

文章编号: 1001-4888(2022)06-0847-11

柱状晶 Cu-Al-Mn 形状记忆合金内耗性能的 各向异性及其时效影响研究^{*}

朱岩¹, 李喜德¹, 李墨菡¹, 刘记立^{1,2}, 黄维^{1,2}

(1. 武汉理工大学 工程结构与力学系, 湖北武汉 430070;

2. 武汉理工大学 新材料力学理论与应用湖北省重点实验室, 湖北武汉 430070)

摘要: 由于形状记忆合金在热弹性马氏体相变中具有能量耗散特性, 因此在工程结构、机械仪器和土木建筑等领域具有较大的应用潜力。本文采用 X 射线衍射分析、差示扫描量热分析、动态热机械分析、显微分析等实验方法, 研究了不同频率下各向异性和时效热处理对自研柱状晶 Cu-Al-Mn 形状记忆合金内耗性能的影响。结果表明, 频率对 $\text{Cu}_{71.3}\text{Al}_{18.6}\text{Mn}_{10.1}$ 形状记忆合金内耗性能有明显影响。在 0.5 Hz 和 1 Hz 的低频时, 0° 和 15° 合金试样的内耗能力高于其他试样, 阻尼系数 $\tan\Phi$ 的峰值分别为 0.12 和 0.13, 内耗能力随着各向异性角度的增大呈现出曲折降低(增加—降低—增加—降低)的趋势; 在 5 Hz~20 Hz 的高频范围内, 随着频率的增加, 不同角度试样的阻尼系数均降低, 且都低于 0.04。随着由时效处理而产生的贝氏体析出相的增加, $\text{Cu}_{70.8}\text{Al}_{17.8}\text{Mn}_{11.4}$ 合金的内耗能力出现先增加后下降的变化趋势, 且发现析出极少量的贝氏体可以增大合金在低频下的内耗性能, $\tan\Phi$ 峰值最大可达到 0.13~0.16。以上现象符合贝氏体对马氏体相界面运动的钉扎机制。

关键词: Cu-Al-Mn 合金; 形状记忆合金; 内耗性能; 阻尼系数; 各向异性; 时效析出

中图分类号: TG146.1⁺1 **文献标识码:** A **DOI:** 10.7520/1001-4888-21-244

0 引言

机械构件受到外界刺激后会产生振动和噪声, 振动和噪声不仅会使仪器仪表失灵, 也会影响机械运动的精度和疲劳寿命。物质受到阻滞使能量随时间而耗散的特性被称作内耗 (Internal Friction, IF) 或者阻尼 (Damping)^[1]。凭借这一特性, 高阻尼材料的应用成为控制结构共振和噪声最有效的方法之一。

形状记忆合金 (Shape Memory Alloy, SMA) 具有热弹性马氏体相变特性, 在马氏体正相变和逆相变的过程中会造成各类界面 (如相界面、孪晶面、变体界面) 的形成和滞弹性迁移, 从而导致能量耗散^[2]。因此 SMA 常作为结构的被动、半主动或主动控制元件, 在工程结构、机械仪器、土木建筑、交通运输等领域的减震耗能上被广泛应用^[3]。目前, 内耗性能较好且得到广泛应用的 SMA 主要是 Ni-Ti 基和 Cu 基合金。由于 Ni-Ti 基合金的价格高昂, 且加工难度较高, 因此价格低廉、易于加工的 Cu 基 SMA 具有更好的应用发展前景^[4]。

近年来, 关于 SMA 内耗性能的研究主要集中在制备工艺和成分、组织结构对其影响及控制改善等方面。(1) 制备方法对阻尼性能的影响: Hu 等^[5]通过电镀和扩散退火的方法制备了在宽温度范围内具

^{*} 收稿日期: 2021-10-21; 修回日期: 2022-05-09

基金项目: 国家自然科学基金 (51974217); 新金属材料国家重点实验室开放基金 (2020-Z13)

通信作者: 刘记立 (1987—), 男, 博士, 副教授, 博士生导师。主要研究领域: 智能材料与结构力学、金属材料组织力学性能控制。

Email: ljl0507@163.com

有梯度组织成分的 Ni-Ti 合金,使该合金阻尼性能大大提高,同时合金阻尼性能的应用温度范围扩大到 110K 以上。Wang 等^[6]使用选择性激光熔覆技术制备了具有高阻尼性能和恒弹性效应的层状结构 Ni-Ti 基 SMA。(2)合金成分对阻尼性能的影响:郑晓航等^[7]采用磁控溅射技术在 Ti-Ta-Zr 合金中添加 Fe 元素制备出具有双程记忆效应、高强塑性的合金,当 Fe 含量为 1.0% 时,合金的阻尼系数最大值可达到 0.116。刘爱莲等^[8]通过电弧炉熔炼技术在 Ni-Ti 基 SMA 中添加微量稀土元素 Er,发现随 Er 增加,Ti-Ni-Er 合金阻尼性能先升高后降低,Er 质量分数为 0.08% 时,合金阻尼性能最好。(3)时效处理对阻尼性能的影响:黄学文等^[9]研究发现中温退火处理 Ni-Ti 合金具有比高温固溶处理合金更好的阻尼性能。Yao 等^[10]使用动态热机械分析方法测试了退火持续时间对 Ni-Mn-Ga-Gd 高温形状记忆合金薄膜阻尼性能的影响,结果表明随着退火时间增加,马氏体相阻尼性能呈现先升高后降低的趋势。(4)复合材料的阻尼性能研究:Wang 等^[11]研究发现 Ni-Ti 纤维增强金属间化合物层压板复合材料的损耗模量约为 3.7GPa,是 Ni-Ti 纤维增强材料的 5 倍。Yang 等^[12]研究了适用于宽温度范围的高阻尼轻型 Ni-Ti/Ni-Ti₂ SMA 复合材料(SMAC),结果表明多孔 SMAC 可作为节能应用中轻质阻尼材料的理想选择。

本课题组基于铜基 SMA 组织设计原则^[13],通过定向凝固技术制备了轴向强<100>织构晶粒和平直低能纵向晶界的柱状晶 Cu-Al-Mn SMA,成功改善了普通多晶 Cu-Al-Mn SMA 取向随机、晶粒变形协调能力差、晶界容易开裂而导致记忆性能差的问题^[14, 15]。柱状晶 Cu-Al-Mn SMA 的超弹性性能、抗拉强度、弹热效应和疲劳寿命基本可媲美 Ni-Ti 基 SMA,并且在超弹性应力应变循环拉伸过程中具有很大的迟滞回线面积,其阻尼系数 $\tan\Phi$ 达到 0.05 以上。本课题组在前期研究中还发现,通过时效热处理进行相组织调控能提高其超弹性循环过程中的阻尼能力^[16, 17]。为了进一步研究柱状晶 Cu-Al-Mn SMA 的阻尼特性和提高减振降噪方面的应用潜力,本文对柱状晶 Cu-Al-Mn SMA 在不同频率下动态热机械测试中的内耗性能、各向异性特征和时效热处理控制进行了进一步的探索研究。

1 实验材料和实验方法

柱状晶 Cu-Al-Mn 形状记忆合金采用定向凝固法制备,制备所采用的设备如图 1(a)所示,将 99.99% 的纯 Al 块、99.95% 的纯 Cu 块与 99.9% 的纯 Mn 片按调配比例配置好,放入熔炼炉的坩埚中,

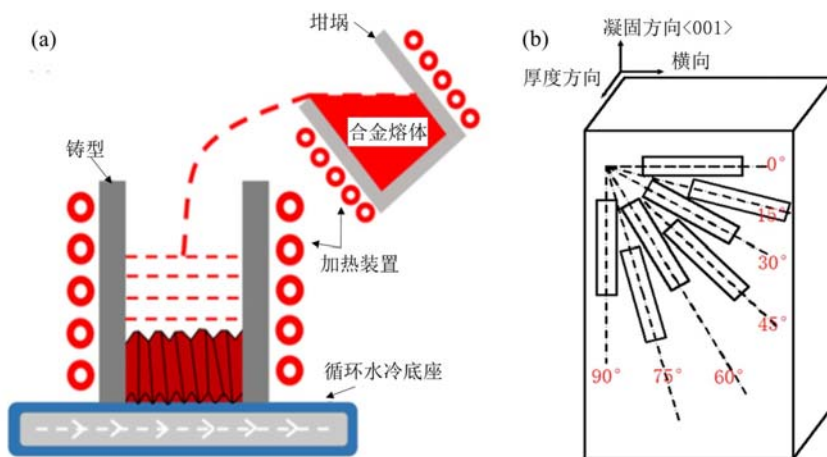


图 1 (a) 定向凝固设备示意图; (b) 各向异性试样切割示意图

Fig. 1 (a) schematic diagram of directional solidification equipment; (b) diagram of cutting anisotropic sample

将坩埚和合金原料加热至 1100℃。待合金原料完全融化后,搅拌 2~3 次以使合金元素足够均匀,同时把圆柱形石墨铸型和配套漏斗也加热到 1100℃。然后将熔炼均匀的合金熔体浇入已加热的铸型中,铸型底部连接通有冷却循环水的纯 Cu 底座,持续被水冷的底座使合金熔体从铸型底部开始凝固。合金晶粒会垂直于循环水方向沿着热流的逆方向生长,当结晶器的温度降至约 850℃ 且溶液完全凝固时,将合金铸锭取出并立即进行水冷淬火。

通过上述制备工艺制备出了 2 种不同成分的柱状晶 Cu-Al-Mn 形状记忆合金。采用 OPTIMA 7000DV 电感耦合等离子体光谱仪(ICP)分析合金的化学成分,并采用 DSC3 差示扫描量热仪测试合金的相变温度(马氏体正相变开始温度 M_s 、完成温度 M_f 以及马氏体逆相变开始温度 A_s 、完成温度 A_f)。合金的成分和相变温度分析结果见表 1。2 组不同成分的合金分别记为 CG-1($\text{Cu}_{71.3}\text{Al}_{18.6}\text{Mn}_{10.1}$, 原子百分含量,后同)和 CG-2($\text{Cu}_{70.8}\text{Al}_{17.8}\text{Mn}_{11.4}$)试样,其中 CG-1 的 M_f 在室温以上,CG-2 的 A_f 在室温以下。

表 1 柱状晶 Cu-Al-Mn SMA 的化学成分和相变温度
Tab. 1 The parameters of columnar crystal Cu-Al-Mn SMA

样品	元素含量/(at%)			相变温度/℃			
	Cu	Al	Mn	M_s	M_f	A_s	A_f
CG-1	71.3	18.6	10.1	58.1	33.1	69.3	81.7
CG-2	70.8	17.8	11.4	-47.2	-64.6	-54.1	-36.6

如图 1(b)所示,采用电火花线切割的方法从合金铸锭中部(柱状晶取向度与晶界平直度最高的部分)切取长度方向和凝固方向夹角为 0° 、 15° 、 30° 、 45° 、 60° 、 75° 、 90° 的 7 组试样,试样尺寸均为 $30\text{mm}\times 5\text{mm}\times 1\text{mm}$ 。然后对每组试样进行粗磨、细磨和抛光处理,保证样品表面平整、光亮、无异物,以减小因试样表面不平整而造成的应力集中误差。

采用 TN-M1000A 箱式电阻炉对合金试样进行不同工艺参数的时效处理。时效处理温度为 250°C 、 300°C 、 350°C 、 400°C ,保温时间为 $5\text{min}\sim 600\text{min}$,时效处理后试样水淬到室温。表 2 为具体的时效处理工艺参数。

表 2 合金试样的时效处理工艺参数
Tab. 2 Specific system of low temperature aging treatment parameters

温度/℃	保温时间/min							
250	5	8	15	30	60	180	600	—
300	5	15	30	120	180	300	600	—
350	5	15	30	60	90	120	240	600
400	5	15	30	60	—	—	—	—

采用光学金相显微镜(OM,102XB-PC)与场发射扫描电子显微镜(SEM,JSM-IT300)观察试样的微观组织。用配比为 5g FeCl_3 , 10mL HCl , $100\text{mL H}_2\text{O}$ 的侵蚀剂对样品进行侵蚀。

材料的 IF 通常用损耗角正切值 $\tan\Phi$ (阻尼系数)来表示。阻尼系数 $\tan\Phi=E/E_l$,其中 E 为储能模量,储能模量反映了材料的弹性也就是材料的刚性,储能模量越大,材料越不容易变形; E_l 为损耗模量,反映了材料的黏性也就是韧性,表征黏弹性材料在实验过程中的能量损耗程度。储能模量和损耗模量通常使用施加正弦交变荷载的方法来测定。

一般而言,材料的模量是应力与应变的比值,因为黏弹性材料的应力和应变相差一个相位角,所以得到的模量称为复数模量 E^* :

$$E^* = \frac{\zeta_0 \exp i(\omega t + \Phi)}{\epsilon_0 \exp i\omega t} = \frac{\zeta_0}{\epsilon_0} \exp i\Phi = \frac{\zeta_0}{\epsilon_0} (\cos\Phi + i\sin\Phi) = E + iE_l \tag{1}$$

$$E = (\frac{\zeta_0}{\epsilon_0}) \cos\Phi \tag{2}$$

$$E_l = (\frac{\zeta_0}{\epsilon_0}) \sin\Phi \tag{3}$$

式中: ζ_0 、 ϵ_0 分别为最大振幅下的应力、应变; ω 为交变力的角频率; Φ 为滞后的相位角。

本文使用动态热机械分析仪(DMA 8000 型)测定 Cu-Al-Mn 形状记忆合金试样的阻尼及内耗性能。实验模式为单悬臂梁模式,试样尺寸为 $30\text{mm}\times 5\text{mm}\times 1\text{mm}$ 。连续温度谱的变温速率为 $5^\circ\text{C}/\text{min}$,

实验开始前采用液氮降温至 -120°C , 温度在 $-120^{\circ}\text{C} \sim 200^{\circ}\text{C}$ 间变化。实验方式为同步多频测量, 测试频率分别为 0.5 Hz、1 Hz、5 Hz、10 Hz、20 Hz, 应变振幅为 $1\mu\text{m}$ 。样品两侧通过夹具与连杆、驱动器、应力传感器、位移传感器相连。在预应力下样品被施加指定频率的正弦振动。通过应力与位移传感器获得同一频率的应力与应变, 通过信号处理器获得相位差角 Φ , 再由式(3)计算得到储能模量 E , 损耗模量 E_l 以及阻尼系数 $\tan\Phi$ 。

2 结果与讨论

2.1 铸态 Cu-Al-Mn 合金的组织结构

CG-1 和 CG-2 的铸态试样在室温下的光学显微图像如图 2 所示。从图 2 中可以看出, 2 组合金均为平直的柱状晶晶粒组织, 横截面晶粒直径约为 $1000\mu\text{m}$, 只存在沿纵向平直晶界, 不含横向晶界和三叉晶界。在室温下对 2 组合金试样沿凝固方向的 X-ray 衍射谱分析图谱如图 3(a) 所示。从图 3(a) 可以看出, CG-1 合金衍射图为单一马氏体相 β_1' 衍射峰, 该结果与表 1 中该合金的 M_f 在室温以上的结果相符。室温下合金已经通过马氏体相变从高温母相转变为马氏体相, 因此在室温下的金相组织

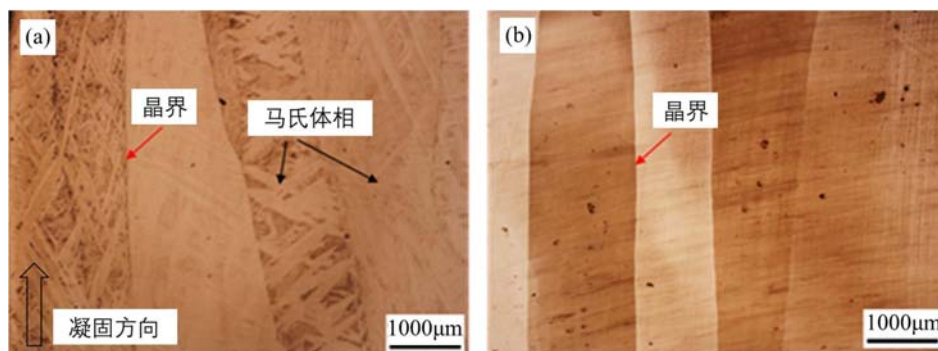


图 2 铸态柱状晶 Cu-Al-Mn 合金的光学显微镜(OM)图像:(a) CG-1 $\text{Cu}_{71.3}\text{Al}_{18.6}\text{Mn}_{10.1}$; (b) CG-2 $\text{Cu}_{70.8}\text{Al}_{17.8}\text{Mn}_{11.4}$

Fig. 2 Optical microscope (OM) image of as-cast columnar crystal Cu-Al-Mn alloys:

(a) CG-1 $\text{Cu}_{71.3}\text{Al}_{18.6}\text{Mn}_{10.1}$; (b) CG-2 $\text{Cu}_{70.8}\text{Al}_{17.8}\text{Mn}_{11.4}$

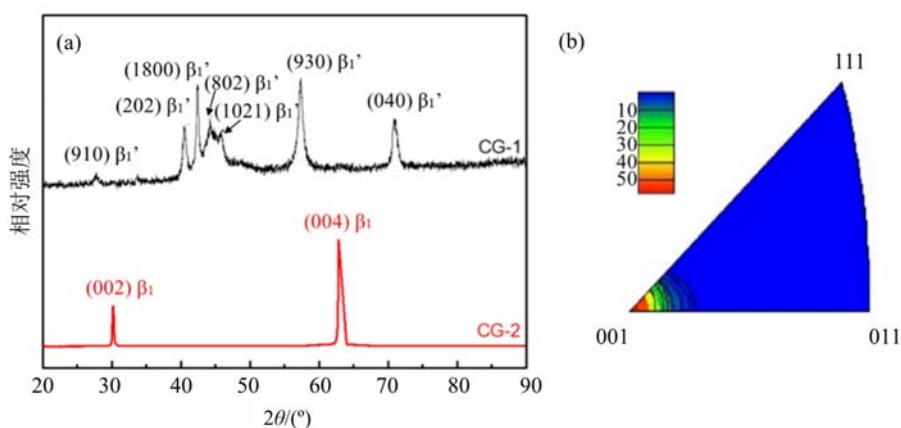


图 3 (a) 铸态合金试样沿凝固方向的 XRD 图谱;(b) CG-2 合金沿凝固方向的 EBSD 反极图

Fig. 3 (a) XRD analysis of as-cast alloys along solidification direction;

(b) EBSD diagram of CG-2 alloy along solidification direction

(图 2(a))为不同方向的片层状马氏体相变体。而 CG-2 合金的 A_f 在室温以下, 合金从高温冷却到室温不会发生马氏体相变, 对应图 3(a)中的 CG-2 合金衍射图显示为单一奥氏体相 β_1 衍射峰。另外, CG-2 合金衍射谱中只有(002)和(004)衍射峰, 说明合金沿凝固方向具有明显的择优取向。图 3(b)为 CG-2 试样采用电子背散射衍射技术(EBSD)得到的沿凝固方向的反极图, 从图中可以看出柱状晶合金沿着凝固方向具有强 $\langle 001 \rangle$ 取向织构, 详细的织构形成机理和形状记忆性能分析参见文献[15, 18]。

2.2 Cu-Al-Mn 合金内耗性能的各向异性

与凝固方向成 0° 、 15° 、 45° 、 60° 、 75° 、 90° 夹角的 CG-1 试样在不同频率下的阻尼系数 $\tan\Phi$ 测试曲线如图 4 所示。表 3 列出了各试样在不同频率下的 $\tan\Phi$ 峰值和温度。从图 4 和表 3 中可以看出,随着夹

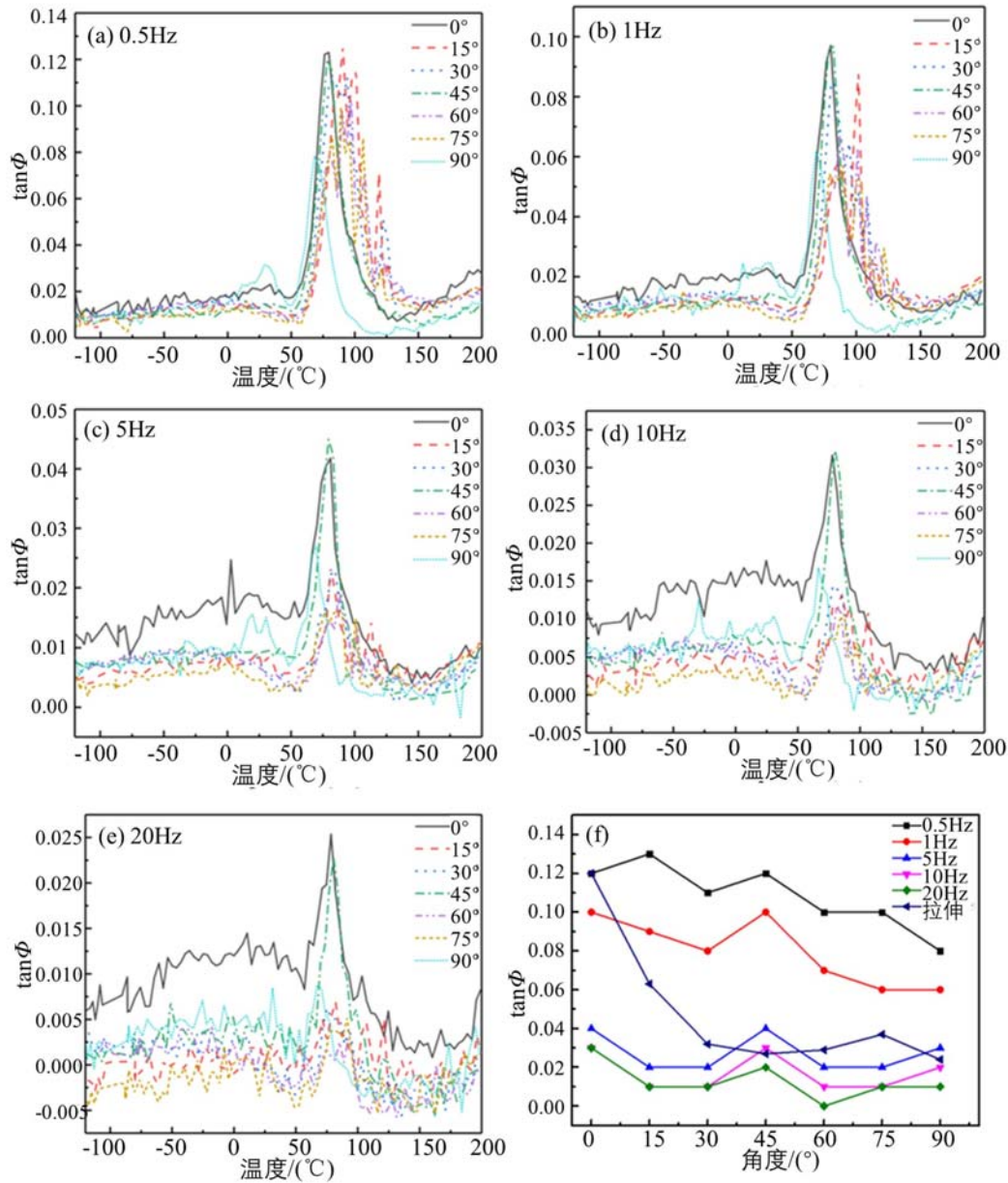


图 4 不同频率下各向异性 CG-1 试样的阻尼系数 $\tan\Phi$ 曲线:

(a) 0.5 Hz; (b) 1 Hz; (c) 5 Hz; (d) 10 Hz; (e) 20 Hz;

(f) 阻尼系数 $\tan\Phi$ 随角度的变化关系(内含循环拉伸测定的 $\tan\Phi$ 最大值)

Fig. 4 Anisotropic CG-1 samples under different frequency of damping coefficient $\tan\Phi$ curve
(a) 0.5 Hz; (b) 1 Hz; (c) 5 Hz; (d) 10 Hz; (e) 20 Hz; (f) damping coefficient $\tan\Phi$ relationship along
with the change of perspective (Contains the maximum $\tan\Phi$ as measured by cyclic tension)

角的增大,合金的 $\tan\Phi$ 呈现先降低后升高(在 45° 时达到第二个高峰),然后继续降低的现象,具有明显

的各向异性。振动频率为 0.5 Hz 时, 0°、15°、45°试样的 $\tan\Phi$ 较高, 分别为 0.12、0.13、0.11。振动频率为 1 Hz 时, 0°、15°、45°试样的 $\tan\Phi$ 峰值分别为 0.10、0.09、0.10。在高频下(5 Hz、10 Hz、20 Hz), 角度对内耗性能的影响减弱, 0°和 45°试样的 $\tan\Phi$ 峰值略高于其他试样。振动频率为 5 Hz 时, 0°和 45°试样的 $\tan\Phi$ 峰值均为 0.04; 振动频率为 10 Hz 时, 0°和 45°试样的 $\tan\Phi$ 峰值均为 0.03; 振动频率为 20 Hz 时, 0°和 45°试样的 $\tan\Phi$ 峰值分别为 0.03 和 0.02。值得注意的是, 无论是低频还是高频测试下, 45°试样的 $\tan\Phi$ 峰值均高于 30°试样和 60°试样, 出现了一个小的峰值。造成这个现象的原因可能是 45°试样在承受荷载时, 剪切力较大, 使得柱状晶晶界运动幅度较大而耗散了较多能量。在低频下(<1 Hz), 0°、15°、45°试样阻尼能力更为优良; 在高频下(>5 Hz), 0°和 45°试样具有更好的阻尼能力。此外, $\tan\Phi$ 的峰值随频率的增加而急剧下降, 可能的原因是材料的黏性自发生抵抗高频振动, 从而导致材料在高频下的刚性大幅提高; 同时材料因自身的黏弹性产生温升而发生相变, 从而导致能量损耗迅速降低。

表 3 不同频率下各向异性 CG-1 试样阻尼系数 $\tan\Phi$ 幅值($\tan\Phi_{\max}$)和对应温度

Tab. 3 Damping coefficient $\tan\Phi$ amplitude($\tan\Phi_{\max}$) of anisotropic CG-1 samples under different frequency and the corresponding temperature

样品	0.5 Hz		1 Hz		5 Hz		10 Hz		20 Hz	
	$\tan\Phi_{\max}$	温度/°C	$\tan\Phi_{\max}$	温度/°C	$\tan\Phi_{\max}$	温度/°C	$\tan\Phi_{\max}$	温度/°C	$\tan\Phi_{\max}$	温度/°C
0°	0.12	76.3	0.10	80.2	0.04	81.0	0.03	77.9	0.03	78.4
15°	0.13	90.6	0.09	101.7	0.02	81.1	0.01	85.2	0.01	82.0
30°	0.11	94.0	0.08	80.4	0.02	84.7	0.01	78.1	0.01	75.1
45°	0.12	78.3	0.10	82.3	0.04	79.5	0.03	80.0	0.02	80.4
60°	0.10	97.2	0.07	87.0	0.02	87.8	0.01	81.1	0.00	92.0
75°	0.10	89.0	0.06	89.5	0.02	86.7	0.01	87.2	0.01	91.3
90°	0.08	68.2	0.06	68.8	0.03	69.7	0.02	66.5	0.01	67.1

从表 3 可以看出, 在低频时, 可以选择同柱状晶生长方向角度差异较小(0°~15°)的柱状晶 Cu-Al-Mn 合金作为减震材料; 在高频时, 可以选择变形方向和柱状晶生长方向夹角在 0°或者 45°的材料用于阻尼材料。实际应用时, 柱状晶 Cu-Al-Mn 合金较适合的温度为 50°C~120°C, 即材料处于两相区时的温度区间。通过在不同频率的环境下合理调整受力方向, 可以提高柱状晶 Cu-Al-Mn SMA 的内耗性能。

2.3 时效处理后 Cu-Al-Mn 合金的组织结构

图 5 为 CG-2 试样时效处理前后的金相照片, 可以看出, 在 250°C~400°C 的时效处理后, 合金依旧保持完整的柱状晶组织, 且随着温度增大和保温时间加长, 合金组织中会有逐渐增多的贝氏体相的析出^[16]。300°C 热处理 30 min 以上时, 试样的晶粒内部和晶界处都开始有针叶状的贝氏体相析出。当热处理温度变高与时间变长时, 贝氏体相的析出量逐渐增多且出现交叉合并的现象。图 6 为柱状晶 Cu-Al-Mn SMA 在 400°C 时效 5 min~240 min 后的 SEM 照片, 由图可以看出, 随着时效时间的延长, 贝氏体相发生长大且出现合并现象, 最终形成网状结构。

2.4 时效处理对 Cu-Al-Mn 合金内耗性能的影响

时效处理会在一定程度上对柱状晶 Cu-Al-Mn 形状记忆合金的阻尼能力产生影响^[18]。图 7 为不同频率下时效处理后 CG-2 合金试样的阻尼系数 $\tan\Phi$ 曲线, 测试频率分别为 0.5 Hz、1 Hz、5 Hz、10 Hz、20 Hz。测试温度为 -120°C~200°C, 升温速率为 5°C/min。从图 7 中标明的 9 组时效处理试样的试验结果中观察到无论在低频还是高频下, 250°C 保温 15 min, 250°C 保温 60 min, 300°C 保温 30 min, 350°C 保温 15 min 这 4 组试样出现了明显的内耗峰; 300°C 保温 120 min, 300°C 保温 300 min, 350°C 保温 60 min, 350°C 保温 600 min, 400°C 保温 60 min 这 5 组试样的内耗谱则接近平直, 无明显内耗峰。由图 7 可以看出, 时效处理温度较高或者时间较长都会造成材料的阻尼能力明显下降。时效处理并不会对内

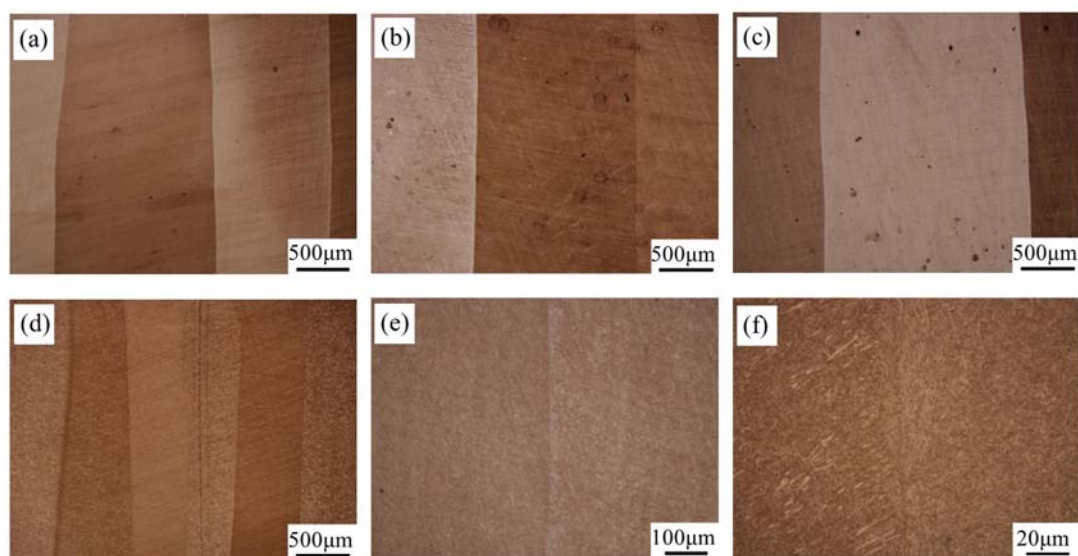


图5 CG-2 合金试样的光学显微镜(OM)图像:(a) 铸态;(b) 250℃ 30min;(c) 300℃ 30min;
(d) 400℃ 15min;(e) 350℃ 60min;(f) 350℃ 120min

Fig. 5 Optical microscope photos of CG-2 alloy samples:(a) as cast; (b) 250℃ 30min;
(c) 300℃ 30min; (d) 400℃ 15min; (e) 350℃ 60min; (f) 350℃ 120min

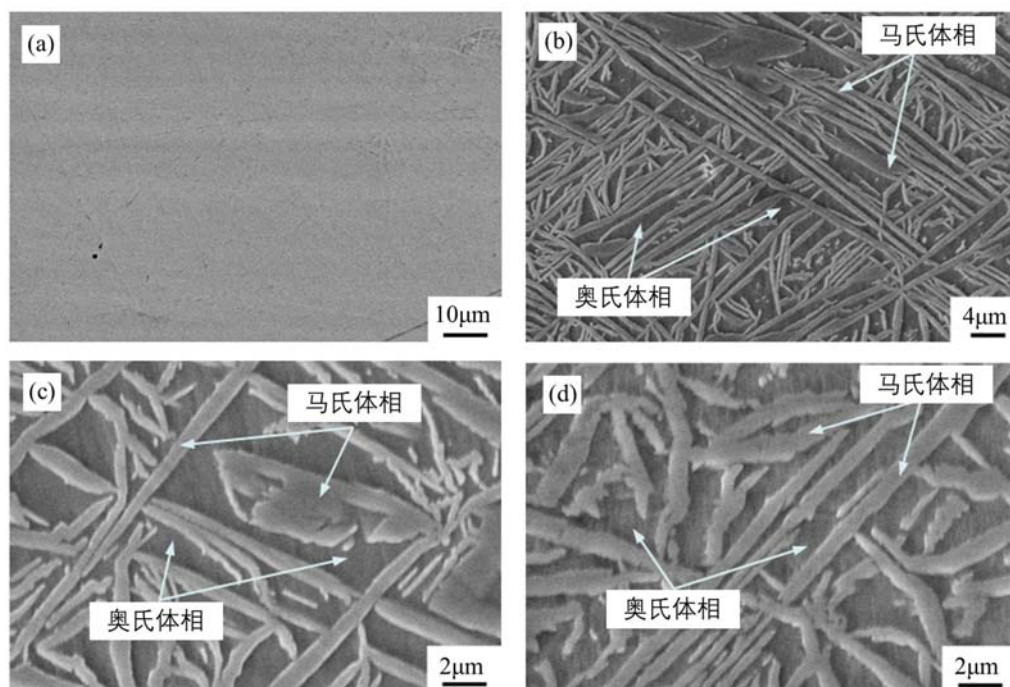


图6 CG-2 合金试样在 400℃ 时效不同时间后的 SEM 图像:(a) 5min;(b) 30min;(c) 60min;(d) 240min

Fig. 6 SEM images of CG-2 alloy samples aged at 400℃ for different time;

(a) 5min; (b) 30min; (c) 60min; (d) 240min

耗峰出现的温度范围产生明显影响,内耗峰的温度为 $-80^{\circ}\text{C}\sim 50^{\circ}\text{C}$ 。但不同频率会对内耗峰的温度范围产生一定影响,0.5Hz 时为 $-80^{\circ}\text{C}\sim 50^{\circ}\text{C}$,1Hz 时为 $-80^{\circ}\text{C}\sim 40^{\circ}\text{C}$,5Hz 时为 $-75^{\circ}\text{C}\sim 35^{\circ}\text{C}$,10Hz 时为 $-70^{\circ}\text{C}\sim 30^{\circ}\text{C}$,20Hz 时为 $-65^{\circ}\text{C}\sim 30^{\circ}\text{C}$,即随着频率升高,内耗峰变窄。随着温度的增加,奥氏体单相区的阻尼系数 $\tan\Phi$ 低于马氏体单相区及奥氏体和马氏体共存的两相区的 $\tan\Phi$,且两相区的 $\tan\Phi$ 最高,即图 7 中内耗峰出现的区域。

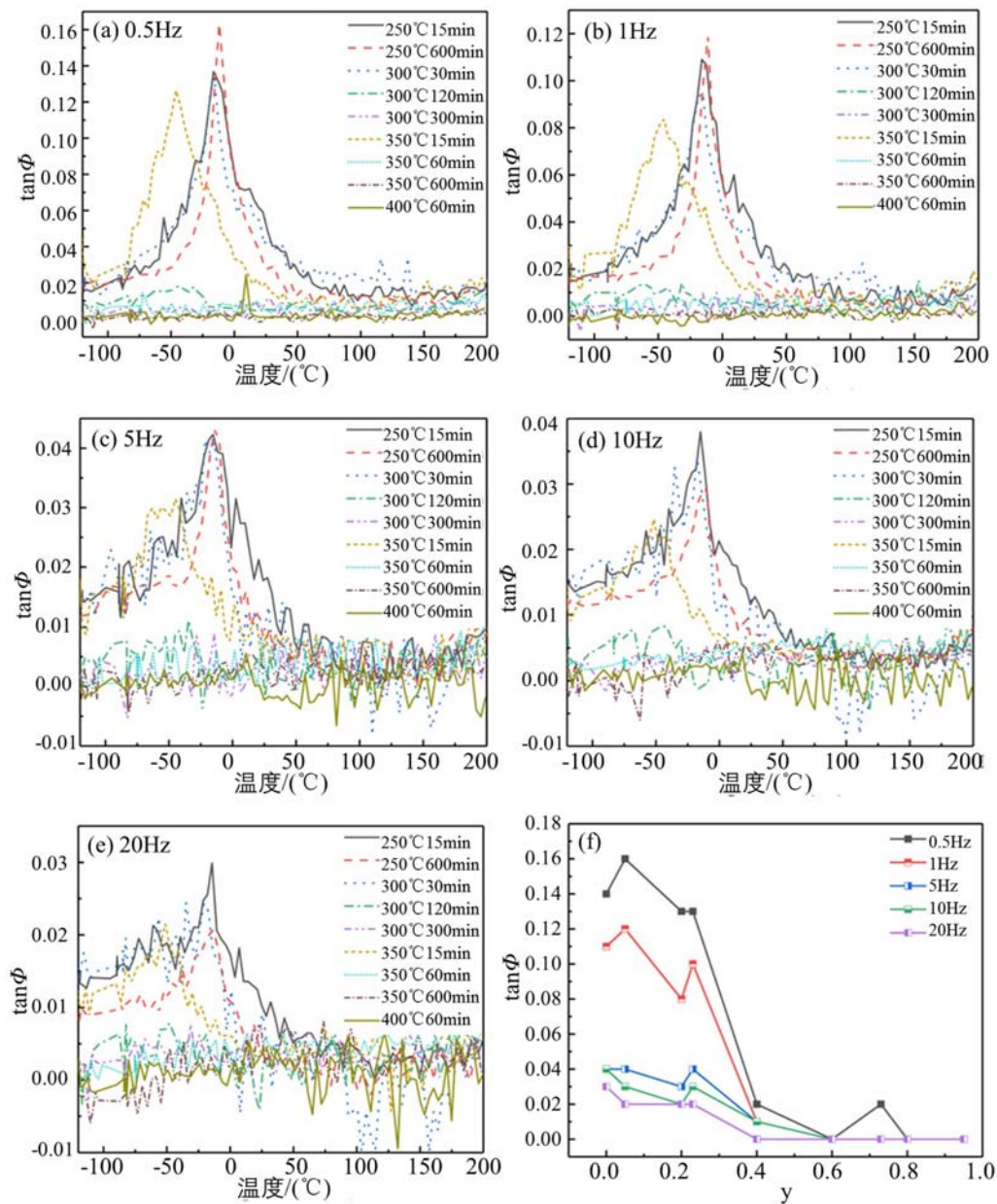


图 7 不同频率下时效处理后 CG-2 合金试样阻尼系数 $\tan\phi$ 曲线:(a) 0.5Hz;(b) 1Hz;(c) 5Hz;
(d) 10Hz;(e) 20Hz;(f) 时效处理后试样阻尼系数 $\tan\phi$ 峰值与贝氏体相分数的变化

Fig. 7 The damping coefficient $\tan\phi$ curve of CG-2 alloy samples after the aging treatment under different frequency:
(a) 0.5Hz; (b) 1Hz; (c) 5Hz; (d) 10Hz; (e) 20Hz; (f) curve about peak damping coefficient $\tan\phi$ and
bainite phase fraction after the aging treatment

表 4 列出了不同频率下时效处理后试样的阻尼系数 $\tan\phi$ 峰值和对应温度。图 7(f) 为时效后试样的 $\tan\phi$ 峰值与贝氏体相分数 (y) 的变化曲线。时效处理对两相区的阻尼能力影响较大, 而对奥氏体单相区及马氏体单相区的阻尼能力影响不大。马氏体单相区的阻尼系数 $\tan\phi$ 为 0.014~0.02, 奥氏体单相区的阻尼系数 $\tan\phi$ 为 0.004~0.014。除 0.5Hz、1Hz、5Hz 时, 250℃ 保温 600min 试样的内耗峰比 250℃ 保温 15min 试样的内耗峰略高外, 其余试样的内耗峰值均降低。贝氏体相分数为 0、0.05、0.2、0.23 的 4 组试样测试时可观察到明显的内耗峰。当贝氏体相分数超过 0.4 时, 试样测试过程中的内耗峰基本消失。这是由于时效析出的贝氏体对马氏体相变存在阻碍作用, 使相晶界运动变得困难。少量贝氏体析出可以使合金的内耗性能提高, 但当贝氏体相超过一定含量且出现团聚时, 相界面运动阻碍作

用变得强烈,合金阻尼能力反而下降,直至内耗峰消失。这个现象可以用 Granato 和 Lucke 提出的钉扎模型阻尼机制进行解释^[19],马氏体相界面的运动符合钉扎机制。微量的贝氏体钉扎几乎无法阻碍马氏体相界面的移动,还会因为马氏体相变的相对比例降低,使合金的内耗性能降低。适量的贝氏体钉扎($0.05 < y < 0.25$)会使得钉扎在被挣脱时,耗散大量的能量,而此时马氏体相变的相对比例降低导致的内耗性能降低不大。结合两者的效果,适量的贝氏体钉扎能够提高合金的内耗性能,但过多的贝氏体钉扎会严重束缚马氏体相界面的移动和降低马氏体相变的比例,从而大幅降低合金的内耗性能。

表 4 不同频率下时效后 CG-2 合金试样 $\tan\Phi$ 峰值及对应温度

Tab. 4 The peak $\tan\Phi$ of CG-2 alloy samples after the aging treatment under different frequency and the corresponding temperature

样品	0.5 Hz		1 Hz		5 Hz		10 Hz		20 Hz	
	$\tan\Phi_{\max}$	温度 / $^{\circ}\text{C}$	$\tan\Phi_{\max}$	温度 / $^{\circ}\text{C}$	$\tan\Phi_{\max}$	温度 / $^{\circ}\text{C}$	$\tan\Phi_{\max}$	温度 / $^{\circ}\text{C}$	$\tan\Phi_{\max}$	温度 / $^{\circ}\text{C}$
250 $^{\circ}\text{C}$ 15min	0.14	-17	0.11	-16	0.04	-15	0.04	-15	0.03	-14
250 $^{\circ}\text{C}$ 600min	0.16	-12	0.12	-11	0.04	-14	0.03	-10	0.02	-13
300 $^{\circ}\text{C}$ 30min	0.13	-16	0.10	-15	0.04	-22	0.03	-18	0.02	-21
300 $^{\circ}\text{C}$ 120min	0.02	-32	0.01	-32	0.01	-35	0.01	-30	—	—
300 $^{\circ}\text{C}$ 300min	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
350 $^{\circ}\text{C}$ 15min	0.13	-46	0.08	-46	0.03	-45	0.02	-52	0.02	-51
350 $^{\circ}\text{C}$ 60min	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
350 $^{\circ}\text{C}$ 600min	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
400 $^{\circ}\text{C}$ 60min	0.02	9	—	—	—	—	—	—	—	—

3 结论

为了进一步研究柱状晶 Cu-Al-Mn SMA 的阻尼特性和提高减振降噪方面的应用潜力,本文对 2 种不同成分的柱状晶 Cu-Al-Mn SMA(一种室温下为马氏体相组织,另一种室温下为奥氏体相组织)在不同频率的动态热机械阻尼内耗性能、各向异性特征和时效热处理控制分别进行了研究。主要结论如下:

(1) 频率对 $\text{Cu}_{71.3}\text{Al}_{18.6}\text{Mn}_{10.1}$ 合金马氏体内耗峰的温度区间无明显影响,但对合金的阻尼系数有明显影响。在 0.5 Hz 和 1 Hz 的低频下,0 $^{\circ}$ 和 15 $^{\circ}$ 合金试样的阻尼能力好于其他试样,阻尼系数 $\tan\Phi$ 峰值分别为 0.12 和 0.13,阻尼能力随着各向异性角度增大呈现出曲折降低的趋势;5 Hz~20 Hz 的高频下,随着频率的增加,不同角度试样的阻尼系数均降低,且都低于 0.04。

(2) 时效处理后, $\text{Cu}_{70.8}\text{Al}_{17.8}\text{Mn}_{11.4}$ 合金基体中分布着一定量的贝氏体相,随着贝氏体析出相的增加,合金的内耗能力出现先增加后下降的变化趋势。极少量的贝氏体可以提高合金在低频下的内耗性能, $\tan\Phi$ 峰值最大可达到 0.13~0.16,这与贝氏体相对马氏体相变界面运动的钉扎作用有关。

参考文献:

[1] 葛庭燧. 固体内耗的概况和新近发展[J]. 物理, 1988, 17(1):1—7 (GE Tingsui. General situation and recent development of solid internal friction[J]. Physics, 1988, 17(1):1—7 (in Chinese))

[2] Yamauchi K. Shape memory and superelasticalloys: technologies and applications[M]. Philadelphia: Woodhead Publishing, 2011.

[3] 商泽进, 王忠民, 尹冠生, 等. 循环加载条件下 TiNi 形状记忆合金棒材的超弹性行为[J]. 实验力学, 2008, 23(4):305—310 (SHANG Zejin, WANG Zhongmin, YIN Guansheng, et al. Superelastic behavior under cyclic loading for TiNi shape memory alloy bars[J]. Journal of Experimental Mechanics, 2008, 23(4):305—310 (in

Chinese))

- [4] Mallik U S, Sampath V. Effect of composition and ageing on damping characteristics of Cu-Al-Mn shape memory alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 478(1-2):48—55.
- [5] Hu X, Zheng Y F, Tong Y X, et al. High damping capacity in a wide temperature range of a compositionally graded TiNi alloy prepared by electroplating and diffusion annealing[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 623:1—3.
- [6] Wang X B, Speirs M, Kustov S, et al. Selective laser melting produced layer-structured NiTi shape memory alloys with high damping properties and elinvar effect[J]. *Scripta Materialia*, 2018, 146:246—250.
- [7] 郑晓航, 宁睿, 段佳彤, 等. Ti70- x Ta15Zr15Fe x ($x=0.3, 0.6, 1.0$)形状记忆合金薄膜的马氏体相变与阻尼行为[J]. *金属学报*, 2020, 56(12):1690—1696 (ZHENG Xiaohang, NING Rui, DUAN Jiatong, et al. Martensitic transformation and damping behavior of Ti70- x Ta15Zr15Fe x ($x=0.3, 0.6, 1.0$) shape memory alloy films[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2020, 56(12):1690—1696 (in Chinese))
- [8] 刘爱莲, 朱志众, 徐家文, 等. 微量 Er 对 TiNi 合金微观组织与阻尼性能的影响[J]. *黑龙江科技大学学报*, 2019, 29(6):709—713 (LIU Ailian, ZHU Zhizhong, XU Jiawen, et al. Effect of rare earth Er on microstructure and properties of Ni-rich TiNi alloy[J]. *Journal of Heilongjiang University of Science and Technology*, 2019, 29(6):709—713 (in Chinese))
- [9] 黄学文, 董光能, 王慧, 等. TiNi 形状记忆合金阻尼特性的研究[J]. *材料工程*, 2003(5):3—6 (HUANG Xuewen, DONG Guangneng, WANG Hui, et al. Study on damping characteristics of TiNi shape memory alloy[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2003(5):3—6 (in Chinese))
- [10] Yao J, Cui B, Zheng X H, et al. Damping capacity of Ni-Mn-Ga-Gd high-temperature shape memory thin film[J]. *Shape Memory and Superelasticity*, 2018, 4:369—376.
- [11] Wang E H, Guo C H, Zhou P J, et al. Fabrication, mechanical properties and damping capacity of shape memory alloy NiTi fiber-reinforced metal-intermetallic-laminate (SMAFR-MIL) composite[J]. *Materials and Design*, 2016, 95:446—454.
- [12] Yang B, Luo Z, Yuan B, et al. High damping of lightweight TiNi-Ti₂Ni shape memory composites for wide temperature range usage[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2017, 26(10):4970—4976.
- [13] Xie J, Liu J, Huang H. Structure design of high-performance Cu-base shape memory alloys[J]. *Rare Metals*, 2015, 34(9):607—624.
- [14] Liu J, Huang H, Xie J, et al. Superelastic fatigue of columnar-grained Cu-Al-Mn shape memory alloy under cyclic tension at high strain[J]. *Scripta Materialia*, 2017, 136:106—110.
- [15] Liu J, Huang H, Xie J. The roles of grain orientation and grain boundary characteristics in the enhanced superelasticity of Cu_{71.8}Al_{17.8}Mn_{10.4} shape memory alloys[J]. *Materials & Design*, 2014, 64:427—433.
- [16] Li M, Yan S, Liu J, et al. Effect of aging treatment on damping capacity in Cu-Al-Mn shape memory alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 821:153213.
- [17] Liu J, Li M, Li X, et al. The effect of superelastic strain on the damping capacity in columnar-grained Cu-Al-Mn shape memory[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019(781):621—628.
- [18] Liu J, Huang H, Xie J. Superelastic anisotropy characteristics of columnar-grained Cu-Al-Mn shape memory alloys and its potential applications[J]. *Materials & Design*, 2015, 85:211—220.
- [19] Granato A V, Lucke K. Theory of mechanical damping due to dislocations[J]. *Journal of Applied Physics*, 1956, 27(6):583—593.

Anisotropy and the effect of aging on internal friction property of columnar crystal Cu-Al-Mn alloy

ZHU Yan¹, LI Xide¹, LI Mohan¹, LIU Jili^{1,2}, HUANG Wei^{1,2}

(1. Department of Engineering Structure and Mechanics, Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, Hubei, China; 2. Hubei Key Laboratory of Mechanics Theory and Application of Advanced Materials, Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, Hubei, China)

Abstract: Shape memory alloys with high performance and low cost have great potential applications in engineering structures, mechanical instruments, civil architecture, and other fields, due to their energy dissipation properties during thermoelastic martensitic transformation. In this paper, the damping internal friction properties of self-developed columnar grain Cu-Al-Mn shape memory alloy under variable frequency and temperature were studied. X-ray diffraction, differential scanning calorimetry, dynamic thermo-mechanical analysis, microscopic analysis, and other experimental methods were used to analyze the anisotropy of internal friction properties and the effect of aging treatment at different frequencies. The results show that the damping coefficient of $\text{Cu}_{71.3}\text{Al}_{18.6}\text{Mn}_{10.1}$ alloy is obviously affected by the frequency. At the low frequency of 0.5 Hz and 1 Hz, the damping capacity of 0° and 15° alloy specimens is better than other specimens. And the peak value of damping coefficient $\tan\Phi$ is 0.12 and 0.13, respectively. The damping capacity decreases zigzag with the increase of the anisotropy angle. At the high frequency of 5 Hz $\sim$ 20 Hz, with the increase of frequency, the damping coefficients of samples at different angles decrease and are all lower than 0.04. After aging, the internal friction capacity of $\text{Cu}_{70.8}\text{Al}_{17.8}\text{Mn}_{11.4}$ alloy increases initially and then decreases with the increase of bainite precipitates. A very small amount of bainite can increase the internal friction properties of the alloy at low frequencies, and the maximum $\tan\Phi$ can reach 0.13 $\sim$ 0.16, which is related to the pinning mechanism of bainite relative to the martensite phase transformation interface.

Keywords: Cu-Al-Mn alloy; shape memory alloy; internal friction properties; damping coefficient; anisotropy; aging precipitation