

# 非连续增强金属基复合材料的热残余应力

胡明<sup>1</sup> 费维栋<sup>2</sup>

(1 佳木斯大学材料科学与工程学院,佳木斯 154007)

(2 哈尔滨工业大学材料科学与工程学院,哈尔滨 150001)

**文 摘** 详细地论述了非连续增强金属基复合材料热残余应力的产生、松弛机理以及热残余应力对材料组织和性能的影响,并预测了今后的发展方向。指出增强体与基体的线膨胀系数之差、界面结合和温度变化是产生热残余应力的必要条件,非连续增强金属基复合材料的热残余应力的松弛将使得金属基复合材料基体内的位错密度增加,热残余应力使复合材料的拉伸强度降低。

**关键词** 非连续增强金属基复合材料,热残余应力,微观组织,性能

## Thermal Residual Stress in Discontinuous Reinforced Metal Matrix Composites

Hu Ming<sup>1</sup> Fei Weidong<sup>2</sup>

(1 Jiamusi University, Jiamusi 154007)

(2 Harbin Institute of Technology, Harbin 150001)

**Abstract** The current states of the generation, relaxation and effects on the microstructures and properties of thermal residual stress in DRMMCs are reviewed in this paper. The development of thermal residual stress for DRMMCs is predicted. Only when the difference of coefficients of thermal expansion and temperature gap and good bonding interfaces appear at the same time, thermal residual stress occurs in the DRMMCs. The relaxation of thermal residual stress increases the dislocation density, and thermal residual stress reduces the tensile yield strength.

**Key words** Discontinuous reinforced metal matrix composite, Thermal residual stress, Microstructure, Property

### 1 引言

非连续增强金属基复合材料(DRMMCs)既能发挥金属和陶瓷各自的优势,又在材料的成分、组织和性能上具有很大的可设计性,而且性能优异,如高的比强度、比模量和良好的耐高温、导电、导热性能及较低的线膨胀系数,在航空、航天及汽车等领域具有广泛的应用前景<sup>[1]</sup>。

鉴于此,众多材料研究者投入大量精力探讨了非连续增强金属基复合材料宏观变形机理和强化行为,在材料的界面结构、屈服强度、断裂强度、高温压

缩变形行为和超塑性方面取得了许多成果<sup>[2~4]</sup>。尽管关于非连续增强金属基复合材料热残余应力的研究很多,但是系统总结这方面工作的文献尚未见到。

本文详细地论述非连续增强金属基复合材料热残余应力产生、松弛机理以及对材料组织和性能的影响,并预测今后研究的发展方向。

### 2 热残余应力产生及主要影响因素

#### 2.1 热残余应力的产生条件

增强体与基体的线膨胀系数之差、增强体与基体的强界面结合和温度变化是产生热残余应力的必

收稿日期:2003-12-22

作者简介:胡明,1962年出生,教授,主要从事铝基复合材料的研究工作

宇航材料工艺 2005年 第1期

— 15 —

要条件。

一般而言,同样温度下金属和合金的线膨胀系数远大于陶瓷,因此非连续增强金属基复合材料中不可避免地产生陶瓷增强体与基体热膨胀的差异。例如, SiC 颗粒增强铝基复合材料中,两者线膨胀系数之比为 7 : 1。通常,复合材料中热残余应力随两相线膨胀系数差值的增加而增大。

复合材料的界面是产生热残余应力的主要条件之一。曹利等人<sup>[5]</sup>在 SiC<sub>w</sub>/6061Al 复合材料断口观察到每一个被拔出晶须的表面都覆盖有一层铝,这说明晶须与基体界面结合良好。Flom 等人<sup>[6]</sup>通过研究低体积分数的 SiC<sub>w</sub>/Al 复合材料,指出 SiC<sub>w</sub>/Al 复合材料界面结合强度的下限为 1.7 GPa,说明 SiC<sub>w</sub> 与铝界面属于强界面结合。

温度变化是热残余应力产生的又一重要条件。

$$\sigma_m = V_f E_f E_m (S - D) \{ (E_m - E_f) [S - V_f (S - D)] - E_m \}^{-1} T \quad (1)$$

式中,  $V_f$  为增强体的体积分数,  $E_f$ 、 $E_m$  分别是短纤维和基体的弹性模量,  $S$  为 Eshelby 张量大小,  $D$  为等效张量值,  $T$  为应变。

当纤维在复合材料基体中随机排列时,基体内平均热残余应力  $\sigma_m$  可表示为:

$$\sigma_m = A \cdot T \quad (2)$$

式中,  $A$  为与增强体模量和体积分数有关的常数,  $T$  为应变,可以表示为:

$$T = (\alpha_m - \alpha_f) \cdot T \quad (3)$$

式中,  $\alpha_m$ 、 $\alpha_f$  分别是基体和增强体的线膨胀系数,  $T$  为温差。短纤维中的热残余应力可以通过下面的公式求得:

$$\alpha_f V_f + \alpha_m V_m = 0 \quad (4)$$

以上各式中,  $V$  为体积分数,下角标  $f$ 、 $m$  分别表示短纤维和基体。

## 2.2 影响热残余应力的主要因素

非连续增强金属基复合材料中的热残余应力主要受增强体体积分数、分布、形状和长径比等因素的影响。

增强体的体积分数可以影响热残余应力的大小及应力状态。Kim 等人<sup>[9]</sup>发现,当陶瓷粒子体积分数低到可以忽略陶瓷颗粒间的相互作用时,复合材料基体内存在平均残余压应力;增大颗粒体积分数,

非连续增强金属基复合材料在制备和随后的热处理过程中,不可避免地发生较大的温度变化。Ledbetter 和 Austin<sup>[7]</sup>认为,即使很小的温度变化也会在复合材料内产生很大的热残余应力。Arsenault 等人<sup>[8]</sup>认为,并不是在整个冷却过程中,复合材料均有热残余应力产生;只有在热残余应力低于基体屈服应力时,热残余应力才会被保存下来。由于基体合金的屈服强度随温度的升高而显著降低,热错配应力将通过位错增殖的方式得以松弛<sup>[9]</sup>。

为详细地解释热残余应力的产生,众多的学者利用 Eshelby 等效夹杂方法<sup>[10]</sup>、有限元技术<sup>[11]</sup>以及改进后的剪切滞后模型<sup>[12]</sup>,计算了基体和纤维的平均热残余应力。Wither 等人<sup>[11]</sup>利用 Eshelby 等效夹杂方法计算了定向排列的短纤维增强非连续增强金属基复合材料中基体内平均应力,其表达式为:

基体由平均压应力过渡到平均残余拉应力。连建设等人<sup>[13]</sup>对 SiC<sub>w</sub>/Al 经过 T6 处理后复合材料的研究表明,随增强相体积分数和长径比增加,基体中残余拉应力和增强体中残余压应力均增大。Taya 等人<sup>[14]</sup>研究了 SiC 短纤维增强铝基复合材料中纤维长径比对热残余应力的影响。结果表明,纤维长径比越大则复合材料中热残余应力越大,但当纤维长径比超过 20 : 1 以后,复合材料中热残余应力随长径比的变化不明显,说明此时材料已处在基体应力松弛的临界状态。Townly 等人<sup>[15]</sup>的研究表明,复合材料经挤压后颗粒沿挤压方向排列可降低颗粒的偏聚,导致残余应力的分布发生变化,即残余应力沿颗粒轴向的应力分量较径向分力大。

## 2.3 热残余应力的松弛机理

随着复合材料的冷却降温,其热错配应力越来越大。当热错配应力大于基体的屈服强度,即满足 Von Mises 屈服判据时,热错配应力就要以基体塑性变形的的方式进行松弛;低于基体屈服强度部分的应力就会以热残余应力的形式保存下来。

目前,普遍认为复合材料中热错配应力松弛是由基体中的位错冲孔来实现的。Taya 等人<sup>[14]</sup>研究了短纤维复合材料热错配应力松弛和位错冲孔的过程,认为纤维末端应力集中最大,位错冲孔沿纤维轴

向进行。Eggeler等人<sup>[16]</sup>研究了短纤维增强非连续增强金属基复合材料加热和冷却过程中基体位错冲孔和位错运动的模型。位错冲孔受到短纤维长径比的限制,长径比较高的短纤维可导致位错冲孔的阻力增加。

### 3 热残余应力对复合材料微观组织、变形和性能的影响

#### 3.1 对微观组织的影响

复合材料中热错配应力大于基体的屈服强度时,部分热错配应力就要松弛,基体内就会产生大量组态复杂的位错。试验表明,热错配应力松弛的结果导致基体中位错密度比未增强铝合金的高1~2数量级<sup>[9]</sup>。Ashby和Johnson<sup>[17]</sup>认为短纤维和颗粒增强复合材料中基体的位错冲孔是热错配应力释放的主要机制,界面处基体内高密度位错是应力松弛的结果。Chawla和Metzger<sup>[18]</sup>发现,Cu-W复合材料界面处位错密度高达 $4 \times 10^{12} / \text{m}^2$ ,且位错密度随界面距离的增加而减少。Lee<sup>[19]</sup>预测了SiC<sub>p</sub>/Al复合材料中由于热错配应力而产生的位错。Ashby<sup>[20]</sup>预测了不变形的硬粒子为协调周围韧性基体的变形而产生的位错,并称之为“几何需要”位错。Arsenault及Shi<sup>[21]</sup>的研究表明,基体冲孔的位错密度与热错配应变成正比。Arsenault<sup>[22]</sup>利用TEM观察SiC晶须和颗粒增强6061铝基复合材料的微观结构。发现基体位错密度在 $(1 \sim 4) \times 10^{14} / \text{m}^2$ ,位错易在晶须周围的基体内偏聚,形成小角度晶界。Vogelsang<sup>[22]</sup>等用原位高压电子显微镜分析SiC/Al复合材料中的位错密度约为 $3 \times 10^{13} / \text{m}^2$ 。同时,发现SiC/Al复合材料中位错密度增殖受SiC形状和尺寸的影响。由于基体有效屈服应力与颗粒尺寸成反比,较小的SiC<sub>p</sub>增强复合材料中的热错配应力低于位错增殖的有效屈服应力,从而导致基体内的位错密度较低;当颗粒尺寸较大时,基体内位错密度较高。对于具有一定长径比的增强体,位错在尖角处的增殖远高于侧面的增殖。复合材料中基体内位错密度随增强相体积分数的增加而增加,并且缠结程度增加。

许多试验表明,增强体的加入并没有改变基体的时效过程,但使时效加速。复合材料中热残余应力对时效析出影响的研究不多。Dutta<sup>[23]</sup>认为SiC<sub>w</sub>/6061Al复合材料中热残余应力对时效的加速

作用来源于对固溶元素扩散的加速作用,受增强体的尺寸和位错密度梯度影响。残余应力对时效作用的增加随增强相尺寸增加而降低。基体内高密度位错的存在,一方面可以为析出相的非均匀形核提供有利位置,提高了形核率,缩短了形核孕育期;另一方面,增加了扩散通道,提高了扩散速度,促进了析出相的长大,从而加速了时效。Yilmaz<sup>[24]</sup>的研究表明,当ZrW<sub>2</sub>O<sub>8</sub>增强Cu基复合材料的热错配应力较大时,可以引起 $\beta$ -ZrW<sub>2</sub>O<sub>8</sub>向 $\alpha$ -ZrW<sub>2</sub>O<sub>8</sub>的相变。

#### 3.2 对局部塑性变形的影响

当复合材料中热错配应力大于基体的屈服强度,基体将通过塑性变形的方式松弛部分热错配应力。塑性变形虽仅发生在基体的局部区域,但对材料的影响不可忽视。

连建设<sup>[25]</sup>发现,塑性应变总是首先在纤维周围靠近纤维端部发生,并随应变的增加向基体中部扩展。当应变达到 $4.82 \times 10^{-3}$ 时,基体的平均应力在整个纤维长度上达到基体的屈服强度,整个基体进入塑性变形。结果还表明,短纤维增强非连续增强金属基复合材料的塑性行为具有明显的不均匀性,基体和纤维存在明显的应力传递和应变分配。随纤维体积分数和长径比的增加,应力传递增加,而后趋于稳定;应变分配变小,变形向等向应变状态转变。Kim等人<sup>[9]</sup>比较详细地研究了球形粒子增强铝基复合材料中塑性区的尺寸。Dunand等人<sup>[26]</sup>研究了球形和圆柱形两种增强相,在考虑和不考虑基体应变强化的情况下基体的塑变行为,并得出了不同形状的SiC颗粒周围的塑性区半径。

Gamong<sup>[27]</sup>研究了共晶复合材料中由热应力引起的弹塑性变形行为。假定基体中的应力和应变是均匀的,计算出基体中的塑性应变在0.4%左右。Mehan<sup>[28]</sup>计算了Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>纤维增强复合材料中界面处的应变为1.6%。Flom<sup>[6]</sup>研究SiC<sub>w</sub>/Al复合材料中由热应力引起的SiC<sub>w</sub>周围基体的塑性变形。晶体中的变形由滑移产生,塑性应变由滑移线的数量及每组滑移线间距求得。研究进一步表明:当温度升高到373 K时,滑移线出现,随温度升高,滑移带密度增加;在573 K时,滑移带密度达到最大;在533 K时,新的断开的线开始形成;约在653 K时,可以清楚地看到,基体与SiC<sub>w</sub>分离;在693 K时,滑移带开始变得模糊;当温度达到853~873 K,所有

滑移带逐渐消失。

此外,还有众多的学者用各种模型研究复合材料热载荷下的微塑变。A. Roatta 等人<sup>[29]</sup>利用扩展了的 Eshelby 模型,研究了增强相的体积分数和形状对复合材料局部塑变的影响,并强调了增强体相互作用的重要性。作者认为球状颗粒、椭球(短纤维)和盘状增强的复合材料基体产生塑性变形的最低温差分别为为 -44、-36 和 -37。各种增强体周围基体局部塑变随增强体的形状、体积分数和所经历温差而变化。增强相周围基体等效塑性应变随距界面距离增加而减小。随增强相体积分数的增加,每个增强相周围基体塑变区尺寸减小,但累加的局部塑变量增加。

### 3.3 对力学性能的影响

热残余应力对短纤维增强金属基复合材料性能最重要的影响是它导致屈服强度的不对称。Wither 等人<sup>[11]</sup>基于 Eshelby 模型,给出了压缩与拉伸屈服强度的表达式,作者认为正是复合材料中基体的残余拉应力导致材料拉伸屈服强度的降低;同时,提高了压缩屈服强度。Prangnell 等<sup>[30]</sup>在对 20% SiC<sub>w</sub>/2024Al 复合材料进行拉伸和压缩变形时发现,该材料的压缩屈服强度  $\sigma_{2c}$  高达 550 MPa,比拉伸屈服强度高 90 MPa。研究还发现,材料的微屈服强度  $\sigma_y^*$  明显低于均质材料中的屈服强度  $\sigma_{0.2}$ 。原因是均质材料中的  $\sigma_{0.2}$  无法区别起始屈服与高速率加工硬化率。研究进一步发现,晶须增强铝基复合材料的起始拉伸屈服强度  $\sigma_{ys}^*$  高于起始压缩屈服强度  $\sigma_{yc}$ ;而拉伸的屈服强度  $\sigma_{0.2c}$  却低于压缩时的屈服强度  $\sigma_{0.2c}$ ,拉伸与压缩应力应变曲线呈现非对称性。同时,热残余应力也是产生非连续增强金属基复合材料包申格效应的主要原因。江中浩等人<sup>[31]</sup>基于改进的剪切滞后模型推导出了在热残余应力作用下材料拉伸和压缩屈服强度的表达式,表达式计算结果与试验结果吻合很好。研究还发现<sup>[30]</sup>,热残余应力影响压缩屈服强度不明显,但明显降低拉伸屈服强度。热残余应力主要通过影响应力传递或纤维应力的大小来影响复合材料的屈服强度。复合材料中热错配应力松弛的结果使得基体中产生高密度位错,导致基体合金被强化,从而使复合材料屈服强度提高的现象已被众多的研究证实。其强化效果可用下式描述<sup>[32]</sup>:

$$\sigma_{CTE} = \sigma_0 \cdot G \cdot b \cdot \sqrt{\rho} \quad (5)$$

式中,  $\sigma_0$  为常数,  $G$  为基体合金剪切模量,  $b$  为柏氏矢量大小,  $\rho$  为基体平均位错密度。

## 4 结语

目前,非连续增强金属基复合材料在航空、航天及汽车工业上的应用已经进入实用化阶段,这对材料热残余应力的控制、尺寸稳定性、微屈服强度和屈服强度等提出了更高的要求。对热残余应力的研究,一方面,应建立更加真实反映各种复杂形状以及混合增强复合材料的热残余应力的模型;另一方面,应探讨原位生成复合材料等新型复合材料热残余应力变化规律及对微观组织和性能的影响。

## 参考文献

- 1 吴人洁. 非连续增强金属基复合材料的发展现状及应用前景. 航空制造技术, 2001; (3): 20 ~ 22
- 2 Ress D W A. Deformation and fracture of metal matrix particulate composites under combined loadings. Composites Part A, 1998; 1, 2(29): 171 ~ 182
- 3 Dai L H, Ling Z, Bai Y L. Size-dependent inelastic behavior of particle-reinforced metal matrix composites. Composite Science and Technology, 2001; 8(61): 1 057 ~ 1 063
- 4 Helge Heinrich, Alessandro Vananti, Gomot Kostorz. Strain fields at interfaces of Al-based metal matrix composites. Materials Science and Engineering A, 2001; 319 ~ 321: 434 ~ 438
- 5 Cao L, Geng L, Yao C K et al. Interface in silicon carbide whisker reinforced aluminum composites. Scripta Metall, 1989; 23: 227 ~ 231
- 6 Flom Y, Arsenault R J. Interfacial bonding strength in an aluminum alloy 6061Al-SiC<sub>w</sub> composite. Mater Sci Eng, 1986; 77: 191 ~ 197
- 7 Ledbetter H M, Austin M W. Internal strain(stress) in a sical particle reinforced composite: an X-ray diffraction study. Mater Sci Eng, 1987; 81: 53 ~ 61
- 8 Arsenault R J, Shi N. Dislocation generation due to differences between the coefficients of thermal expansion. Mater Sci Eng, 1986; (81): 175 ~ 187
- 9 Kim C T, Lee J K, Plichta M R. Plastic relaxation of the thermal plastic stress in aluminum/ceramics composite. Metall Trans, 1990; 21A(3): 673 ~ 681
- 10 Eshelby J D. The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion and related problem. Proc Roy Soc, 1957; A241: 376 ~ 396

- 11 Wither J, Stobbs W M, Pedersen O B. The application of the Eshelby method of internal stress determination to short fiber metal matrix composites *Acta Metall*, 1989; 37 (11): 3 061 ~ 3 084
- 12 Rotta A, Bolmaro R E. An Eshelby inclusion based model for the study of stress and plastic strain localization in metal matrix composite: generation formation and its application to round particle *Materials Science And Engineering A*, 1997; 229: 182 ~ 191
- 13 连建设, 江中浩, 杨德庄和董尚利. 短纤维增强非连续增强金属基复合材料应力分布的剪切滞后分析. *复合材料学报*, 1999; 16 (4): 94 ~ 101
- 14 Taya M, Mori T. Dislocation punched ~ out around a short fiber in a short fiber metal matrix composite subjected to uniform temperature change. *Acta Metall Mater*, 1987; 35 (1): 155 ~ 162
- 15 Townly J, Holden T M, Clarke P, Boyd J D, Loyd D J. Residual stresses in particulate reinforced metal matrix composites. In: *Proceeding of ICCM-10, Canada, 1995*; 385 ~ 392
- 16 Egger G F, Earthman J C. Dislocation fiber interactions in short fiber reinforced metal matrix composites during creep and during thermal cycling *Scripta Materialia*, 1998; 38 (2): 341 ~ 348
- 17 Ashby M F, Johnsen L. On the generation of dislocation as misfitting particulate in ductile matrix *Phil Mag*, 1969: 1 009 ~ 1 022
- 18 Chawla K K, Metager M. Initial dislocation distributions in W fiber Cu composites *J. Mater Sci*, 1972; (7): 34 ~ 39
- 19 Lee J K, Eamme Y Y, Aaronson H I et al. Plastic relaxation of the transformation strain energy of a misfitting spherical precipitate: ideal plastic behavior *Metall Trans*, 1980; 11 (A): 1 837 ~ 1 847
- 20 Ashby M F. Quantitative observation of misfit dislocation arrays in short fiber reinforced metal matrix composite. *Phil Mag*, 1970; 21: 399 ~ 411
- 21 Arsenault R J, Shi N. Dislocation generation due to differences between the coefficients of thermal expansion *Materials Science and Engineering A*, 1986; 81: 175 ~ 187
- 22 Vogelsang M, Arsenault R J, Fisher R M. An in situ HREM study of dislocation at SiC/Al interfaces in metal matrix composites *Metall Trans*, 1986; 17A (3): 379 ~ 389
- 23 Dutta I, Bourell D L. A theoretical and experimental study of aluminum alloy 6061-SiC metal matrix composite to identify the operative mechanism for accelerated aging *Mater Sci Eng*, 1989; A112: 67 ~ 77
- 24 Yilmaz Safak. Thermal mismatch stress development in Cu - ZrW<sub>2</sub>O<sub>8</sub> composite investigated by synchrotron X-ray diffraction *Comp. Sci Tech*, 2002; 62: 1 835 ~ 1 839
- 25 连建设, 江中浩, 杨德庄和董尚利. 短纤维增强非连续增强金属基复合材料的热残留及在拉伸和压缩载荷作用下的应力分布. *复合材料学报*, 2000; 17 (1): 46 ~ 50
- 26 Dunand D C, Montensen A. On plastic relaxation of thermal stresses in reinforced metals *Acta Metall Mater*, 1991; 39 (2): 127 ~ 139
- 27 Gammong. Elastic-plastic analysis of deformation induced by thermal stresses in eutectic composite: theory *Metall Trans*, 1974; 5 (10): 2 183 ~ 2 190
- 28 Mehan L. *Metal matrix composite*. ASTM, Spec Tech Publ, 1968: 29
- 29 Roatta A, Tuner P A, Bertinetti M A, Bolmaro R E. An iterative approach to mechanical properties of MMCs at the onset of plastic deformation *Mater Sci Eng A*, 1997; A229: 203 ~ 218
- 30 Prangnell P B, Downes T, Stobbs W M, Withers P J. The deformation of discontinuously reinforced mmcs: the initial yielding behavior *Acta Metall Mater*, 1986; 17A: 379
- 31 江中浩, 连建设, 董尚利, 杨德庄. 短纤维增强非连续增强金属基复合材料的弹性模量和屈服强度不对称的解释. *复合材料学报*, 2000; 17 (1): 51 ~ 55
- 32 Mcelroy R J, Szkopiak Z C. Dislocation-structure strengthening and mechanical thermal treatments of metals *International Materials Reviews*, 1972; 17: 175 ~ 202

(编辑 李洪泉)