第 16 卷 第 4 期 复 合 材 料 学 报 Vol 16 No. 4
1999 年 10 月 ACTA MATERIAE COMPOSITAE SINICA October 1999

短纤维增强金属基复合材料的弹性模量和屈服强度

江中浩 连建设 董尚利 扬德庄
(吉林工业大学 材料科学与工程学院, 长春 130025) (哈尔滨工业大学 材料科学与工程学院, 哈尔滨 150001)

摘 要 基于文献[1]提出的变形模型和获得的应力分析结果, 推导出了短纤维增强金属基复合材料弹性模量和屈服强度理论表达式。表达式预测的结果与实验结果吻合很好, 并与 Eshelby 模型及有限元数值模型预测结果表现出很好的一致。分析表明, 复合材料的弹性模量和屈服强度相对于基体材料弹性模量和屈服强度的增加主要来自应力传递的贡献。

关键词 金属基复合材料, 弹性模量, 屈服强度
中图分类号 TB331

弹性模量和屈服强度是短纤维增强金属基复合材料最重要的力学性能指标。为描述这两个性能指标与材料参数的关系, 先后提出了一些理论表达式。其中包括基于剪切滞后模型提出的表达式。较常见是 Kelly[2]的弹性模量表达式和 Nardone 和 Prewo[3]的屈服强度表达式。最近 Clyne[4], Karbhari 和 Wilkins[5]通过对根应力的修正, 给出了弹性模量和屈服强度表达式。另外一些学者基于 Eshelby 模型提出了弹性模量和屈服强度表达式。其中包括 Taya, Mura[6]和 Withers 等人[7]的弹性模量表达式以及 Tanaka 等人[8]的屈服强度表达式。近年来一些学者运用有限元数值方法也获得了一些弹性模量和屈服强度与材料参数的定量关系[9, 10]。由于剪切滞后模型存在的固有弱点[1], 提出的弹性模量和屈服强度表达式往往不能准确预测实验结果[9~11], 特别是不能同时给出弹性模量和屈服强度表达式。因此, 本文中将利用文献[1]提出的变形模型和获得的应力分析结果, 推导弹性模量和屈服强度的表达式, 研究材料参数对弹性模量和屈服强度的影响。

1 分 析

1.1 弹性模量

由混合律和文献[1]给出的基体和纤维轴向应力表达式, 可将复合材料应力写成

$$\sigma_c = (1 - f)\overline{\sigma_m} + f\overline{\sigma_f} = \frac{1}{l}\int_0^l (1 - f)\sigma_m + f\sigma_f]\mathrm{d}z \tag{1}$$

从文献[1]可知, σ_m 和 σ_f (式(29)和式(30)[1]) 中包含 $\exp(z^2/l^2)$ 故上式中的积分是概率型积分, 得不到有限形式的 σ_c 表达式。但数值计算发现, 积分值式对 σ_m 和 σ_f 中 z 和 l_e 相当不敏感。所以, 为得到有限形式的 σ_c 表达式, 可将 z 和 l_e 任意取值。为简化起见, 在 σ_m 和 σ_f 中取 $z = 0$ 和 $l_e = 0$, 然后再将其代入式(1), 可得到

收修改稿, 初稿日期: 1998-12-14, 1998-04-28
本文为国家杰出青年基金资助项目(59625012)

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

$$\sigma_c = (1-f)E_m\epsilon_m + f\left[\frac{(\rho s^2E_m + E_m)(E_f - E_m)}{E_f + \rho s^2E_m + E_m}\epsilon_m + E_m\epsilon_m\right] \tag{2}$$

由于金属基复合材料(如 SiCw/Al 复合材料)基体泊松比一般在很小的范围内变化[10], 所以, 在 $0\le f\le 0.5$ 范围内, 上式中的 $\rho(=1/[2(1+\nu_m)\eta])$ 可准确近似成 $\rho\approx 4f$。注意到复合材料应变近似等于基体应变, 即 $\epsilon_c\approx\epsilon_m$, 复合材料弹性模量可写成

$$E_c = \frac{\partial\sigma_c}{\partial\epsilon_c} = (1-f)E_m + fE_f\left[\frac{4fs^2E_m + 2E_m}{E_f + 4fs^2E_m + E_m}\right] = E_m + \frac{f(4fs^2E_m + E_m)(E_f - E_m)}{E_f + 4fs^2E_m + E_m} \tag{3}$$

该式表明, E_c 来自基体的贡献(第一式前一项)和纤维的贡献(第一式后一项); 纤维的贡献依靠应力传递, 并小于 fE_f。当 $s\to\infty$ 时, 式(3)变为: $E_c=(1-f)E_m+fE_f$。这表明式(3)也适用于连续纤维复合材料。当 $E_m=E_f$ 时, $E_c=E_m$。这显然是合理的结果。图 1 显示了 E_c/E_m 随 f 和 s 的变化关系。计算所用材料数据取自 SiCw/Al T6 复合材料[3](表 1)。可以看出, E_c/E_m 随 f 和 s 的增加而增加; 当 s 较大时, E_c/E_m 不再随 s 明显增加。

1.2 屈服强度

首先确定复合材料的屈服应变, 即整个基体进入塑性状态时应变。经计算发现, 在很大的材料参数范围内, 由屈服准则(式(26)[1])和关系 $E_m\epsilon_m=\sigma_{my}$ 确定屈服应变非常接近。故屈服应变可近似写成: $\epsilon_y=\sigma_{my}/E_m$。将 σ_m 和 σ_f(式(34)和式(36)[1])代入式(1), 并注意到 $l_e=0$, 复合材料屈服强度可表达成

$$\sigma_{cy} = (1-f)\sigma_{my} + f\left[\sigma_{my} + \frac{8f^2s^2(E_f - E_m)}{3(E_f + 4fs^2E_m)}\sigma_{my}\right] = \sigma_{my} + \frac{8f^2s^2(E_f - E_m)}{3(E_f + 4fs^2E_m)}\sigma_{my} \tag{4}$$

该式表明, 复合材料屈服强度 σ_{cy} 依靠基体的贡献(第一式前一项)和纤维的贡献(第一式后一项), 二者均正比于 σ_{my}, 后者依靠应力传递。图 2 显示了 σ_{cy}/σ_{my} 随 f 和 s 的变化关系。可以看出, σ_{cy}/σ_{my} 变化类似于 E_c/E_m 的变化。

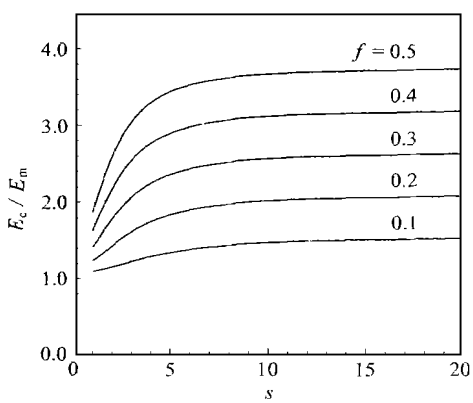


图 1 E_c/E_m 随 f 和 s 的变化关系

Fig. 1 Variation of E_c/E_m with f and s

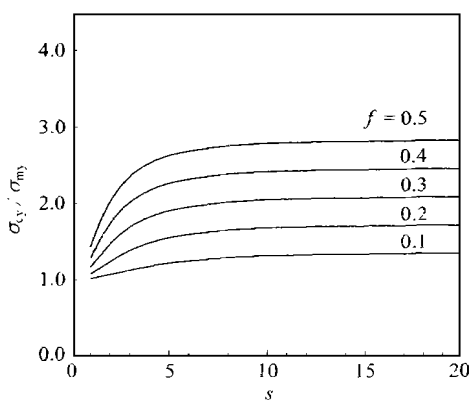


图 2 σ_{cy}/σ_{my} 随 f 和 s 的变化关系

Fig. 2 Variation of σ_{cy}/σ_{my} with f and s

2 实验及比较

2.1 实 验

采用挤压铸造法制备 SiC 晶须增强 Al-Li 基复合材料(SiCw/Al-Li T6)。基体合金的化学成分为(wt%): 2.09 Li, 2.1 Cu, 1.07 Mg, 0.13 Zr, 0.07 Fe, 0.08 Si。β 型 SiC 晶须由日本东海炭素公司制造。将压铸得到的复合材料在 500℃进行挤压比为 16∶1 的热挤压, 得到 Φ12.5

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

mm 的棒料。经挤压得到的复合材料首先经两级均匀化处理, 然后进行时效处理。时效处理工艺参数为: 530℃固熔处理 40 min, 190℃低温时效 12 5 h。用于对比试验的基体合金采用相同的热处理工艺。拉伸和压缩试验在 Instron 1186 电子拉伸机上进行。拉伸和压缩试样分别为 Φ5 mm ×25 mm 和 Φ5 mm ×12 5 mm 的圆柱试样。应变速率为 $2\ 5\times10^{-4}s^{-1}$。用引伸仪和应变片记录载荷-位移曲线。最终处理后 SiC 晶须的平均长径比为 4。

2 2　与实验的比较

表 1 给出了弹性模量和屈服强度表达式预测的结果与 SiCw/Al-Li T6 复合材料及三种公开发表的 SiCw/Al T6 复合材料[3, 9, 12]的试验数据的比较。可以看出, 预测与试验的弹性模量吻合很好, 但预测的屈服强度高于实验值。后者主要是由于目前分析没有考虑复合材料在时效处理冷却过程中所产生的热残留应力的影响。研究已表明[7, 8], 对于该类基复合材料, 这种热残留应力会明显降低拉伸屈服强度。本文后续工作将利用本文提出的模型对此进行详细的研究。

表 1　预测与试验弹性模量和屈服强度的比较

Table 1　Comparison of prediction with experiment in elastic modulus and yield strength

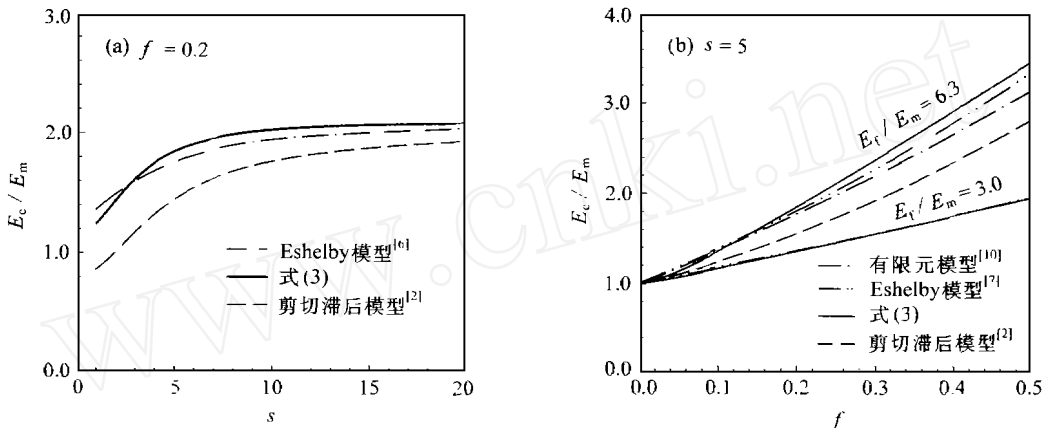
材　料	f/%	s	E_c/GPa		σ_{cy}/MPa		参考文献
			试验	计算	试验	计算	
SiCw/Al-Li T6	12	4	111	106	415	467	
SiCw/Al-Li T6	17	4	116	123	448	522	
SiCw/Al-Li T6	21	4	127	137	472	568	
Al-Li T6	E_m= 78 2 GPa		E_f= 480 GPa		σ_{my}= 380 MPa		
SiCw/Al 6061 T6	20	4	120	130	447	531	[3]
SiCw/Al 6061 T6	20	4	122	130	443	531	
Al 6061 T6	E_m= 74 GPa		E_f= 483 GPa		σ_{my}= 357 MPa		
SiCw/Al 2124 T6	20	4	128	124	497	607	[9]
Al 2124 T6	E_m= 69 GPa		E_f= 483 GPa		σ_{my}= 400 MPa		
SiCw/Al 6061 T6	10	2	81	80	312	300	[12]
SiCw/Al 6061 T6	20	2	102	99	328	348	
SiCw/Al 6061 T6	30	2	114	123	356	411	
Al 6061 T6	E_m= 68 8 GPa		E_f= 450 GPa		σ_{my}= 280 MPa		

2 3　与其他理论模型的比较

图 3(a) 比较了式(3)、Kelly 的剪切滞后模型[2]和 Taya 和 Mura 的 Eshelby 模型[6]计算的 E_c/E_m 随 s 的变化曲线。计算使用同样的材料数据。如图所示, 在整个 s 范围, 式(3) 与 Eshelby 模型表现出很好的一致, 剪切滞后模型预测的 E_c/E_m 低于式(3) 和 Eshelby 模型的预测值。图 3(b) 比较了式(3)、Kelly 的剪切滞后模型[2]、Withers 等人的 Eshelby 模型[7]和 Shen 等人的有限元数值模型[10]计算的 E_c/E_m 随 f 的变化曲线。如图所示, 在整个 f 范围, 式(3) 与 Eshelby 模型和有限元模型吻合得相当好。图 4 比较了式(4)、Nardone 和 Prewo 的剪切滞后模型[3]和 Tanaka 等人的 Eshelby 模型[8]计算的 σ_{cy}/σ_{my} 随 s 的变化曲线。这两个模型也未被考虑热残留应力的影响。可以看出, 当 s 在 2 到 6 之间时, 式(4)、Eshelby 模型和剪切滞后模型预测的 σ_{cy}/σ_{my} 非常接近。当 s 大于这个范围时, 式(4) 的预测值稍低于 Eshelby 模型的预测值, 但二者预测的变化趋势是同样的; 剪切滞后模型预测的 σ_{cy}/σ_{my} 值高于式(4) 和 Eshelby 模型的

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

预测值。



(a) (b)

图 3 式(3)、剪切滞后模型、Eshelby 模型和有限元数值模型预测的 E_c/E_m 随 s 和 f 的变化曲线

Fig. 3 Variation of E_c/E_m with f and s predicted by the shear lag model, the Eshelby model and the finite element numerical model

3 讨 论

上述比较表明, Kelly 的剪切滞后模型预测的弹性模量低于本文模型和 Eshelby 模型以及有限元数值模型的预测值。一方面这是由于 Kelly 的模型没有或没有合理考虑纤维根部应力集中对根应力的贡献, 另一方面是由于 Kelly 的模型沿用了 Cox 最初给出推导方法, 其中某些处理是不合理的。Nardone 和 Prewo 的剪切滞后模型不能合理预测屈服强度的原因是由于在他们的模型中假设复合材料屈服时表面剪切应力沿纤维方向均匀分布。从文献[1]中的计算结果可以看出, 这个假设是不合理的。此外, Nardone 和 Prewo 的表达式预测屈服强度与基体和纤维弹性模量无关显然也是不正确的。在最近的研究中[13], 本文作者对上述两类剪切滞后模型进行了较为详细的评论。

本文和文献[1]的分析表明, 控制短纤维增强金属基复合材料弹性模量和屈服强度的主要机制是基体到纤维的应力传递。E_c 相对于 E_m 的增加以及 σ_{cy} 相对于 σ_{my} 的增加主要来自应力传递或纤维的贡献。材料参数(f、s、σ_{my}、E_f、E_m)影响 E_c 和 σ_{cy} 主要是通过影响应力传递完成的。虽然基体塑性行为是不均匀的, 塑性变形在很低的应变下发生, 但并不影响基体对 E_c 的贡献($(1-f)E_m$)。这是由于基体平均轴向应力 σ_m 主要由弹性区上的弹性应力所控制(见图 2(b)[1])。除应力传递和热残留应力外, 热和外加载荷在基体中引入的高密度位错产生的基体强化是影响 σ_{cy} 的另一个可能的因素。这个因素有可能通过应变硬化提高 σ_m, 从而提高 σ_{cy}。但与应力传递相比, 这个因素的贡献在数量级上是非常小的。但对于 σ_{my} 很低的复合材料, 如那些未经时效处理的 SiC$_w$/Al 复合材料, 由于它们的屈服强度很大程度依靠屈服点后的应变硬化, 基体强化可能成为控制这类复合材料屈服强度的主要机制。

图 1 和图 2 表明, 复合材料存在一个临界长径比 s^*, 当 s 大于 s^* 时, E_c 和 σ_{cy} 不再随 s 明显增加。将图 1 和图 2 与文献中应力比和应变比的计算结果(图 3[1])相比较可以发现, 当 s 接近 s^* 时, 应力比保持近似的恒定, 应变比趋近 1。所以, 利用应变差表达式(式(33)或式(38)[1]),

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

s^* 与其它材料参数的关系可写成

$$s^* = \left[\frac{PE_f/E_m - 1}{4f(1-P)}\right]^{1/2} \tag{5}$$

式中: $P = \bar{\sigma}_f/\sigma_m$, 它反映基体和纤维应变分配程度。$P = 1$ 对应等应变状态。图 5 显示了 P 取不同值时, s^* 随 f 的变化关系。可见, 对于给定的 E_m 和 E_f, s^* 随 f 的增加而变小。利用式(5)可确定给定 E_m、E_f、f 时获得最大 E_c 和 σ_{cy} 的 s 值, 或确定给定 E_m、f、s 时获得最大 E_c 和 σ_{cy} 的 E_f 值等。因此, 式(5)对短纤维金属基复合材料的材料结构设计具有指导意义。根据式(5)计算可知, 目前广泛使用的 SiC$_w$/Al 复合材料的 SiC 晶须长径比大约为 5 是较为合理的选择。当 s 大于 5 时, 进一步增加 SiC 晶须长径比, 弹性模量和屈服强度不会明显提高。

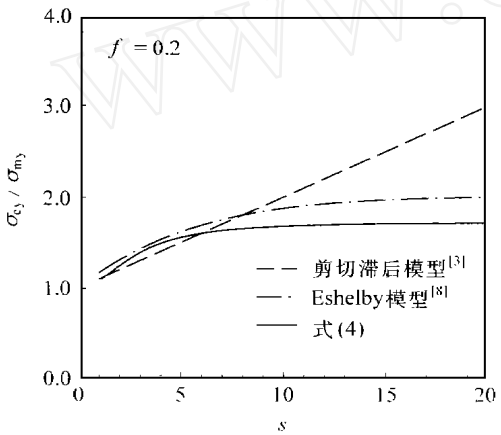


图 4　式(4)、剪切滞后模型和 Eshelby 模型预测的 σ_{cy}/σ_{my} 随 s 的变化曲线

Fig. 4　Variation of σ_{cy}/σ_{my} with s predicted by the shear lag model and Eshelby model

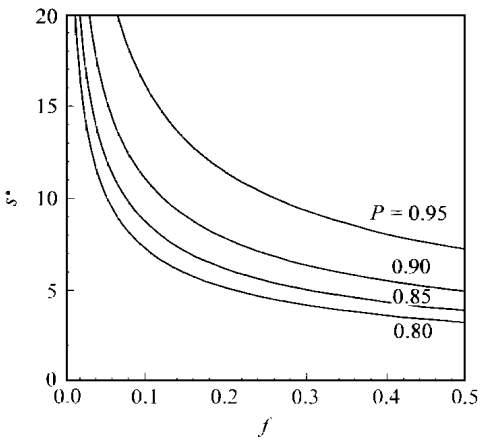


图 5　P 取不同值时, s^* 随 f 的变化关系

Fig. 5　Variation of s^* with f for different P

4　结　　论

基于变形模型[1]推导出了短纤维增强金属基复合材料弹性模量和屈服强度表达式。表达式与 Eshelby 模型和有限元数值模型表现出很好的一致, 并优于以前的剪切滞后模型。弹性模量表达式准确预测了实验值。由于未考虑热残留应力, 屈服强度表达式的预测值低于实验值。

弹性模量和屈服强度相对于基体弹性模量和屈服强度的增加主要来自应力传递的贡献。基体强化对屈服强度的贡献很小。存在一个临界长径比, 当长径比大于该值时, 弹性模量和屈服强度不再随长径比明显增加。

参　考　文　献

1　连建设, 江中浩, 杨德庄, 董尚利　复合材料学报, 1999, 16(4): 94～100
2　Kelly A. Strong Solids, Oxford: Clarendon Press, 1966. 123
3　Nardone V C, Prewo K M. *Scripta metall*, 1986, 20: 43
4　Clyne T W. *Mater Sci Engng*, 1989, A 122: 183
5　Karbhari V M, Wilkins D J. *Scripta metall*, 1991, 25: 707
6　Taya M, Mura T. *J Appl Mech*, 1981, 48: 361
7　Withers P J, Stobbs W M, Pedersen O B. *Acta metall*, 1989, 37: 3061
8　Tanaka T, Wakashima K, Mori T. *J Mech Phys Solids*, 1973, 21: 207
9　Levy A, Papazian J M. *Metall Trans*, 1990, 21A: 411

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

10 Shen Y-L, Finot M, Needleman A, Suresh S. *Acta metall mater*, 1994, 42: 77
11 Taya M, Asenault R J. *Scripta metall*, 1987, 21: 349
12 McDanels D L. *Metall Trans*, 1985, 16A: 1105
13 Jiang Z, Lian J, Yang D, Dong S. *J Mater Sci Tech*, 1998, 14: 516

ELASTIC MODULUS AND YIELD STRENGTH OF SHORT FIBER REINFORCED METAL MATRIX COMPOSITES

Jiang Zhonghao Lian Jianshe Dong Shangli* Yang Dezhuang*
(School of Materials Science and Engineering, Jilin University of Technology, Changchun 130025)
(* School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001)

Abstract The expressions for the elastic modulus and the yield strength of the composite were derived based on the deformation model and the results of the stress analysis. The predictions of the expressions exhibit good agreement with the experiments and also with those from the Eshelby model and finite element numerical calculations. It was shown that the increased elastic modulus and yield strength relative to the elastic modulus and the yield strength of the matrix depend mainly on the contribution from the stress transfer.

Key words metal matrix composites, shear lag theory, elastic modulus, yield strength

(上接第 89 页)

成型方法以常温为主, 对应成型方法不同也可中温或高温成型。典型固化体系如表:

成型温度	成型方法	固化体系
常温	HLU	MEKPO/Co
	SU	CHP 与 TBPB 混合物/Co/乙酰乙酸乙酯
	RTM	BPO 衍生物/DMA (二甲基苯胺)
		TBPO/Co/DMA
中温	FW	CHP/萘酸锰
	RTM	CHP/Co
		BPO/二甲基对甲苯胺
高温	拉挤	BPO、TBPB、TBPO

为发挥乙烯酯树脂所具有的优良特性, 有必要对应树脂的种类及成型条件和作业条件选择最适合的固化剂。有关主要固化体系的常温固化剂, 下表列出固化剂的具体品种和特点:

固化剂	特 点	用 途
パ-メックN	通用性, 有的树脂发泡	一般用
超固 K	低温固化性好, 不发泡	春冬秋季一般用
超固 VS	固化快, 低残苯乙烯, 不发泡	一般用(适合春夏秋季)
超固 VI	固化快, 低残苯乙烯, 不发泡	一般用(比 VS 固化更快)
超固 VN	低温固化性好	冬季专用
超固 VL	长储存寿命, 低发热, 苯乙烯残留最低	衬里, 大型制品, 夏季用
H-80	缓慢的固化性, 低发热	衬里, FW 成型

(下转第 111 页)

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net