

叠层材料界面性能的研究进展

马 李 赫晓东 李 垚 滕 敏

(哈尔滨工业大学复合材料与结构研究所, 哈尔滨 150001)

文 摘 界面对叠层材料的性能起着十分重要的作用, 全面确切地了解界面性能是控制和改善叠层材料的最重要基础之一。本文从界面强化硬化、界面增韧及失效和界面稳定性三个方面详细综述了叠层复合材料的界面力学行为及性能的研究现状, 并对今后的界面性能研究方向作了展望。

关键词 叠层材料, 界面, 性能

Research on Interface Properties in Laminates

Ma Li He Xiaodong Li Yao Teng Min

(Center for Composite Materials and Structure, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001)

Abstract As interface plays a very important role in the properties of laminates, so knowing interfacial properties roundly and exactly is one of the most important bases of controlling and improving laminates. In this paper the status of study on interfacial mechanics behavior and properties including three aspects of interfacial strengthening and hardening mechanism, interfacial toughening and failure as well as interfacial stability is reviewed in detail. The future research on interface properties is forecasted.

Key words Laminates, Interface, Property

1 前言

叠层材料是模拟自然界贝壳的结构而设计出的一种仿生结构强韧化材料, 由于具有较高的韧性而倍受关注。它通过在脆性材料(陶瓷、金属间化合物等)间加入不同材质的较软或较韧的材料层制成, 其性质取决于每一组分的结构特性、体积分数、层间距及层厚比^[1~3]。叠层材料中, 界面对其内载荷的传递、微区应力和应变分布、残余应力、增强机制和断裂过程都有着极为重要的作用和影响。目前对叠层复合材料的界面研究包括界面反应、界面微结构及其表征、界面结构特性对宏观性能的影响、界面稳定性、界面强韧化等多个方面^[4~7]。本文对

叠层材料界面的强化硬化、界面断裂韧性、界面稳定性等界面性能的研究情况作一概述。

2 叠层材料的界面强化及硬化

研究表明, 叠层材料的强度是单体材料强度的4~6倍, 高硬度可以通过加入过渡金属氮化物、碳化物获得^[1]。叠层材料的强化行为主要包括三种类型: Orowan型强化——界面对层内位错运动的阻力所致; Koehler强化——界面两侧模量差异形成作用于位错上的像力所致; Hall-Patch型强化——晶粒边界对位错运动的阻力所致^[6]。其中前两种强化类型都与叠层材料的界面位错运动有关, 而叠层材料中的Hall-Patch型强化主要受叠层厚度的控

收稿日期: 2005-04-22; 修回日期: 2005-05-23

马李, 1974年出生, 博士研究生, 主要从事高温防热复合材料的研究工作

制并与层厚成反比,文献 [8~10]讨论了叠层厚度 h 和晶粒尺寸 d 大小对叠层材料强度的影响,这里不再赘述。本文只针对前两种与叠层界面相关的强化类型作一论述。

2.1 Orowan 强化

叠层材料中的 Orowan 强化源于导致层中位错增殖所必需的应力。对于单晶叠层材料,若其位错环所在平面不平行于界面,则界面的存在会阻挡其进一步扩展,如图 1 所示。位错在外加应力作用下弯曲扩展并与界面相交,如果界面不易穿过,其进一步扩展必定在平行于位错-界面交线的平面内发生,此时导致位错增殖所需的应力就成为了位错线张力、层厚和位错滑移系的函数^[6,11],根据 Nix^[12]的用于计算薄层材料应力的方法,Strolovitz 等人^[13]给出了叠层材料相对于均质块体材料的屈服应力增量

$$\Delta \sigma = \frac{\sin \theta}{\cos \theta} \cdot \frac{|b|}{(1 - \nu)} \cdot \frac{\mu_1 \mu_2}{(\mu_1 + \mu_2)} \cdot \frac{1}{h} \cdot \ln\left(\frac{h}{b}\right) \quad (1)$$

式中, h 为图 1 中所示的薄层厚度, b 为芯层中位错的柏格矢量, ν 为有序单位常数, ν 为泊松比, μ_1 、 μ_2 分别为芯层的剪切模量和芯层任一侧材料的剪切模量, θ 和 ϕ 与滑移面及柏格矢量的取向有关。Foecke^[6]利用 TEM 对 Cu/Ni 叠层界面位错结构的观察结果验证了 Orowan 强化机理; Kuan^[14]利用 X 射线技术测试了 Pb/Si 中 Pb 膜的双轴屈服强度,并利用该模型对其强化效果作出了合理解释。

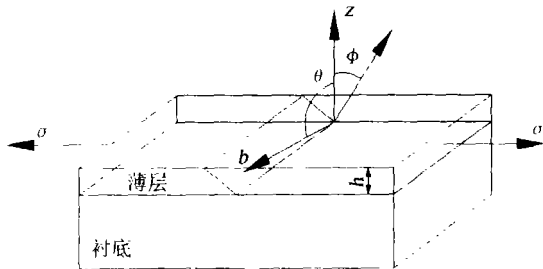


图 1 薄层位错运动机制几何示意图

Fig 1 Thin film geometry for consideration of dislocation motion mechanics

Strolovitz^[13]根据精细叠层材料的 Orowan 强化机理,提出了制备多晶金属多层复合材料 (M^3C)

的方法。 M^3C 是由韧性层和高强度层交替更迭形成的叠层材料,存在两个屈服点,分别对应于韧性材料和强度材料,Strolovitz 分别给出了计算屈服应力的经验公式。

Embury^[11]将叠层结构分为位错密度低的区和位错密度高的区,研究了纳米级叠层材料的力学性能,结果表明其塑性变形通过软区内遵循 Orowan 规律的螺形位错运动来控制,位错缓慢运动至界面处,并依次将区的载荷传递至区。对于单轴载荷来说,无论平行于还是垂直于界面,都将导致快速硬化并伴随着区的塑性变形或断裂,垂直载荷还会使区形成空洞。

Orowan 模型主要用来研究单晶、粗粒薄膜或具有较大平面内晶粒尺寸及较小层间距的微叠层金属材料的应力-应变行为;对于大多数微叠层结构材料而言, Koehler 强化占主导作用。

2.2 Koehler 强化

Koehler^[15]提出由两种金属 A 和 B 构成的叠层材料,如果 A 中的位错线密度高于 B,则该材料与均质合金相比有更好的抵抗塑性变形和脆性断裂的能力。界面两侧的模量差异形成了作用于位错上的像力,从而使位错运动的阻力增大。根据各向同性材料的弹性理论和边界条件,可以求出作用于位错上的总像力为:

$$F_T = \frac{R \mu_B b^2}{4} \cdot \frac{t_B - 2r}{r(t_B - r)} \quad (2)$$

其中 $R = (\mu_A - \mu_B) / (\mu_A + \mu_B)$ (3)

式中, μ_A 、 μ_B 分别是 A、B 的刚性模量, b 是 B 中的柏格矢量模, r 是位错与界面的最短距离, t_B 是 B 的层厚度。由于 $\mu_A > \mu_B$ 及 $t_B > 2r$, 因此 F_T 始终为正值,位错受到的排斥作用来自于最近界面,使位错滑移至界面处的切应力分量为:

$$\tau = \frac{F_T \sin \theta}{b} = \frac{R \mu_B b}{4} \cdot \frac{t_B - 2r}{r(t_B - r)} \sin \theta \quad (4)$$

式中, θ 是 B 中的位错滑移面与界面的交角。若 $t_B \gg t_{min}$ 且 $t_{min} > 2b$, 则最大界面斥力为:

$$\tau_m = \frac{R \mu_B \sin \theta}{8} = \tau_m \sin \theta \quad (5)$$

若叠层材料含有多晶层,则 B 中的屈服拉伸应力分量可以用以下的表达式给出:

$$\sigma_B = \tau_m + \sigma_B \quad (6)$$

式中, σ_B 为当 t_B 小时由摩擦力引起的应力。一

般情况下,外加屈服应力要大于 σ_B 。在应力-应变曲线的弹性区域中,对于给定应变 ϵ ,根据叠层材料外加应力的分配关系和叠层的屈服条件 $\sigma_B = \sigma_A + \sigma_B$,可以求得叠层的拉伸屈服应力条件为

$$(\sigma_B + V_A \sigma_A / V_B) (\epsilon_m + \epsilon_B) \quad (7)$$

式中 σ_A 、 σ_B 分别是 A、B 的弹性模量, V_A 、 V_B 分别是 A、B 的体积分数。

式 (6)、式 (7) 表明其屈服应力值超过单一金属叠层的屈服应力值,获得高屈服强度的前提是通过采取减小层厚等方式减少可开动的位错源。位错源开动后新生成位错将在 A - B 界面处堆积,形成早期屈服所需要的应力集中。

Lehoczky^[16]通过蒸发沉积方式制备了 Al - Cu 叠层材料(单层厚度为 20 ~ 1 000 nm),测试了 25 下材料的应力-应变特性。当层厚 < 70 nm 时,屈服应力和拉伸断裂应力值分别是利用混合律得出的

$$U_{\text{image}} = -\frac{\mu_1 b^2}{4} \left[R \ln \frac{(1-c)c}{r_0} + \sum_{n=2} R^{2n-1} \ln \frac{(n-c)(n-1+c)}{n(n-1)} \right] \quad (9)$$

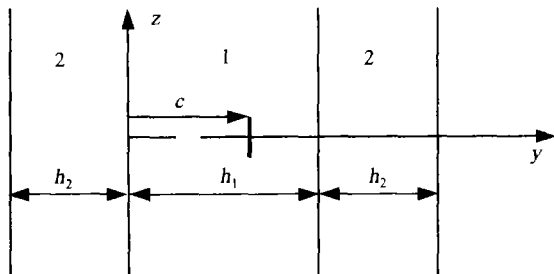


图 2 像力测定的叠层材料几何结构图

Fig 2 Multilayer geometry for determination of image force

2.3 界面对叠层材料的硬化作用

硬度是抵抗塑性变形的重要性质。目前具有超晶格的微叠层材料的硬度得到重视。Chu^[19]认为叠层材料提高硬度的原因在于位错运动受到界面的限制,并给出了位错穿过界面运动和层内运动的模型,对于前一种情况,他认为两层间位错线能量差与两种材料的剪切模量差成正比,位错要穿过界面必须克服这种能量差,并且界面宽度和形状对之也有影响,穿过窄的和形状尖锐的界面要比扩散性的界面所需的能量大。而对后一种情况,他认为双层厚度大于某一临界值时,原来存在的位错和由 Frank 宇航材料工艺 2005 年 第 6 期

相应值的 4.2 倍和 2.4 ~ 3.4 倍,其强度增量与 Koehler 的理论预测相吻合。

Kumayasu^[17]研究了 Ni/Cu/(001)Ni 三重叠层拉伸性能,拉伸强度达到 1.6 GPa,他认为失配位错阵列的应力区及像力作用下形成了可动位错的排斥力导致 Koehler 强化;此外通过断口分析表明堆积位错导致的界面分裂使得该叠层体系的屈服应力试验值小于其理论值。

Anderson^[18]确立了一个三层体系中像力相互作用下的能量函数。根据图 2 所示,由于两个界面的存在形成镜像位错, $y = c$ 处的剪切应力为:

$$\sigma_{yz} = \frac{\mu_1 b}{4} \sum_{n=1} R^{2n-1} \left[\frac{1}{nh_1 - c} - \frac{1}{(n-1)h_1 + c} \right] \quad (8)$$

式中, R 由式 (3) 定义,对式 (8) 作由 $y = r_0$ 到 $y = c$ 的积分得出能量函数为:

- Read 源产生的新位错在层内的运动比穿过界面更容易,由此导致硬度的下降。

Cammarata 和 Schlesinger^[20]考察了双分子层厚度为 1.6 ~ 1 nm 之间多层 Cu - Ni 薄膜的力学性能,发现其硬度比通过混合律计算的硬度提高 20% ~ 60%,用界面钉扎位错的理论对硬化现象作出了解释。硬度值可以由下式得到:

$$H = H_0 + a/d^n \quad (10)$$

式中, d 代表双分子层的一半(相当于单层铜或镍的厚度), H 是相对硬度, H_0 是混合律计算硬度, a 、 n 为由拟合决定的常数。当 n 值接近 0.5 时, (10) 式与多晶材料的 Hall - Petch 关系相近,因此可用位错钉扎理论对硬化作出解释,但要注意的是,薄膜硬度未必依赖于晶粒尺寸,也可能由远小于晶粒尺寸的双分子层叠加长度决定。

3 叠层材料的界面增韧及失效

叠层复合材料是通过界面结合在一起的,界面在加载过程中将外力传递给邻接层,起到了层与层之间的桥梁作用,因此界面增韧及失效是叠层材料性能研究的重要方面。

3.1 界面增韧

叠层复合材料在应力场中是一种能量耗散结

构,这种结构能够克服脆性材料突发性断裂的致命弱点,当材料受到弯曲或冲击时,裂纹多次在层界面处受到阻碍而钝化或偏折,有效地减弱了载荷作用下裂纹尖端的应力集中效应,可使材料韧性得到很大改善。

对叠层材料界面增韧机理的研究最初是通过对自然界中贝壳珍珠层的结构研究开始的。Feng^[21]通过研究发现组成珍珠层的纹石片间存在韧性非常好的有机质层,它们之间的界面对裂纹起到偏转作用,裂纹的频繁偏转,不仅造成了裂纹扩展路径的延长,而且导致裂纹从应力状态有利的方向转向不利方向,导致裂纹扩展阻力增大,基体因而得到韧化,同时珍珠层发生变形与断裂时,有机质发生塑性变形,从而降低了裂纹尖端的应力强度因子,增大了裂纹的扩展阻力。

He^[22]研究了界面裂纹拐折问题,给出了垂直于界面的裂纹从基体材料扩展至界面时转向界面而不径直穿过界面进入下面基体的拐折条件:

$$\frac{G_v}{v} < \frac{G_i}{i} \quad (11)$$

式中, G_v 、 G_i 分别是裂纹在硬层内垂直扩展和沿界面层扩展时能量释放率; v 、 i 分别为相应的断裂韧度和界面断裂韧度。根据(11)式和材料力学梁理论,郭香华^[23]研究了叠层结构陶瓷材料的主要增韧机制——裂纹扩展拐折耗能,得出叠层结构材料断裂功的相应关系式。

Yong^[24]研究了Al-Cu叠层材料的界面增韧,认为低周疲劳是弱层中脱层裂纹扩展的驱动力,韧化分为裂纹在界面层内拐折和裂纹进入邻近层两个阶段,界面韧化的总耗散能为:

$$G = \sigma_1 N_1 + (\sigma_2/E^2) N_2 \quad (12)$$

式中, N_1 、 N_2 为韧化两阶段的疲劳寿命, σ_1 、 σ_2 为两阶段的载荷应力, $\Delta\epsilon$ 为应变幅度, E 为邻近层的弹性模量。

金属叠层材料为克服金属间化合物的脆性,常加入Mo、Nb等韧性金属层增加韧性^[25]。选择韧化金属元素时,要使韧化层与其他层之间具有良好匹配的热扩散系数,如Vilil^[26]利用多尺度方法将韧性厚层(1 μm或5 μm)Mo与强度层Mo/W交替更迭制备了具有良好韧性和强度的叠层材料,由于Mo与W的热扩散系数相近,因此可以在很大温度范围

内保持Mo/W界面的牢固粘结。Pickard等人^[27]通过研究NiAl/Mo/NiAl形式的叠层材料界面力学性能,认为要提高NiAl/Mo界面间的粘结韧性,可以考虑以下几种方法:(1)降低制备过程中的冷却速率;(2)等应变约束条件下的拉伸预变形;(3)减少界面气孔与其他缺陷;(4)制备过程中形成更大的界面力学互锁效应。

此外,叠层材料也可以通过加入晶须增强相达到改善断裂韧性的目的。Wang等人^[28]通过在铺层过程中用喷射方法加入SiC晶须,使之沿叠层界面分布产生晶须桥联作用,从而使叠层界面韧度提高了25%。

3.2 界面失效

界面结合状态和强度对叠层材料的性能有重要影响,结合适当的界面具有阻滞裂纹扩展、中断材料破坏、减缓应力集中的作用,而结合不当的界面将可能导致脱层破坏。严格地讲,叠层材料中理想的界面结合是不存在的,叠层材料制备过程中不可避免地在界面上产生残余应力,致使界面附近的微观结构及性能发生明显变化,如孔洞、界面结合不良等现象,这些缺陷将对叠层材料的宏观力学性能产生严重影响。

Mammoli^[29]利用边界元方法考察了缺陷对具有各向同性的弹性材料界面间裂纹扩展的影响方式,认为如果缺陷与裂纹尖端的距离小于缺陷尺寸,则裂纹将在缺陷作用下偏离原始轨迹扩展,两材料间的弹性失配参数越高,裂纹运动轨迹越易受缺陷影响。

Bui^[30]利用有限元方法考察了叠层材料中的非理想层间界面对局部力学性能的影响,通过建立中型尺度的叠层模型,模拟了层间界面的真实状况,进而用贯穿每一界面的位移突变表征了界面间的缺陷。该模型可以用于研究非理想界面层间应力分配和应变能释放率的变化。

此外,邻接层的线膨胀系数失配或弹塑性性能的差别都将对界面断裂行为产生重要的影响^[27]。Fox^[31]利用反对称加载剪切试验方法,研究了I型和II型应力状态下NiAl/Mo的界面裂纹衍生和扩展行为,发现金属间相的塑性变形导致的局部应变失配促使了这种叠层间的界面裂纹形成,而局部热应力的作用使这一现象更为明显,此外还发现其界

面反应层 Mo_3Al 中的 Mo 能够有效地锁定于反应层的晶粒边界处,这种互锁机理对提高界面强度和韧度很有帮助。

Jia^[32]研究了 Al 合金叠层弱界面的裂纹扩展,发现弱界面的塑性变形能够降低裂纹扩展的驱动力,疲劳裂纹的增长速率随着 K 的增大而减小;如果一个弱层作为界面嵌入叠层中,则该弱层可以作为主裂纹尖端前方的塑性区而屈服;他提出了一个用于表征裂纹形式的破坏参数表达式:

$$D = \frac{N_i}{N_0} \frac{1}{c} \int_{\rho} (N) f^n dN \quad (13)$$

式中, N_0 表示界面处的塑性区发生的循环次数, N_i 表示裂纹尖端到达界面的循环次数, c 是与疲劳寿命 N_f 和应变幅度 ρ 相关的参数,满足 $(\rho)^n N_f = c$ 。 $D > 1$ 时,发生脱层破坏; $D < 1$ 时,主裂纹穿过界面。

对于层间混杂叠层材料的层间界面破坏研究,曾庆敦^[33]基于 Zwebewin 剪滞假设提出了一种新的剪滞分析模型,发现层间界面剪切强度是影响层间混杂复合材料拉伸破坏机理的一个重要参数,给出了应力集中因子和脱层长度与层间界面剪切强度之间的关系。

4 叠层材料的界面稳定性

界面稳定性主要研究不同环境(温度、湿度、应力状态等)条件下界面结构和性能的稳定性的研究。为使叠层材料的性能在各种服役环境下得到良好发挥,其每一层材料必须具有较高的稳定性。研究表明,若叠层材料的化学性能稳定且弹性应变很小,则其界面稳定性由晶粒边界自由能与叠层界面自由能的比值 $(\gamma_{gb} / \gamma_{int})$ 决定,并满足

$$\gamma_{gb} / \gamma_{int} = 2 \cos \theta \quad (14)$$

式中, θ 为界面与晶粒之间形成的槽角^[34],比值越大,即 θ 值越小,叠层界面的稳定性越高。

Heerden^[35]研究了 Nb/Nb₃Si₃ 微叠层材料 1 200 ~ 1 600 时的稳定性,结果显示其 θ 值相对较小, Nb/Nb₃Si₃ 的层间界面在经 1 600 退火之后仍具有相对较高的稳定性。测得的 θ 值表明断裂发生在 Nb 层的可能性比发生在硅化物层的可能性更大。

Lewis^[36]认为在互溶度小的金属/金属叠层体系中,晶粒边界自由能高的单层一般具有较高的熔点,其稳定性相对较差;而在互溶性较好的金属/金属间化合物叠层体系中,熔点较低的组元层稳定性

比金属间化合物层的稳定性差。

Knoedler^[37]建立了一种考察微叠层稳定性、界面扩散系数、晶粒生长动力及槽角生长与叠层破坏之间关系的修正模型,并利用该模型研究了高温下 Cu/Ag 叠层的形态稳定性,提出通过加入一由高点材料构成的较薄界面可以提高界面能并降低界面扩散系数。

Sridhar^[38]认为除了表面能对稳定性有影响外,应力对叠层界面扩散的作用也可以使叠层材料微结构产生扰动。

5 结语

有关叠层材料界面力学行为的研究正得到许多科研工作者的重视,但由于界面或界面层是亚微米以下的极薄的一层物质,而且其组成相当复杂,金属基叠层材料尤为如此,因而目前对叠层材料的界面研究还很不充分,而高温下应用的叠层金属基复合材料的界面反应和界面稳定性问题更为突出,需要深入研究。对于叠层复合材料的界面研究工作应该进一步研究界面的作用机理,建立界面力学行为与材料宏观力学性能之间关系的理论模型,为界面优化设计和计算机模拟奠定基础。

参考文献

- 1 马培燕,傅正义.微叠层结构材料的研究现状.材料科学与工程,2002; 20(4): 589 ~ 593
- 2 Bunshan R F, Nimmagadda R, Doerer H J. Structure and property relationships in microlaminated Ni-Cu and Fe-Cu condensates. Thin Solid Films, 1980; 72(2): 261 ~ 275
- 3 陈燕俊等.层叠复合材料加工技术进展.材料科学与工程,2002; 20(1): 140 ~ 142
- 4 Yang S G, Nam S W. A new experimental technique to investigate the α_2/α interface of lamellar TiAl alloy three dimensionally. Intermetallics, 2002; 10(2): 171 ~ 175
- 5 Caron J F, Carreira R P. Interface behaviour in laminates with simplified model. Composite Science and Technology, 2003; 63(5): 633 ~ 640
- 6 Was G S, Foecke T. Deformation and fracture in microlaminates. Thin Solid Films, 1996; 286(1-2): 1 ~ 31
- 7 Kendall K. Processing and properties of interfaces in layered materials. Materials Science and Technology, 1998; 14(6): 504 ~ 509
- 8 El-Sherik A M et al. Deviations from Hall-Petch behaviour in as-prepared nanocrystalline nickel. Scr Metall Mater, 1992; 27(8): 1 185 ~ 1 188

- 9 Nieh T G, Wadsworth J. Hall-Petch relation in nanocrystalline solids *Scr Metall Mater*, 1991; 25(4): 955~958
- 10 Ning Wang et al Effect of grain size on mechanical properties of nanocrystalline materials *Acta Metall Mater*, 1995; 43(2): 519~528
- 11 Embury J D, Hirth J P. On dislocation storage and the mechanical response of fine scale microstructures *Acta Metall Mater*, 1994; 42(6): 2051~2056
- 12 Nix W D. Mechanical properties of thin films *Metall Trans*, 1989; 20A(9): 2217~2245
- 13 Srolovitz D J, Yalisoze S M, Bilelb J C. Design of multiscalar metallic multilayer composites for high strength, high toughness, and low CTE mismatch *Metall Mater Trans*, 1995; 26A(7): 1805~1813
- 14 Kuan T S, Murakami M. Low temperature strain behavior of Pb thin films on a substrate *Metall Trans*, 1982; 13A: 383~391
- 15 Koehler J S. Attempt to design a strong solid *Phys Rev B*, 1970; 2(2): 547~551
- 16 Lehoczy S L. Strength enhancement in thin-layered Al-Cu laminates *J. Appl Phys*, 1978; 49(11): 5479~5485
- 17 Kumayasu Youshii et al Tensile strength of Ni/Cu/(001)Ni triple layer films *Metall Trans*, 1984; 15A(6): 1273~1280
- 18 Anderson P. Fracture in multilayers *Scr Metall Mater*, 1992; 27(6): 687~692
- 19 Chu Xi, Barnett S A. Model of superlattice yield stress and hardness enhancements *J. Appl Phys*, 1995; 77(9): 4403~4411
- 20 Cammarata R C, Schiesinger T E. Nanoindentation study of the mechanical properties of copper-nickel multilayered thin films *Appl Phys Lett*, 1990; 56(19): 1862~1864
- 21 Feng Q L, Cui F L, Pu G. Crystal orientation, toughening mechanisms and a mimic of nacre *Materials Science and Engineering C*, 2000; 11(1): 19~25
- 22 He Mingyuan, Hutchinson. Kinking of a crack out of an interface *J. Appl Mech*, 1989; 56(6): 270~278
- 23 郭香华等. 叠层结构陶瓷强韧化设计的力学分析. *固体力学学报*, 2000; 21(4): 313~324
- 24 Fu Yonghui, Cui Jianguo, He Jiawen. Interface toughening of Al-Cu laminate composite *Materials Science and Engineering*, 2003; A355(1): 1~6
- 25 彭超群, 黄伯云, 贺跃辉. TiAl基合金的工艺-显微组织-力学性能关系. *中国有色金属学报*, 2001; 11(4): 527~540
- 26 Vill M, Adams D P, Yalisoze S M. Mechanical properties of tough multi-scale microlaminates *Acta Metall Mater*, 1995; 43(2): 427~437
- 27 Pickard S M et al. Interface shear properties and toughness of NiAl/Mo laminates *Acta Metall Mater*, 1997; 45(10): 4333~4350
- 28 Wang W X et al. Improvement interlaminar fracture toughness of composite laminates by whisker reinforced interlamination *Composites Science and Technology*, 2002; 62(5): 767~774
- 29 Mammoli A A, Graham A L, Reimanis I E, Tullock D L. The effect of flaws on the propagation of cracks at bimaterials interfaces *Acta Metall Mater*, 1995; 43(3): 1149~1156
- 30 Bui V Q, Marechal E, Nguyen-Dang E. Imperfect interlaminar interfaces in laminated composites: interlaminar stresses and strain-energy release rates *Composites Science and Technology*, 2000; 60(1): 131~143
- 31 Fox M R, Ghosh A K. Structure, strength and fracture resistance of interface in NiAl/Mo model laminates *Materials Science and Engineering*, 1999; A259(2): 261~268
- 32 He Jiawen, Jia Min, Li Nian. Cracking in the soft interface layer of an Al-alloy laminate *International Journal of Fatigue*, 2003; 25(5): 421~426
- 33 曾庆敦, 余利杰. 层间混杂叠层复合材料的最终拉伸破坏(I)应力集中分析. *复合材料学报*, 1999; 16(1): 93~98
- 34 Josell D, Spaepen F. Determination of the interfacial tension by zero creep experiments on multilayers *Acta Metall Mater*, 1993; 41(10): 3007~3027
- 35 Heerden V D et al. The stability of Nb/Nb5Si3 microlaminates at high temperature *Metall Trans*, 2001; 32A(9): 2363~2371
- 36 Lewis A C, Josell D, Weihs T P. Stability in thin film multilayers and microlaminates: the role of free energy, structure, and orientation at interfaces and grain boundaries *Scripta Materialia*, 2003; 48(9): 1079~1085
- 37 Knoedler H L et al. Morphological stability of copper-silver multilayer thin films at elevated temperatures *Metall Mater Trans*, 2003; 34A(4): 1043~1054
- 38 Sridhar N, Rickman J M, Srolovitz D J. Microstructural stability of stressed lamellar and fiber composites *Acta Metall Mater*, 1997; 45(7): 2715~2733

(编辑 李洪泉)