http://pmse.scu.edu.cn

# 复合改性蒙脱土/镍-锌-铝水滑石/硅橡胶泡沫复合材料制备及阻燃抑烟性能

刘 博, 梁文昊, 张 馨, 丁东杰
(西安科技大学 安全科学与工程学院, 陕西 西安 710054)

**摘要:** 为显著提升硅橡胶泡沫材料(SRF)的阻燃抑烟性能,文中运用室温硫化法成功制备出有机-无机复合改性蒙脱土(OIMMT)/镍-锌-铝-水滑石(Ni-Zn-Al-LDHs)/SRF 复合材料。通过极限氧指数(LOI)、水平-垂直燃烧试验(UL-94)、锥形量热分析及热重-差热分析等手段,深入探究了该复合材料的阻燃抑烟性能。结果表明,当分别添加质量分数 2% 的 OIMMT 与质量分数 3% 的 LDHs 时,SRF 复合材料的阻燃性能获得显著增强,氧指数达到 28.9%,相比纯 SRF 提升了 6.25%,阻燃等级达到 V-0 级别。同时,热释放速率峰值(PHRR)和总热释放量(THR)相较于纯 SRF 分别降低了 47.24% 和 32.08%,烟释放速率峰值(PSPR)和烟总释放量(TSP)相较纯 SRF 分别降低了 46.88% 和 33.21%,拉伸强度和断裂伸长率相较于纯 SRF 分别提升了 7.69% 和 13.57%。在添加 OIMMT 和 LDHs 之后,SRF 展现出优良的热稳定性以及更为致密的炭层,OIMMT 和 LDHs 在凝聚相具备出色的协同阻燃抑烟效果。研究成果为阻燃复合材料的研发提供了丰富的数据支撑,具有重要的理论指导意义。

**关键词:** 复合改性蒙脱土;水滑石;硅橡胶泡沫;阻燃性能
**中图分类号:** TB332 **文献识别码:** A **文章编号:** 1000-7555(2026)02-0100-13

硅橡胶泡沫(SRF)是通过硅橡胶发泡所得的一种多孔性聚合物材料,其融合了硅橡胶与泡沫材料的出色性能,具备高弹性、良好的吸音减震能力以及卓越的隔热保温特性。目前,已在汽车、电子、建筑等众多领域得到广泛应用[1,2]。例如,能够作为减震材料有效降低车辆行驶时产生的震动与噪音,能够用作建筑物的保温隔热材料;同时,鉴于其拥有良好的电绝缘性能,在电力系统网络中也得以运用。然而,SRF 在具有较高热稳定性的同时,也存在一定的燃烧性,一旦暴露于明火之中,容易发生分解燃烧。而且,点燃后其内部会形成孔洞结构,为气流的进入提供了条件,致使燃烧加剧,并会释放出大量的热量与烟雾,给人体和环境带来了巨大的威胁[3,4]。此外,燃烧后形成的炭层强度较低,这在一定程度上限制了硅橡胶泡沫的应用。因此,提高硅橡胶泡沫的阻燃抑烟性能极为必要,而添加阻燃剂是增强 SRF 阻燃性能的有效方式。

蒙脱土(MMT)与类水滑石(LDHs)作为两类层状结构阻燃剂,在聚合物阻燃领域展现出优异特性。MMT 作为阳离子型层状硅酸盐,通过层间物理阻隔可抑制热量传递和可燃气体扩散,同时催化形成致密炭层降低热释放速率。但其疏油性导致聚合物基体分散性差,需通过表面改性提升界面相容性以实现高效阻燃。LDHs 作为阴离子型层状双羟基氢氧化物,受热分解时兼具吸热降温、释放水蒸气稀释可燃气体、生成碱性金属氧化物吸附酸性烟雾的三重功能,表现出显著的抑烟优势。MMT 及其改性物与 LDHs 的阻燃效果显著,在多种高分子材料中已经得

doi: 10.16865/j.cnki.1000-7555.2026.0026
收稿日期: 2025-01-14
基金项目: 陕西省教育厅青年创新团队建设科研计划项目(21JP076); 陕西省自然科学基金资助项目(2024JC-YBMS-251)
通讯联系人: 刘博, 主要从事消防安全科学与技术等方面科研与教学工作, E-mail: liubo_2013@163.com

到了应用,展现出了良好的阻燃抑烟能力。唐高玉等[5]通过离子交换法将 DOPO 醇胺席夫碱衍生物(DHDOPO)插层改性蒙脱土,研究了其对环氧树脂(EP)性能的影响,结果表明,改性蒙脱土的加入明显增加了基体燃烧后炭层质量,降低了基体燃烧过程中的烟释放量。Khanal 等[6]通过阳离子交换法以十二烷基三甲基溴化铵(DTAB)和四苯基溴化膦(TPB)制备了有机改性蒙脱土(OMMT),研究了其与膨胀型阻燃剂协同阻燃高密度聚乙烯复合材料的效果,结果表明,改性蒙脱土通过催化成炭和屏障效应提升了复合材料的阻燃性。Jiang 等[7]将镍(Ni)-铝(Al)-LDHs 与膨胀型阻燃剂(IFR)协效阻燃聚丙烯(PP),结果表明,两者具有较好的协同效应,Ni-Al-LDHs 的加入可以降低复合材料的热释放速率,促进基体成炭,发挥凝聚相阻燃作用。

硅橡胶泡沫常用的阻燃剂可分为以氢氧化镁和氢氧化铝为主的无机阻燃剂、含磷系阻燃剂、含氮系阻燃剂、硼系和锑系阻燃剂、硅系阻燃剂[8,9]。王林锋等[10]制备了氢氧化铝/氢氧化镁/硅橡胶复合材料,结果表明,当添加 30 phr 氢氧化镁时,LOI 值可达到 31.8%,但复合材料的拉伸强度明显下降。杜栩烨等[11]将制备的 MOF-74(Ni)@聚磷酸铵(APP)用于环氧树脂阻燃,发现 LOI 值可提高到 28.0%,提高了拉伸强度与断裂伸长率,改善了环氧树脂复合材料的阻燃与力学性能。邓军等[12]采用室温脱氢法制备了硅橡胶泡沫,并将硼酸锌(ZB)和水滑石作为阻燃填料加入硅橡胶泡沫中,研究了其对阻燃性和抑烟性的影响,结果表明,这 2 种阻燃剂的加入使得硅橡胶泡沫的阻燃抑烟性能、力学性能和热稳定性均显著提高,并且呈现出更为致密的炭层。

综上所述,MMT 和 LDHs 均展现出良好的阻燃抑烟性能。然而,关于 OIMMT 作为阻燃剂的相关研究数量较少,将 OIMMT 与 LDHs 复配使用并添加至硅橡胶泡沫中,对其阻燃抑烟性能的研究更是鲜有报道。鉴于此,本文对添加不同配比的 OIMMT 和 LDHs 的硅橡胶泡沫(SRF)的阻燃抑烟性能展开了研究。

## 1　实验部分

### 1.1　实验原料

端乙烯基硅氧烷:(4~10)×10$^4$ mPa·s,西安道生化工科技有限公司;$\alpha$,$\omega$-二羟基聚二甲基硅氧烷:1500 mPa·s,20~30 mPa·s,西安道生化工科技有限公司;Pt 催化剂:3000 ppm,西安道生化工科技有限公司;2-甲基-3-丁炔-2-醇:分析纯,西安道生化工科技有限公司;含氢硅油:0.7% 活性氢摩尔,西安道生化工科技有限公司;钠基蒙脱土:工业级,西安道生化工科技有限公司;十六烷基三甲基溴化铵(CTAB)、硝酸锌、硝酸镍、硝酸铝、无水碳酸钠、氢氧化钠(粒):分析纯,西安道生化工科技有限公司。

### 1.2　有机-无机复合改性蒙脱土与 Ni-Zn-Al 水滑石的制备及表征

**1.2.1**　有机-无机复合改性蒙脱土的制备:将 MMT 加入到去离子水中,搅拌至二者混合均匀,配置成 5% 的 MMT 悬浊液。称取一定量的六水合硝酸锌溶于水,充分搅拌至完全溶解,得到 0.3 mol/L 的六水

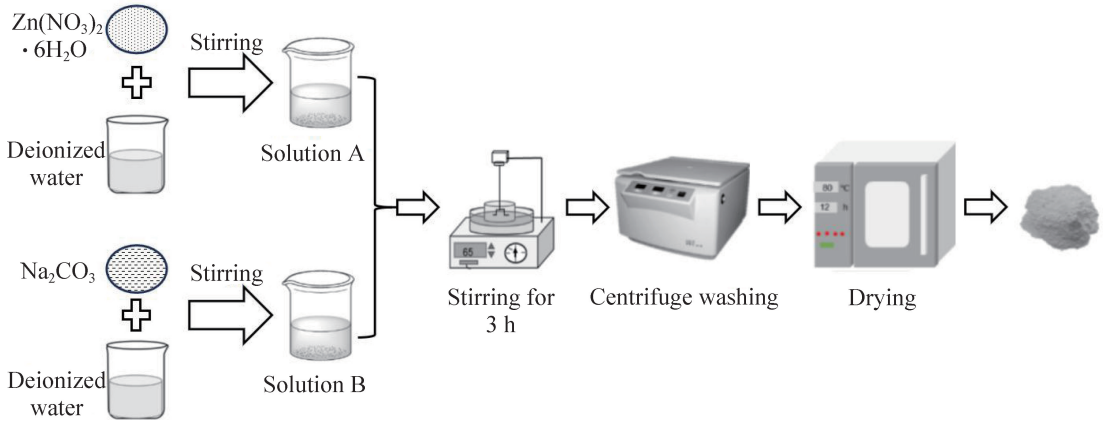



**Fig. 1　Preparation process of modified montmorillonite**

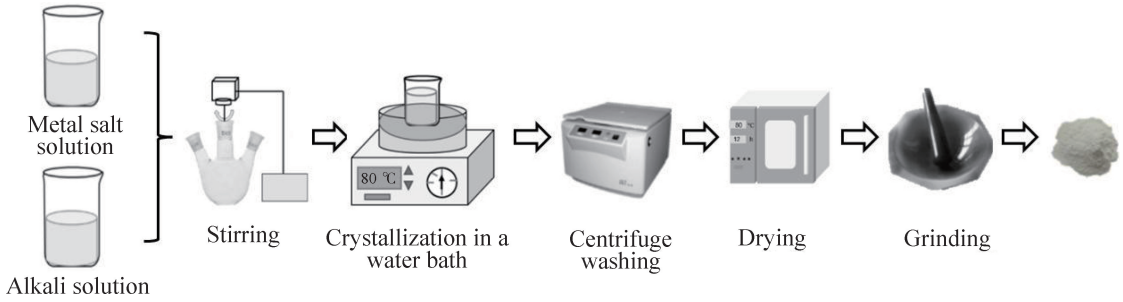



**Fig. 2 Preparation process of Ni-Zn-Al-LDHs**

合硝酸锌溶液。将制备好的 200 mL 六水合硝酸锌溶液与 400 mL 5% 的 MMT 悬浮液混合，在 pH = 11.0，温度为 80 ℃的条件下，机械搅拌 3 h，再将混合溶液离心洗涤 3 次，放入干燥箱，并在 80 ℃下干燥 12 h，研磨得到无机改性 MMT。将上述无机改性 MMT 溶于水配置成 100 mL 5% 的悬浊液，机械搅拌 5 h，再向溶液中加入 1.6 g 十六烷基三甲基溴化铵，在 80 ℃机械搅拌 3 h，再将混合溶液离心洗涤 3 次，放入干燥箱，并在 80 ℃下干燥 12 h，研磨得到有机-无机改性蒙脱土，记为 OIMMT。

**1.2.2** Ni-Zn-Al 水滑石的制备：首先配置浓度为 0.2 mol/L 的金属离子盐溶液（硝酸镍、硝酸铝、硝酸锌），称取 3 g NaOH 和 3.6 g $Na_2CO_3$ 溶于 100 mL 去离子水中，制备出混合碱溶液（$C(OH^-)$ = 0.75 mol/L）。将 200 mL 盐溶液与 100 mL 碱溶液混合于三口烧瓶中，控制 pH 为 9.0～11.0，搅拌 3 h，再将其置于 80 ℃水浴中进行微波晶化，24 h 后进行离心洗涤，放入干燥箱，并在 80 ℃下干燥 12 h，研磨得到 Ni-Zn-Al-LDHs。

### 1.3 阻燃 SRF 的制备

首先分别称取 9.9 g 20～30 mPa·s 的 $\alpha$，$\omega$-二羟基聚二甲基硅氧烷与 0.1 g 2-甲基-3-丁炔-2-醇，搅拌 5 min，使其完全混合，制备得到稀释浓度为 1% 的抑制剂溶液，倒入瓶中待用。再依次称取 30 g 基胶和 30 g 黏度为 1500 mPa·s 的 $\alpha$，$\omega$-二羟基聚二甲基硅氧烷，称取 1 g 黏度为 20～30 mPa·s 的 $\alpha$，$\omega$-二羟基聚二甲基硅氧烷、0.5 g 铂催化剂、0.2 g 抑制剂加入塑料杯中，再加入不同配比的 OIMMT 和 Ni-Zn-Al-LDHs，搅拌均匀后加入 4.5 g 含氢硅油，混合均匀后倒入模具中，室温发泡 2～4 min。最后，放置在 80 ℃烘箱中 5～10 min 等待发泡，成功后即得到 SRF 材料。

为方便下文叙述，将 SRF 原样材料编号为 SRF-0，将单独添加质量分数为 1%，2% 和 3% OIMMT 的 SRF 材料编号为 SRF-1，SRF-2 和 SRF-3，将复配添加质量分数 1%，2%，2.5%，3% 和 4% OIMMT/LDHs 的 SRF 材料编号为 SRF-4，SRF-5，SRF-6，SRF-7 和 SRF-8，将单独添加质量分数 5%，3% 和 1% LDHs 的 SRF 材料编号为 SRF-9，SRF-10 和 SRF-11。

### 1.4 测试与表征

**1.4.1** OIMMT 与 Ni-Zn-Al 水滑石的表征：采用 X 射线衍射仪（Y-2000 型，丹东奥龙射线仪器集团有限公司），将 OIMMT 与 Ni-Zn-Al-LDHs 进行 XRD 扫描，得到 OIMMT 与 Ni-Zn-Al-LDHs 的衍射图谱。扫描 $2\theta$ 为 2°～80°，扫描速度为 4(°)/min。通过分析特征峰的强度和位置来判断 OIMMT 与 Ni-Zn-Al-LDHs 是否成功制备。

通过傅里叶变换红外光谱仪（FTIR-7600 型，天津港东科技发展股份有限公司）分析 OIMMT 与 Ni-Zn-Al-LDHs 的化学结构。样品采用 KBr 压片法制备，扫描范围为 400～4000 $cm^{-1}$，分辨率为 4 $cm^{-1}$，扫描次数为 32 次。根据光谱图中各物质的官能团特征吸收峰，判断 OIMMT 与 Ni-Zn-Al-LDHs 的组成，以此来判定 OIMMT 与 Ni-Zn-Al-LDHs 是否成功制备。

**1.4.2** 阻燃性能测试

（1）燃烧等级测试：极限氧指数采用氧指数测定仪（JF-3 型，南京江宁分析仪器有限公司）测定，按照国标 GB/T 2406—2009 测试，样品尺寸为 100 mm×5 mm×3 mm；UL-94 测试采用水平垂直燃烧测试仪（CZF-3 型，南京江宁分析仪器有限公司），按照国标 GB/T 10707—2008 测试，样品尺寸为 130 mm×13 mm×3 mm。

(2)燃烧性能测试:燃烧性能测试采用锥形量热仪(CCT 型,昆山莫帝斯科燃烧技术仪器有限公司)进行,样品尺寸为 100 mm×100 mm×10 mm,热辐射功率为 35 kW/m$^2$。

(3)热重-差热分析:热重-差热分析测试采用热重分析仪(TGA/DSC1 型,瑞士梅特勒托利多公司)在氮气氛围下进行,升温速率为 10 ℃/min,温度范围为 30~1000 ℃。

**1.4.3** 力学性能测试:采用万能拉力试验机(力试科学仪器有限公司)对 SRF 复合材料的拉伸性能进行测试。按照标准 ISO 37—2024 测试,拉伸速率为 10 mm/min,每组样品测试 3 个平行样条,结果取 3 次测试的平均值。

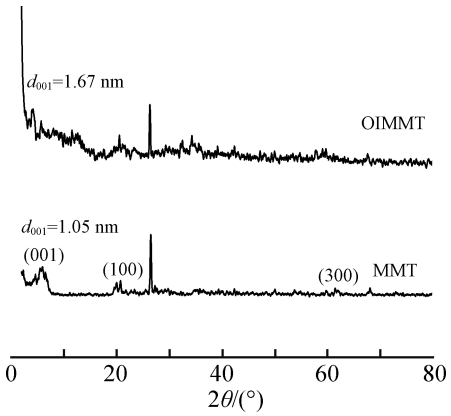



**Fig. 3　XRD patterns of MMT and OIMMT**

## 2　结果与讨论

### 2.1　OIMMT 与 LDHs 的结构分析

**2.1.1** X 射线衍射分析:Fig.3 为 MMT 与 OIMMT 的 XRD 图谱。MMT 具有典型的(001),(100)和(300)反射面[13],2$\theta$ 为 26.55°处的特征反射属于石英杂质。从 Fig.3 可知,OIMMT 没有出现新的特征峰。与 MMT 相比较,OIMMT 的(001)晶面特征衍射峰向左发生偏移,这表明阳离子交换过程已经发生,金属阳离子成功嵌入 MMT 层间,从而使层间距增大。通过布拉格公式 $2d\sin\theta=\lambda$,可以算出改性 MMT 的层间距($d_{001}$)[14]。其中蒙脱土的 $d_{001}$ = 1.05 nm,OIMMT 的 $d_{001}$ = 1.67 nm,意味着用阳离子改性剂和金属盐对 MMT 进行改性后,金属离子和 CTAB 分子进入了 MMT 层间,将 MMT 层撑开,使得层间距变大。此外,与 MMT 相比,OIMMT 的特征峰强度降低,说明金属盐改性剂进入到 MMT 片层中,降低了 MMT 的结构秩序,但并没有改变特征峰的位置,这表明改性处理并没有对 MMT 的结构造成破坏。

Fig.4 为 Ni-Zn-Al-LDHs 的 XRD 图谱。从 Fig.4 可以看出,Ni-Zn-Al-LDHs 在 2$\theta$ = 11.62°, 23.46°, 34.82°,39.38°,46.88°,60.58°和 62.02°出现了明显的特征衍射峰,且较尖锐,杂峰较少,表明 Ni-Zn-Al-LDHs 的晶体层状结构相对较好,特征峰分别对应于水滑石的(003),(006),(009),(110)和(113)晶面[15],表明样品具有典型的水滑石结构,证明成功制得了复合要求的 LDHs。

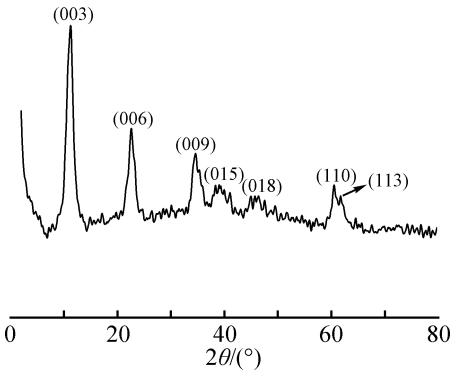



**Fig. 4　XRD patterns of Ni-Zn-Al-LDHs**

**2.1.2** 傅里叶变换红外光谱分析:Fig.5 为 MMT 与改性后的 OIMMT 的红外光谱图。从 Fig.5 可以看出,OIMMT 的红外光谱图与 MMT 没有太大差异,说明 OIMMT 的层状晶体结构在改性过程中未受到显著影响。在高频区 3638 cm$^{-1}$ 的红外特征吸收峰是由 MMT 中铝氧硅和羟基伸缩振动引起的;高频区 3400 cm$^{-1}$ 及中频区 1628 cm$^{-1}$ 处的特征吸收峰是由 MMT 层间水的羟基伸缩振动引起的,说明 MMT 层间存在自由水分子和层间水分子;915 cm$^{-1}$ 和 624 cm$^{-1}$ 处的吸收峰为 Si—O 和 Si—O—Si 弯曲振动峰。795 cm$^{-1}$ 处的吸收峰是硅酸盐中 Si—O 四面体及 Al—O 八面体的内部振动造成的。

与 MMT 相比,复合改性后的 OIMMT 在 2800~2900 cm$^{-1}$ 之间均出现了 C—H 键的对称伸缩振动峰,1482 cm$^{-1}$ 处出现了由烷基的伸缩振动引起的特征峰,说明有机改性剂成功交换到 MMT 上。在

1000 $cm^{-1}$ 附近的峰面积增大,这可能是形成的 Zn—O 键与 MMT 中 Si—O 吸收峰叠加而产生的结果,3638 $cm^{-1}$ 经无机改性后吸收峰减弱,这是因为引入了金属离子,消耗了羟基,形成了 Zn—OH 键。

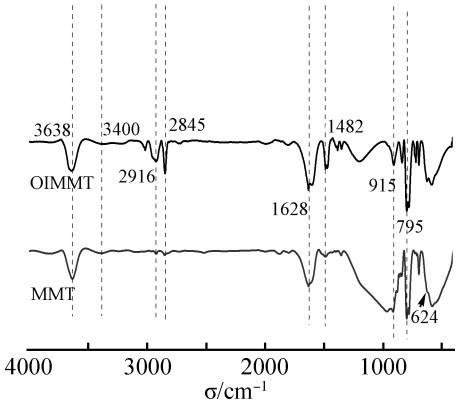



**Fig. 5 Infrared spectra of MMT and OIMMT**

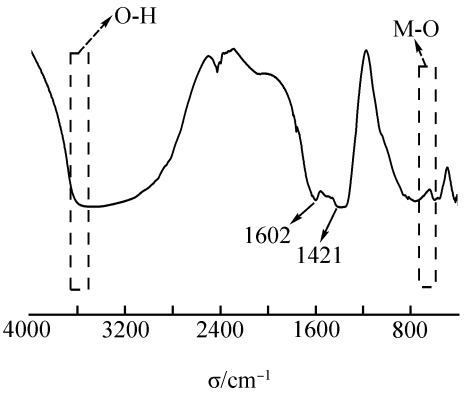



**Fig. 6 Infrared spectrum of Ni-Zn-Al-LDHs**

LDHs 的红外图谱如 Fig.6 所示。从红外谱图曲线可以看出,在 3583 $cm^{-1}$ 和 1627 $cm^{-1}$ 附近,Ni-Zn-Al-LDHs 出现了强而宽的 O—H 键的振动吸收峰,对应 LDHs 层板上的 —OH 和层间水分子的 O—H 键的伸缩振动和弯曲振动特征吸收峰,这说明产物是混合金属氢氧化物,而不是单个金属形成的氢氧化物。与自由状态 3600 $cm^{-1}$ 波段的 O—H 键相比,该特征峰的位置发生了明显移动,这表明 LDHs 层间的水分子与 $NO^{3-}$ 和层板上的 —OH 产生了氢键作用。此外,1369 $cm^{-1}$ 附近的特征振动吸收峰为 $NO^{3-}$ 的伸缩振动吸收峰,在较低波数段 467~813 $cm^{-1}$ 范围内,主要为层间氧晶格(Ni—O,Al—O 和 Zn—O)的振动吸收峰。因此,FT-IR 谱图证明 Ni-Zn-Al-LDHs 成功合成。

## 2.2 SRF 的燃烧等级

Tab.1 为 SRF 材料的 LOI 和 UL-94 等级测试结果。结果表明,纯 SRF 的极限氧指数值为 27.2%,说明纯 SRF 较添加阻燃剂的 SRF 复合材料相比更容易燃烧,加入不同比例的 OIMMT 可以有效抑制 SRF 复合材料的燃烧,阻燃性能提高。当分别添加 1%,2% 和 3% OIMMT 时,样品的 LOI 值分别为 28.6%,28.8% 和 28.7%,较原样分别提高了 5.14%,5.88% 和 5.51%。UL-94 测试过程中未产生熔滴现象,且达到了 V-0 级别,说明 OIMMT 可以催化 SRF 材料成炭,且燃烧形成的硅酸盐炭层可起到物理屏障作用,使得 SRF 复合材料阻燃性能提高。此外,金属氧化物在高温条件下能够催化复合材料的脱水反应,加速形成更多的致密保护炭层。这些炭层具有较好的隔热性能,可以阻断热量传递,阻止可燃气体和氧气在材料表面的扩散,有效提高阻燃性能[16]。

单独加入 LDHs 时,可以看出,SRF 复合材料的 LOI 有了明显的提升,当分别添加 1%,3% 和 5% LDHs 时,SRF 复合材料的 LOI 值提高,分别升高到 27.9%,28.0% 和 28.3%,较纯 SRF 分别提高了 2.57%,2.94% 和 4.04%。其阻燃作用主要表现在能够吸收大量的热量,并在高温分解产生水蒸气,这些水蒸气能够稀释可燃气体浓度,降低燃烧反应速度。此外,Ni-Zn-Al-LDHs 分解后生成的金属氧化物也能在材料表面形成一层保护层,增强材料的热稳定性。

OIMMT 与 LDHs 都可以提高 SRF 材料的阻燃抑烟性能,但相比之下,OIMMT 的阻燃效果更为显著。当两者以恰当的比例复配时,能够显著提升 SRF 材料的 LOI 值,展现了协同阻燃效应,其中 2% OIMMT 与 3% LDHs 复配时,SRF 复合材料展现出最佳的阻燃效果,氧指数值最高且达到了 28.9%,相比纯 SRF 提高了 6.25%。这是因为 LDHs 燃烧形成的氧化锌形成了更为致密的阻隔炭层,进一步增强了 OIMMT 形成的硅酸盐炭层的紧密性与完整性,实现了阻燃效果的提升。

## 2.3 SRF 的燃烧性能

**2.3.1** *热释放速率和热释放总量分析*:Fig.7 为不同样品的热释放速率(HRR)和热总释放量(THR)曲线图。由 Fig.7 可知,纯 SRF 的 HRR 在点燃后迅速

**Tab. 1　LOI and UL-94 ratings results of SRF**

| Sample | Composition/% | | | LOI/% | UL-94 | Dripping |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | w(SRF) | w(OIMMT) | w(Ni-Zn-Al-LDHs) | | | |
| SRF-0 | 100 | 0 | 0 | 27.2 | V-1 | No |
| SRF-1 | 99 | 1 | 0 | 28.6 | V-0 | No |
| SRF-2 | 98 | 2 | 0 | 28.8 | V-0 | No |
| SRF-3 | 97 | 3 | 0 | 28.7 | V-0 | No |
| SRF-4 | 95 | 1 | 4 | 28.5 | V-0 | No |
| SRF-5 | 95 | 2 | 3 | 28.9 | V-0 | No |
| SRF-6 | 95 | 2.5 | 2.5 | 28.1 | V-0 | No |
| SRF-7 | 95 | 3 | 2 | 28.4 | V-0 | No |
| SRF-8 | 95 | 4 | 1 | 28.3 | V-0 | No |
| SRF-9 | 95 | 0 | 5 | 28.3 | V-0 | No |
| SRF-10 | 97 | 0 | 3 | 28.0 | V-0 | No |
| SRF-11 | 99 | 0 | 1 | 27.9 | V-0 | No |

SRF:silicone rubber foam

上升,在 90 s 左右达到峰值,其热释放速率峰值(PHRR)为 174.35 kW/m$^2$,表明 SRF 遇火易燃且热量释放较大。分别单独添加 OIMMT 和 LDHs 可以逐渐降低 PHRR 值,当分别添加 3% OIMMT 和 5% LDHs 时,其 PHRR 值分别为 110.70 kW/m$^2$ 和 103.07 kW/m$^2$,相较于纯 SRF 分别降低了 36.50% 和 40.88%。将 OIMMT 和 LDHs 复配添加后,其达到峰值所用时间明显推迟,峰值有显著降低,其中添加 1% OIMMT 和 4% LDHs 的 SRF-7 抑制燃烧的效果最为显著,其峰值从纯 SRF 的 174.35 kW/m$^2$ 下降到 86.70 kW/m$^2$,相较于纯 SRF 下降了 50.27%,说明在 SRF 材料燃烧过程中,OIMMT 片层的迁移和富集作用对提高 SRF 复合材料的阻燃性能起到了关键作用,催化 SRF 复合材料基体成炭,通过形成致密屏障阻隔了空气中氧气和基体的接触,从而抑制基体燃烧,且 OIMMT 和 LDH 各自具有的阻燃机制相互补充和增强,从而提高了 SRF 复合材料的整体阻燃性能。

THR 是指材料在预置的热辐射强度下,从点燃到火焰熄灭为止所释放热量的总和,曲线的斜率可在一定程度上反映材料的燃烧强度和火灾蔓延趋势。从 Fig.7 可以看出,纯 SRF 在燃烧过程中的总热释放量最大,其值达到 90.24 MJ/m$^2$,SRF-4,SRF-5,SRF-6,SRF-7 和 SRF-8 的 THR 分别为 41.02 MJ/m$^2$, 61.29 MJ/m$^2$, 68.13 MJ/m$^2$, 62.19 MJ/m$^2$ 和 75.31 MJ/m$^2$,其 THR 值均相较于纯 SRF 显著降低,其中分别添加 1% OIMMT 和 4% LDHs 的 SRF-4 的 THR 曲线斜率显著降低,相较于纯 SRF 降低了 54.54%。这是由于 OIMMT 形成的硅酸盐炭层可以与 LDHs 分解产生的金属氧化物保护层相结合,形成更为致密的保护层,更有效地阻隔氧气和热量。同时,LDHs 吸热分解产生的水蒸气可降低可燃气体浓度,进一步降低燃烧反应的速度和强度,因此,两者表现出了良好的协效阻燃作用。

**2.3.2**　*烟释放速率和烟总释放量*:烟释放速率(SPR)和烟总释放量(TSP)是评价材料火灾危险性的 2 个重要参数,不同样品 SRF 的烟释放速率和烟总释放量曲线如 Fig.8 所示。由 Fig.8 可知,纯 SRF 的 PSPR 最高达到了 0.032 m$^2$/s,说明纯 SRF 燃烧迅速且剧烈,伴随着烟气的集中释放。添加 3% OIMMT 的 SRF-3 复合材料的烟释放速率峰值显著降低,样品的 PSPR 较纯 SRF 降低了 46.84%,说明 OIMMT 的加入对 SRF 复合材料有一定程度的抑烟作用。添加 5% LDHs 的样品 SRF-9 的 PSPR 相较于

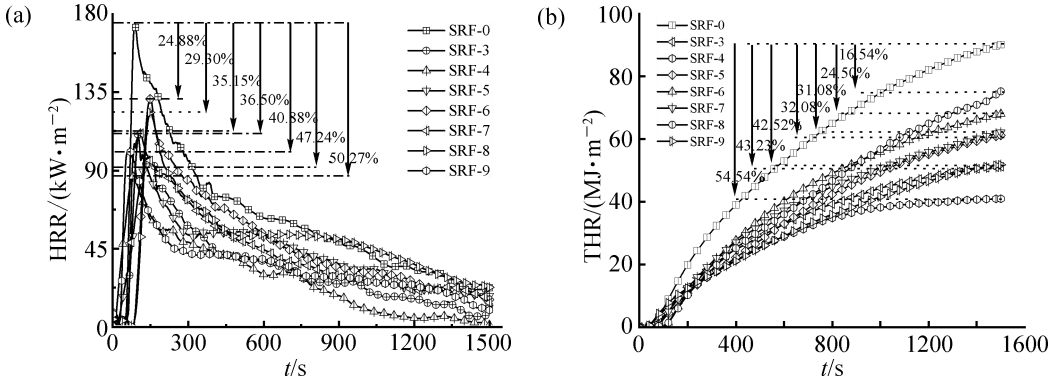



**Fig. 7 (a) HRR and (b) THR curves of SRF**

纯 SRF 下降了 74.11%,归因于 LDHs 在热分解过程中的作用,LDHs 受热分解过程消耗热量,生成不可燃气体,稀释氧气浓度,还能在材料表面生成一层碱性金属氧化物,这种氧化物具有较高的比表面积,可以吸附燃烧过程产生的烟气,阻断生烟反应,实现抑烟的目的。将不同比例 OIMMT 和 LDHs 复配添加至 SRF 中的 SRF-4, SRF-5, SRF-6, SRF-7 和 SRF-8 的烟释放速率峰值较纯 SRF 分别降低了 62.61%, 47.23%, 1.74%, 38.06% 和 19.57%,表现出较好的抑烟效果,归因于 OIMMT 的厚径比高,赋予了 OIMMT 较好的阻隔性能,有效阻止空气中的 $O_2$ 进入到样品内部,并且 LDHs 组成结构中的结晶水、羟基和碳酸根受热分解生成水,能够稀释氧气和可燃气体浓度,从而降低燃烧强度。

由 TSP 结果可知,纯 SRF 的 TSP 为 5.67 $m^2$,添加 3% OIMMT 的样品 SRF-3 的 TSP 为 2.96 $m^2$,较纯 SRF 分别降低了 47.70%,添加 5% 的 LDHs 样品 SRF-9 的 TSP 为 1.72 $m^2$,相较于纯 SRF 降低了 69.66%。将 OIMMT 与 LDHs 复配添加的样品 SRF-4 和 SRF-5 的 TSP 分别为 3.23 $m^2$ 和 3.79 $m^2$,较纯 SRF 分别降低了 43.03% 和 33.16%,这是由于 OIMMT 受热会生成层间化合物,提高了 SRF 材料分子链交联程度,共轭体系扩大,这增强了 SRF 复合材料炭层的致密性,抑制烟气逸出,从而起到抑烟作用,同时,LDHs 层板上含有的碱性位对酸性气体有吸附作用,可以有效吸收燃烧过程中产生的酸雾,在一定程度上减少了烟气的产生。OIMMT 和 LDHs 协同作用使复合材料的 TSP 降低。

**2.3.3** 火灾性能指数和火灾蔓延指数:火灾危险程度可以用火灾性能指数(FPI)和火灾蔓延指数(FGI)2 个指数来表征。FPI 主要用于评价材料点燃后是否容易发生剧烈燃烧,比值越大,表示材料达到轰燃状态所需要的时间越长,材料的火灾安全性能就越好。FGI 值越大,说明材料达到热释放速率峰

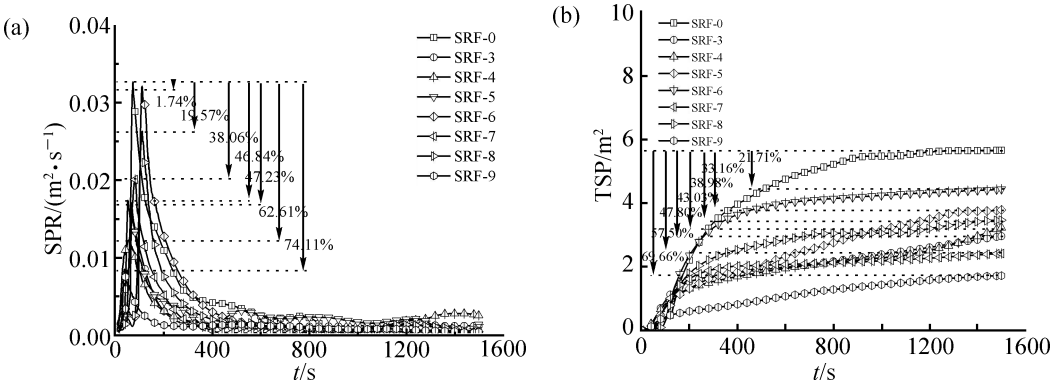



**Fig. 8 (a) SPR and (b) TSP curves of SRF**

值的时间就越短,材料的火灾安全性能就越差。由 Fig.9 和 Tab.2 可知,添加不同比例 OIMMT 与 LDHs 的 SRF 复合材料的 FGI 值有了显著地降低,且效果优于两者单独使用时的效果,能够有效提升 SRF 复合材料的火灾安全性能。其中纯 SRF 的 FGI 值是 2.00 kW/(m$^2$·s), SRF-4, SRF-5, SRF-6, SRF-7 和 SRF-8 的 FGI 值分别是 1.09 kW/(m$^2$·s),0.70 kW/(m$^2$·s),0.87 kW/(m$^2$·s),1.05 kW/(m$^2$·s) 和 0.83 kW/(m$^2$·s),其中 SRF-5 的 FGI 最低,相较于纯 SRF 降低了 65%,且 FPI 值为 0.565 (m$^2$·s)/kW,相较于纯 SRF 的 FPI 值 0.367 (m$^2$·s)/kW 提升了 53.95%。进一步表明,OIMMT/Ni-Zn-Al-LDHs 复配体系对 SRF 有一定程度的协同阻燃效果,且添加 2% OIMMT 和 3% Ni-Zn-Al-LDHs 时,协同阻燃效果最好。

## 2.4　SRF 的力学性能

对于聚合物材料来说,力学性能也是影响其应用的一个重要因素,主要包括拉伸强度、断裂伸长率等。拉伸强度是衡量材料在拉伸过程中抵抗断裂的能力,高拉伸强度的材料在承受拉伸力时不易断裂。断裂伸长率衡量材料在拉伸至断裂前的延展性,具有高断裂伸长率的材料在受到拉伸时能够减少因材料断裂而造成的损害。

Fig.10 为不同配比 SRF 复合材料的拉伸强度和断裂伸长率。由 Fig.10 可以得出,纯 SRF 的拉伸强度为 0.026 MPa,断裂伸长率为 160.95%,当添加 3% OIMMT 时, SRF-3 复合材料的拉伸强度为 0.027 MPa,相比纯 SRF 提高了 3.85%,断裂伸长率没有发生显著变化。当 LDHs 的添加量为 5% 时,SRF-9 复合材料的拉伸强度和断裂伸长率均相较于纯 SRF 有

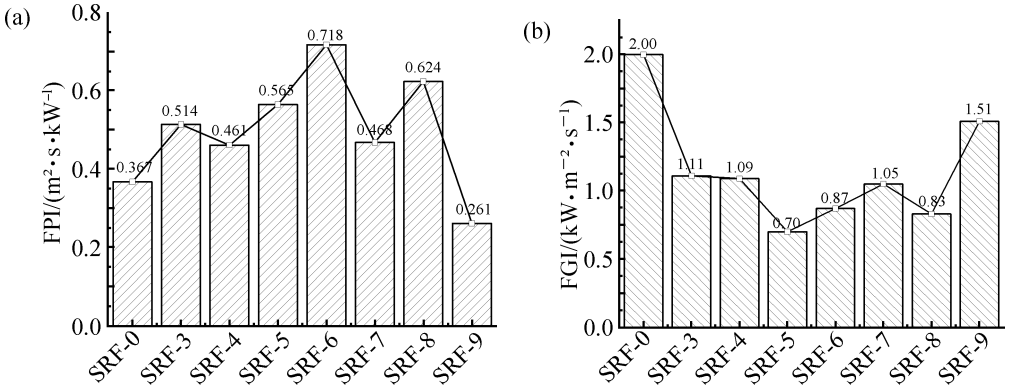



**Fig. 9　(a) FPI and (b) FGI of SRF materials**

**Tab. 2　Cone calorimeter data of SRF materials**

| Sample | TTI /s | PHRR /(kW·m$^{-2}$) | $T_{PHRR}$ /s | THR /(MJ·m$^{-2}$) | FPI /(m$^2$·s·kW$^{-1}$) | FGI /(kW·m$^{-2}$·s$^{-1}$) |
|---|---|---|---|---|---|---|
| SRF-0 | 64 | 174.35 | 87 | 90.24 | 0.367 | 2.00 |
| SRF-3 | 57 | 110.70 | 99 | 51.23 | 0.514 | 1.11 |
| SRF-4 | 40 | 86.70 | 79 | 41.02 | 0.461 | 1.09 |
| SRF-5 | 52 | 91.99 | 131 | 61.29 | 0.565 | 0.7 |
| SRF-6 | 94 | 130.98 | 149 | 68.13 | 0.718 | 0.87 |
| SRF-7 | 53 | 113.07 | 107 | 62.19 | 0.468 | 1.05 |
| SRF-8 | 77 | 123.26 | 148 | 75.31 | 0.624 | 0.83 |
| SRF-9 | 27 | 103.07 | 68 | 51.87 | 0.261 | 1.51 |

TTI:time to ignition; THR:total heat release; PHRR:peak of heat release rate; FGI:fire growth index; FPI:fire performance index

所下降,分别下降了 3.85% 和 35.66%。

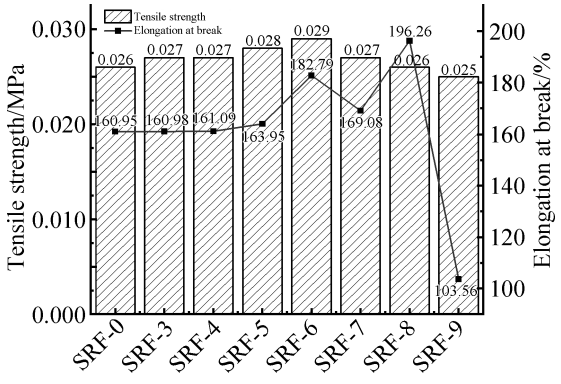



**Fig. 10 Mechanical properties of SRF composites**

当 OIMMT 与 LDHs 以不同比例复配添加到 SRF 材料中时,相较纯 SRF,OIMMT 与 LDHs 的添加没有显著提高 SRF 材料的拉伸强度,但断裂伸长率有所提高,赋予 SRF 材料更好的延展性。具体来说,当复配添加 2.5% OIMMT 与 2.5% LDHs 时,SRF-6 复合材料的拉伸强度为 0.029 MPa,较纯 SRF 提高了 11.54%,断裂伸长率为 182.79%,相较纯 SRF 有明显提高。当复配添加 4% OIMMT 与 1% LDHs 时,SRF-8 复合材料的拉伸强度为 0.027 MPa,较纯 SRF 提高了 3.84%,提升幅度不大,但断裂伸长率较纯 SRF 提升 21.94%。

### 2.5 热重-差热分析

结合氧指数测试数据及锥形量热测试结果,分别选取 SRF-0,SRF-2,SRF-5 和 SRF-10 4 个样品分析其在氮气氛围下的热分解行为,进而探究 OIMMT 与 Ni-Zn-Al-LDHs 复配对 SRF 阻燃的机理。Fig.11 为 SRF 及其复合材料在氮气氛围下,升温速率为 10 ℃/min 时的 TGA 和 DTG 曲线,热解参数见 Tab.3。

由 Fig.11 可以看出,SRF 及其复合材料在 30~300 ℃之间质量损失较小,属于脱水蒸发阶段,由于温度较低只发生水分蒸发等物理反应。SRF 及其复合材料在氮气气氛下的热分解出现了 2 个热失重峰,分别对应 SRF 的 2 个热分解阶段,在 300~500 ℃左右属于热解第 1 阶段,主要发生的是 SRF 侧链和 Si—C 键的断裂,分解产物为水和低聚物;第 2 阶段发生在 500 ~ 800 ℃,这个阶段为主链中的 Si—O—Si 键断裂,产生 $SiO_2$ 等颗粒物灰烬。纯 SRF 的初始分解温度和失重 20% 时的温度较高,分别为 354 ℃ 和 553 ℃,在 800 ℃ 时的残碳率为 39.08%。

当添加阻燃剂后可有效提高 SRF 复合材料的热稳定性,SRF-2 和 SRF-10 复合材料的初始分解温度分别为 381 ℃和 392 ℃,较纯 SRF 分别提高了 27 ℃和 38 ℃,归因于 SRF 材料在热分解之前,OIMMT 与 LDHs 的热分解会消耗燃烧体系中的热量,提高了初始分解温度。降解主要发生在 300~500 ℃和 500~800 ℃,在 800 ℃ 时的残炭量分别为 54.95% 和 56.28%,较纯 SRF 分别提高了 39.4% 和 44.0%。SRF-5 复合材料的 $T_{-5\%}$ 为 396 ℃,说明 OIMMT 与 LDHs 复配添加后可以提高 SRF 材料的初始分解温度,$T_{1max}$ 为 409 ℃,$T_{2max}$ 为 666 ℃,可见加入 OIMMT 与 LDHs 能延缓 SRF 材料的热分解。SRF-5 复合材料的热解第 1 次热失重速率峰和第 2 次热失重速率峰值均低于纯 SRF,说明 OIMMT 与 LDHs 复配添加后可以减慢 SRF 材料的热分解速率,有效提高 SRF 材料的热稳定性,还会促进成炭,阻止了燃烧区域热

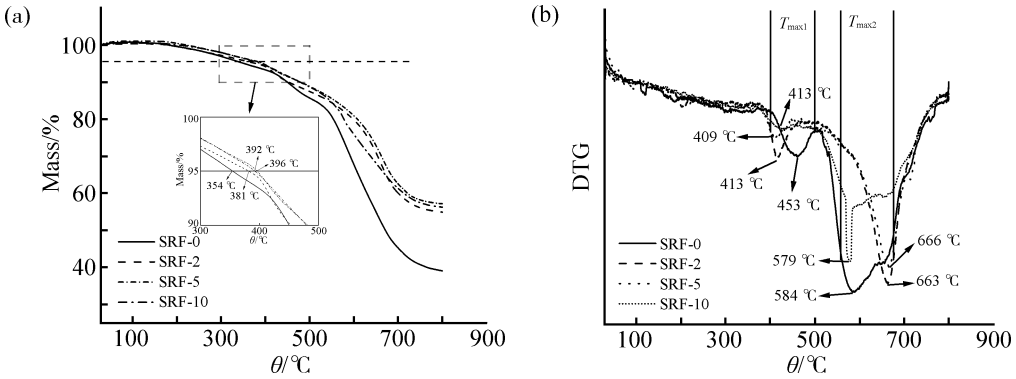



**Fig. 11 (a) TGA and (b) DTG curves of SRF in nitrogen atmosphere**

**Tab. 3　TGA data of SRF in nitrogen atmosphere**

| Sample | $T_{-5\%}$/℃ | $T_{-20\%}$/℃ | $T_{1max}$/℃ | $T_{2max}$/℃ | Residual carbon/% |
|---|---|---|---|---|---|
| SRF-0 | 354 | 553 | 453 | 584 | 39.08 |
| SRF-2 | 381 | 598 | 413 | 663 | 54.95 |
| SRF-5 | 396 | 608 | 409 | 666 | 57.21 |
| SRF-10 | 392 | 577 | 413 | 579 | 56.28 |

$T_{-5\%}$:initial decomposition temperature; $T_{max}$:the fastest constant temperature

量向基体内部的反馈,有效阻挡燃烧反应的进行,发挥凝聚相阻燃作用,提高 SRF 材料的火安全性能。

### 2.6　SRF 炭层结构分析

**2.6.1**　*SRF 炭层宏观形貌*:纯 SRF 及其复合材料经过锥形量热测试之后的残炭照片如 Fig.12 所示。从 Fig.12 中可以看出,纯 SRF 及其复合材料在燃烧之后表面均有开裂,但开裂程度不同。纯 SRF 燃烧后炭层硬度较低且开裂程度大、残炭量少,导致热量、烟气的集中释放,且基体已经烧透,所以阻燃效果差。添加 2% OIMMT 与 3% LDHs 之后,SRF-2 和 SRF-10 复合材料燃烧之后的残炭量有所提高,样品炭层比较致密,且完整度较纯 SRF 都有所增加,阻燃性能提高,可有效抑制热量和烟气的释放。这是因为 OIMMT 的催化成炭作用可以促进 SRF 复合材料形成硅酸盐孔状炭层,LDHs 在高温条件下分解产生的金属氧化物与 $SiO_2$ 陶瓷层共同构成完整致密的炭层,抑制 SRF 材料表面热量、气体的传递,起到良好的物理屏障作用,有效提高阻燃抑烟双重性能。SRF-5 复合材料炭渣表面仅有少部分裂隙,形成了连续完整的炭层,并且炭层强度较高,表现出良好的阻燃抑烟效果,这是因为 OIMMT 与 LDHs 在凝聚相具有较好的协同阻燃作用,形成更加坚固、致密的炭层。

**2.6.2**　*SRF 炭层微观形貌*:为了进一步研究炭层形貌,对 SRF 及其复合材料在锥形量热燃烧之后的炭渣进行了扫描电镜分析,微观形貌如 Fig.13 所示。

通过 Fig.13 可以发现,纯 SRF 的炭层内部已经严重破碎,表面开裂程度大,且裂隙数量多,残炭中的泡孔较大,表面很不平整,出现较多塌陷,孔隙较大且孔隙壁较薄,开裂严重,这可能是由于 SRF 材料基体在加热锥的热辐射作用下迅速燃烧,燃烧生成的气体从孔洞结构中逸出,孔洞结构的增多促进氧气和可燃性气体与基体内部的循环,抑制燃烧效果差,导致基体燃烧彻底,裂隙明显。将 OIMMT 与 LDHs 分别单独加入到 SRF 基体中后,SRF-2 和 SRF-10 复合材料的炭层结构较纯 SRF 相对完整,残炭裂隙明显减少,这与 Fig.12 的宏观炭层变化一致,表面含硅炭层更致密且均匀,泡孔缩小,有效抑制了热量与可燃气体的释放,保护了 SRF 基体材料。将 OIMMT 与 LDHs 复配添加后,大泡孔现象有所改善,炭层的连续性显著增强,炭层表面更加致密,且炭层孔隙壁的厚度也得到明显增强。

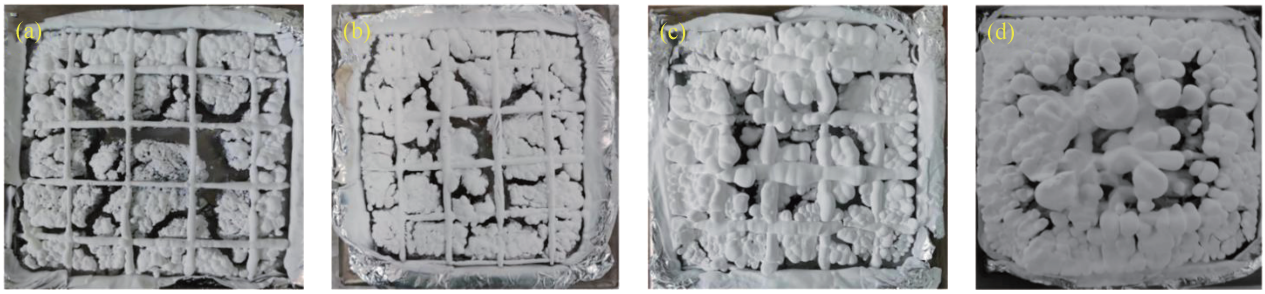



**Fig. 12　Morphology pictures of SRF carbon layers:(a) SRF; (b) SRF-2; (c) SRF-10; (d) SRF-5**

从纯 SRF 的(a2)图像可以发现,纯 SRF 燃烧形成的 $SiO_2$ 陶瓷层质地疏松,致密性较差,因此,阻燃性能较差。从(b2,c2 和 d2)图像可以看出,在 SRF 基体中添加 OIMMT 与 LDHs 后,SRF 的 $SiO_2$ 陶瓷层变得致密紧实。将 OIMMT 与 LDHs 复配添加到 SRF 材料中后,显著改善了复合材料的 $SiO_2$ 陶瓷层致密性。在相同的放大倍数下观察,SRF-5 复合材料的 $SiO_2$ 陶瓷层致密性更高,同时炭渣结构更加密集且较匀,炭层的增强赋予了 SRF 复合材料更优异的阻燃性能。

结合宏观残炭形貌分析可以发现,OIMMT 与 LDHs 在凝聚相具有优异的协同阻燃抑烟效果,这是因为 LDHs 受热分解形成的 ZnO 和 $Al_2O_3$ 金属氧化物填补了硅酸盐炭层和 $SiO_2$ 炭层的空隙,形成了更加致密、紧实的高强度炭层,该炭层可以有效隔绝氧气,隔绝热量,使火焰和热辐射不能继续向基体材料下面进一步蔓延,导致材料不能充分燃烧,有效保护基体的完整性,从而降低了 SRF 复合材料燃烧时所产生的总热量和总烟量,且良好的炭层也有效延缓了热量和烟气向外释放的速度,使 SRF 复合材料的热释放速率和烟释放速率大幅度降低。

### 2.7 阻燃机理

基于上述分析,OIMMT 与 LDHs 对 SRF 材料存在气相和凝聚相阻燃,OIMMT/Ni-Zn-Al-LDHs/SRF

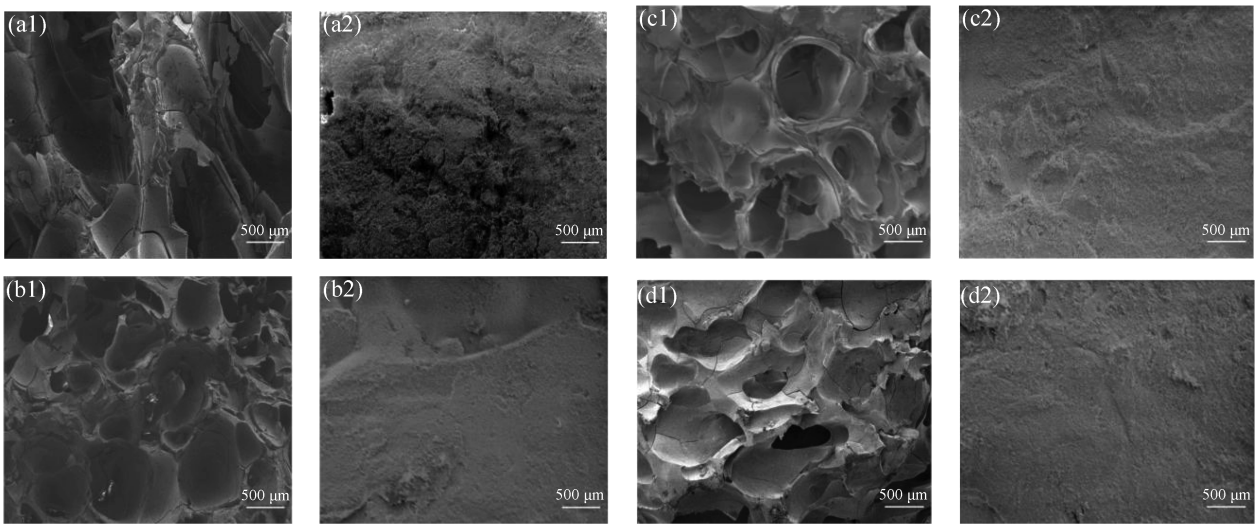



**Fig. 13 Micro-morphology pictures of SRF carbon layers: (a) SRF-0; (b) SRF-2; (c) SRF-10; (d) SRF-5**

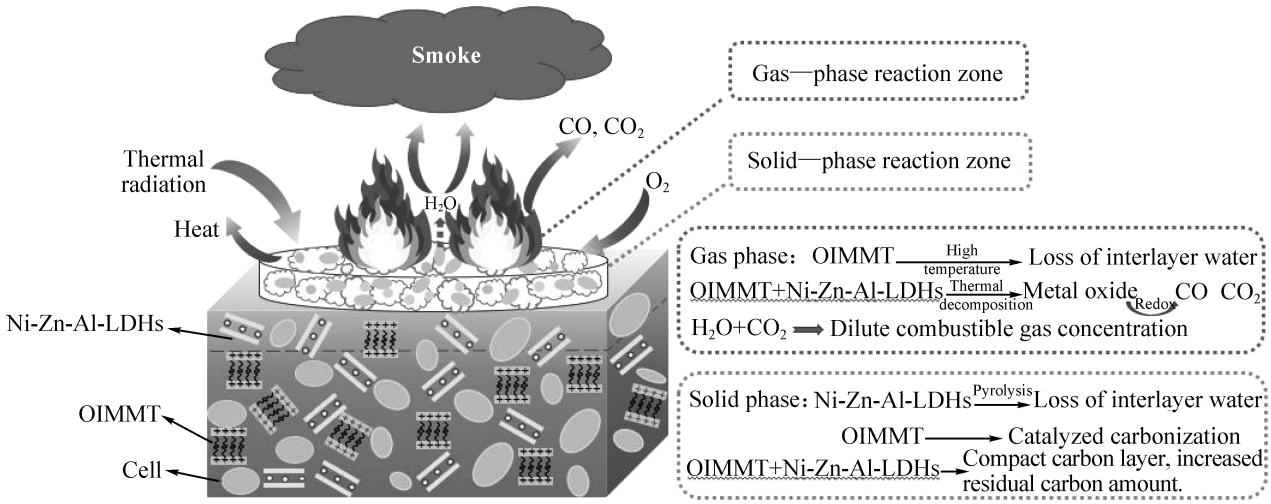



**Fig. 14 Flame retardant mechanism model of OIMMT/Ni-Zn-Al-LDHs/SRF materials**

复合材料的阻燃抑烟机理如 Fig.14 所示。

在温度驱动力的推动下,OIMMT 和 LDHs 会逐渐向 SRF 材料表面富集,OIMMT 催化成炭的特性会促使 SRF 形成多孔结构的硅酸盐炭层。这种炭层不仅结构稳定,而且具备良好的隔热隔氧能力,有效减缓燃烧进程。同时,多孔结构还赋予炭层吸附烟气的作用,进一步提升了其阻燃效果。另外,LDHs 在高温条件下分解形成 ZnO 与 $Al_2O_3$,这些氧化物紧密地覆盖在 SRF 表面,它们不仅填充了硅酸盐炭层的微小空隙,使炭层更加紧密,还进一步提升了炭层的隔热和隔氧效果,这种多重炭层结构的形成,提高了 SRF 材料的阻燃抑烟性能。

在高温环境中,OIMMT 的层间水分子逐渐挥发,这一过程伴随着热量的吸收,有效降低了 SRF 材料表面的温度。OIMMT 和 LDHs 在高温条件下热分解产生的金属氧化物如 ZnO 和 $Al_2O_3$ 具有催化作用,可以催化 CO 发生氧化还原反应,将 CO 转化为更为稳定的 $CO_2$。这一过程不仅抑制了有毒气体的释放,而且通过增加 $CO_2$ 和 $H_2O$ 的浓度,有效稀释了空气中的可燃气体,进一步抑制了燃烧反应的进行。

## 3　结论

本文采用室温硫化法制备了 OIMMT/Ni-Zn-Al-LDHs/SRF 复合材料,并对其阻燃、抑烟及力学性能进行了系统研究,主要结论如下。

(1)通过离子交换法和共沉淀法分别成功制备了层间距扩大的 OIMMT 和晶型良好的 Ni-Zn-Al-LDHs。

(2) OIMMT/Ni-Zn-Al-LDHs/SRF 复合材料的燃烧等级、阻燃性能较 SRF-0 都有较大提升。

(3)OIMMT 与 LDHs 在 SRF 基体中表现出优异的协同效应。当添加 2% OIMMT 与 3% LDHs 时,复合材料综合性能最佳,LOI 提升至 28.9%,达到 UL-94 V-0 级;PHRR,THR,PSPR 和 TSP 较纯 SRF 分别降低了 47.24%,32.08%,46.88% 和 33.21%;同时拉伸强度和断裂伸长率分别提升了 7.69% 和 13.57%。

(4)机理研究表明,OIMMT 与 LDHs 发挥了凝聚相和气相双重协同阻燃作用。燃烧过程中释放的不可燃气体稀释了可燃物浓度,同时促进了致密炭层的形成,有效隔绝了热氧传输,显著降低了材料的火灾危险性。

**参考文献:**


[1] Pang Q, Kang F, Deng J, *et al*. Flame retardancy effects between expandable graphite and halloysite nanotubes in silicone rubber foam[J]. RSC Advances, 2021, 11: 13821-13831.

[2] Tan Y, Yao J, Zhu H P. Effects of ethanol content on the properties of silicone rubber foam[J]. Journal of Polymer Engineering, 2020, 40: 543-550.

[3] Kishore K, Ravindran K. Heat-transfer during polymer combustion[J]. Fire & Materials, 2010, 5: 128-130.

[4] 胡晓娟. 耐高温聚合物纳米复合稠化剂合成及压裂液性能评价[D]. 北京: 中国石油大学(北京), 2023.
Hu X J. Synthesis of high-temperature resistant polymer nanocomposite thickener and performance evaluation of fracturing fluid[D]. Beijing: China University of Petroleum (Beijing), 2023.

[5] 唐高玉, 程建军, 余赵燊, 等. 环氧/阻燃席夫碱衍生物改性蒙脱土复合涂层性能[J]. 中国表面工程, 2024, 37(6): 428-439.
Tang G Y, Cheng J J, Yu Z S, *et al*. Properties of epoxy/flame-retardant Schiff base derivative modified montmorillonite composite coatings[J]. China Surface Engineering, 2024, 37(6): 428-439.

[6] Khanal S, Lu Y, Dang L, *et al*. Improving the flame retardancy of intumescent flame retardant/high-density polyethylene composites using surfactant-modified montmorillonite clay[J]. Journal of Applied Polymer Science, 2022, 139: 51940.

[7] Jiang S Y, Liu L B, Yang X H, *et al*. Nickel-aluminum hydrotalcite for improving flame retardancy and smoke suppression of intumescent flame retardant polypropylene: preparation, synergy, and mechanism study[J]. Macromolecular Materials and Engineering, 2023, 308: 1-10.

[8] Luo W, Li Z, Luo H, *et al*. Preparation of room temperature vulcanized silicone rubber foam with excellent flame retardancy[J]. Scanning, 2021, 2021: 9976005.

[9] Wang J S, Shang K, Jiang H J, *et al*. Effect of silane coupling agent on mechanical properties, flame retardancy, and ceramifiable behavior of ceramifiable flame-retardant silicone rubber composite[J]. Fire and Materials, 2024, 48: 858-867.

[10] 王林锋, 谢继凯, 郭家杏, 等. 氢氧化镁/氢氧化铝复配阻燃剂对可陶瓷化硅橡胶阻燃抗震性能的影响[J]. 中国塑料, 2023, 37(10): 125-130.
Wang L F, Xie J K, Guo J X, *et al*. Effect of magnesium hydroxide/aluminum hydroxide compound flame retardant on flame retardancy and shock resistance of ceramifiable silicone rubber[J]. China Plastics, 2023, 37(10): 125-130.

[11] 杜栩烨, 林健, 杨宕莎, 等. MOF-74(Ni)@聚磷酸铵的制备及对环氧树脂阻燃性能的影响[J]. 高分子材料科学与工程, 2023, 39(6): 64-70.
Du X Y, Lin J, Yang D S, *et al*. Preparation of MOF-74(Ni)@ammonium polyphosphate and its effect on flame retardancy of epoxy resin[J]. Polymer Materials Science & Engineering, 2023, 39(6): 64-70.

[12] 邓军, 李航, 康付如. 硼酸锌和镁铝水滑石对硅橡胶泡沫性能的影响[J]. 高分子材料科学与工程, 2020, 36(12): 42-48.
Deng J, Li H, Kang F R. Effects of zinc borate and Mg-Al hydrotalcite on properties of silicone rubber foam[J]. Polymer Materials Science & Engineering, 2020, 36(12): 42-48.

[13] Sudhakaran S, Abraham E V, Mahadevan H, *et al*. Crosslinked chitosan-montmorillonite biocomposite with Fe intercalation: enhancing surface chemistry for improved phosphate adsorption[J]. Surfaces and Interfaces, 2021, 27: 468-458.

[14] 关文斌, 赵彬侠, 邱爽, 等. Cr(Ⅵ)在改性蒙脱土上吸附行为的研究[J]. 西北大学学报(自然科学版), 2016, 46(3): 375-380.
Guan W B, Zhao B X, Qiu S, *et al*. Study on adsorption behavior of Cr(VI) on modified montmorillonite[J]. Journal of Northwest University (Natural Science Edition), 2016, 46(3): 375-380.

[15] 马砺, 刘西西, 刘志超, 等. 改性水滑石的制备及在硅橡胶泡沫阻燃抑烟中的应用[J]. 高分子材料科学与工程, 2020, 36(10): 55-62.
Ma L, Liu X X, Liu Z C, *et al*. Preparation of modified hydrotalcite and its application in flame retardancy and smoke suppression of silicone rubber foam[J]. Polymer Materials Science & Engineering, 2020, 36(10): 55-62.

[16] 张鸿凯. 蒙脱土层间化合物在聚合物中的阻燃作用研究[D]. 镇江: 江苏大学, 2017.
Zhang H K. Study on flame retardancy of montmorillonite intercalation compounds in polymers[D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2017.

# Preparation and Flame Retardant and Smoke Suppression Properties of Composite Modified Montmorillonite/Nickel-Zinc-Aluminum Hydrotalcite/Silicone Rubber Foam Composites

Bo Liu, Wenhao Liang, Xin Zhang, Dongjie Ding

(*College of Safety Science and Engineering, Xi'an University of Science and Technology, Xi'an 710054, China*)

**ABSTRACT:** In order to significantly enhance the flame retardancy and smoke suppression performance of silicone rubber foam (SRF), organic-inorganic composite modified montmorillonite (OIMMT)/Ni-Zn-Al-LDHs/SRF composites were successfully prepared via room-temperature vulcanization method. The flame-retardant and smoke-suppression properties of the composites were systematically investigated by limiting oxygen index (LOI), horizontal-vertical burning test (UL-94), cone calorimetry, and thermogravimetry-differential thermal analysis. The results show that the addition of 2% OIMMT and 3% LDHs significantly enhances the flame retardancy of SRF composites. The oxygen index reaches 28.9%, which is 6.25% higher than that of pure SRF and the flame-retardant rating achieves the V-0 level. Meanwhile, the peak heat release rate (PHRR) and total heat release (THR) are reduced by 47.24% and 32.08%, respectively, compared with pure SRF, while the peak smoke production rate (PSPR) and total smoke production (TSP) decrease by 46.88% and 33.21%, respectively. Moreover, the tensile strength and elongation at break increase by 7.69% and 13.57%, respectively. The incorporation of OIMMT and LDHs also leads to improved thermal stability and a denser char layer in SRF, demonstrating an excellent synergistic flame-retardant and smoke-suppression effect in the condensed phase. This work provides comprehensive data support and important theoretical guidance for the development of flame-retardant composites.

**Keywords:** composite modified montmorillonite; hydrotalcite; silicone rubber foam; flame retardant