第7卷 第3期　　复合材料学报　　Vol.7 No.3
1990年 9月　　ACTA MATERIAE COMPOSITAE SINICA　　September 1990

T300/LD2热循环时产生滞后环原因及改善方法探讨

王鸿华　李贤淦　吴人洁

(上海交通大学复合材料研究所)

摘要：T300/LD2复合材料在热循环时产生滞后环并留下很大的残留应变。本文对T300/LD2试样在热循环时产生滞后环和残留应变的原因进行分析和探讨。实验结果表明，基体在热循环时大量的塑性变形是产生滞后环和残留应变的主要原因，并通过在界面预设不同应力和缩短热循环温度区间来研究界面应力状态和热循环温度区间跟热循环时滞后环和残留应变之间的关系。提出了改善残留应变和滞后的方法(1) 尽量减少复合材料的使用环境中的温度变化，(2) 根据材料的使用环境，经过各种预处理使复合材料在工作时基体处于弹性变形状态，(3) 提高基体的屈服强度。

关键词：热循环、滞后环、残留应变

一、前　　言

电子技术（雷达、通讯等）的发展迫切需要热膨胀系数低，尺寸稳定性好的材料来制作抛物面天线，可展开天线胁、天线支撑杆、波导管等另件和构件，以提高指向精度减少热变形所引起的误差、提高天线增益，因此这些材料必需具有比刚度高、热膨胀系数小、导热导电性好、便于精加工等特性。

目前，热膨胀系数小的材料只有因瓦合金、钨、钼和陶瓷材料，其热膨胀系数小于$10\times10^{-6}/℃$，但比重较大或难以加工成形。铝合金虽然具有比重小，强度高，导电导热性好，容易加工等优点，但其模量低、热膨胀系数大（$\alpha_{LD2}=23.8\times10^{-6}/℃$），远远不能满足它的要求。1979年美国宇航材料研究室研制了石墨纤维（Gr）增强树脂（E）镁合金（Mg）、铝合金（Al）复合材料天线，发现Gr/Mg天线的增益比铝合金天线增益提高了几倍。美国宇航材料研究室研究指出Gr/Al、Gr/Mg复合材料具有非常低的热膨胀系数，大的横向导热系数，是制造天线的理想材料。

金属基复合材料是由两种性能相异很大的增强纤维和合金基体组成，其热响应特性与金属材料的热响应特性相差很大。李贤淦[1]，Crossmar[2]研究了碳纤维增强铝基复合材料的热膨胀性能，研究结果表明，复合材料具有非常低的热膨胀系数，各个温度区间的热膨胀系

本文1989年8月3日收到

数不同，而其在0℃→400℃或0℃→200℃之间进行升温或降温循环时，复合材料试样的膨胀和收缩过程是不可逆的。Wolff[3]研究了Gr/Mg复合材料的热膨胀性能，得出了与上述相同的结果。许多作者[4][2][5]对金属基复合材料在热循环时的热响应作了理论上的分析，并认为每一个热循环时留下残留应变Δe，Δe随着循环次数的增加而迅速减少，经过几个循环后，e趋于一定值，但对热循环时残留应变和滞后现象产生的原因和改进的方法尚未进行深入研究。

对于尺寸稳定性要求很高的构件，在使用环境温度变化不定的情况下，较大且不稳定的残留应变和膨胀收缩过程不可逆是一个颇为不利的因素，它会限制金属基复合材料在航天、航空上的应用。本文准备选取T300/LD2复合材料，对它在热循环时，变形不可逆和具有较大残留应变的现象进行分析和探讨，并提出了改进方法。

二、实　　验

本实验中的试样是用上海交通大学复合材料所提供的T300/LD2先驱丝和铝箔交替铺叠后经热压制成的。试样尺寸为ϕ3×10。

试样经过各种冷热处理，各种冷热处理是在真空或氩气保护气氛中进行的，工艺如下：

表1　热处理工艺

序　号	冷热处理工艺
T_1	400°C保温1小时后随炉冷却
T_2	520°C保温20分＋水淬＋升温到150°C保温8小时＋炉冷
T_3	T_2＋液氮淬火
T_4	①＋液氮淬火
T_5	520°C保温20分＋液氮淬火

实验测试了经各种冷热处理的试样的热膨胀系数，热膨胀系数测试的温度范围是0℃→400℃，此外还测试了不同温度区间热循环时的热膨胀系数。

三、实验结果与分析

经各种冷热理的T300/LD2试样的热膨胀系数测量结果如下表2。

从表2可看出，经T_3，T_4，T_5液氮冷处理的试样。其0°→200℃之间的平均热膨胀系数均很低；冷处理前复合材料所处的状态不同，冷处理的效果也是不同的，如T_3处理，在液氮处理前，基体是处于淬火加人工时效态，具有较高的屈服强度，基体中是弥散的强化相；T_4处理，在液氮处理前基体处于退火态，具有较低的屈服强度；T_5处理，在液氮处理前，基体处在520℃高温，且保温了20分钟，T300/LD2热膨胀的这种特点主要是由复合材料组成状态和组织状态的特性决定的。

表2 T300/LD2热膨胀系数（纤维体积分数$V_f=0.444$）

热处理工艺 / 性能	T_1	T_2	T_3	T_4	T_5
$\alpha_{0-200}\times10^{-6}/°C$	5.44	6.61	2.55	1.32	2.84
$\alpha^*_{0-200}\times10^{-6}/°C$	5.04	7.09	6.97	4.7	6.99

注：α_{0-200}指T300/LD2试样在0°C→400°C第一个热循环时0°C～200°C间升温段的平均热膨胀系数。
α^*_{0-200}指T300/LD2试样在0°C→400°C第二个热循环时0°C～200°C间升温段的平均热膨胀系数。

假如不考虑基体、纤维和界面上发生的物理或化学变化，金属基复合材料可以简化为如图1所示的力学单元体，把纤维和基体之间的相互作用理想地看作纤维和基体各自受力均匀，纤维与基体界面结合良好，界面通过剪切机制，把载荷从材料的一部分传递到另一部分，假定材料处于平面应力状态，纤维和基体受到理想化的纵向拉伸应力和横向剪切应力，这可用下式表示：

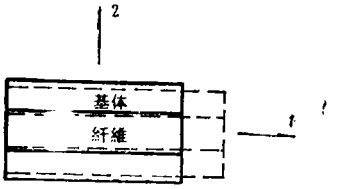


图1　连续纤维增强复合材料平面应力微观力学模型

$$\sigma_1=V_f\sigma_1^f+V_m\sigma_1^m$$
$$\sigma_2=\sigma_2^f=\sigma_2^m \qquad (1)$$
$$\tau_{12}=\tau_{12}^f=\tau_{12}^m$$

$$\varepsilon_1=\varepsilon_1^f=\varepsilon_1^m$$
$$\varepsilon_2=V_f\varepsilon_2^f+V_m\varepsilon_2^m \qquad (2)$$
$$\gamma_{12}=V_f\gamma_{12}^f+V_m\gamma_{12}^m$$

这里V_f和V_m分别表示纤维和基体的体积百分数，下标1和2表示与纤维排列平行和垂直的二个方向，角标f和m分别代表纤维和基体，上面的假设对于单向连续纤维增强铝基复合材料是满足的。

用这个模型对T300/LD2复合材料试样在受热循环时的应力变化进行分析。假设T300/LD2试样在升温前基体和纤维界面上的应力为σ_0，当温度从T_0升到T_1时，由于T300纤维与LD2铝合金之间热膨胀系数的巨大差异($\alpha_{T300}=-0.3\times10^{-6}/°C$, $\alpha_{LD2}=23.8\times10^{-6}/°C$)，必然在界面上产生附加应力。此时基体中受压应力$\sigma_1^m$，对于纤维而言是拉应力$\sigma_1^f$，$\sigma_1^f$、$\sigma_1^m$满足方程(1)，假如基体在$\sigma_1^m$作用下还没有发生塑性变形，则此时纤维和基体的应变量为：

$$\varepsilon_1^m=\alpha_m(T_1-T_0)+\sigma_1^m/E_m$$
$$\varepsilon_1^f=\alpha_f(T_1-T_0)+\sigma_1^f/E_f \qquad (3)$$
$$\varepsilon_1=\varepsilon_1^m=\varepsilon_1^f$$

根据方程(1)，(3)可推得在基体处于弹性变形阶段，复合材料基体所受的应力与温度间的关系。

$$\sigma_1^m=(T_1-T_0)\cdot V_f\cdot E_f\cdot E_m(\alpha_f-\alpha_m)/(V_mE_m+V_fE_f) \qquad (4)$$

从(4)式可看出，随着温度的升高，基体所受的压应力不断增大，当$\sigma_1^m=\sigma_1^{0.2}$时($\sigma_1^{0.2}$是指基体的屈服强度)，基体产生压缩塑性变形，定义此时温度为T_T。温度再升高，基体发生塑性变形，此外基体发生的蠕变也增大。

从(4)式可求出T^T的表达式：

$$T_T=T_0+\sigma_1^{0\cdot2}\ (V_mE_m+V_fE_f)/E_f\cdot E_m(\alpha_f-\alpha_m) \qquad (5)$$

对于T300/LD2复合材料试样，假设室温时，基体和纤维间的初始应力$\sigma_0=0$，则可根据(5)式求得$T_T=T_0+75.1$，即使$T_0=25°C$时，$\sigma_0=-\sigma_1^{0\cdot2}$，$T_T=175.2°C$。因此T300/LD2在室温升温到200°C时，基体发生了弹性变形和塑性变形。

当基体处于弹性变形阶段，复合材料的热膨胀系数α_e可从(3)和(2)式推得：

$$\alpha_e=(\alpha_mV_mE_m+\alpha_f\cdot V_f\cdot E_f)/(V_mE_m+V_fE_f) \qquad (6)$$

本实验中选用的T300/LD2试样，(6)式右边各项皆可求得，从而可计算$\alpha_e=7.06\times10^{-6}/°C$；$\alpha_e$值也可从T300/LD2试样热循环时的热变形～温度曲线求得，如图1，实测$\alpha_e^*=6.64\times10^{-6}/°C$与计算结果相符合，$\alpha_e$基本不随温度变化而变化。

当基体发生塑性变形后，试样的热膨胀系数α_p主要取决于纤维的热膨胀系数[6]，Min是在研究了连续纤维增强金属基复合材料热膨胀性能时得出上述结论的。T300纤维$\alpha_{T300}=-0.3\times10^{-6}/°C$，与基体处于弹性变形阶段时，复合材料的热膨胀系数$\alpha_e$相比，基体处于塑性变形时，复合材料的热膨胀系数较小。

这样就能把T300/LD2试样从室温升温到200°C时的平均热膨胀系数表示为：

$$\alpha_{0-200}=[\alpha_e\cdot(T_T-T_0)+\alpha_P\cdot(200-T_T)]/(200-T_0) \qquad (7)$$

经液氮冷处理的试样，在基体中已预设了一个残余压应力σ_F，此时，试样升温时，T_T可用下式表示：

$$T_T=T_0+(\sigma_1^{0\cdot2}-\sigma_F)(V_m\cdot E_m+V_f\cdot E_f)/E_f\cdot E_m(\alpha_f-\alpha_m) \qquad (8)$$

根据(8)式可知，由于σ_F的存在，使T_T大大降低，代入(7)式，α_{0-200}也大大降低，这与表2所显示的经液氮处理的试样在热循环时，升温段0°C→200°C之间的平均热膨胀系数降低是完全相符的。

经液氮处理，使T_T大大降低，这与实验结果也相符合，图2～5是经各种冷处理和退火处理的T300/LD2试样的热变形～温度曲线。从图中可看出，相对应于基体处于弹性变形的阶段都由于试样经液氮处理而大大缩短，对应于基体处于塑性变形的阶段都变长。

热循环的降温阶段，T300/LD2的基体也经历了弹性变形阶段和塑性变形阶段。这与实验结果也是相符合的如图2～5。

从图2～5可看出．经液氮冷处理的T300/LD2试样与经退火处理的相比，经0°C→400°C一个循环后，前者留下的残留应变比较大，从图中可以看出经400°C退火处理的试件经0°C～400°C一个循环后残留应变为5μm；对于三种经液氮处理的试件，经0°C→400°C循环一周后，其残留应变都达到10μm。

从前面的分析可知，经液氮冷处理主要是降低了T_T温度，降低了T300/LD2试样在0°C→200°C升温时基体处于弹性变形的温度区间，增加了基体处于塑性变形的区间。因此可以认为大量的塑性变形增加了T300/LD2试样经0°C→400°C循环后的残留应变量和膨胀收缩的不可逆性；是升温和降温时交替出现的弹性变形和塑性变形导致了热循环时滞后环的产生。

对材料的热稳定性要求很高的使用场合，不仅要求材料具有很低的热膨胀系数，还要求热膨胀系数稳定且经过一个循环后不留下残留应变。从大量塑性变形增加了循环后的残留应

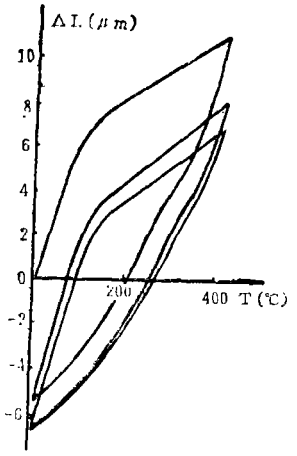


图2　T300/LD2 T_1处理

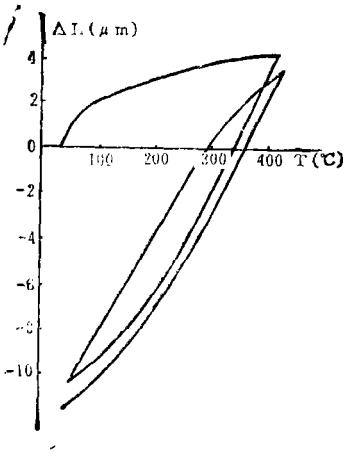


图3　T300/LD 2　T_4处理

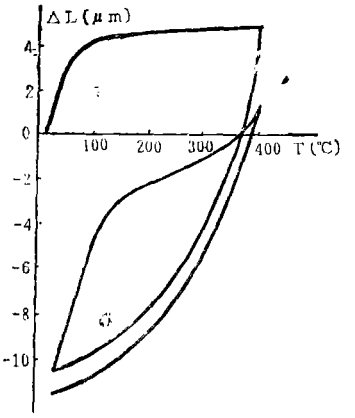


图4　T300/LD2 T_3处理

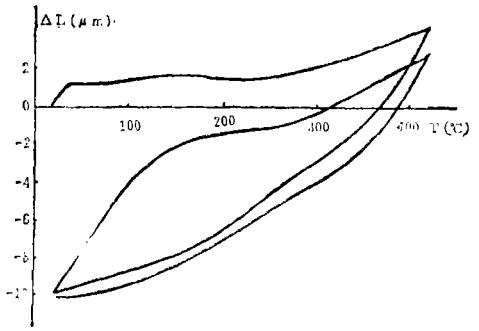


图5　T300/LD2 T_5处理

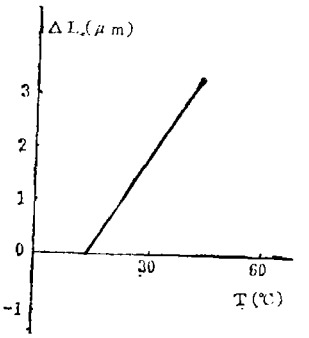


图6　T300/LD2 400°C退火

变出发，提出了三种减少残留应变的途径：(1) 尽量减少复合材料使用环境中的温度变化，(2) 根据材料的使用环境，经过各种预处理使复合材料在工作时基体处于弹性变形状态，(3) 提高基体的屈服强度。

实验测试了T300/LD2试样在20°C→60°C，20°C→200°C之间热循环的热变形～温度曲线如图6～7。从图中可看出随着热循环温度区间的缩短，T300/LD2试样热循环回线面积减少，在20°C→60°C间循环时，热循环回线面积为零；T300/LD2试样热循环的残留应变变小，在20°C→60°C之间循环时，残留应变也等于零。这是因为对于初始应力状态相同的试样，（测20°C→60°C，20°C→200°C热循环用的试样经400°C退火处理）升温时，基体处于弹性变形阶段所对应的温度区间相同，缩短热循环温度区间，等同于减少了基体处于塑性变形的温度区间，从而降低了热循环的残留应变。

在一定的使用条件下，环境温度变化往往是难以控制和改变的，因此通过第一种途径来

降低热残留应变不是很合理。我们一般可把第二种和第三种途径结合起来。如对T300/LD试样，首先对试样进行520°C保温20分加水淬，再经150°C回火时效8小时，使基体LD2处于硬化状态，具有较高的屈服强度；然后再根据试样的使用环境对试样进行预设应力处理。假设在0°→150°C温度范围内使用，应在界面上预设拉应力。如图8是试样经T_2和液氮冷处理的热循环曲线，试样经退火处理后界面存在残余拉应力，液氮冷处理后界面存在残余压应力，从图中可看出界面预设一个拉应力使T300/LD2试样在0°C→150°C之间热循环，有较小的热循环回线面积和热循环残留应变；在界面预设压应力后，经0°C→150°C热循环留下了很大的残留应变。

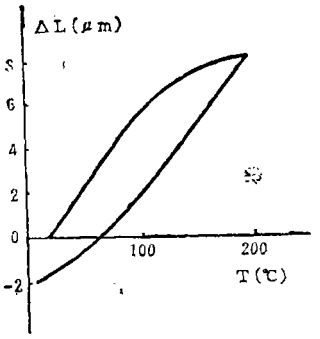
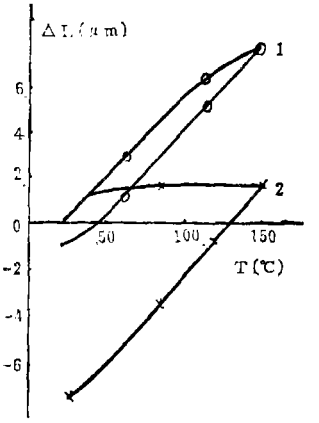


图7 T300/LD2 400°C退火



1—残余拉应力，2—残余压应力

图8 T300/LD 2 (20°C⇄150°C)

四、结　论

1. T300/LD2具有很低的热膨胀系数。

2. T300/LD²试样在0°C→400°C热循环时的残留应变是由于基体发生了大量的塑性变形产生的。

3. 可通过三种途径降低基体塑性变形量，减少热残留应变：

(1) 尽量减少复合材料的使用环境中的温度变化。

(2) 根据材料的使用环境，经过各种预处理使复合材料在工作时基体处于弹性变形状态。

(3) 通过热处理提高基体的屈服强度。

4. T300/LD2试样在0°C→400°C热循环时膨胀和收缩过程不可逆，并有较大的残留应变。

参 考 文 献

〔1〕李贤淦、王文龙、徐志庆，“碳/铝复合材料的热膨胀性能”，《复合材料学报》，1986，№3
〔2〕B.K.Min and F·W·Crossmam, Thermal Expansion, 8, 1981
〔3〕E·G·Wolff, J.of Mater.Sci., 20, 1985
〔4〕Gasmong G.,Metel. Trans., 5,1974,P2183～2190
〔5〕Minoru Taya and Tsutomn Mori,ICCM-V,P2104～2112
〔6〕M.H.Kural and B·K.Min,J.of Comp., Mater. 1984, Vol.18-Nov.1984

THE STUDY ON THE HYSTERESIS LOOP OF T300/LD2 AND IT'S IMPROVING

Wang Honghua　Li Xiangan and Wu Renjie

Institute of Composite Materials, Shanghai Jiao Tong University

ABSTRACT

This paper studied the reasons of causing hysteresis loops and thermal strains of T300/LD2 when it is in thermal cycling. Experiment results indicated that the large plasticity of the matrix causes the thermal residual strains and hysteresis loops. It was also analyzed that the relations among the stress states of interfaces, the temperature ranges of thermal cycling and the thermal residual strains. A suggestion was put forward to improve the hysteresis and residual strain, which contains(1) minimizing the temperature ranges of working environment of composites(2) making the matrix elastic under the working conditions and (3)increasing the yield stress of matrix.

Key words: Hysteresis loop, Thermal strain, Thermal cycling