

文章编号 :1007 - 649X(2001)04 - 0085 - 05

热处理对 6061Al/SiC_p 复合材料 阻尼性能的影响

顾金海¹,王西科¹,顾 敏¹,王 灿²,朱震刚²

(1. 郑州大学材料研究中心,河南 郑州 450002 ; 2. 中国科学院固体物理研究所,安徽 合肥 230031)

摘 要 :采用喷射共沉积方法制备了 6061Al/SiC_p 金属基复合材料(MMC),研究了 5 种热处理制度对其组织和阻尼性能的影响.结果表明 :不同热处理状态的材料,在常温下内耗值基本相同,而在高温下则存在显著差别.在 100 ℃ ~ 270 ℃ 温度范围内,阻尼能力的大小顺序为 :炉冷 > 空冷 > - 70 ℃ 淬火 > 原样 > - 195 ℃ 淬火 > 水淬 ;在试验温度范围内(30 ℃ ~ 400 ℃)模量随温度的升高表现为单调下降,随应变振幅的增加而增加,同一频率下,内耗值不随应变振幅发生变化.

关键词 :喷射沉积 ; 6061Al/SiC_p 复合材料 ; 热处理 ; 阻尼性能

中图分类号 :TG 113.226 文献标识码 :A

0 引言

本研究采用近年来发展起来的喷射沉积新工艺来生产铝基复合材料.因其工艺本身的特点(具有非常高的冷却速度,晶粒细小,无界面反应或界面反应较轻,除具有高强度、高模量之外,还将具有优异的阻尼性能.高阻尼性能的铝合金在航空、航天及汽车工业中应用十分广泛.国外对此工艺生产的 6061Al/SiC_p 和 6061Al/Gr 复合材料的阻尼性能进行了报道^[1~3],而他们的研究主要集中在阻尼机制的分析,所用材料也仅局限在 T6 态(530 ℃ × 1 h 固溶处理后水淬,之后再行 175 ℃ × 8 h 的时效).本文将着重对此工艺生产的 6061Al/SiC_p 复合材料在不同热处理状态下的显微组织及阻尼性能进行分析.

1 实验条件

1.1 试样的制备及热处理工艺

用喷射共沉积方法制备 $\Phi 180\text{ mm} \times 220\text{ mm}$ 的 6061Al/SiC_p MMC 锭坯,在 400 ℃ 的温度下将该锭坯热挤压,制成 $\Phi 18\text{ mm}$ 棒材,然后在棒材中分别取阻尼试样(1 mm × 3 mm × 70 mm)及金相试样.

对试样进行分组编号,对各组试样进行相应

热处理,具体工艺如下 : (0)热挤压态(即原样,简称 R 态) ; (1) 530 ℃ × 1 h 固溶处理后随炉冷而后再进行时效处理(简称炉冷) ; (2) 530 ℃ × 1 h 固溶处理后空冷而后再进行时效处理(简称空冷) ; (3) 530 ℃ × 1 h 固溶处理后水淬,而后再进行时效处理(简称水淬) ; (4) 530 ℃ × 1 h 固溶处理后淬入 - 70 ℃ 干冰中,而后再进行时效处理(简称 - 70 ℃ 淬火) ; (5) 530 ℃ × 1 h 固溶处理后淬入 - 195 ℃ 液氮中而后再进行时效处理(简称 - 195 ℃ 淬火).时效处理工艺为 175 ℃ 下保温 8 h.

1.2 显微组织观察

组织观察试样采用三酸腐蚀剂浸蚀(2.5% HNO₃ + 1.5% HCl + 0.5% HF),浸蚀后的金相试样在 Olympus B071 型金相显微镜下进行观察,而后再通过 WD 高清晰度金相分析系统进行定性和定量分析.

1.3 阻尼试验

采用中科院固体物理研究所自行研制的多功能内耗测量仪^[4],在 0.1、0.3、1.0、3.0 Hz 及 30 ~ 400 ℃ 温度条件下对各种热处理态试样进行阻尼性能测试.另外,还测试了各种试样应变振幅 ϵ 在 $(5 \sim 40) \times 10^{-6}$ ($f = 1\text{ Hz}$) 范围内的内耗值及其相应的模量.

收稿日期 :2001 - 06 - 11 ;修订日期 :2001 - 08 - 29

基金项目 :河南省自然科学基金资助项目(004041100)

作者简介 :顾金海(1978 -),男,江苏省靖江市人,郑州大学硕士研究生.

万方数据

2 实验结果

2.1 金相试验结果

定量金相分析表明:SiC 颗粒的体积含量 Φ_f 约为 14%,粒度为 8~10 μm .其典型的基体显微组织(水淬试样)如图 1 所示.从图中可看出, SiC 颗粒在基体中分布均匀,基体组织细小, SiC 颗粒的尖锐棱角清晰可见,且与基体界面清晰.

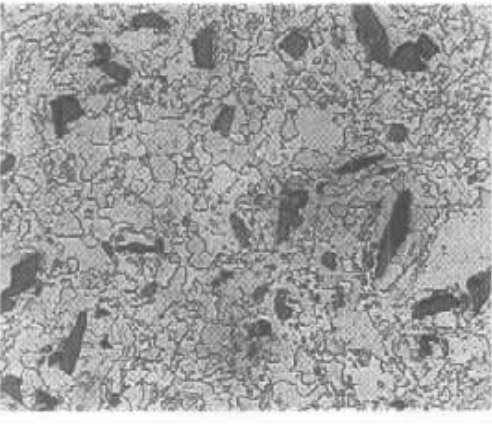


图 1 基体显微组织(×500)

Fig.1 Microstructure of the matrix(×500)

2.2 内耗实验结果

由实验数据绘出相应的 $Q^{-1}-f-T$ 特性谱线,如图 2~7 所示(图中数据均为实验值).

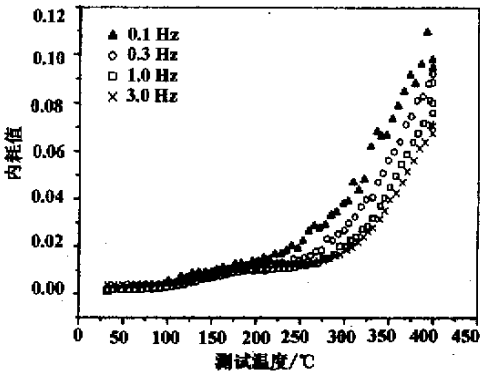


图 2 原样的 $Q^{-1}-f-T$ 特性谱线

Fig.2 Internal friction spectrum of the specimen without heat treatment

从图中可看出, 90℃以下,内耗值基本不随温度发生变化;90℃~160℃,内耗值随温度的升高开始上升;160℃~230℃,内耗值随温度又基本保持不变;超过 230℃时,内耗值又随温度的升高开始上升,且这时不同频率下的内耗值差异愈加明显,频率越低,内耗值越大.

图 8 显示出水淬试样同一频率($f=1\text{ Hz}$)下内耗值随应变振幅 ϵ 变化的情况,可见内耗值几

乎不随应变振幅发生变化,也即在 $\epsilon=(5\sim40)\times 10^{-6}$ 测试范围内,无振幅效应.

图 9 反映了各热处理态试样在不同应变振幅下的模量变化情况.由此可见,模量随温度的增加表现为单调下降,随着应变幅度的增加而增加.

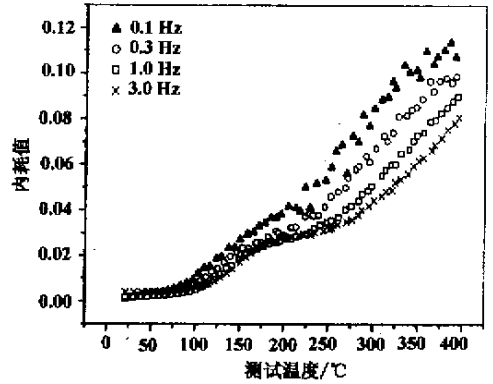


图 3 炉冷 $Q^{-1}-f-T$ 特性谱线

Fig.3 Internal friction spectrum of the specimen cooled in furnace

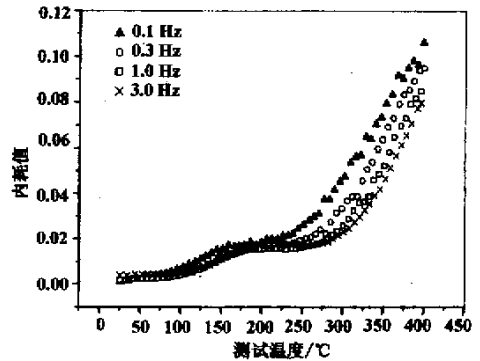


图 4 空冷 $Q^{-1}-f-T$ 特性谱线

Fig.4 Internal friction spectrum of the specimen cooled on the air

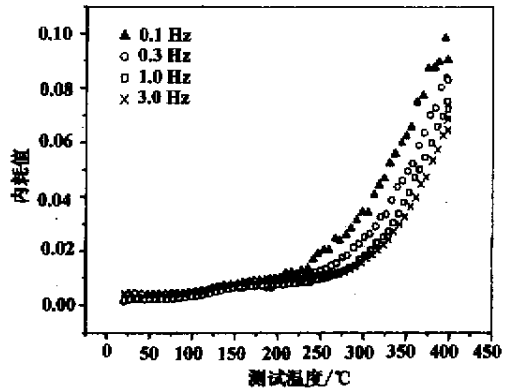


图 5 水淬 $Q^{-1}-f-T$ 特性谱线

Fig.5 Internal friction spectrum of the specimen quenched in water

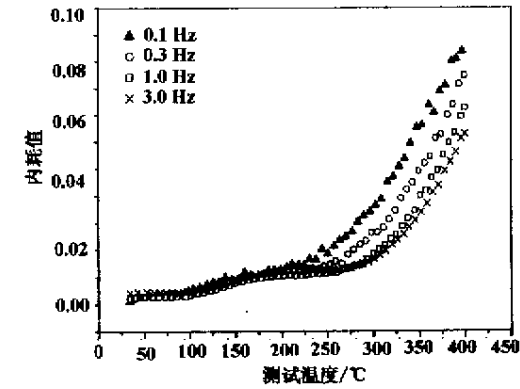


图 6 - 70 °C 淬火 $Q^{-1}-f-T$ 特性谱线
Fig.6 Internal friction spectrum of the specimen quenched at - 70 °C

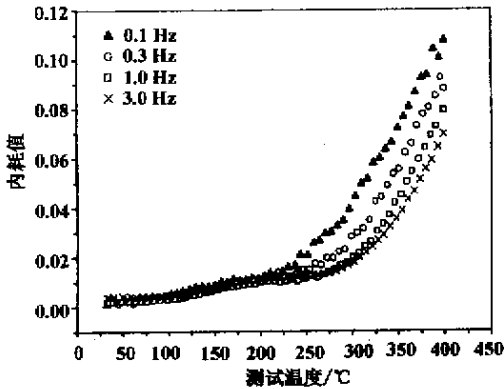


图 7 - 195 °C 淬火 $Q^{-1}-f-T$ 特性谱线
Fig.7 Internal friction spectrum of the specimen quenched at - 195 °C

3 分析与讨论

3.1 阻尼机制分析

分析认为,由于 SiC 固有阻尼能力很低,且不随温度改变^[5,7],那么铝基复合材料阻尼性能的改善大部分应归因于加入 SiC 颗粒对铝合金基体微观结构的改变,而这主要是由于增强相与基体界面的引入以及热错配导致的位错。

文献^[3,5,7]指出,热弹性阻尼与晶界阻尼在此合金中不会起主要作用。界面阻尼是由于在界面上不连贯的显微结构的可动性及界面滑移所致。一般说来, SiC 颗粒与 6061Al 基体之间有一个结合牢固的界面,当温度升高到 100 °C 以上时,基体相对于陶瓷颗粒变软,界面滑移就有可能发生^[5]。因此, 6061Al/SiC_p MMC 的高温背景阻尼应归因于界面阻尼机制。

另一方面, SiC_p 的热膨胀系数(CTE)为 $5 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$, 6061Al 的 CTE 为 $25 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ ^[7],在试

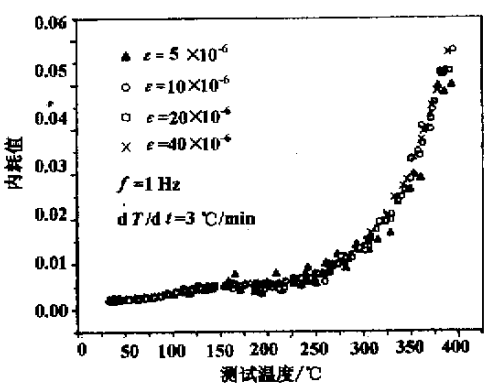


图 8 不同应变振幅下的内耗曲线
Fig.8 Internal friction spectra at various strain amplitude

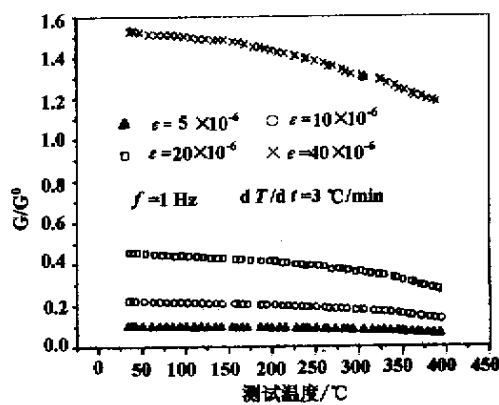


图 9 不同应变振幅下的模量亏损曲线
Fig.9 Shear modulus at various strain amplitude

样的制备过程中,由于 Al/SiC_p 界面热收缩不一致而产生错配应变,热错配造成的应变可用下式计算:

$$\epsilon = \Delta\alpha \times \Delta t \quad , \quad (1)$$

式中: Δt 为淬火温度与介质温度之差; $\Delta\alpha$ 为 6061Al 与 SiC_p 的 CTE 之差。在淬火冷却过程中, Al/SiC_p 界面将发生塑性形变,产生位错。Vogel-sang 等人通过原位 HVEM 观察了在 Al/SiC_p 界面处位错的产生及分布^[6]。这些位错,在循环载荷作用下运动,将可能成为一种高内耗源。因此,在本文所研究的温度范围内,位错阻尼将起主要作用。其产生机制可由 K-G-L 模型加以说明^[7]。外界振动引起位错移动,发生从弱钉扎点(如溶质原子、空位等)上出现雪崩式脱钉,然后在强钉扎点(位错网节点、第二相等)周围形成位错环,由此引起应力松弛和机械振动能的消耗。

3.2 各热处理态试样的阻尼特性

图 10、图 11 分别从整体和局部各热处理态试

样在频率 $f = 1\text{ Hz}$, $\varepsilon = 30 \times 10^{-6}$ 条件下的内耗特性曲线. 在小于 $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的温度范围内, 阻尼能力几乎不受热处理的影响. 在 $100\text{ }^{\circ}\text{C} \sim 270\text{ }^{\circ}\text{C}$ 范围内, 不同热处理态材料阻尼能力的大小顺序为: 炉冷 $>$ 空冷 $>$ $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ 淬火 $>$ 原样 $>$ $-195\text{ }^{\circ}\text{C}$ 淬火 $>$ 水淬. 超过 $270\text{ }^{\circ}\text{C}$, 各热处理态试样的阻尼性能又趋于一致. 表 1 给出了部分实验数据.

由此可知: 总体上淬火冷却速度越低, 阻尼性能越好. 这是因为在本文测试的温度范围内, 内耗与应变振幅没有依存性关系, 故可根据上述的 $K-G-L$ 模型, 推导出与振幅无关的内耗计算表达式为^[8]

$$\delta = \Delta \frac{\omega \tau}{1 + \omega^2 \tau^2} \quad (\omega \ll \omega_0); \quad (2)$$

$$\Delta = \frac{8Gb^2}{\pi^3 C} \Delta l^2; \quad (3)$$

$$\tau = Bl^2 \pi^2 C, \quad (4)$$

式中: δ 为与振幅无关部分的内耗; ω 为角频率; Δ 为弛豫强度; τ 为弛豫时间; G 为剪切模量; b 为柏格斯矢量; B 为阻尼系数; C 为位错线张力; Δl 为可动位错密度; l 为位错弦长; ω_0 为共振频率. 由公式 (2) (3) 可知, 内耗正比于 Δl^2 . 即位错密度和有效位错的长度将显著影响材料的阻尼性能. 总体上, 冷却速度越快, 试样中产生的点缺陷浓度就会越高, 由于产生的空位或间隙原子可以钉扎位错, 使有效位错长度 l 降低, 从而使内耗值显著降低.

表 1 不同热处理态 6061Al/SiC_p MMC 的部分内耗试验数据 Q^{-1}

Table 1 Partial danping test data of 6061Al/SiC_p MMC undergoing different heat treatment

试样	$T = 50\text{ }^{\circ}\text{C}$		$T = 150\text{ }^{\circ}\text{C}$		$T = 200\text{ }^{\circ}\text{C}$	
	1.0 Hz	3.0 Hz	1.0 Hz	3.0 Hz	1.0 Hz	3.0 Hz
原样	0.00188	0.00385	0.00729	0.0081	0.01017	0.01184
炉冷试样	0.00236	0.00419	0.01863	0.01712	0.02762	0.02821
空冷试样	0.00233	0.00414	0.01082	0.01105	0.01566	0.01725
水淬试样	0.00223	0.00423	0.00684	0.00782	0.0075	0.00947
干冰淬试样	0.00266	0.00451	0.00769	0.00856	0.01042	0.01235
液氮淬试样	0.0022	0.00412	0.00688	0.00798	0.01013	0.01134

另外, 当采用较快的冷却速度时(如水淬、干冰冷和液氮冷), 这时由热错配(见式(1))引起的位错密度相对较高, 在公式中起了主导作用. 随着位错密度的增加, 阻尼性能又会有所改善. 如实验中可明显观测到在 $100\text{ }^{\circ}\text{C} \sim 270\text{ }^{\circ}\text{C}$ 范围内, 干冰冷和液氮冷试样的阻尼性能优于水淬试样. 然而, 这并不等于说冷却速度越大, 阻尼性能就会越好. 如实验中干冰冷试样的阻尼性能就优于液氮

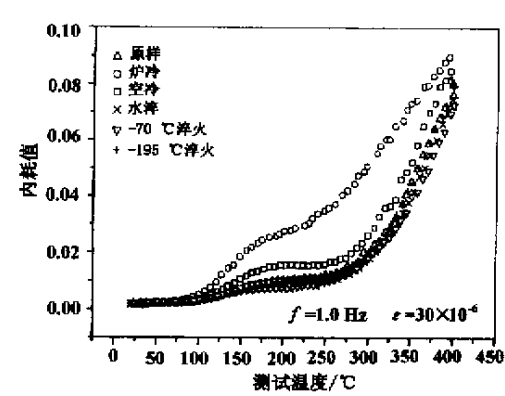


图 10 各热处理态试样内耗特性比较曲线 ($f = 1\text{ Hz}$)

Fig.10 Comparison of different heat treated specimens' internal friction spectra at $f = 1\text{ Hz}$

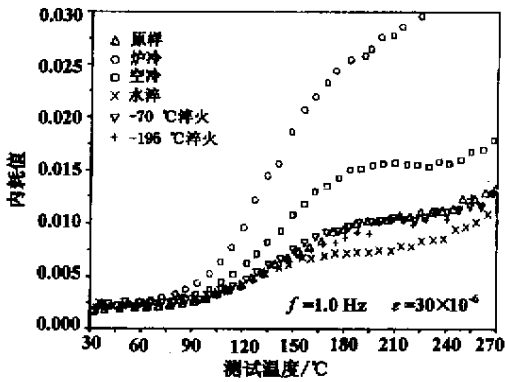


图 11 部分内耗特性比较曲线

Fig.11 Comparison of Partial internal friction spectra at $f = 1\text{ Hz}$

冷试样. 这是因为过大的冷却速度淬火(如淬火介质选液氮)将导致位错密度过高, 位错缠结严重, 有效位错长度和可动位错数量降低, 并不会使材料阻尼达到最大的提高. 也即, 适当的增加淬火冷却速度可获得比水淬更好的阻尼性能, 但阻尼性能的提高与淬火冷却速度的增加不存在线性关系. 实验中还会观察到挤压态试样的阻尼性能优于水淬试样和液氮冷试样, 这是由于挤压态试样

没有经过后续的热处理,缺少淬火过程中由于热错配机制导致的位错,因而阻尼性能较低于炉冷和空冷试样,当冷却速度高于水淬时,由于上述的原因,使得挤压态试样的阻尼性能高于水淬和液氮冷试样,而又略低于有效位错长度和可动位错数量达到良好匹配的干冰冷试样。

阻尼性能还会随温度发生变化。随着温度增加,点缺陷浓度降低,有效位错长度增加,另外,尽管位错密度会降低,但可动位错密度仍可能会增加,所以内耗值将随着温度增加而显著提高。

4 结论

(1) 不同热处理态试样在常温下内耗值基本相同,而在高温下则存在显著差别,在 100 ℃ ~ 270 ℃ 范围内,阻尼能力的大小顺序为:炉冷 > 空冷 > -70 ℃ 淬火 > 原样 > -195 ℃ 淬火 > 水淬。

(2) 不同热处理态试样在试验温度范围内(30 ℃ ~ 400 ℃),模量随温度的升高表现为单调下降,随应变振幅的增加而增加。

(3) 在应变振幅为 $(5 \sim 40) \times 10^{-6}$ 范围内,同一频率下内耗值不随应变振幅发生变化,即无振幅效应。

参考文献:

[1] MANOJ Gupta, FARGALLI Mohamed, ENRIQUE Laver-

nia. The effect of ceramic reinforcements during spray atomization and codeposition of metal matrix composites[J]. Metall Trans A, 1992, 23(3): 831 - 843.

[2] PEREZ R J, ZHANG J, GUNGOR M N, et al. Damping behavior of 6061Al/Gr metal matrix composites[J]. Metall Trans A, 1993, 24(3): 701 - 712.

[3] LAVERNIA E J, PEREZ R, J ZHANG J. Damping behavior of discontinuously reinforced Al alloy metal matrix composites[J]. Metall Mater Trans A, 1995, 26: 2803 - 2817.

[4] 文亦汀,朱震刚,谢福康,等.多功能内耗仪[A].葛庭燧,张立德.第二次全国固体内耗与超声衰减学术会议论文集[C].北京:原子能出版社,1989.125 - 127.

[5] WANG Can, ZHU Zheng-gang. Internal friction at medium temperature in an Al matrix composite reinforced by SiC particle[J]. Scripta Mater, 1998, 38(12): 1739 - 1745.

[6] MARY Vogelsang, ARSENAULT R J, FISHER R M. An in situ HVEM study of dislocation generation at Al/SiC interfaces in metal matrix composites[J]. Metall Trans A, 1986, 17: 379 - 389.

[7] 张迎元,乐永康,高灵清.喷射共沉积 SiC_p 增强 6061Al/SiC_p MMC 的阻尼特性及位错阻尼机制[J].中国有色金属学报,1999(19):1 - 4.

[8] 冯端.金属物理学:第三卷[M].北京:科学出版社,1999.

Influence of Heat Treatment on the Damping Capacity of 6061Al/ SiC_p MMC

GU Jin-hai¹, WANG Xi-ke¹, GU Min¹, WANG Can², ZHU Zheng-gang²

(1. Research Center for Materials, Zhengzhou University, Zhengzhou 450002, China; 2. Institute of Solid State Physics, Chinese Science Academy, Hefei 230031, China)

Abstract The Influence of five typical heat treatment technologies on the microstructure and damping properties of the 6061 Al/SiC_p MMC, which were fabricated by spray-atomization and code-position, is studied. The results show that, damping value changes slightly at low temperature but remarkably at high temperature for the specimens undergoing different heat treatment, between the temperature of 100 ℃ and 270 ℃, the damping capacities are ranked from great to small as follow: specimen cooled in furnace, specimen cooled in the air, specimen quenched at -70 ℃, specimen without heat treatment, specimen quenched at -195 ℃ and specimen quenched in water; between the test temperature of 30 ℃ and 400 ℃, the shear modulus decline monotonously as temperature rises and increase with the augment of strain amplitude. Furthermore, the damping capacities don't change with the strain amplitude under the same frequency.

Key words spray-atomization and code-position; 6061Al/SiC_p MMC; heat treatment; damping capacity