

Fe₂AlB₂ 的高温氧化机制及吸波性能研究

马新超¹, 智清¹, 李威¹, 陈毛^{1,2}, 王海龙^{1,2},
张锐^{1,2}, 张帆³, 范冰冰^{1,2}

(1. 郑州大学 材料科学与工程学院, 郑州 450001; 2. 郑州大学 洛阳产业技术研究院, 洛阳 471100; 3. 河南省科学院, 郑州 450046)

摘要: 传统吸波材料在高温条件下易失效, 难以满足极端高温环境的性能需求。Fe₂AlB₂ 因其纳米层状结构以及优良的高温稳定性, 在高温吸波领域备受关注。本研究通过湿法球磨-氩气烧结工艺制备了 Fe₂AlB₂ 粉末, 并系统研究了 Fe₂AlB₂ 在高温下的氧化机制和吸波性能变化规律。同时, 借助电磁仿真软件对其在 7 GHz 微波下的吸收过程进行了雷达散射截面模拟。结果表明: Fe₂AlB₂ 起始氧化温度为 671 °C, 随着氧化温度的升高, 其表面形成致密 Al₂O₃ 保护膜, 抗氧化性能显著增强; 当氧化温度超过 1000 °C 时, Al₂O₃ 膜破裂, 主相转变为 Fe₂O₃、Al₄B₂O₉ 以及非晶态 B₂O₃; 在 300~800 °C 氧化温度范围内, 样品吸波性能随氧化温度升高而逐步提升, 尤其在 10 GHz 附近, 其介电损耗能力最为突出。当氧化温度升高至 900 °C 时, 在频率 $f=11.28$ GHz 下, 样品的反射损耗达到 -42.60 dB, 相应的厚度为 2.8 mm。Al₂O₃ 膜通过诱导“氧化膜-基体”界面极化损耗, 显著提高了介电损耗效率。本研究阐明了 Fe₂AlB₂ 在不同温度的氧化机制及其对吸波性能的影响规律, 为其在高温吸波环境中的应用提供了理论基础。

关键词: Fe₂AlB₂; 抗氧化性; 吸波性能; 高温稳定性

中图分类号: TG174 文献标志码: A 文章编号: 1000-324X(2026)01-0045-10

High-temperature Oxidation Mechanism and Electromagnetic Wave Absorption Properties of Fe₂AlB₂

MA Xinchao¹, ZHI Qing¹, LI Wei¹, CHEN Mao^{1,2}, WANG Hailong^{1,2},
ZHANG Rui^{1,2}, ZHANG Fan³, FAN Bingbing^{1,2}

(1. School of Materials Science and Engineering, Zhengzhou University, Zhengzhou 450001, China; 2. Luoyang Industrial Technology Research Institute, Zhengzhou University, Luoyang 471100, China; 3. Henan Academy of Sciences, Zhengzhou 450046, China)

Abstract: Traditional wave-absorbing materials often exhibit performance limitations at high temperatures, which makes it difficult to meet performance demands in extreme high-temperature environments. Fe₂AlB₂ has garnered significant attention in the field of high-temperature wave absorption due to its nano-layered structure and exceptional high-temperature stability. This study synthesized Fe₂AlB₂ powder through a wet ball milling process followed by sintering in an argon atmosphere. Investigation was conducted to elucidate the oxidation mechanisms

收稿日期: 2025-05-20; 收到修改稿日期: 2025-06-30; 网络出版日期: 2025-07-20

基金项目: 河南省杰出青年基金(242300421009); 河南省重点研发专项(251111232100)

Excellent Youth Foundation of Henan Scientific Committee (242300421009); Key Research and Development Projects of Henan Province (251111232100)

作者简介: 马新超(2004-), 男, 本科. E-mail: 2848489094@qq.com

MA Xinchao (2004-), male, undergraduate. E-mail: 2848489094@qq.com

通信作者: 陈毛, 副研究员. E-mail: mchen@zzu.edu.cn; 范冰冰, 教授. E-mail: fanbingbing@zzu.edu.cn

CHEN Mao, associate professor. E-mail: mchen@zzu.edu.cn;

FAN Bingbing, professor. E-mail: fanbingbing@zzu.edu.cn

and to assess the evolution of its wave-absorbing properties at elevated temperatures. Additionally, electromagnetic simulation software was utilized to model the radar cross-section associated with its absorption process under 7 GHz microwave irradiation. The results indicate that the onset oxidation temperature of Fe_2AlB_2 is 671 °C. As the oxidation temperature increases, a dense Al_2O_3 protective film forms on its surface, significantly enhancing its oxidation resistance. Beyond 1000 °C, this Al_2O_3 film fractures, leading to transformation of the primary phases into Fe_2O_3 , $\text{Al}_4\text{B}_2\text{O}_9$ and amorphous B_2O_3 . Within the oxidation temperature range of 300–800 °C, the wave absorption performance of the sample progressively improves with increasing oxidation temperature, exhibiting particularly outstanding dielectric loss capabilities around 10 GHz. At an oxidation temperature of 900 °C, the sample achieves a reflection loss of –42.60 dB at a frequency of 11.28 GHz, with corresponding a thickness of 2.8 mm. The Al_2O_3 film significantly enhances dielectric loss efficiency by inducing interfacial polarization loss at the "oxide film-matrix" interface. This study elucidates that oxidation mechanisms of Fe_2AlB_2 at varying temperatures and examines consequent impacts on wave-absorbing properties, thereby providing a theoretical foundation for its application in high-temperature wave-absorbing environments.

Key words: Fe_2AlB_2 ; oxidation resistance; wave-absorbing property; high-temperature stability

吸波材料作为电磁波管理技术的核心组成部分,在隐身、电磁兼容、通信安全及航空航天等领域有不可替代的重要价值。随着第五代移动通信系统(5G)、高超声速飞行器及电子对抗系统的快速发展,电磁环境日趋复杂,对吸波材料提出了宽频带、高吸收、轻量化和高温稳定性的多重性能需求^[1-3]。传统吸波材料虽然在常温环境下表现出良好的性能,但其在高温和氧化环境中易发生结构失稳和介电性能衰退等失效行为,难以满足现代装备对极端环境适应性的严苛要求。因此,开发兼具高效吸波性能与高温稳定性的新型材料已成为该领域重要的研究方向。

三元层状过渡金属硼化物(MAB 相)因其独特的纳米层状结构、优异的导电性和良好的抗氧化性,成为下一代高温吸波材料的理想选择^[4]。以 Fe_2AlB_2 为代表的 MAB 相材料,具有低密度(5.2 g/cm³)、高熔点(>1200 °C)和室温铁磁性^[5],有望应用于高温吸波领域。然而,其本征特性存在显著局限:在高温氧化环境中易生成挥发性物质 B_2O_3 ,形成孔隙,进而加剧材料内部氧化^[6];高温下化学键的软化差异及晶格参数的剧烈变化会引发微裂纹扩展,降低其高温稳定性^[7];Al 元素的环境敏感性进一步限制了其长效服役的可靠性^[8]。因此,系统研究 Fe_2AlB_2 高温氧化行为与吸波性能的协同机制,是突破其高温应用瓶颈的关键。Potanin 等^[9]通过高温和热压相结合的方法制备 Fe_2AlB_2 ,发现在 1000 °C 下样品表面会形成异质氧化物膜的多层结构,并在 1284 °C 下完全分解。Sharma 等^[10]通过模拟高温湿热和室温水浸环境,发现 Fe_2AlB_2

氧化速率与温度呈指数关系。Elmeligy 等^[11]系统研究了 Fe_2AlB_2 在 700~1000 °C 空气中的等温氧化行为,发现样品在 900 °C 可形成由 $\text{Al}_4\text{B}_2\text{O}_9$ 组成的致密氧化层,氧化增重曲线呈亚抛物线特性,但是研究的氧化温度有限,而且未对其高温氧化过程中吸波性能的变化进行研究。Zhi 等^[12]通过拓扑定向转变技术制备了 Fe_2AlB_2 粉末,发现其具备卓越的室温吸波性能和优异的吸波带宽。Elmassalami 等^[13]通过电弧熔炼法制备 Fe_2AlB_2 样品,发现其在室温下表现出铁磁性,进一步验证了 Fe_2AlB_2 的吸波潜力。然而,现有研究多聚焦于 Fe_2AlB_2 高温氧化行为和室温吸波性能,尚未明确材料高温氧化对其吸波性能的影响规律。

针对上述问题,本研究采用湿法球磨-氩气烧结制备了 Fe_2AlB_2 ,系统研究其高温氧化机制及吸波性能的变化规律,并探究了 Fe_2AlB_2 在不同温度下的氧化行为、相变规律、微观形貌及表面化学状态变化,进而研究其氧化过程中的吸波性能变化,以期为 Fe_2AlB_2 在高温吸波环境中的应用提供理论指导和应用基础。

1 实验方法

1.1 样品制备

首先,按照摩尔比 2.0 : 1.2 准确称取 FeB 粉和 Al 粉,并加入适量的乙醇作为球磨介质。将混合物置于聚四氟乙烯球磨罐中,采用玛瑙球(直径分级: $\phi 10$ mm 占比 60%, $\phi 5$ mm 占比 40%)进行湿法球磨,

球料比为 7 : 1。球磨机转速设定为 160 r/min, 球磨时间为 24 h。球磨完成后, 通过不锈钢筛网分离出玛瑙球, 将浆料置于 60 °C 真空干燥箱中干燥 6 h。干燥后的粉料过 74 μm (200 目)筛, 装入密封袋备用。接下来, 将过筛后的粉料在全自动压片机上施加 100 MPa 压力, 压制成 $\phi 20$ mm 圆片坯体, 保压 5 min。随后, 将坯体放入氧化铝坩埚中, 置于真空气氛管式电炉中, 抽真空后通入高纯氩气(重复三次), 以 10 °C/min 速率加热至 1150 °C, 保温 1 h 后随炉冷却。冷却后的块体经粉碎和研磨, 再次过 74 μm (200 目)筛, 得到 Fe_2AlB_2 粉末。随后, 取适量粉末置于同步热分析仪中, 在空气气氛下以 10 °C/min 升温速率从室温加热至 1200 °C, 随后自然冷却, 完成氧化处理。为方便叙述, 将不同氧化温度处理后的样品分别标记为 T400、T500、T600、T700、T800、T900、T1000、T1100 和 T1200。

1.2 性能表征

使用同步热分析仪(STA-SDT650, Waters, 美国)对 Fe_2AlB_2 粉体的氧化行为进行表征。使用 X 射线衍射仪(XRD, Smart Lab3, Rigaku, 日本)对样品进行物相分析。采用扫描电子显微镜(SEM, JSF-7001F, JEOL, 日本)观察样品的微观形貌。采用 X 射线能谱仪(EDS, JED-2300F, JEOL, 日本)和 SEM 联测, 对样品的特定区域进行元素分析。采用 X 射线光电子能谱仪(XPS, ESCALAB Xi+, Thermo Fisher Scientific, 美国)分析样品表面的化学状态和元素价态。采用矢量网络分析仪(R&S ZNA26, Rohde & Schwarz, 德国)测试样品的电磁参数, 包括相对复介电常数和相对复磁导率。

2 结果与讨论

2.1 物相分析

图 1 为通过气氛烧结法制备的 Fe_2AlB_2 粉体的

XRD 图谱及微观形貌。图 1(a)中, 衍射峰的位置与 Fe_2AlB_2 PDF 卡片(PDF#72-2068)的特征峰完全对应, 未观察到其它峰, 表明制备 Fe_2AlB_2 粉体的纯度较高。从图 1(b)可知, Fe_2AlB_2 晶粒呈典型的板状结构, 平均尺寸约为 10 $\mu\text{m} \times 5 \mu\text{m}$, 表面光滑。

图 2 是 Fe_2AlB_2 粉体在 300~1200 °C 氧化 2 h 后的 XRD 图谱。如图 2(a)所示, 在 300~600 °C 氧化后, 仅观察到 Fe_2AlB_2 的衍射峰, 未出现其它物相特征峰, 表明在该温度区间内材料未发生明显的氧化。随着氧化温度的升高, Fe_2AlB_2 衍射峰强度逐渐减弱, 这可能与样品发生高温氧化有关。样品表面的 Fe_2AlB_2 发生氧化分解, 形成微量非晶态 Al_2O_3 , 导致其衍射峰强度减弱。

当氧化温度升高到 700 °C 时, XRD 图谱中开始出现 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 衍射峰, 如图 2(b)所示, 这是由于 Fe_2AlB_2 表面氧化程度增加, 累积的 Al_2O_3 逐渐转变为 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, 因此其衍射峰增强。尤其是当氧化温度升高到 800 °C 时, XRD 图谱中出现明显的 Al_2O_3 (510)和(-423)晶面的衍射峰, 表明样品表面已经形成结晶度较高的 Al_2O_3 薄膜。随着氧化温度继续升高到 900 °C(图 2(b)), XRD 图谱中出现了其它多个氧化物的衍射峰, 表明样品表面氧化产物增多, 可能是由 Fe_2AlB_2 在超过 900 °C 时发生剧烈氧化所致。

随着氧化温度继续升高至 1000 °C, Fe_2AlB_2 的衍射峰消失, Fe_2O_3 和 $\text{Al}_4\text{B}_2\text{O}_9$ 成为主相成分, 如图 2(c)所示, 这表明在 1000 °C 以上, Fe_2AlB_2 表面发生了严重氧化, 可能是因为 Al_2O_3 膜发生了结构性失效, 失去了对基体的保护作用, 导致 Fe_2AlB_2 被快速氧化。当氧化温度达到 1100 或 1200 °C 时, Fe_2O_3 衍射峰强度迅速增加, 而 $\text{Al}_4\text{B}_2\text{O}_9$ 衍射峰强度逐渐减弱, 可能与 B_2O_3 的生成和挥发有关。基于以上分析, Fe_2AlB_2 在高温下的氧化过程可用以下反应式表示:

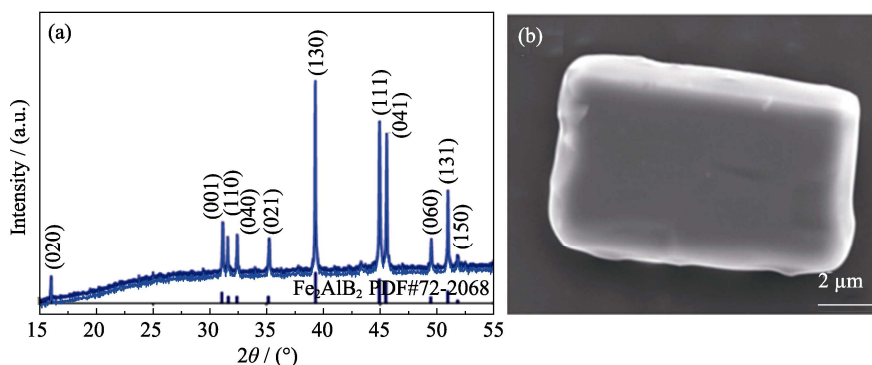


图 1 Fe_2AlB_2 粉体的 XRD 图谱(a)和 SEM 照片(b)

Fig. 1 XRD pattern (a) and SEM image (b) of Fe_2AlB_2 powder

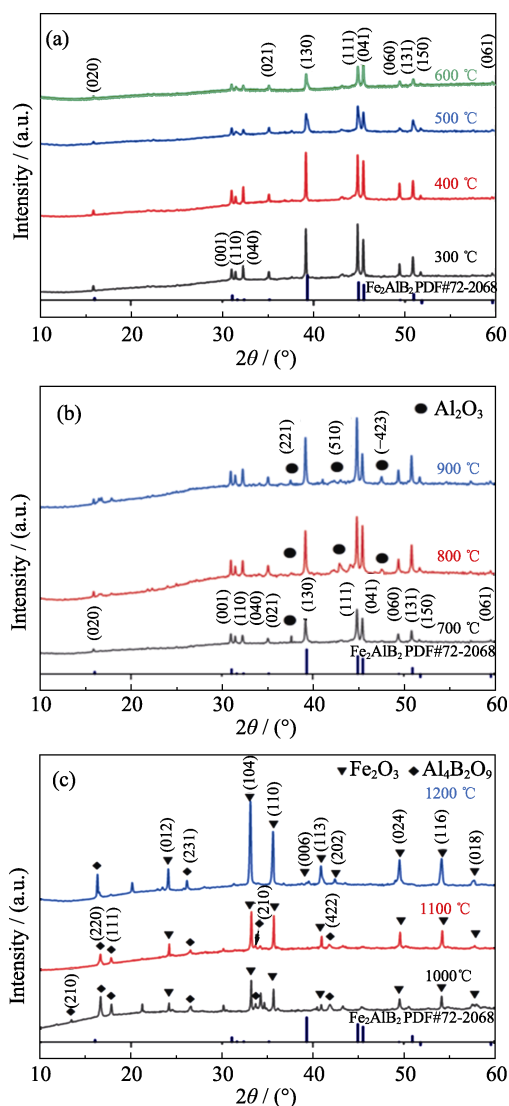
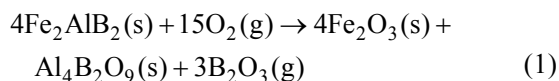


图 2 Fe_2AlB_2 粉体在不同温度下氧化 2 h 后的 XRD 图谱
Fig. 2 XRD patterns of Fe_2AlB_2 powders oxidized at different temperatures for 2 h

(a) 300–600 °C; (b) 700–900 °C; (c) 1000–1200 °C



2.2 形貌分析

图 3 为 Fe_2AlB_2 粉体在 300~900 °C 氧化 2 h 后的元素含量曲线。从图中可知, 当氧化温度不超过 600 °C 时, Fe、Al 和 O 元素的含量变化不明显, 表明 Fe_2AlB_2 在 600 °C 以下具有较强的抗氧化能力。随着氧化温度升高到 700 °C, O 元素含量快速升高, 表明样品表面开始发生氧化并生成了大量氧化物, 同时, Al 元素和 Fe 元素的比例分别出现升高和降低的趋势, 这与它们在 Fe_2AlB_2 及其氧化物中的相对含量有关。当氧化温度达到 900 °C 时, 晶粒表面的氧含量达到 46.97%, 几乎与 Al_2O_3 中的氧含量一致, 说明样品已形成一定厚度的 Al_2O_3 保护层。

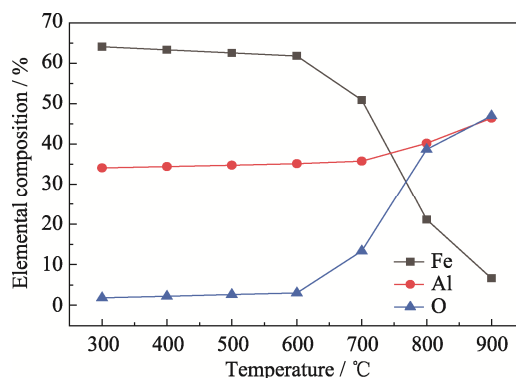


图 3 Fe_2AlB_2 粉体在不同温度下氧化 2 h 后的元素含量分析
Fig. 3 Element analyses of Fe_2AlB_2 powders oxidized at different temperatures for 2 h

图 4 是 Fe_2AlB_2 粉体在 300~900 °C 氧化 2 h 后的 SEM 照片和 EDS 分析。如图 4(a~d) 所示, Fe_2AlB_2 在低温 (<600 °C) 氧化后的微观形貌基本保持不变, 这主要是由于样品在低温下的氧化程度较弱; 但是, 随着氧化温度升高, 样品表面粗糙度增加, 这与氧化产物的增多密切相关。

图 4(f, h, j) 显示, 样品在 700~900 °C 氧化后, 表面会形成纳米级氧化膜, 其与基体构成类核壳结构, 增加微波反射位点, 提高微波损耗能力, 从而有助于增强材料的吸波能力^[14]。但是, 随着氧化温度升高, 氧化膜厚度持续增加并出现局部脱落现象。

从图 4(k~n) 的 EDS 分析结果可知, 样品在 900 °C 高温氧化后, 表面形成了连续的氧化膜, 并伴随原位生成的 Al_2O_3 晶须。这些晶须均匀分布在样品表面, 其高长径比可显著延长电磁波的传导路径。此外, 这些氧化物与 Fe_2AlB_2 形成的异质界面可诱导产生界面极化现象^[15], 从而增强材料的介电损耗能力, 提高其电磁波吸收性能。

2.3 XPS 分析

图 5 是 Fe_2AlB_2 粉体分别在 600、700 以及 900 °C 氧化 2 h 后的 XPS 谱图。以 $\text{C}1\text{s}$ (284.6 eV) 为基准校正结合能后, 从图 5(a, d, g) 可以看出, $\text{Fe}2\text{p}$ XPS 谱图包含 4 个特征峰: 707.6 eV ($\text{Fe}2\text{p}_{3/2}$) 和 720.6 eV ($\text{Fe}2\text{p}_{1/2}$) 对应 Fe–Al–B 键^[16], 710.8 eV ($\text{Fe}2\text{p}_{3/2}$) 和 724.4 eV ($\text{Fe}2\text{p}_{1/2}$) 对应 Fe–O 键^[17]。Fe–O 键的形成可能源于 Fe_2AlB_2 表面的氧化。 Fe_2AlB_2 粉体经过 600、700 及 900 °C 氧化处理后, Fe–Al–B 和 Fe–O 键对应的拟合光电子峰面积未发生显著变化, 表明 Fe–O 键的形成与空气中的氧密切相关, 同时也表明在 900 °C 及以下温度范围内进行恒温氧化实验, Fe 的化学状态保持稳定。图 5(b, e, h) 为 $\text{Al}2\text{p}$ 的 XPS 谱图, 位于 72.9 和 74.3 eV 的特征峰分

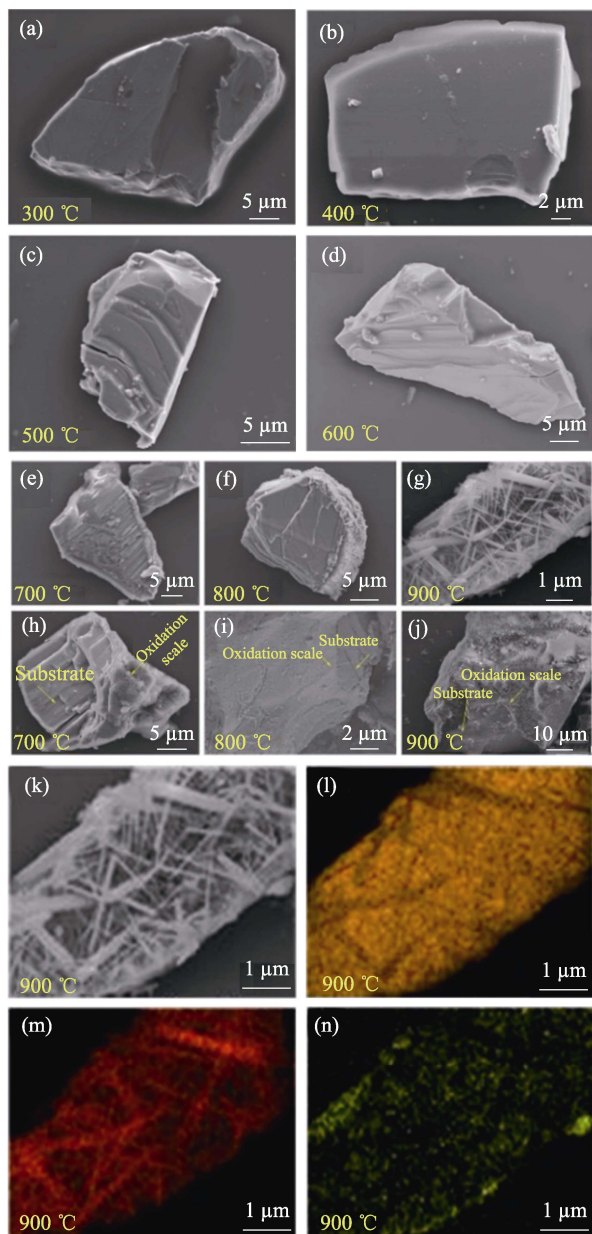


图 4 Fe_2AlB_2 粉体在不同温度下氧化 2 h 后的 SEM 照片和 EDS 分析

Fig. 4 SEM images and EDS mappings of Fe_2AlB_2 powders oxidized at different temperatures

(a) 300 °C; (b) 400 °C; (c) 500 °C; (d) 600 °C; (e, h) 700 °C; (f, i) 800 °C; (g, j) 900 °C; (k) SEM image of Fe_2AlB_2 powder oxidized at 900 °C for 2 h and (l-n) Corresponding elemental EDS mappings of (l) Al, (m) O and (n) Fe

别对应 Fe-Al-B 和 Al-O 键^[18]。对比分析表明, Fe-Al-B 键对应的拟合光电子峰面积逐渐减小, 然而 Al-O 键对应的峰面积有所增加, 表明在 700~900 °C 恒温氧化过程中, Al 元素发生氧化。如图 5(c, f, i) 所示, B1s 谱图中 2 个特征峰分别对应 Fe-Al-B (187.6 eV) 和 B-O^[19](192.4 eV) 键。此外, B1s 谱图变化趋势与 Al2p 谱图相似, 进一步表明随着氧化温度的升高, 少量 Fe_2AlB_2 被氧化, 生成了 B_2O_3 。

2.4 热稳定性分析

图 6 为 Fe_2AlB_2 粉体的热重(TG)-差热分析(DTG)-差示扫描量热(DSC)曲线和恒温增重曲线。如图 6(a)可见, 在室温至 671 °C 的升温过程中, 样品质量保持稳定, 表明 Fe_2AlB_2 粉体在此温度范围内具有良好的抗氧化性。当温度升高到 671 °C 时, TG 曲线出现明显的上升台阶, 表明样品氧化速率增加, 并在 1000 °C 以下维持相对恒定的氧化速率。在 740~1000 °C 范围内, DTG 曲线出现一个小于 0.5%/min 的缓慢增重阶段, 这与典型的耐氧化 MAX 相 Ti_2AlC 的缓慢增重相似^[20], 说明在该温度范围内发生了保护性氧化, 形成了保护性氧化膜。当温度超过 1003 °C, TG 曲线急剧升高, 这可能是 Fe_2AlB_2 晶粒表面的 Al_2O_3 氧化层破裂, Al_2O_3 与 Fe_2O_3 的热膨胀系数存在差异^[21], 导致样品内部开始氧化, 生成 Al_2O_3 和 Fe_2O_3 等氧化物, 样品质量快速增加。在 DSC 曲线中, 1112 °C 处出现一个显著的放热峰, 与 Fe_2AlB_2 粉体的 DTG 曲线相对应, 可能与 Fe_2AlB_2 氧化分解放热反应有关。此外, 研究还使用管式炉进行了恒温氧化实验(图 6(b)), 恒温氧化后的实际增重趋势与图 6(a)中的 TG 曲线较接近, 证实了两种恒温氧化实验结果的一致性。

2.5 吸波性能分析

图 7 为 T400~T900 样品的电磁参数, 按照公式(2, 3)计算。

$$\varepsilon_r = \varepsilon' - j\varepsilon'' \quad (2)$$

$$\mu_r = \mu' - j\mu'' \quad (3)$$

式中: ε_r 、 μ_r 分别代表样品的相对复介电常数和相对复磁导率, j 代表虚数单位。如图 7(a)所示, 在 2~18 GHz 频率范围内, 随着氧化温度的升高, 样品的介电常数实部(ε')呈递减趋势, 可能与氧化层的形成有关, 氧化层削弱了电子极化能力。因此, T400~T800 样品的 ε' 均大于 10, 表明其具有良好的介电储存能力; 而 T900 样品的 ε' 稳定在 8 左右, 表明氧化温度超过 900 °C 时, Fe_2AlB_2 粉体的极化能力大幅降低, 这可能与样品表面氧化膜的脱落有关。从图 7(b)可以看出, 随着氧化温度的升高, Fe_2AlB_2 粉体的介电常数虚部(ε'')在特定频率范围内大幅提升, 表明氧化温度对材料的介电损耗能力有显著影响。 Fe_2AlB_2 粉体在 700 和 800 °C 氧化后, 在 10 GHz 附近的介电损耗能力最强, 这与氧化物的形成及晶格畸变密切相关。不同温度氧化样品的 $\varepsilon''-f$ 曲线在 8 GHz 频率以上均出现波动峰, 这是由多种极化方式引起的非线性介电损耗所致。然而, 随着氧化温度升高, 样品的 ε'' 逐渐减小, 这是由样

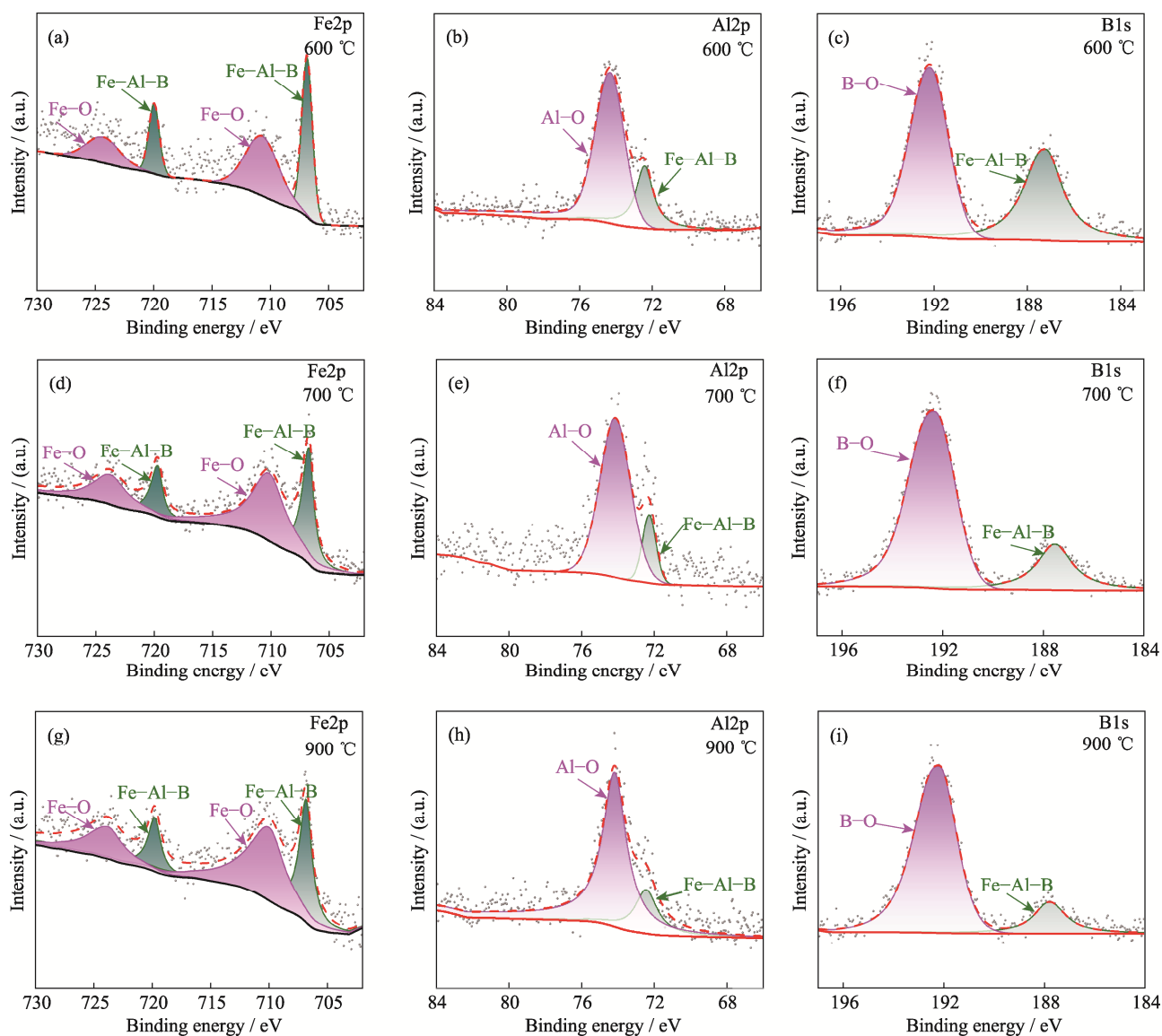


图 5 Fe_2AlB_2 粉体在不同温度下氧化 2 h 所得样品的 Fe2p、Al2p 和 B1s XPS 谱图

Fig. 5 Fe2p, Al2p and B1s XPS spectra of Fe_2AlB_2 powders oxidized at different temperatures for 2 h (a-c) 600 °C; (d-f) 700 °C; (g-i) 900 °C

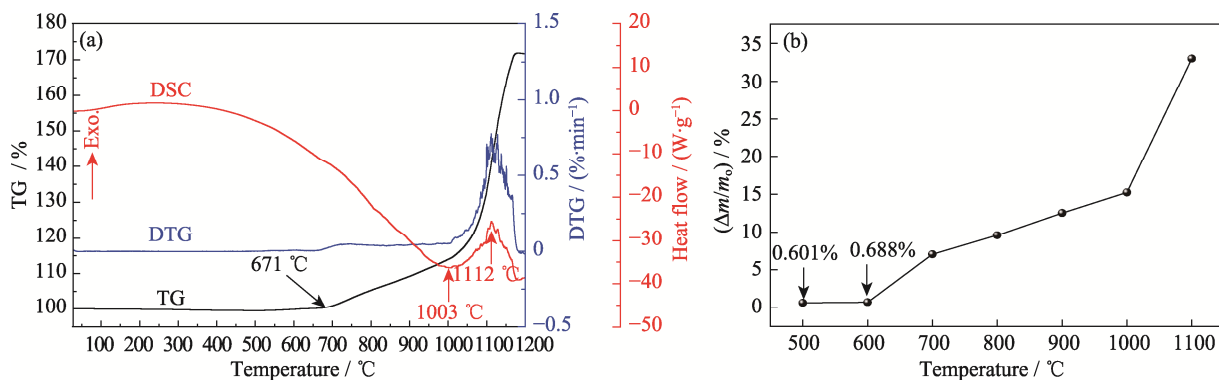


图 6 Fe_2AlB_2 粉体的 TG-DTG-DSC 曲线(a)及恒温氧化 2 h 后的增重曲线(b)

Fig. 6 TG-DTG-DSC curves (a) and weight gain curve after isothermal oxidation for 2 h (b) of Fe_2AlB_2 powders

品表面成分和结构变化所引起的。图 7(c, d)中各组样品的磁导率实部(μ')和磁导率虚部(μ'')分别在

0.5~1.0 和-0.05~0.30 之间波动, 且六组样品的复磁导率实部和虚部很接近, 表明高温氧化对其磁存储

和损耗能力影响较小。 $\mu' - f$ 和 $\mu'' - f$ 曲线均呈现多峰特征, 表明样品存在多种磁损耗形式^[22]。图 7(e) 是样品的介电损耗角正切值 ($\tan \delta_e$) 的变化趋势, 随着氧化温度升高, Fe_2AlB_2 粉体的 $\tan \delta_e$ 在特定频率范围内显著增大, 表明样品的介电损耗会随着氧化温度升高而增强, 同时其电磁能-热能转换效率也会随之升高。除了 T800 样品在 10.24 GHz 处的波动峰值超过 0.5 以外, 其余样品的 $\tan \delta_e$ 都保持在较低水平, 表明样品高温氧化后仍具有良好的阻抗匹配, 这是由于样品表面原位形成的非晶氧化层与基体形成异质界面结构, 促进了电磁波在材料表面的吸收^[23], 从而达到衰减电磁波的目的。

图 7(f) 表明恒温氧化后各样品的磁损耗角正切值 ($\tan \delta_\mu$) 的变化趋势。与 $\mu'' - f$ 曲线相类似,

$\tan \delta_\mu$ 稳定在 $-0.05 \sim 0.35$ 之间, 表明介电损耗和磁损耗的协同耦合作用是电磁波吸波的主要机制。

图 8 为样品 T400~T900 在 2~18 GHz 频率范围内的三维反射损耗曲线, 各组样品的最大有效吸收带宽 (MEAB, maximum effective absorption bandwidth) 分别为 2.40 GHz (12.16~14.56 GHz, 2.0 mm)、2.96 GHz (14.16~17.12 GHz, 1.3 mm)、2.88 GHz (14.24~17.12 GHz, 1.7 mm)、2.64 GHz (8.72~11.36 GHz, 2.9 mm)、2.40 GHz (8.80~11.20 GHz, 3.0 mm) 和 2.80 GHz (10.24~12.00 GHz, 2.8 mm)。T700、T800 和 T900 最佳反射损耗对应的频率 (9.76、10.72 和 11.28 GHz) 均落在各样品的 MEAB 内, 表明高温氧化后的 Fe_2AlB_2 粉体样品仍具备优异的电磁波吸收性能, 能够在高温下实现强吸收和宽频带特性。

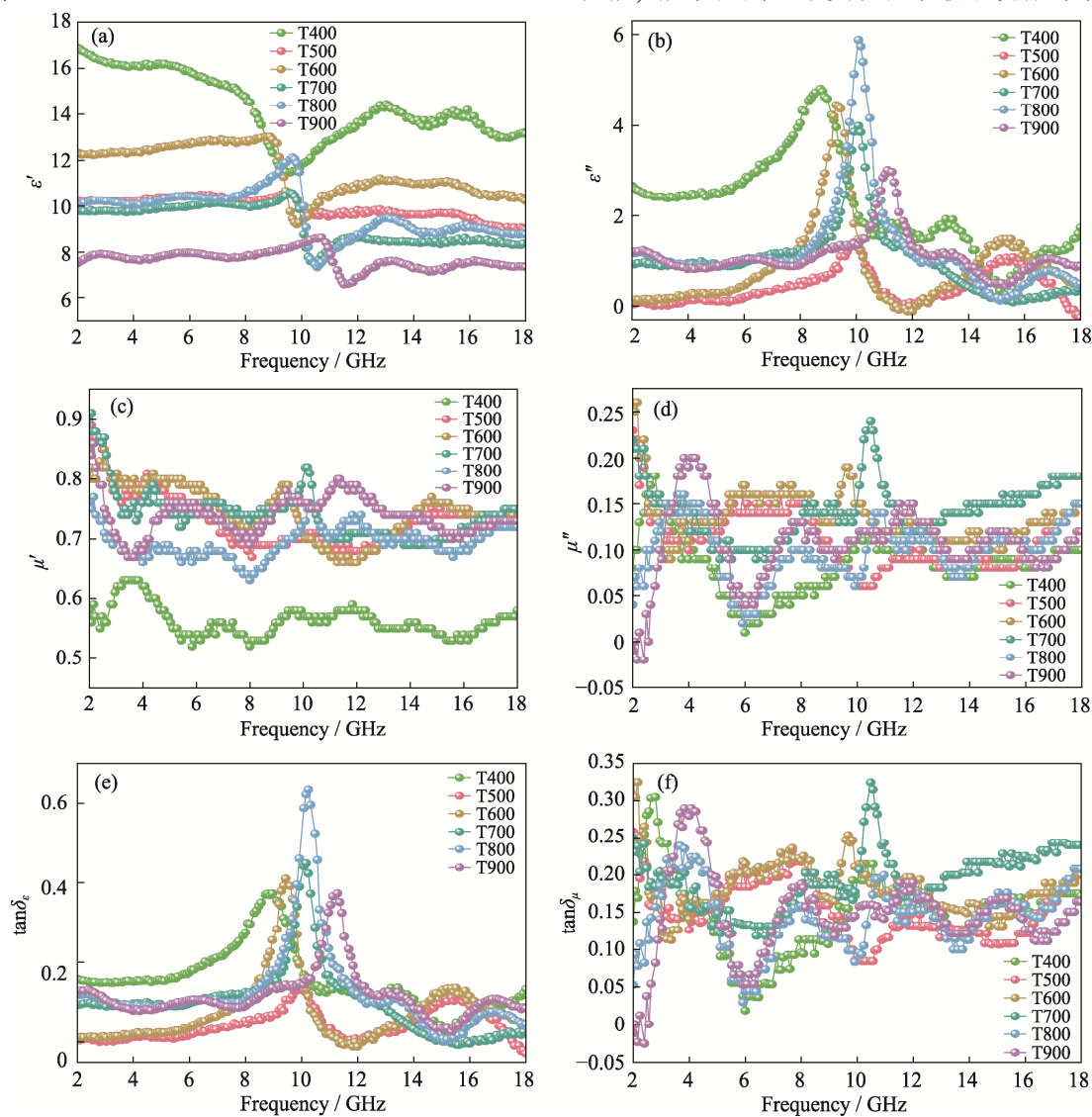


图 7 T400~T900 样品的电磁参数

Fig. 7 Electromagnetic parameters of T400~T900 samples

(a) ϵ' ; (b) ϵ'' ; (c) μ' ; (d) μ'' ; (e) $\tan \delta_e$; (f) $\tan \delta_\mu$. Colorful figures are available on website

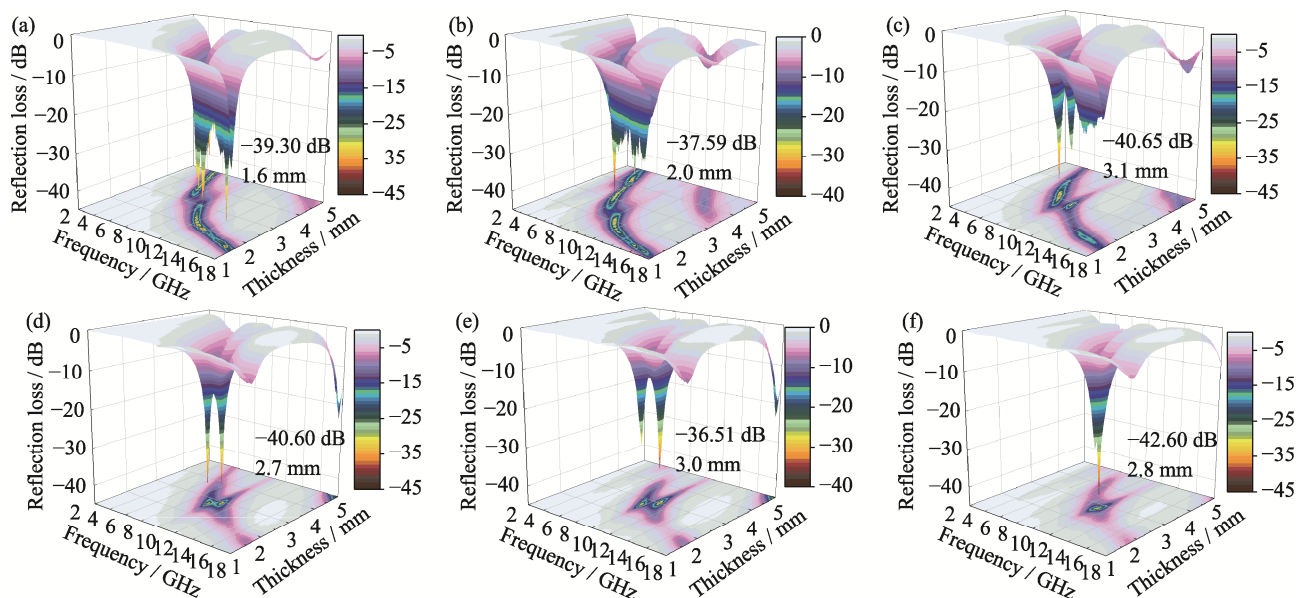


图 8 不同氧化温度处理后样品的三维反射损耗曲线

Fig. 8 3D reflection loss curves of the samples oxidized at different temperatures

(a) T400; (b) T500; (c) T600; (d) T700; (e) T800; (f) T900. Colorful figures are available on website

样品的阻抗匹配可用公式(4~6)表示:

$$Z = Z_{in} / Z_0 \quad (4)$$

$$Z_0 = \sqrt{\mu_0 / \varepsilon_0} \quad (5)$$

$$Z_{in} = Z_0 \sqrt{\mu_r / \varepsilon_r} \tanh[j(2\pi f d / c) \sqrt{\mu_r \varepsilon_r}] \quad (6)$$

式中, Z_{in} 为材料自身阻抗, Z_0 为自由空间阻抗, μ_0 为自由空间复磁导率, ε_0 为自由空间相对复介

电常数, c 为真空中的光速, d 为样品厚度, f 为电磁波的频率。

图 9 展示了样品 T400~T900 的阻抗匹配(Z)。在 2~18 GHz 频率范围内, 各组样品的最大 Z 均未超过 2, 其最佳反射损耗对应的频率在 $Z=0.9\sim 1.1$ 区间内, 并呈现聚集特征, 表明高温氧化能够优化样品的阻抗匹配。如图 9(d, e, f)所示, 样品的 Z 在

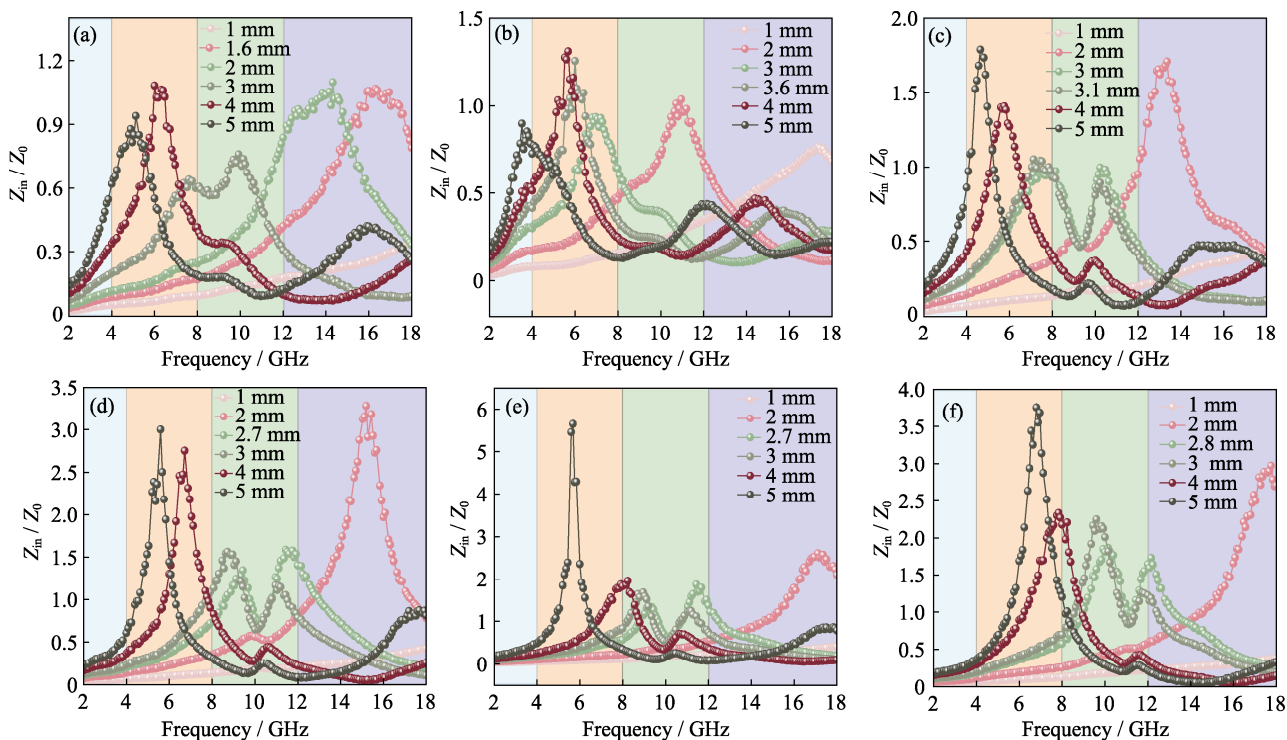


图 9 不同温度氧化后样品的阻抗匹配曲线

Fig. 9 Impedance matching curves of the samples oxidized at different temperatures

(a) T400; (b) T500; (c) T600; (d) T700; (e) T800; (f) T900. Colorful figures are available on website

5 mm 处出现局部极大值, 这与样品表面氧化膜的形成密切相关, 其最佳发射损耗对应的频率集中在 $Z=1.0$ 左右。这表明 Fe_2AlB_2 粉体氧化后生成的 Al_2O_3 膜有助于改善阻抗匹配, 进一步说明最佳反射损耗和合适 Z 之间的对应关系, 即阻抗匹配越好, 反射损耗越强。

图 10 为 T400~T900 样品的磁损耗系数(C_0)和频率之间的关系曲线。从图中可见, 在 2~7 GHz 范围内, 随着氧化温度升高, 样品的磁损耗系数呈递减趋势, 表明该频率范围内的磁损耗机制主要为自然共振损耗^[24]。 Fe_2AlB_2 表面形成的 Al_2O_3 具有较好的抗氧化性能, 使其在高温氧化环境中依然保持铁磁性, 并在交变电场作用下诱导产生涡流, 从而使其 C_0 在 7~18 GHz 频率范围内保持稳定, 表明该频段内磁损耗机制主要为涡流损耗^[25]。

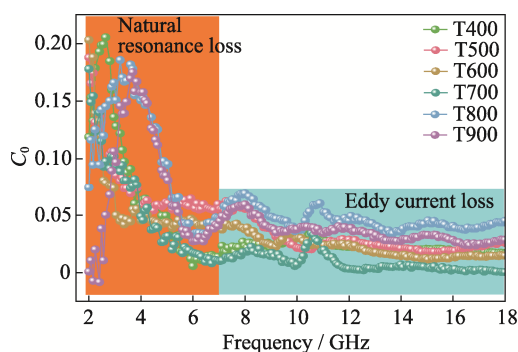


图 10 不同温度氧化后样品的磁损耗系数与频率之间的关系曲线

Fig. 10 Curves of magnetic loss coefficient versus frequency for samples oxidized at different temperatures

Colorful figure is available on website

为了进一步验证 Fe_2AlB_2 样品在高温环境下的吸波性能, 研究利用 CST(Computer Simulation Technology)电磁仿真软件, 以涂层形式在 7 GHz 入射频率下模拟了雷达散射截面(RCS, Radar Cross Section), 结果如图 11 所示。涂覆 T400~T900 样品后, 雷达散射信号强度明显弱于理想电导体(PEC, Perfect Electric Conductor), 表明经过恒温氧化处理后的样品展现出优异的吸波性能。各样品与 PEC 的 RCS 差值均超过 $20 \text{ dB}\cdot\text{m}^2$, 其中 T500 样品达到 $27.07 \text{ dB}\cdot\text{m}^2$, 进一步证明 Fe_2AlB_2 被氧化后仍保持优异的电磁波吸收能力。

3 结论

1) Fe_2AlB_2 粉体在空气中的起始氧化温度为 671°C 。在 $700\sim 900^\circ\text{C}$ 氧化处理, 样品表面形成以 Al_2O_3 为主的连续氧化膜, 表现出优异的抗氧化性能。当氧化温度超过 1000°C 时, Al_2O_3 保护膜破裂, Fe_2AlB_2 逐渐被氧化为 Fe_2O_3 、 $\text{Al}_4\text{B}_2\text{O}_9$ 以及 B_2O_3 。

2) Fe_2AlB_2 在 $300\sim 900^\circ\text{C}$ 氧化后的吸波性能逐渐增强, 在 $700\sim 800^\circ\text{C}$ 氧化后的样品在 10 GHz 附近表现出最强的介电损耗, 而在 900°C 氧化后, 反射损耗达到最佳值($-42.60 \text{ dB}@11.28 \text{ GHz}$, 2.8 mm)。高温氧化形成的 Al_2O_3 膜能够诱导“氧化膜-基体”界面极化, 增强介电损耗, 并与基体磁损耗协同优化阻抗匹配, 从而通过介电-磁协同作用优化整体吸波性能。

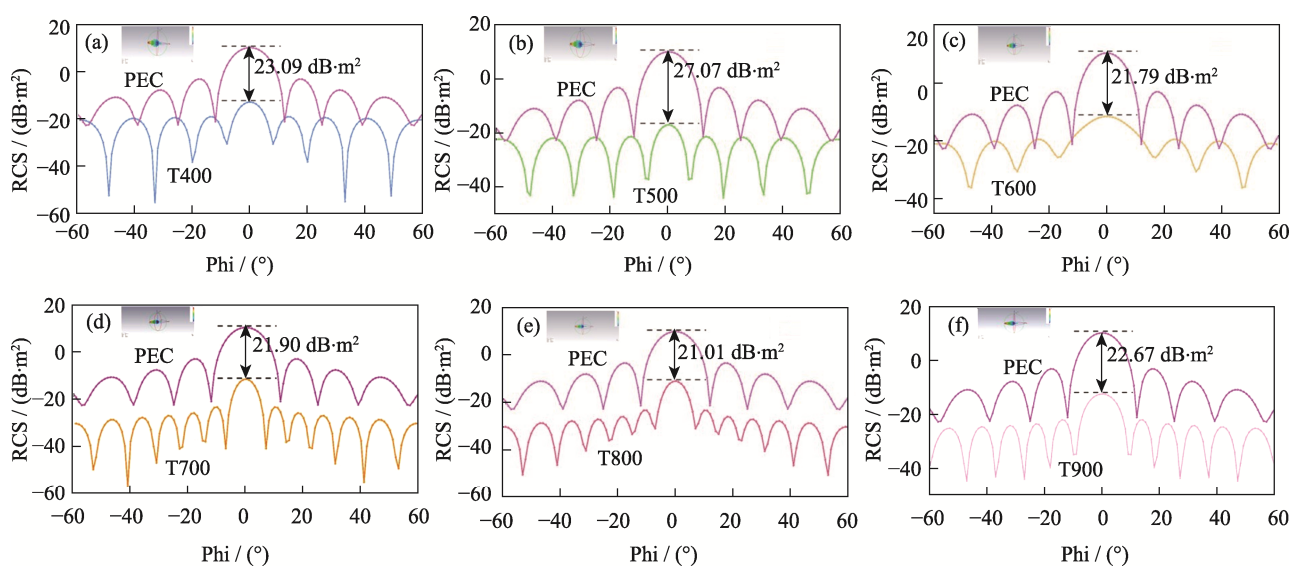


图 11 三维雷达波散射信号和 RCS 模拟曲线

Fig. 11 Three-dimensional radar scattering signals and RCS simulation curves
(a) T400; (b) T500; (c) T600; (d) T700; (e) T800; (f) T900

参考文献:

- [1] LI J L, XIANG J, YE Q, *et al.* Microwave absorption properties of double-layer absorbing coatings based on $\text{Ni}_{0.4}\text{Co}_{0.2}\text{Zn}_{0.4}\text{Fe}_2\text{O}_4$ and BaTiO_3 nanofibers. *Journal of Inorganic Materials*, 2015, **30**(5): 479.
- [2] WU Z H, DENG Y, MENG Z Z, *et al.* Microwave absorbing properties of novel SiC/C_f composites containing SiC array modified coating. *Journal of Inorganic Materials*, 2021, **36**(3): 306.
- [3] 徐俊杰, 王岭, 王晓猛, 等. 耐高温吸波材料的研究进展. 现代技术陶瓷, 2024, **45**(3): 189.
- [4] 刘艳明, 张依偲, 汪欣, 等. 三元层状 MoAlB 材料的研究进展. 稀有金属材料与工程, 2023, **52**(7): 2639.
- [5] KE L Q, HARMON B N, KRAMER M J. Electronic structure and magnetic properties in T_2AlB_2 ($\text{T}=\text{Fe}, \text{Mn}, \text{Cr}, \text{Co}$, and Ni) and their alloys. *Physical Review B*, 2017, **95**(10): 104427.
- [6] 康新婷, 杨坤, 迟煜嶝, 等. Fe-Al 金属间化合物抗氧化性能研究现状. 稀有金属材料与工程, 2012, **41**(S2): 822.
- [7] SHAH S H. Atomistic insight into ideal strength, fracture toughness, deformation, and failure mechanisms of magnetocaloric Fe_2AlB_2 . *Journal of the American Ceramic Society*, 2022, **105**(9): 5868.
- [8] LIU J, LI S B, YAO B, *et al.* Thermal stability and thermal shock resistance of Fe_2AlB_2 . *Ceramics International*, 2018, **44**(13): 16035.
- [9] POTANIN A Y, BASHKIROV E A, KARPENKOV A Y, *et al.* Fabrication of high-strength magnetocaloric Fe_2AlB_2 MAB phase ceramics via combustion synthesis and hot pressing. *Materialia*, 2024, **33**: 101993.
- [10] SHARMA V, BARUA R. Synthesis, characterization, and magnetocaloric properties of the ternary boride Fe_2AlB_2 for caloric applications. *Materials*, 2024, **17**(16): 3886.
- [11] ELMELIGY T A, MESSER O, SOKOL M, *et al.* Isothermal oxidation of bulk dense Fe_2AlB_2 and Mn_2AlB_2 phases in 700–1000 °C temperature range. *Journal of the European Ceramic Society*, 2025, **45**(1): 116801.
- [12] ZHI Q, WU C W, LI M R, *et al.* Fe_2AlB_2 : a novel ferromagnetic material with superior electromagnetic wave absorption performance. *Ceramics International*, 2023, **49**(21): 34182.
- [13] ELMASSALAMI M, OLIVEIRA D D, TAKEYA H. On the ferromagnetism of AlFe_2B_2 . *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2011, **323**(16): 2133.
- [14] NIU H H, JIANG X W, XIA Y D, *et al.* Construction of hydrangea-like core-shell $\text{SiO}_2@/\text{Ti}_3\text{C}_2\text{T}_x/\text{CoNi}$ microspheres for tunable electromagnetic wave absorbers. *Journal of Advanced Ceramics*, 2023, **12**(4): 711.
- [15] JIAN G, LIU M R, ZHANG C, *et al.* Preparation of fully-coated $\text{Ag}@/\text{TiO}_2$ particle fillers for high- k composites. *Journal of Inorganic Materials*, 2019, **34**(6): 641.
- [16] NATU V, KOTA S S, BARSOUM M W. X-ray photoelectron spectroscopy of the MAB phases, MoAlB , M_2AlB_2 ($\text{M}=\text{Cr}, \text{Fe}$), Cr_3AlB_4 and their binary monoborides. *Journal of the European Ceramic Society*, 2020, **40**(2): 305.
- [17] ZHANG W M, ZHAO B, XIANG H M, *et al.* One-step synthesis and electromagnetic absorption properties of high entropy rare earth hexaborides (HE REB_6) and high entropy rare earth hexaborides/borates ($\text{HE REB}_6/\text{HE REBO}_3$) composite powders. *Journal of Advanced Ceramics*, 2021, **10**(1): 62.
- [18] PAN F, PEI K, CHEN G, *et al.* Integrated electromagnetic device with on-off heterointerface for intelligent switching between wave-absorption and wave-transmission. *Advanced Functional Materials*, 2023, **33**(49): 2306599.
- [19] ONG C W, HUANG H, ZHENG B, *et al.* X-ray photoemission spectroscopy of nonmetallic materials: electronic structures of boron and B_xO_y . *Journal of Applied Physics*, 2004, **95**(7): 3527.
- [20] KONG F Y, FENG K, BAI Y L, *et al.* Oxidation behavior of high-purity nonstoichiometric Ti_2AlC powders in flowing air. *Journal of Materials Research*, 2017, **32**(14): 2747.
- [21] WANG W T, XU J J, MA K, *et al.* Oxidation behavior at 1000–1300 °C in air of $\text{Ti}_2\text{AlC}-20\text{TiB}_2$ synthesized by *in-situ* reaction/hot pressing. *Journal of Inorganic Materials*, 2025, **40**(1): 31.
- [22] MA J R, SHU J C, CAO W Q, *et al.* A green fabrication and variable temperature electromagnetic properties for thermal stable microwave absorption towards flower-like $\text{Co}_3\text{O}_4@/\text{rGO}/\text{SiO}_2$ composites. *Composites Part B: Engineering*, 2019, **166**: 187.
- [23] SAMET M, LEVCHENKO V, BOITEUX G, *et al.* Electrode polarization vs. Maxwell-Wagner-Sillars interfacial polarization in dielectric spectra of materials: characteristic frequencies and scaling laws. *The Journal of Chemical Physics*, 2015, **142**: 194703.
- [24] SHI X L, CAO M S, YUAN J, *et al.* Dual nonlinear dielectric resonance and nesting microwave absorption peaks of hollow cobalt nanochains composites with negative permeability. *Applied Physics Letters*, 2009, **95**(16): 163108.
- [25] ZHAO B, GUO X Q, ZHAO W Y, *et al.* Yolk-shell $\text{Ni}@/\text{SnO}_2$ composites with a designable interspace to improve the electromagnetic wave absorption properties. *ACS Applied Materials & Interfaces*, 2016, **8**(42): 28917.