

SiC 颗粒增强铝基复合材料的热循环行为研究

张 鹏, 李付国

(西北工业大学, 陕西 西安 710072)

摘 要: 基于材料微观组织建立了视场胞元模型, 并采用商用有限元软件 ABAQUS 对胞元模型进行温度循环的数值模拟, 着重分析热循环中基体和增强颗粒的等效应力分布规律, 及主应力 σ_{11} 和 σ_{22} 的分布规律。结果表明: 在热循环的升温阶段, 基体的主热应力整体表现为压应力, 增强颗粒表现为拉应力; 在降温阶段, 基体表现为拉应力, 增强颗粒表现为压应力; 在模拟中, 对 3 次循环中的主热应力 σ_{22} 做了统计, 发现不论是基体还是增强颗粒, 从第 2 次循环开始, 热应力就开始趋于稳定。通过改变单元胞中颗粒的体积分数进一步分析体积分数变化对颗粒增强金属基复合材料热循环的影响, 结果发现体积分数减小之后, 基体和增强颗粒应力分布变得均匀, 并且各次循环中的热应力相差不大, 比较稳定。最后对热循环中的应变滞后回线进行了分析, 表明高体积分数下的复合材料具有高的热稳定性。

关键词: 颗粒增强铝基复合材料; 微观组织; 热循环; 热应力

中图分类号: TG146.2⁺1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2009)11-1929-06

颗粒增强铝基复合材料(Metal matrix composite, MMC)自问世以来, 由于其具有高的比强度、比刚度和低的密度, 以及良好的抗磨、耐磨性能等优点^[1~3], 以及其力学特性和功能的可设计性较强, 在航空、航天结构件、发动机耐热与耐磨部件等方面具有广阔的应用前景^[4]。

颗粒增强铝基复合材料由于其基体材料和增强相之间的热膨胀系数差异较大, 所以当复合材料由较高的制备、热加工或固溶处理温度降至较低温度时, 基体和增强相会因为发生热收缩不匹配而产生内应力, 根据已有的文献资料, 可知颗粒增强金属基复合材料的热膨胀力学性能与增强颗粒的体积分数、大小、分布规律以及形状等都有密切关系^[5,6]。然而现有的关于热应力变化规律的分析, 最有效的方法之一就是采用有限元法, 但目前以圆形或矩形作为嵌入颗粒的单元模型无法获得复杂颗粒参数集合在一起时的复合材料应力、应变变化规律, 而这种规律对于了解材料变形意义重大。因此本研究以 SiC 颗粒增强铝基复合材料的实际微观组织为模板, 建立了基于视场的胞元模型, 并对材料在加热和冷却过程中的热应力进行了分析。

1 实 验

试验材料为粉末冶金法制备的 SiC 颗粒增强铝基复合材料, 其中基体为 2024 铝合金, 并且 SiC 颗粒的体积分数为 15%, 其微观组织如图 1 所示。所研究材

料的热循环试验是在 DIL402/C 热膨胀分析仪上进行, 温度变化范围为 20~495 °C, 热循环次数为 3。为了能够分析热循环中微观组织的场变量变化, 采用数值计算方法进行研究。

2 微观模拟方法

2.1 胞元模型

模拟所选的金相样本见图 2a。从图中可以看出颗粒大小、形状不一, 并且分布并不均匀。在建模之前, 首先把图 2 依据标尺还原为原始尺寸, 然后依照图中增强颗粒的分布规律建立胞元模型, 见图 2b。对比分析表明, 颗粒的位置、大小、轮廓非常相似, 只是在图中省略掉了一些非常小的颗粒, 在设置有限元单元类型时, 采用平面应力单元, 其网格模型如图 2c 所示。

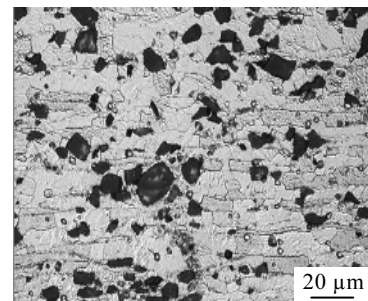


图 1 SiC 颗粒增强铝基复合材料微观组织
Fig.1 Microstructure of MMC with SiC particle

收稿日期: 2009-01-08

基金项目: 中国航空基础科学基金 (03H53048)资助

作者简介: 张 鹏, 男, 1977 年生, 博士生, 西北工业大学材料学院, 陕西 西安 710072, 电话: 029-88474117, Email: nsdi@mail.nwpu.edu.cn

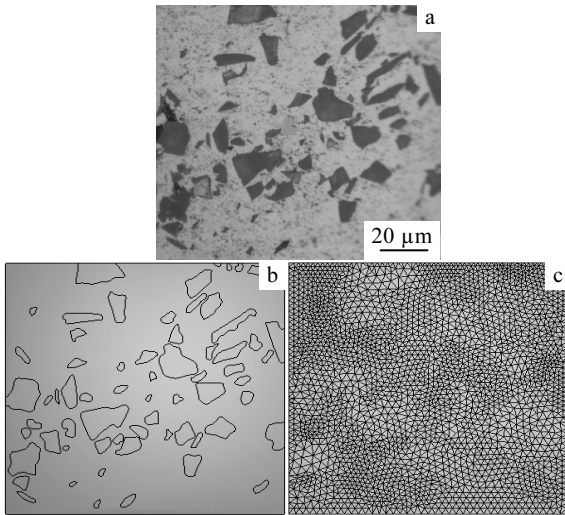


图 2 模拟选金相样本(a)、胞元模型(b)及网格模型(c)显微照片

Fig.2 Microstructure-based FEM (a), cell model (b), and mesh for simulation (c)

2.2 边界条件

模型底边施加边界条件 $U_y=0$, 另外 3 个边为自由边界。所加载荷为温度 20~495 °C 之间的温度循环, 循环次数为 3, 并且循环温度与时间的关系如图 3 所示。

2.3 材料参数

复合材料由 Al 和 SiC 组成, 在计算中, SiC 视为弹性体, Al 视为弹塑性体, 其材料参数见参考文献[7]。

2.4 数据处理

为了分析胞元所代表的复合材料的流变应力, 采用如下公式对所得到的模拟数据进行处理。

$$\sigma_m = \frac{1}{V_m} \left[\sum_i^{N_m} \sigma_{mi} V_{mi} \right], \quad \sigma_c = \frac{1}{V_c} \left[\sum_k^{N_c} \sigma_{ck} V_{ck} \right]$$

$$\sigma_p = \frac{1}{V_p} \left[\sum_j^{N_p} \sigma_{pj} V_{pj} \right], \quad \varepsilon_c = \frac{1}{V_c} \left[\sum_k^{N_c} \varepsilon_{ck} V_{ck} \right] \quad (1)$$

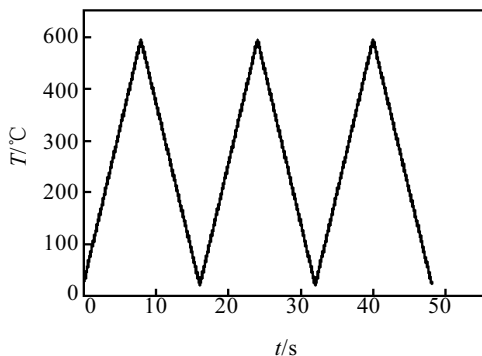


图 3 循环温度与时间变化关系

Fig.3 Temperature against time during thermal cycling

式中, σ_c 为复合材料的流变应力, V_c 为胞元总的单元体积, V_{ck} 为胞元中的第 k 个单元体积, σ_{ck} 为第 k 个单元的平均流变应力, N_c 为胞元总单元数, σ_m 为基体的流变应力, V_m 为胞元基体总单元体积, V_{mi} 为第 i 个基体单元体积, σ_{mi} 为第 i 个基体单元平均流变应力, N_m 为基体总单元数, σ_p 为增强颗粒的流变应力, V_p 为胞元总的增强颗粒体积, V_{pj} 第 j 个增强颗粒单元体积, σ_{pj} 为第 j 个单元平均流变应力, N_p 为增强颗粒总单元数, ε_c 为复合材料的应变, ε_{ck} 为第 k 个单元的应变。

3 模拟结果及其分析

3.1 等效应力及残余热应力分布规律

图 4 为基体在第 1 次热循环中的等效应力分布规律。从图 4 中可以看出, 当温度升到 495 °C 时, 基体中的等效应力分布并不均匀, 其中等效应力的最大值主要分布在颗粒的周围, 并且最大应力在颗粒周围覆盖的区域较广; 当温度由 495 °C 降到 20 °C 时, 可以看到等效应力的最大值仍分布在颗粒的周围, 只是覆盖区域减小了许多。图 5 为增强颗粒在第 1 次热循环中的等效应力分布规律。从图中可以看出温度为 495 °C 时, 显示出高应力的颗粒并不是很多, 当温度降到 20 °C 时, 可以看出颗粒的等效应力普遍升高, 并且具有高应力的颗粒数量也明显增多。基体和增强颗粒中的等效应力分布都带有一定的梯度, 在基体中从颗粒与基体的界面位置向基体内部逐渐变小, 而在颗粒中最小应力并不一定出现在颗粒的中心位置。

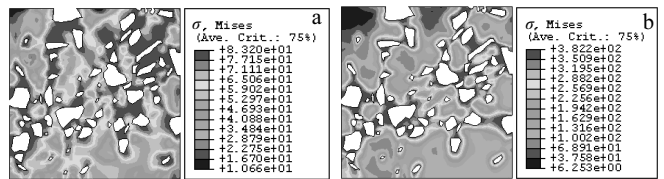


图 4 基体的等效应力

Fig.4 Von Mises effective stress in matrix (MPa): (a) 495 °C and (b) 20 °C

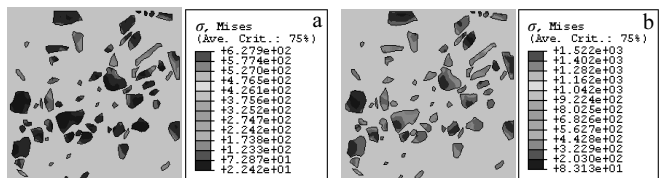


图 5 增强颗粒的等效应力

Fig.5 Von Mises effective stress in particles (MPa): (a) 495 °C and (b) 20 °C

图 6 和图 7 所示为第 1 次冷热循环过程中基体与增强颗粒的主应力 σ_{22} 和 σ_{11} 。以 σ_{22} 为例来研究基体与增强颗粒中的热应力分布规律。当温度升高时,基体和增强颗粒都会发生热膨胀,但是由于基体和增强颗粒的热膨胀系数相差很大,因此基体和增强颗粒便会互相牵制,于是在材料内部形成分布不均匀的热应力,如图 6a 和图 7a 所示。从图中可以看出,热应力在基体与增强颗粒的界面位置处出现最大值,或表现为拉应力,或表现为压应力。对于基体来说,热应力从基体界面向远离界面处逐渐递减,形成梯度分布,对于颗粒来说,热应力在颗粒中也会形成梯度分布,然而对此时基体中的 σ_{22} 观察,可以发现压应力所占的区域比拉应力的要大,根据式(1),计算此时基体材料的应力 σ_{22} 平均值为-17.9 MPa,从而基体的主应力 σ_{22} 整体表现为压应力,而增强颗粒在升温过程中除了边界处的几个颗粒之外,基本上都保持为拉应力,同理,根据式(1),可计算此时增强颗粒的 σ_{22} 的平均值为 69 MPa,从而整体表现为张应力。当温度接着下降时,

基体和增强颗粒都会收缩,其 σ_{22} 的分布如图 6b 和图 7b 所示。从图中可看出基体此时的 σ_{22} 基本上表现为拉应力,根据式(1)计算可得 σ_{22} 的平均值为 94 MPa,增强颗粒的 σ_{22} 基本上表现为压应力,根据式(1)计算可得 σ_{22} 的平均值为-233 MPa。由此可知在整个升温或降温过程中,基体和增强颗粒中拉应力和压应力的差别较大,所以应力分布不均匀,这与文献[8]所述的结论是一致的。

从图 6 和图 7 中也可以进一步分析基体与增强颗粒的应力 σ_{11} ,发现基体与增强颗粒的 σ_{11} 和 σ_{22} 分布规律大同小异,并且同样在升温时基体的 σ_{11} 为负值,增强颗粒为正值,而降温时,基体表现为正应力,颗粒表现为压应力。因此根据静水应力的计算公式,可知在升温时,基体的静水应力表现为压应力,增强颗粒表现为拉应力;而降温时,基体的静水应力表现为拉应力,增强颗粒表现为压应力。众所周知,应力三轴度是静水应力和等效应力的比值,静水应力所表现出来的应力性质就决定了应力三轴度的拉压性质,从而决定了材料的潜在失效危险[9]。

在此基础上,根据式(1),计算各循环下基体与增强颗粒的加热和冷却中的热应力 σ_{22} 的平均值,如图 8 所示。从图中可以看出,从第 2 次循环开始,随着循环次数的增加,基体和增强颗粒中的残余热应力逐渐趋于稳定,即使有变化,幅度也不大,并且稳定之后基体的热应力比第 1 次循环结束时的应力要大,即基体中的压应力相对在逐渐减小,这是由于在热循环中,温度变化较大使热应力达到较高值时,会使基体与增强颗粒界面处的基体中发生微塑性变形,使热应力得到部分松弛[10]。

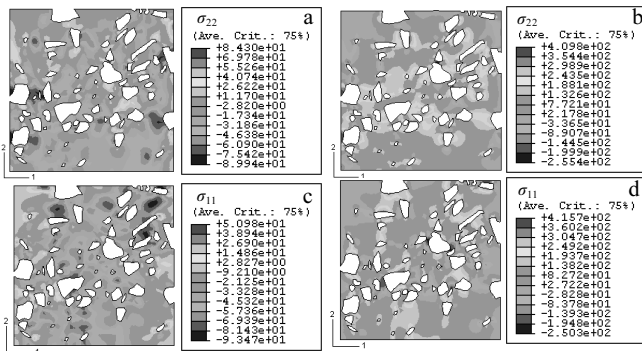


图 6 基体的主应力 σ_{22} 、 σ_{11}

Fig.6 Principle stress in matrix σ_{22} (MPa): (a) 495 °C and (b) 20 °C; σ_{11} (MPa): (c) 495 °C and (d) 20 °C

3.2 低体积分数下的应力分布规律

为了进一步分析颗粒的体积分数变化对热应力及应变的影响,把原始模型图 2a 中的一些颗粒删除,改变颗粒的体积分数,并统计改变后的模型中基体的单元体积 V_m ,增强颗粒单元体积 V_p ,计算出变化之后的模型颗粒体积分数为 11.7%,并再次采用温度循环 20~495 °C 进行计算。图 9 为体积分数 11.7% 时第 1 次冷热循环中基体的等效应力分布规律,对比图 9 和图 4 可以发现,体积分数减少之后的模型,颗粒之间的间距逐渐拉开,显得分布比较均匀,而基体的等效应力分布通过对比发现也变得均匀多了,但是应力的最大值仍然分布在较大颗粒的周围,并且分布区域较广,而小颗粒周围的最大等效应力分布区域就要小很多,这说明大颗粒对于基体的热应力分布具有重要影响。图 10 显示的是增强颗粒的等效应力分布规律。与图 5 对比之后发现,增强颗粒中等等效应力分布的梯度性都有所减弱,说明在颗粒中等等效应力的分布也同样变均匀了。

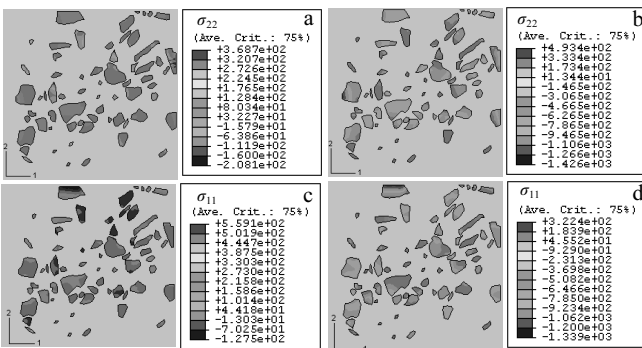


图 7 增强颗粒的主应力 σ_{22} 、 σ_{11}

Fig.7 Principle stress in particles σ_{22} (MPa): (a) 495 °C and (b) 20 °C; σ_{11} (MPa): (c) 495 °C and (d) 20 °C

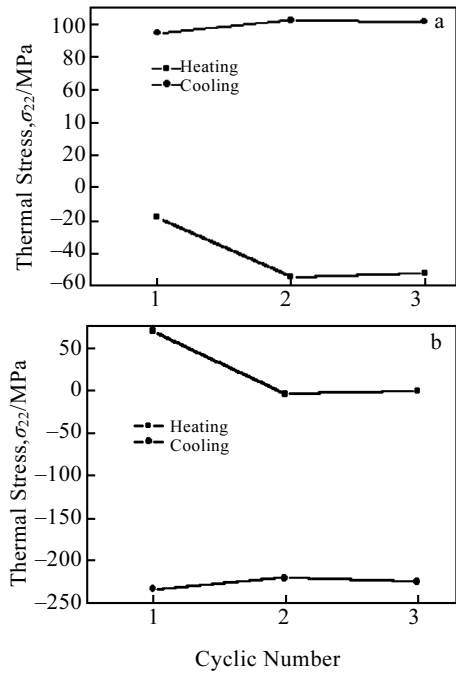


图 8 基体与增强颗粒的 σ_{22} 与循环次数关系

Fig.8 Curves of σ_{22} in matrix and particles vs cyclic number:

(a) matrix and (b) particles

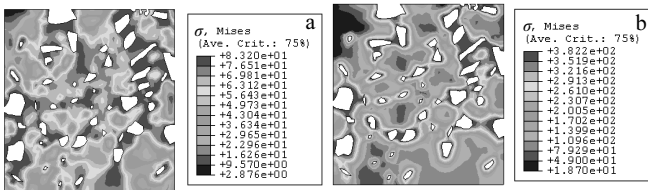


图 9 体积分数 11.7% 时基体的等效应力

Fig.9 Von Mises effective stresses in matrix at volume fraction of 11.7% (MPa): (a) 495 °C and (b) 20 °C

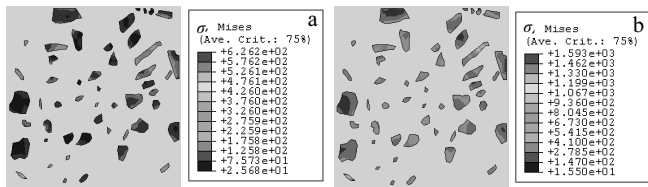


图 10 体积分数 11.7% 时增强颗粒的等效应力

Fig.10 Von Mises effective stresses in particles at volume fraction of 11.7% (MPa): (a) 495 °C and (b) 20 °C

图 11 和图 12 显示的是第 1 次冷热循环中体积分数为 11.7% 时基体与增强颗粒的 σ_{22} 和 σ_{11} 。对比图 10 和图 6、图 12 和图 7，可以看出基体与增强颗粒的 σ_{22}

分布规律是相同的，由此也可以推断出基体和增强颗粒的 σ_{11} 分布规律也是相同的，不同的地方在于体积分数减少之后，基体和增强颗粒中的热应力分布梯度性都减弱了，说明各方向主应力也变均匀了。

图 13 为体积分数 11.7% 时基体与增强颗粒的热应力 σ_{22} 随循环次数的变化关系。从图中可以看出，基体和增强颗粒在循环的加热和冷却阶段的残余热应力 σ_{22} 在第 2 次循环之后也逐渐变稳定了，与图 8 具有相似的变化趋势，在对比中也可以发现，体积分数减小之后，基体和增强颗粒的热应力从第 1 次循环向第 2 次循环过渡的过程中变化的幅度也减小了很多，并且 3 次循环的热应力相差都不大，数值比较均匀，这可能与体积分数减少之后，由于热膨胀系数不同而产生的热应力下降有关，从而使基体和增强颗粒的应力分布变均匀了。

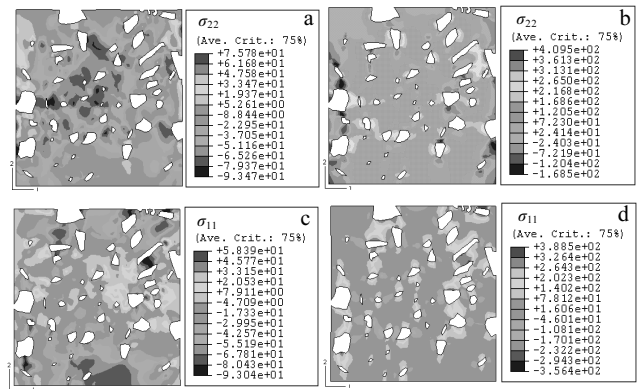


图 11 体积分数 11.7% 时基体的主应力 σ_{22} 、 σ_{11}

Fig.11 Principle stresses in matrix at volume fraction of 11.7% σ_{22} (MPa): (a) 495 °C and (b) 20 °C; σ_{11} (MPa): (c) 495 °C and (d) 20 °C

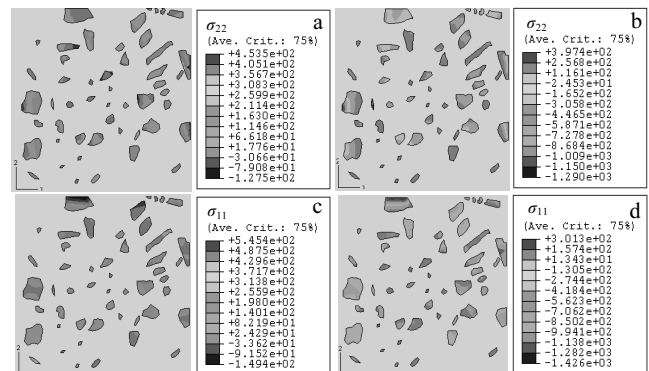


图 12 体积分数 11.7% 时增强颗粒的主应力 σ_{22} 、 σ_{11}

Fig.12 Principle stresses in particles at volume fraction of 11.7% σ_{22} (MPa): (a) 495 °C and (b) 20 °C; σ_{11} (MPa): (c) 495 °C and (d) 20 °C

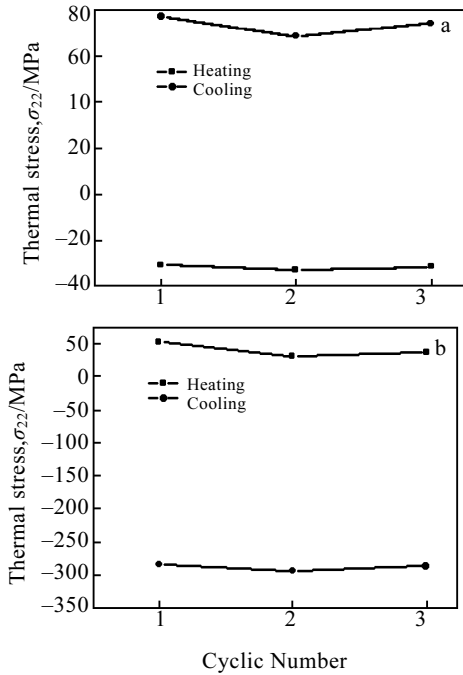


图 13 体积分数 11.7% 时基体与增强颗粒的 σ_{22} 与循环次数关系
 Fig.13 Curves of σ_{22} in matrix and particles vs cyclic number at volume fraction of 11.7%: (a) matrix and (b) particles

3.3 应变滞后回线

体积分数为 15% 和 11.7% 的 2 种分布下的复合材料经过 3 次冷热循环的应变-温度曲线如图 14a, 14b 所

示。通过与同体积分数下的试验结果进行对比, 可知其规律吻合得较好, 由图中可以看出, 虽然 2 种复合材料的体积分数不同, 但是应变-温度曲线却具有一些相同的特点: 在第 1 次循环结束后, 两者都产生了程度不同的残余应变, 这主要是由于基体材料在经历冷热循环的过程中, 基体的应力状态不断发生变化, 在加热阶段, 基体内的残余应力主要表现为压应力, 而冷却时, 以张应力为主, 但是两者的增量在变化中却不能互相抵消, 于是循环结束时, 便在基体中产生了残余应变; 其次可以看到 3 次冷热循环都产生了应变滞后现象, 并形成了应变回线^[11]。

通常颗粒增强金属基复合材料由于其耐磨性好, 所以常常被制造为各种制动元件, 因此在工作中经常承受温度的冷热循环, 出现疲劳现象。由滞后环的面积大小就可以预测该复合材料在经历温度循环时的疲劳寿命。为了对不同体积分数的复合材料做对比, 特取出每种材料第 1 次循环的应变回线, 如图 14c 所示。从图中可以看出, 体积分数为 11.7% 的复合材料所具有的滞后环面积和残余应变都比体积分数为 15% 的要大一些, 这说明体积分数为 11.7% 的复合材料具有较大的内耗功和较低的疲劳寿命。这主要是由于 SiC 颗粒的体积分数越高, 在温度变化过程中, 增强颗粒对基体的膨胀会产生较大的阻碍作用, 因此高体积分数下的复合材料在热循环过程中可以表现出较好的热稳定性。

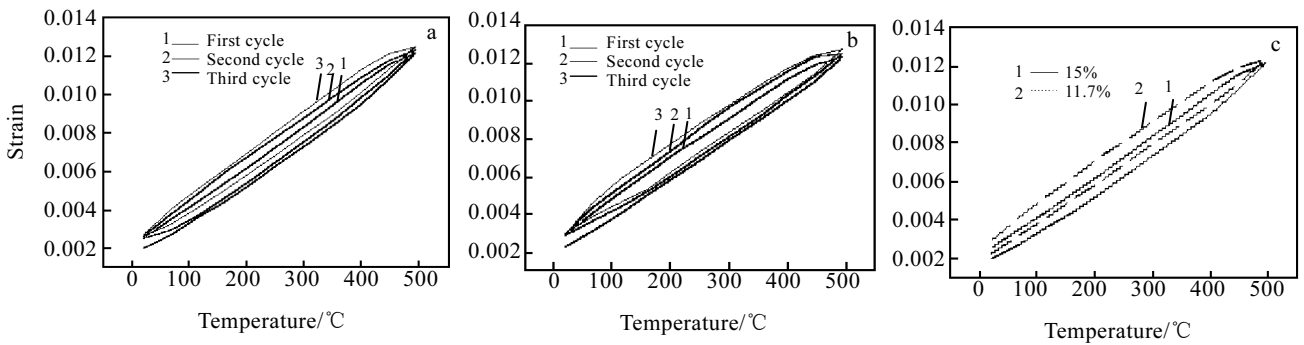


图 14 热循环应变-温度和第 1 次循环的应变-温度曲线

Fig.14 Thermal strain response curves with volume fraction 15% (a) , 11.7% (b) and thermal strain response curves for first cycling (c)

4 结 论

1) 循环的升温阶段, 基体整体表现为压应力, 增强颗粒表现为拉应力, 而降温阶段正好相反。当颗粒体积分数降低后, 发现基体和增强颗粒中的应力分布变均匀了。

2) 第 2 次循环开始, 基体和增强颗粒的热应力逐

渐趋于稳定。

3) 高体积分数下的复合材料具有较好的热稳定性。

参考文献 References

[1] Elomari S, Skibo M, Sundarraj A. *Composites Science and Technology*[J], 1998, 58: 369
 [2] Elomari S, Boukhili R, Lloyd D J. *Acta Metallurgica*[J], 1996,

- 44: 1873
- [3] Chawla N, Williams J J, Saha R. *Journal of Light Metals* [J], 2002, 2: 215
- [4] Yu Lanlan(于兰兰), Mao Xiaonan(毛小南), Zhao Yongqing(赵永庆) *et al. Rare Metals Letters*(稀有金属快报)[J], 2006, 25: 1
- [5] Tran Huu Nam, Guillermo Requena. *Composites Part A*[J], 2008, 39: 856
- [6] Huber T, Degischer H P. *Composites Science and Technology*[J], 2006, 66: 2206
- [7] Li Fengzhen(李凤珍), Han Yuanyuan(韩媛媛), Zhang Deming(章德铭), *Journal of Harbin Institute of Technology* (哈尔滨理工大学学报)[J], 2004, 6: 64
- [8] Jiang Chuanhai(姜传海) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2000, 36(5): 555
- [9] Shen H, Lissenden C J. *Materials Science and Engineering A* [J], 2002, 338: 271
- [10] Tan Sheyu(汤舍予). *Research and Explore of Laboratory*(实验室研究与探索)[J], 2003(4): 38
- [11] Wu S Q, Wei Z S. *Composites Science and Technology*[J], 2000, 60: 2873
- [7] Li Fengzhen(李凤珍), Han Yuanyuan(韩媛媛), Zhang Deming

Thermal Cycling Behavior of Aluminum Matrix Composites Reinforced with SiC Particles

Zhang Peng, Li Fuguo

(Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: A finite element modeling based on the actual microstructure is established to analyse the thermal cycling behavior of metal Al matrix composites (MMC). The distribution of Von Mises effective stress and principle stress is presented, and the results show that during the heating, the thermal stress is negative in matrix, but positive in particles; during the cooling, the thermal stress is positive in matrix, but negative in particles. Simultaneously, the principle stress σ_{22} after three thermal cycles is calculated to be steady after the two cycles. The effect of volume fraction on the thermal cycles is analysed in the cell model, finding that the distribution of von Mises stress is more uniform than the previous model. Through comparison, it is shown that the composites with high volume particle fraction possess a higher dimensional stability.

Key words: particles reinforced Al matrix composite; microstructure; thermal cycling; thermal stress

Biography: Zhang Peng, Candidate for Ph. D., School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an, 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-88474117, E-mail: nsdi@mail.nwpu.edu.cn