

考虑纤维端头脱粘的金属基复合材料 轴向弹塑性拉伸性能的研究*

苏晓风¹ 陈浩然¹

(孙焕纯、唐立民推荐, 1995年 5月11日收到)

摘 要

本文建立在广义自洽有限元迭代平均化方法的基础上, 分析了纤维端头脱粘对SiC晶须增强铝基复合材料的轴向弹塑性拉伸性能的影响。分别计算了不同纤维长径比与体分比下有纤维端头脱粘情况的金属基复合材料的轴向拉伸性能。并与界面完好的情况相对比, 得出了纤维端头脱粘的影响随纤维长径比增大而减小, 和随纤维体分比增大而增大的结论。

关键词 脱粘 金属基复合材料 弹塑性 广义自洽方法 有限元方法

一、引 言

短纤维复合材料所使用的短纤维, 一般是从经过表面处理的连续纤维短切而来, 纤维端头部分是没有经过处理的。由于纤维与基体热膨胀系数的差异, 复合材料在制造过程中容易造成纤维端头脱粘。另外, 在复合材料的使用过程中, 纤维端头处的应力集中往往也会导致纤维端头脱粘。所以, 复合材料在后期使用中的剩余刚度问题是一个令人关注的问题。杨庆生等^[1]曾利用自洽有限元法研究了纤维端头脱粘对复合材料弹性性能的影响。

为了研究金属基复合材料的弹塑性有效性能, 作者在前期工作中发展了广义自洽有限元迭代平均化方法^[2,3]。本文即是建立在此方法基础上, 研究纤维端头脱粘对具有不同微结构的金属基复合材料的轴向弹塑性拉伸性能的影响。

二、广义自洽有限元迭代平均化方法

复合材料在非线性变形过程中, 其组分材料内的应力和应变场以及它们的非线性物理状态是不均匀的。所以, 在有限元分析后, 计算复合材料的有效性能时, 需要对它们进行体积平均化处理。这方面的具体内容请参阅文[2]和文[3]。平均化后的组分内的应力场和组分的本构关系为:

$$d\bar{\sigma}_r(t) = \bar{\mathbf{A}}_r(\bar{\sigma}(t)) d\bar{\sigma}(t) \quad (2.1)$$

* 国家自然科学基金资助项目

¹ 大连理工大学工程力学研究所, 大连 116023

$$d\bar{\epsilon}_r(t) = \bar{S}_r^{ep}(\bar{\sigma}(t))d\bar{\sigma}_r(t) \tag{2.2}$$

其中 r 表示相，即 $r=f$ 表示纤维， $r=m$ 表示基体。 \bar{A}_r 表示平均应力集中张量； \bar{S}_r^{ep} 表示平均增量弹塑性柔度张量； $\bar{\sigma}(t)$ 表示远场应力张量；而 t 表示各参量与历史相关。

一般地，纤维在变形过程中始终保持为弹性状态，而基体则经历弹塑性变形过程。则由公式(2.1)和(2.2)，复合材料的增量弹塑性有效性能可写为：

$$S_c^{ep} = \bar{S}_m^{ep} + V_f(S_f - \bar{S}_m^{ep})\bar{A}_f \tag{2.3}$$

式中 S_c^{ep} 表示复合材料的增量弹塑性柔度张量； S_f 为纤维弹性柔度张量； V_f 是纤维体分比。

若仅研究复合材料的弹塑性拉伸性能，则式(2.3)可以退化为：

$$1/E_c^{ep} = 1/\bar{E}_m^{ep} + V_f(1/E_f - 1/\bar{E}_m^{ep})\bar{a}_f \tag{2.4}$$

其中 \bar{a}_f 是平均应力集中张量 \bar{A}_f 的分量； E_f 是纤维杨氏模量； E_c^{ep} 和 \bar{E}_m^{ep} 分别表示复合材料增量和平平均基体增量拉伸模量。且

$$\bar{E}_m^{ep} = \frac{1}{1/E_m + d\bar{\epsilon}_m^p/d\bar{\sigma}_m} \tag{2.5}$$

式中 E_m 是基体杨氏模量； $d\bar{\epsilon}_m^p$ 和 $d\bar{\sigma}_m$ 分别为基体平均增量 von-Mises 等效塑性应变和等效应力。

广义自洽有限元迭代平均化方法的求解步骤参见文[2]。图1为本文采用的有限元网格。

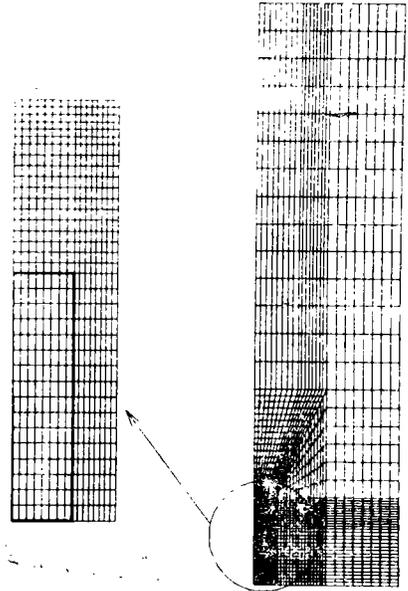


图1 广义自洽有限元迭代平均化方法网格图
左图代表体元放大

三、数值结果与讨论

3.1 数值结果

本文利用广义自洽有限元迭代平均化方法，分别计算了存在纤维端头脱粘的不同纤维长径比 l/d 与体分比 V_f 情况下， SiC_w-Al_{5456} 复合材料的轴向弹塑性拉伸性能，并与纤维端头界面完好的情况进行了比较。同时将上面各种情况的复合材料的弹性模量和比例极限列于表1。组分材料性质为：基体铝(5456)： $E=73GPa$ ， $\nu=0.33$ ， $\sigma_{pl}=241MPa$ (比例极限)， $\sigma_y=259MPa$ (屈服极限)， $n=0.01$ (工作强化指数)；纤维 SiC_w ： $E=485GPa$ ， $\nu=0.2$ 。

表1 SiC_w-Al_{5456} 复合材料的弹性模量与比例极限

| SiC _w | l/d | E(GPa) | | σ _{pl} (MPa) | |
|------------------|-----|--------|-------|-----------------------|------|
| | | 界面完好 | 端头脱粘 | 界面完好 | 端头脱粘 |
| 20% | 1 | 100.5 | 82.0 | 245 | 140 |
| | 4 | 123.1 | 114.5 | 270 | 195 |
| | 8 | 136.1 | 131.9 | 323 | 280 |
| | 16 | 144.8 | 142.9 | 392 | 375 |
| 12% | 4 | 102.1 | 97.2 | 240 | 190 |
| 16% | 4 | 112.6 | 105.8 | 255 | 195 |

3.1.1 纤维端头脱粘在不同纤维长径比情况下对复合材料轴向弹塑性拉伸性能的影响

图2所示为当纤维体分比 V_f 等于20%，长径比 l/d 分别等于1, 4, 8, 16时，复合材料在纤维端头脱粘（用实线表示）和界面完好（用虚线表示）情况下的应力—应变曲线。分析此图并结合表1可知，随着纤维长径比减小，纤维端头脱粘对复合材料的弹性模量、比例极限和工作强化指数的影响迅速加剧，并使得 $l/d=1$ 和4情况的复合材料比例极限远低于基体的比例极限。而 $l/d=1$ 时的复合材料的初始工作强化率亦远低于基体，只在后继强化中，复合材料的工作强化率才超过基体。对于 $l/d=16$ 的情况，纤维端头脱粘的影响是相当微弱的。

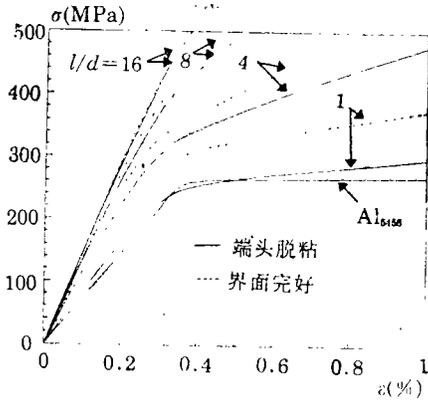


图2 纤维端头脱粘在不同纤维长径比 l/d 下对20%SiC_w-Al₅₄₅₆轴向拉伸性能的影响

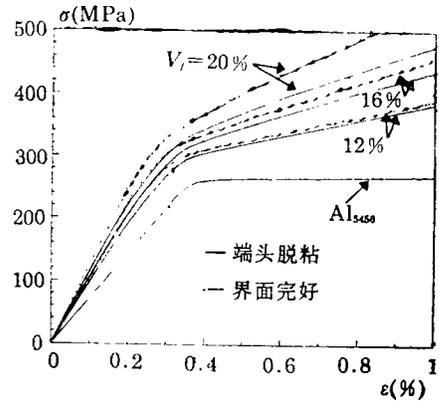


图3 纤维端头脱粘在不同纤维体分比下对SiC_w-Al₅₄₅₆轴向拉伸性能的影响

3.1.2 纤维端头脱粘对不同纤维体分比情况下的复合材料轴向弹塑性拉伸性能的影响

图3所示为当纤维长径比 l/d 等于4，体分比 V_f 分别等于12%，16%和20%时，复合材料在纤维端头脱粘（用实线表示）和界面完好（用虚线表示）情况下的应力—应变曲线。分析此图并结合表1可以看出，纤维端头脱粘对复合材料的弹性模量、比例极限和工作强化指数的影响随纤维体分比减小而减弱。纤维端头脱粘导致了图中三种体分比情况的复合材料比例极限均低于基体。而比较图中各曲线可知，纤维端头脱粘使20%SiC_w-Al₅₄₅₆的弹性模量与界面完好的16%SiC_w-Al₅₄₅₆的弹性模量相近，而比例极限和初始工作强化率则低于后者。

3.2 讨论

随着纤维长径比减小，纤维端头在荷载传递中与抑制基体的塑性变形中起的作用增大。所以，纤维端头脱粘对复合材料轴向弹塑性拉伸性能的影响，随纤维长径比的减小而增大。纤维端头脱粘的影响随纤维体分比减小而减小，是因为脱粘区同时也在减小。

复合材料的弹性模量能够高于基体，是因为荷载可以通过纤维与基体的界面传递给纤维，即荷载传递机制^[4]。所以，数值结果中，存在纤维端头脱粘的20%SiC_w-Al₅₄₅₆的弹性模量与界面完好的16%SiC_w-Al₅₄₅₆的弹性模量相近。

复合材料的弹塑性强化机制，是纤维的存在在基体中产生的大量的三轴应力，抑制了基体的塑性变形^[5]。由于纤维端头处存在应力集中，使得此处基体在早期加载过程中即产生了塑性变形。纤维端头脱粘的存在减弱了纤维对基体塑性变形的抑制作用，基体的塑性变形会从此处迅速地在整个基体中“蔓延”，从而导致了数值结果中某些复合材料的比例极限低于基体的比例极限。并且对于纤维长径比 $l/d=1$ 情况，纤维端头脱粘的影响，严重到复合材料的初

始工作强化率低于基体的程度。但是,纤维的存在毕竟对基体的塑性变形存在抑制作用,所以此种复合材料的后继工作强化率仍然高于基体。

综合上述可以看出,金属基复合材料的弹塑性变形非常丰富,仅用0.2%名义屈服应力 $\sigma_{0.2}$ 来表征其应力—应变响应是相当不完备的。

四、结 论

1. 纤维端头脱粘,对金属基复合材料的轴向弹塑性拉伸性能的影响,随纤维长径比减小而增大,并随纤维体分比减小而减小。

2. 对于纤维长径比较小(≤ 4)的情况,纤维端头脱粘使复合材料的比例极限低于基体。在纤维长径比 $l/d=1$ 时,这种影响会严重到要使复合材料的初始工作强化率低于基体的程度。对于纤维长径比 $l/d>16$ 的情况,纤维端头脱粘的影响可以忽略。

3. 用0.2%名义屈服应力 $\sigma_{0.2}$ 来表征金属基复合材料的应力—应变响应是不完备的。

参 考 文 献

- [1] 杨庆生、陈浩然、唐立民,纤维端头裂纹对复合材料有效性能的影响,大连理工大学学报, 32 (1992), 664—668.
- [2] 陈浩然、苏晓风、郑长良,广义自洽有限元迭代平均化方法,大连理工大学学报, 35(6) (1995), 709—795.
- [3] Chen Haoran, Su Xiaofeng and Zheng Changliang, Elasto-plastic behaviour of short fiber reinforced metal matrix composites, *Proc. of the ICCM-10*, Vancouver, Canada (1995), 1184—1190.
- [4] V. C. Nardone, Assessment of models used to predict the strength of discontinuous Silicon Carbide reinforced Aluminium alloys, *Scripta Metall.*, 21 (1987), 1313—1318.
- [5] T. Christman, A. Needleman and S. Suresh, An experimental and numerical study of deformation in metal-ceramic composites, *Acta Metall.*, 37 (1989), 3029—3050.

A Study of the Elasto-Plastic Axially Tensile Properties of Metal Matrix Composites with Fiber-End Debonding

Su Xiaofeng Chen Haoran

(Research Institute of Engineering Mechanics, Dalian
University of Technology, Dalian, 116023, P. R. China)

Abstract

Based on the generalized self-consistent finite element iterative averaging method, this paper studied the effects of the fiber-end debonding on the axially tensile elasto-plastic properties of SiC whiskers reinforced Aluminium matrix composite for various cases of different fiber's aspect ratios and volume fractions. Compared with the cases of perfect interface, it could be concluded that the effects of fiber-end debonding will become weaker with the fiber aspect ratio increasing and greater as the fiber volume fraction increases.

Key words debonding, metal matrix composites, elastoplasticity, generalized self-consistent method, finite element method