的影响。如图 2(a)所示，未经等离子体表面处理而直接胶接的试样的剪切强度为(13.2±0.62) MPa，破坏模式为黏附破坏，等离子体表面处理后剪切强度上升至(18.6±0.56) MPa，破坏模式仍为黏附破坏，破坏主要发生在胶层与 CF/PAEK 复合材料之间。焊接试样的剪切强度达到(29.5±1.20) MPa，如图 2(b)所示，破坏模式主要为内聚破坏，破坏面主要在 CF/PAEK 复合材料层间。此外，当焊接压力、电流等条件不变，焊接时间由 60 s 增加到 120 s 时，试样破坏主要是 GF/PAEK 复合材料在焊接面附近断裂破坏，如图 2(c)所示。从图 2(d)试样破坏断口照片可以看到，GF/PAEK 复合材料焊接面附近的树脂颜色

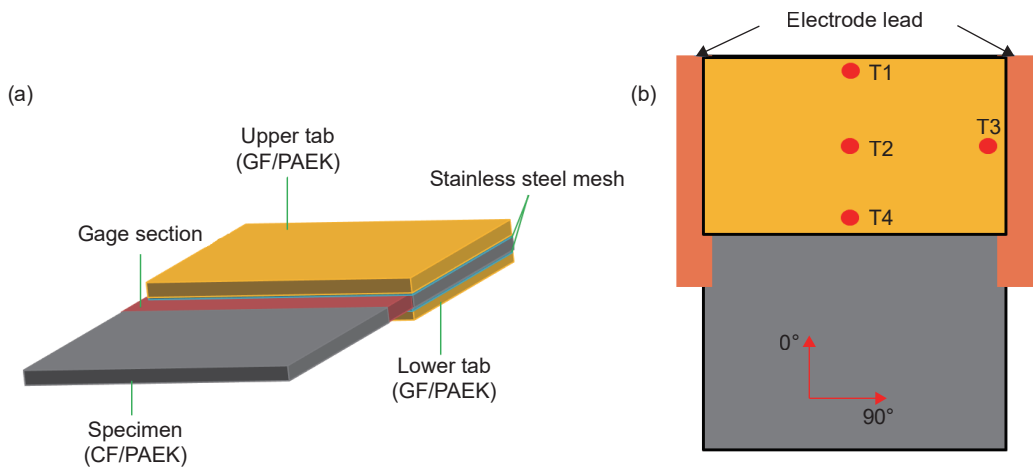


图 1 压缩试样加强片焊接结构示意图(a)和热电偶放置位置(b)

Fig. 1 Schematic of welding of compression specimen and tabs (a) and thermocouple placement position (b)

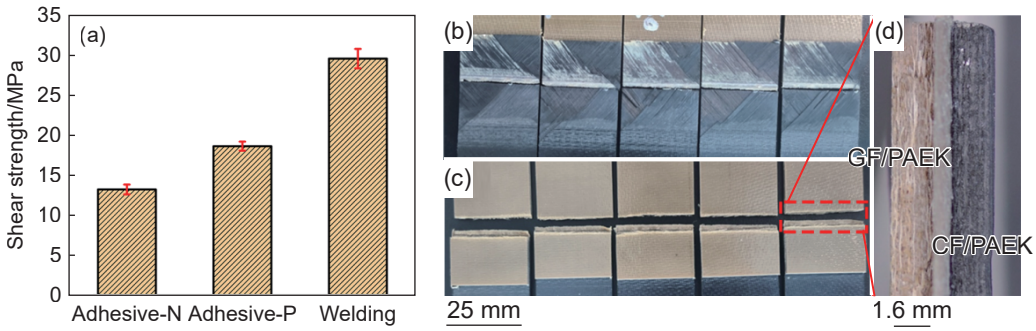


图 2　胶接与焊接试样的单搭接剪切强度(a)、焊接 60 s 试样的破坏断面(b)(图中黄褐色部分为 GF/PAEK 试样, 黑色部分为 CF/PAEK 试样)、焊接 120 s 单搭接剪切试样破坏断面(c)及其局部放大照片(d)

Fig. 2　Single lap shear strength of adhesive and welded specimens (a), the digital photograph of failure section of the welded 60 s specimen (b) (in the picture, the yellow brown part is GF/PAEK sample, the black part is CF/PAEK sample) , failure section of the specimen welded for 120 s (c) and a locally enlarged of the specimen (d)

为褐色, 说明焊接时间过长发生氧化。

## 2.2　0°拉伸性能

0°拉伸强度($X_t$)、模量($E_{1t}$)及破坏模式如表 1 所示, 胶接试样的 0°拉伸强度为(2719±135) MPa, 模量为(159±3.05) GPa, 破坏模式为工作段中间劈裂破坏(SGM, 图 3(a-1))。焊接试样的 0°拉伸强

表 1　焊接与胶接试样的 0°拉伸性能

Table 1　0° tensile properties of welded and adhesive specimens

| Sample | Test condition | $X_t$/MPa | $E_{1t}$/GPa | Failure mode |
|---|---|---|---|---|
| Adhesive | RTD | 2719±135 | 159±3.05 | SGM |
| | ETW | 1843±292* | 147±20.2* | GAT |
| Welding | RTD | 2710±182 | 157±2.67 | SGM |
| | ETW | 2652±101 | 162±6.24 | SGV |

Note: * indicates an invalid failure mode, and the test results are not credible.

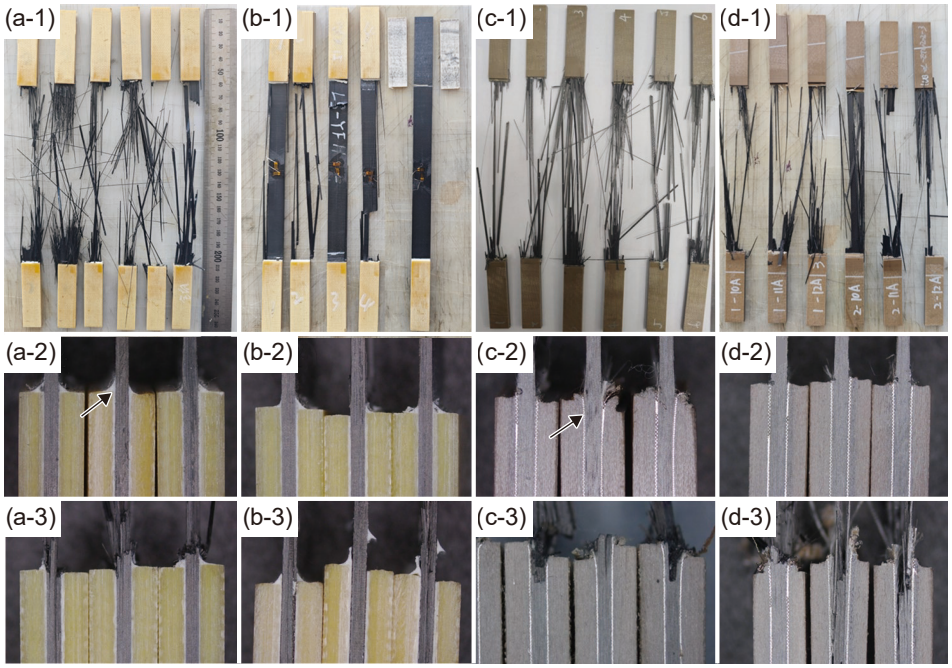


图 3　拉伸测试后试样整体(1)、加强片局部破坏前(2)和破坏后(3)照片　(a)胶接 RTD 试样; (b)胶接 ETW 试样; (c)焊接 RTD 试样; (d)焊接 ETW 试样

Fig. 3　Photographs of overall specimen after tensile testing (1), local region of tabs before failure (2) and after failure (3) (a) adhesive RTD specimen; (b) adhesive ETW specimens; (c) welding RTD specimen; (d) welding ETW specimen

度为(2710±182) MPa, 模量为(157±2.67) GPa, 破坏模式同样为 SGM(图 3(c-1))。后续几批次测试同样表明室温干态条件下两种方式对 0°拉伸试样性能测试结果影响不大, 破坏模式都为 SGM。但是在湿态环境中处理后, 胶接试样加强片在测试过程中存在夹持区域发生滑移、脱落的情况(GAT, 图 3(b-1)、(b-3)), 为无效破坏模式, 导致大部分测试数据无效。而湿热环境对焊接加强片无影响, 试样的高温湿态测试结果如下: 0°拉伸强度为(2652±101) MPa, 模量为(162±6.24) GPa, 破坏模式为发生在工作段但破坏位置多变的纵向劈裂(SGV, 图 3(d-1)), 为有效破坏模式。可见采用焊接连接加强片能承受高温湿态等苛刻环境而不发生脱落, 不会对 0°拉伸试样的测试结果造成影响。仔细观察胶接及焊接 0°拉伸试样工作段以及试样底端区域, 发现焊接加强片试样在工作段以及试样底端边缘区域存在局部未完全焊接的情况(图 3(c-2)、(d-2)), 使得存在破坏发生在加强片内部、试样顶端的情况(图 3(c-3)、(d-3))。而如图 3(a-2)、(b-2)所示, 胶接加强片试样由于胶黏剂溢出不会出现该现象。因此, 对于测试高温、湿态等环境的力学性能而言, 有必要采用焊接连接加强片。

### 2.3 0°压缩性能

表 2 是三批次焊接以及胶接试样的 0°压缩强度($X_c$)、模量($E_{1c}$)及破坏模式, 相同批次的试样取自同一块 CF/PAEK 复合材料平板。对比发现胶接试样的压缩强度都显著高于焊接试样, 而压缩模量两者相近。几种不同破坏模式如图 4(a)所示, 从破坏模式来看, 胶接试样的破坏模式全部为工作段中间开花破坏(BGM, 图 4(b)), 属于有效破坏模式, 而焊接试样的破坏则为加强片顶部贯穿性断裂破坏(HAT)和加强片内部贯穿性断裂破坏(HIT, 图 4(c)红框处), 其中 HAT 属于有效破坏模式, 而 HIT 则为无效破坏模式(本工作舍弃无效数据)。在多次制样测试中注意要到, 采用焊接方法制备的 0°压缩试样的破坏总是靠近加强附近甚至在加强片内破坏的情况(图 4(e))。

仔细观察不同类型试样破坏形貌后, 注意到与胶接试样相比, 焊接试样在靠近加强片边缘区域的焊接质量存在问题。从图 4(d)箭头处可以看出压

表 2 焊接与胶接试样的 0°压缩性能

Table 2 0° compressive properties of welded and adhesive specimens

| Sample | Batch | $X_c$/MPa | $E_{1c}$/GPa | Failure mode |
|---|---|---|---|---|
| Adhesive | 1 | 1212±161.8 | 134±4.72 | BGM |
| | 2 | 1104±57.4 | 131±5.13 | BGM |
| | 3 | 1215±44.7 | 133±5.61 | BGM |
| Welding | 1 | 914±56.3 | 135±1.66 | HAT+HIT |
| | 2 | 939±110.3 | 136±10.40 | HAT+HIT |
| | 3 | 922±72.1 | 135±6.51 | HAT+HIT |

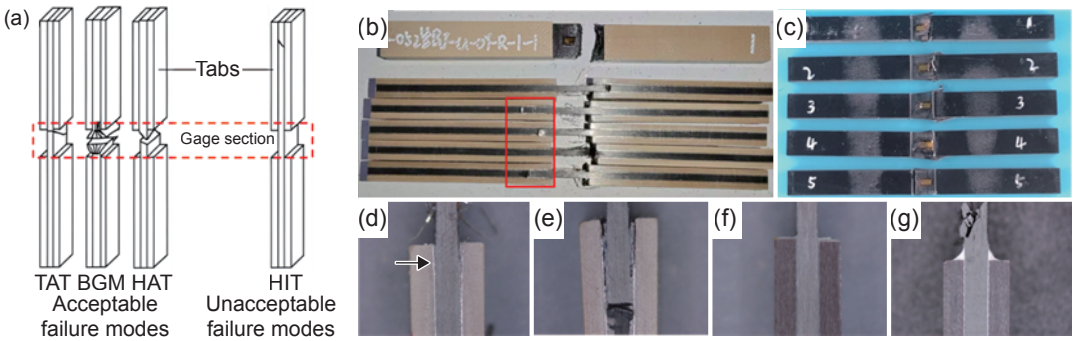


图 4 压缩试样的不同破坏模式示意图(a)、焊接试样(b)、胶接试样(c)、焊接压缩试样工作段附近破坏前(d)及破坏后(e)放大照片和胶接压缩试样工作段附近破坏前(f)及破坏后(g)放大照片

Fig. 4 Schematic diagram of different failure modes of compression specimens (a), photographs of resistance-welded (b) and adhesively bonded (c) compression specimens, enlarged photographs of the region near the working section of resistance-welded compression specimens (d) before and after failure (e), and enlarged photograph of the region near the working section of an adhesively bonded compression specimen before failure (f) and after failure (g)

缩试样工作段附近的加强片存在未完全焊接或焊接质量不佳的情况，这种现象普遍出现在焊接压缩试样中，导致压缩破坏时会出现图 4(e)所示的试样无效的 HIT 破坏模式。而从图 4(f)中则可以看到胶接的试样加强片顶端并不会存在这种现象，不仅如此，胶接过程中由于胶液会过量涂抹，因此实际会部分挤出使试样四周不会出现缺胶的情况，胶接拉伸试样中更加明显(图 3(a-2))。事实上，除了压缩试样外，图 3(b-2)、(c-2)中的单搭接剪切试样以及 0°拉伸试样都存在端部焊接质量不佳的现象，不过由于受力形式不同，加强片端部连接质量对剪切和拉伸测试结果的影响不如压缩试样敏感，因此对测试结果影响较小。

以上结果表明试样的边缘焊接质量不佳，与电阻焊接的边缘效应相反(边缘效应通常是指因微弱的热对流造成散热不均匀导致边缘温度过高的现象[20])，并且，本工作焊接过程中将金属网完全埋入试样中，避免金属网在空气中暴露，因此不会出现边缘效应。而根据试样破坏模式来看，图 1 中 T4 区域的温度不足导致焊接质量不佳。导致此现象的结果可能有两个：一是由于电极与金属网端部接触存在缺陷，导致 T1 与 T4 等边缘区域金属网电流较小，使得温度较低；二是金属网与铜箔电极在边缘区域的接触的确存在问题。

为了验证这一猜想，首先利用红外热成像仪测量通电状态下上表面暴露在空气中，下表面压紧到 CF/PAEK 平板上的金属网的温度分布情况，图 5 是不同通电时间时的表面温度分布。从图 5 可以看到，随着时间的延长，通电后的金属网四周边缘区域的温度都略低于中间区域，通过测量，两者之间温度差值可达 40 ℃ 以上。这一现象可能是由多种影响因素综合导致的。T1 边缘区域由于金属网大部分暴露在空气中，使得边缘散热更好。不过，注意到电极附近的金属网温度也低于中间区域，猜测这可能与热量散失有关，即两端的铜箔电极以及底部 CF/PAEK 的热传导可能会导致 T4 和 T3 区域散热更佳，使这些区域的温度低于焊接中心区域。

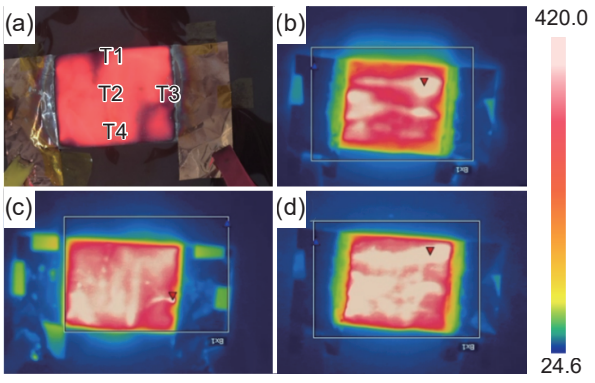


图 5　金属网通电后发热照片(a)和通电 10 s(b)、50 s(c)、100 s(d)后的红外热成像照片

Fig. 5　Digital photographs of the heating of the metal mesh after it is energized (a)， and infrared thermal imaging of the metal mesh after10 s (b)， 50 s (c) and100 s (d)

为了排除金属网在边缘区域散热导致温度下降，焊接时采用玻璃毡将 T1 区域边缘进行覆盖保温，并用导电银浆将金属网与铜电极粘接好，然后组装焊接。通过热电偶测量到的温度变化曲线如图 6 所示，图中 0～120 s 是通电焊接上加强片的过程，热电偶都布置在上加强片与试样平板之间，120～650 s 为保压冷却过程。650 s 之后的 120 s 是接通下底面电极焊接下加强片，热电偶未移动，随后 540 s 同样是保压冷却。从图中可以看到在通电 120 s 后表面平均温度从室温快速增加到 400 ℃ 以上，超过 PAEK 树脂的熔点(约为 320 ℃)，继续增加焊接时间会使树脂发生氧化分解[21]，因此本工作确定焊接时间为 120 s。

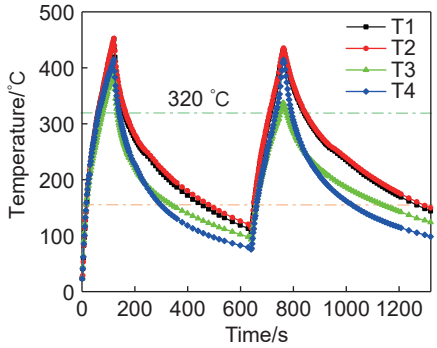


图 6　焊接过程中不同区域的温度变化曲线

Fig. 6　Temperature curves in different areas during welding

图 6 中不同位置的温度变化并不完全一致，可以看到在整个升温过程中，保温后的 T1 和中心区域 T2 区域的升温速率高于边缘区域(T3 和 T4)的，而冷却过程则相反。T3 区域的升温速率较慢是由于附近铜箔具有良好的导热性能将热量传导开，因此该区域的升温速率最慢，停止通电 130 s 内降温速率最快，并且由于散热能力较强，在 120 s 时的最高温度仅为 396 ℃，而 T1 和 T2 分别为 451 ℃ 和 452.6 ℃，T3 与两者的温度差约为 56 ℃。说明铜电极的散热会显著影响附近金属网的温度，从而影响焊接质量，因此靠近电极部分的区域通常会裁切丢掉，不会影响试样性能。此外，T1 与 T2 区域温度相当，说明增加保温层的确可以有效阻止边缘热散失。值得注意的是 T4 区域的最高温度为 415 ℃，

与中心区域的温度相比低了 37 ℃，说明 CF/PAEK 的热传导会使该区域的温度较低，导致该区域的焊接质量较差。

从图 6 中可以看出，在焊接下加强片时，热电偶探头与热源之间隔有 CF/PAEK 复合材料板，因此相同焊接时间后所有温度都略微低一些，T1、T2、T3、T4 区域的最高温度分别为 430、435.4、337、414 ℃。其中，上加强片中由于铜电极仍然保留且不需要通电，因此下加强片焊接过程中 T3 区域的温度更低，仅为 337 ℃。如图 6 所示，根据升降温曲线与树脂熔点的交点，可以确定树脂处于熔融温度以上的时间，将该时间定义为有效焊接时间（$t_e$），通过 $t_e$ 可在一定程度上反应各区域的焊接质量，两次焊接过程各区域的 $t_e$ 如表 3 所示。其中 T3 区域的 $t_e$ 最短，理论焊接质量最差，除此之外则是 T4 区域，两个区域都是由于热传导造成热量散失导致焊接质量下降。因此可以得出结论，0°压缩试样工作段与加强片交汇区域焊接质量不好主要是由于 CF/PAEK 复合材料试样自身的热传导导致的焊接温度下降、$t_e$ 变短。

表 3 两次焊接过程各区域有效焊接时间统计

Table 3 Statistics of effective welding time in each area during two welding processes

| Welding time | $t_e$/s | | | |
|---|---|---|---|---|
| | T1 | T2 | T3 | T4 |
| 1 | 107 | 100 | 58 | 80 |
| 2 | 137 | 126 | 24 | 64 |

为了避免上述问题，在焊接过程中 T1 与 T4 区域都使用玻璃毡保温处理，金属网与铜电极同样用导电银浆粘接，改进后的焊接试样的测试结果如表 4 所示。可以看到，调整后三批次焊接试样的测试结果比为调整前显著提高，但强度还是略微低于胶接试样的测试结果。

如图 7 所示，从破坏模式来看，大部分试样为加强片顶部横向剪切破坏（TAT）以及加强片顶部贯穿性断裂破坏（HAT），极少在加强片内破坏的情况，说明调整金属网位置可以有效解决边缘效应导致的端部焊接质量较差的问题。不过，试样的破坏区域集中在加强片顶部的工作段处，说明该区域仍然是薄弱区。考虑到焊接区域的试样会经历两次升温和降温过程，而工作段也会受到传导出的热量影响，因此推断焊接过程可能会导致加强片区域内试样结晶度发生变化。

表 4 改进金属网位置后三批次焊接 0°压缩试样测试结果

Table 4 Test results of three batches of welded 0° compression specimens after improving the position of the metal mesh

| Batch | $X_c$/MPa | $E_{1c}$/GPa | Failure mode |
|---|---|---|---|
| 1 | 1103±76.1 | 138±3.74 | TAT+ HAT |
| 2 | 1151±97.9 | 139±3.65 | TAT+ HAT |
| 3 | 1038±101.2 | 138±4.51 | TAT+ HAT |

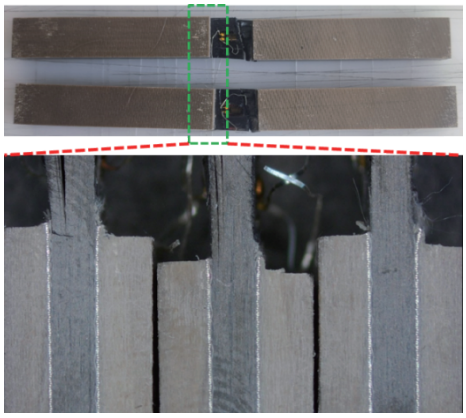

图 7 改进焊接工艺后的压缩试样

Fig. 7 Compression specimen after improved welding process

### 2.4 焊接发热对 0°压缩试样的影响

为了验证上述猜测，首先测量了工作段区域的受热情况，如图 8 和图 9 所示，由于 0°压缩试样铺层为 0°铺层，加强片内的温度会迅速沿着碳纤维传递到工作段，温度从室温缓慢增加到 165 ℃，略高于 CF/PAEK 复合材料的玻璃化转变温度，但保持时间较短，因此焊接过程的热传导不会对工作段的结

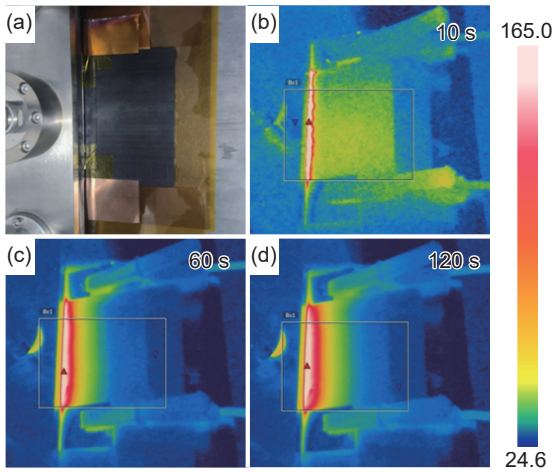


图 8 焊接前（a）照片和焊接 10 s（b）、60 s（c）、120 s（d）工作段的红外热成像照片

Fig. 8 Pre-welding photo (a) and infrared thermal imaging photos of working sections at 10 s (b), 60 s (c) and 120 s (d) during welding process

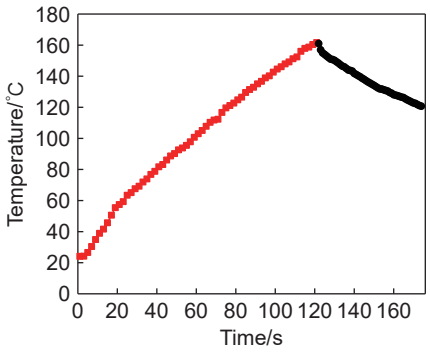


图 9　工作段表面的温度曲线

Fig. 9　Temperature curve of the surface of the working section

晶度造成影响。但是，从图 6 中注意到，焊接后的冷却过程，尤其是在 220～280 ℃，即 PAEK 的结晶温度范围内温度下降较快，降温速率约为 1.2 ℃/s，两次快速降温会使得加强片内试样的树脂分子链来不及规整排列，导致结晶度降低。

而为了验证这一猜想，在不同 0°压缩试样的加强片内区域以及工作段进行取样测试 DSC 曲线，所有试样都由同一块平板制备而得。为了对比方便，图中试样编号由三部分字母组成，第一字母表示试样是加强片连接类型，A 表示胶接，W 表示焊接试样，第二部分的三个字母表示试样的破坏模式，第三部分的字母表示取样位置，G 表示取自工作段，T 表示取自加强片内，取样位置如图 10(a)所示。测得的第一次升温曲线如图 10(b)所示，从图中可以看出 PAEK 树脂存在 2 个熔融峰，其中较低的熔融峰峰值温度约在 295 ℃ 附近，对应二次结晶的熔融；较高的温熔融峰峰值温度约在 320 ℃ 附近，对应一次结晶的熔融。由于二次结晶是一种较慢的机制，需要在一次结晶建立的基础上生长，因此在较高降温速率下会变得不明显甚至完全消失[22-23]。从图中可以看出取自焊接工作段以及胶接试样中的样品的二次结晶熔融峰相对较为明显，而取自加强片中的试样几乎消失，即该区域几乎不存在二次结晶的情况。

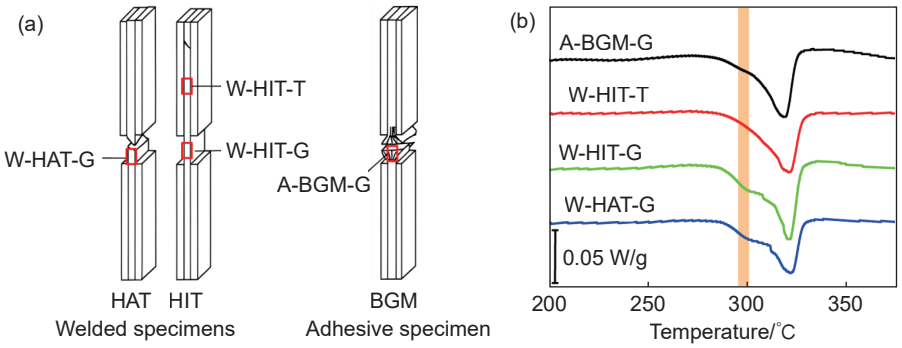


图 10　DSC 取样示意图(a)和不同取样的 DSC 曲线(b)

Fig. 10　Schematic of sampling location for DSC specimens (a) and DSC curves of different samples (b)

进一步，根据熔融峰面积的变化，注意到加强片内试样的结晶度与工作段存在较为明显的差异。试样的绝对结晶度通过式(1)进行计算：

$$\chi = 100\% \times \frac{\Delta H_m - \Delta H_c}{\delta \times \Delta H_t} \tag{1}$$

式中：$\Delta H_m$为熔融热焓；$\Delta H_c$为冷结晶热焓，本工作使用的试样中不存在冷结晶的情况，因此$\Delta H_m$即为$\Delta H_t$；$\delta$是树脂的质量分数(约为 37%)；$\Delta H_t$是 PAEK 树脂理论上完全结晶的熔融热焓，取 130 J/g[24]。通过积分计算获得不同试样的结晶度见表 5。

从表中可以看出焊接面中取出的试样(W-HIT-T)的结晶度要低于其余试样，说明焊接过程由于快速降温会导致加强片内试样结晶度降低超过 2%；而工作段附近最高温度为 165 ℃，高于 PAEK 树脂玻璃化转变温度但远低于树脂熔点，因此工作段附近树脂的结晶度不会发生变化。由于在同一试样中，不同区域树脂的结晶度存在差异会导致在交界区域试样出现内应力，从而使试样在该区域先发生破坏。在焊接压缩试样中交界区域为工作段顶端靠近加强片处，因此破坏会发生在该区域，导致焊

表 5　不同试样的熔融热焓及结晶度

Table 5　Enthalpy of melting and crystallinity of different samples

| Sample | $T_H$/℃ | $\Delta T_H$/(J·g$^{-1}$) | $\chi$/% |
|---|---|---|---|
| A-BGM-G | 318.76 | 7.58 | 15.76 |
| W-HIT-T | 320.91 | 6.38 | 13.31 |
| W-HIT-G | 320.99 | 8.26 | 17.17 |
| W-HAT-G | 321.56 | 7.48 | 15.55 |

接压缩试样大部分破坏模式为加强片顶部横向剪切破坏(TAT)以及加强片顶部贯穿性断裂破坏(HAT),使得测试结果低于胶接试样。总的来说,由于测试结果损失,不能完全体现材料的性能,0°压缩试样的加强片不宜采用电阻焊接方法连接。

## 3 结论

(1)电阻焊接过程中试样的热传导导致边缘焊接质量不佳,焊接过程中快速升降温不会对热塑性复合材料 0°拉伸以及搭接剪切的破坏模式造成影响,获得的测试结果变化不大。因此为了能准确测试高温湿态等苛刻环境下的拉伸性能,可采用电阻焊接方法连接加强片。

(2)由于单向复合材料板沿纤维方向的导热性能较好,焊接 0°压缩试样时热量散失会显著影响加强片与试样工作段边缘区域的连接,导致试样测试过程中出现加强片内部贯穿性断裂等无效破坏模式,使得测试数据无效,但可通过在边缘区域增加保温隔热的方式减少无效焊接区域,避免试样测试过程中发生无效破坏。

(3)电阻焊接过程中由于焊接区域快速升温至树脂熔点以上,停止焊接后快速降温使得树脂分子链来不及规整排列,导致焊接区域树脂结晶度下降;而焊接过程中工作段由于热传导,最高温度远低于熔融温度,结晶度无变化,试样焊接区域与工作段间结晶度存在不低于 2% 的差异,使得两区域交界处强度存在薄弱点,因此压缩破坏会发生在工作段根部,导致测试结果偏低,说明 0°压缩试样的加强片不宜采用电阻焊接的方法连接。

**参考文献:**


[1] Arquier R, Iliopoulos I, Régnier G, et al. Consolidation of continuous carbon fiber reinforced PAEK composites: a review[J]. Materials Today Communications, 2022, 32: 104036.

[2] 李梦娇, 张代军, 刘刚, 等. 连续纤维增强高性能热塑性复合材料摩擦磨损性能研究进展[J]. 航空制造技术, 2024, 67(20): 106-117.
Li M J, Zhang D J, Liu G, et al. Progress of friction and wear properties of continuous fiber reinforced high-performance thermoplastic composites[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(20): 106-117.

[3] Avcı R, Çakıcı U G, Çetinkaya B, et al. Effect of atmospheric plasma treatment and wet blast on adhesion characteristics of carbon fiber reinforced LM-PAEK thermoplastic composites[J]. Composites Part B, 2024, 278: 111394.

[4] Huang H Y, Lai S Y, Lee F T, et al. Influence of handheld nonthermal plasma on shear bond strength of polyaryletherketone to resin-matrix cement[J]. Journal of Dental Sciences, 2024, 19(4): 2057-2064.

[5] Morgado M A, Carbas R J C, Marques E A S, et al. Reinforcement of CFRP single lap joints using metal laminates[J]. Composite Structures, 2019, 230: 111492.

[6] Dede D Ö, Ercan U K, Küçükekenci A S, et al. Influence of non-thermal plasma systems and two favorable surface treatments on the shear bond strength of PAEKs to composite resin[J]. Journal of Adhesion Science and Technology, 2022, 36(7): 748-761.

[7] 张钱鹏, 王二平, 谭宗尚. 不同表面处理方式对 PEEK 粘接强度的影响[J]. 粘接, 2020, 47(2): 19-21, 89.
Zhang Q P, Wang E P, Tan Z S. Effect of different surface treatment on the adhesive strength of PEEK[J]. Adhesion, 2020, 47(2): 19-21, 89.

[8] 李卫杰, 张伟, 李元成, 等. 激光处理对 3D 打印聚醚酰亚胺, 聚醚醚酮和聚醚醚酮/碳纤维制件胶接性能的影响[J]. 高分子材料科学与工程, 2021, 37(12): 75-82.
Li W J, Zhang W, Li Y C, et al. Effect of laser treatment on shear bond strength of 3D-printed polyetherimide, polyether ether ketone and polyether ether ketone/carbon fiber[J]. Polymer Materials Science & Engineering, 2021, 37(12): 75-82.

[9] 张嘉琪, 衣颖杰, 王睿瑾, 等. 不同表面处理方式对 3D 打印聚醚醚酮粘接性能的影响[J]. 实用口腔医学杂志, 2022, 38(3): 333-337.
Zhang J Q, Yi Y J, Wang R J, et al. The effect of different surface treatment on the adhesive performance of 3D-printed polyetheretherketone[J]. Journal of Practical Stomatology, 2022, 38(3): 333-337.

[10] Haque M S, Moeed K, Zaka M Z. Laser welding of thermoplastics-a review[J]. Materials Today: Proceedings, 2022, 64: 1479-1485.

[11] 王飞云, 罗杰帮, 张平则, 等. 碳纤维感应元件厚度对碳纤维增强热塑性复合材料感应焊接接头力学性能及断裂形式的影响[J]. 复合材料学报, 2023, 40(4): 2405-2414.
Wang F Y, Luo J B, Zhang P Z, et al. Effect of thickness of carbon fiber susceptor on mechanical property and fracture mode of carbon fiber reinforced thermoplastic composite induction welded joint[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2023, 40(4): 2405-2414.

[12] 姚鑫, 霍红宇, 安学锋, 等. 碳纤维加热元件的制备及其对热塑性复合材料电阻焊接接头性能的影响[J]. 复合材料学报, 2024, 41(6): 2900-2908.

Yao X, Huo H Y, An X F, et al. Preparation of carbon fiber heating elements and their effects on the properties of resistance welding joints in thermoplastic composite materials[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2024, 41(6): 2900-2908.

[13] Palardy G, Shi H J, Levy A, et al. A study on amplitude transmission in ultrasonic welding of thermoplastic composites[J]. Composites Part A, 2018, 113: 339-349.

[14] 叶璐, 张代军, 李军, 等. 碳纤维增强聚芳醚酮热塑性复合材料电阻焊接工艺研究[J]. 复合材料科学与工程, 2024(8): 45-52.
Ye L, Zhang D J, Li J, et al. Research on resistance welding technology of carbon fiber reinforced polyaryl ether ketone thermoplastic composites[J]. Composites Science and Engineering, 2024(8): 45-52.

[15] Li X K, Zhang T Y, Li S, et al. The effect of cooling rate on resistance-welded CF/PEEK joints[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 12: 53-62.

[16] ASTM D3039/D3039M-17 Standard test method for tensile properties of polymer matrix composite materials[S].

[17] ASTM D6641/D6641M-16e1 Standard test method for compressive properties of polymer matrix composite materials using a combined loading compression (CLC) test fixture[S].

[18] GB/T 7124—2008 胶粘剂拉伸剪切强度的测定(刚性材料对刚性材料)[S].
GB/T 7124 —2008 Adhesives-determination of tensile lap-shear strength of rigid-to-rigid bonded assemblies[S].

[19] HB 7401—2021 航空用聚合物基复合材料吸湿试验方法[S].
HB 7401—2021 Test method for moisture absorption of polymer matrix composites for aviation[S].

[20] Stavrov D, Bersee H E N. Resistance welding of thermoplastic composites-an overview[J]. Composites Part A, 2005, 36(1): 39-54.

[21] Tadini P, Grange N, Chetehouna K, et al. Thermal degradation analysis of innovative PEKK-based carbon composites for high-temperature aeronautical components[J]. Aerospace Science and Technology, 2017, 65: 106-116.

[22] Kotzur K, Chadwick A R, Löbbecke M. Moderation of thermoplastic composite crystallinity and mechanical properties through in-situ manufacturing and post-manufacturing tempering: part 2 morphological characterisation[J]. Composites Part A, 2022, 163: 107225.

[23] Chadwick A R, Kotzur K, Nowotny S. Moderation of thermoplastic composite crystallinity and mechanical properties through in situ manufacturing and post-manufacturing tempering: part 1 mechanical characterisation[J]. Composites Part A, 2021, 143: 106286.

[24] Gao S L, Kim J K. Cooling rate influences in carbon fibre/PEEK composites: part 1 crystallinity and interface adhesion[J]. Composites Part A, 2000, 31(6): 517-530.

收稿日期: 2025-04-30; 录用日期: 2025-05-21
基金项目: 国家重点研发计划项目 (2022YFB3709400); 稳定支持项目 (KZ0C231831); 中国航发集团科技创新平台项目 (CXPT-2024-012)
通讯作者: 张代军(1985—), 男, 博士, 研究员, 研究方向为树脂基复合材料制备及其应用技术, 联系地址: 北京市 81 信箱 3 分箱(100095), E-mail: 15810534483@139.com

(本文责编: 张　琴)