

形状记忆材料的 本构模型

The Constitutive Model
of Shape Memory Materials

王振清 梁文彦 周博/著

非
外
借



科学出版社

形状记忆材料的本构模型

The Constitutive Model of Shape Memory Materials

王振清 梁文彦 周博 著



科学出版社

北京

内 容 简 介

本书着重研究了形状记忆合金和形状记忆聚合物的力学性能和本构模型的建立。研究了形状记忆合金各类本构模型的建立过程和形状记忆合金作为短纤维或长纤维时,对增韧聚合物材料力学性能的影响,并对本构关系进行了详细的推导;研究了形状记忆聚合物粘弹性力学行为,建立了具有形状记忆特性的三维本构模型,验证了所建立模型的正确性。

本书适合于力学、高分子科学、材料领域的学者和硕士研究生、博士研究生阅读。

图书在版编目(CIP)数据

形状记忆材料的本构模型/王振清,梁文彦,周博著. —北京:科学出版社, 2017.12

ISBN 978-7-03-055932-6

I. ①形… II. ①王… ②梁… ③周… III. ①智能材料-形状记忆效应-本构关系-研究 IV. ①TB381

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2017)第 309561 号

责任编辑:刘信力/责任校对:邹慧卿
责任印制:张 伟/封面设计:无极书装

科学出版社 出版

北京东黄城根北街 16 号

邮政编码:100717

<http://www.sciencep.com>

北京建宏印刷有限公司 印刷

科学出版社发行 各地新华书店经销

*

2017 年 12 月第 一 版 开本:720×1000 B5

2017 年 12 月第一次印刷 印张:15 插页:1

字数:300 000

定价:98.00 元

(如有印装质量问题,我社负责调换)

前 言

科学技术的发展为人类探索未知领域提供了足够的动力。功能-材料-结构一体化的需求,促进了多学科的交叉与融合。随着科学技术的快速发展,对材料的性能要求越来越高。智能材料具有自感知、自诊断、自修复等功能,已成为国内外研究的热点问题之一,在航空航天、生物医学、纺织工业等领域具有广阔的应用前景。近期,我国把“大力发展形状记忆合金、自修复材料等智能材料”作为国家战略性的新兴产业,重点加以支持,为智能材料的发展提供了广阔的空间。

本书着重关注智能材料的基础研究,在研究智能材料力学行为的基础上,推导和建立了多种智能材料的本构模型,包括形状记忆合金的细观力学本构模型、形状记忆合金余弦型本构模型、形状记忆合金的宏观力学本构模型、形状记忆合金的热力学本构方程、形状记忆合金的剪切本构模型、考虑温度记忆效应的形状记忆合金本构模型、Ni-Mn-Ga 单晶材料宏观本构模型、形状记忆合金复合材料本构模型及形状记忆聚合物本构模型等内容,重点给出了作者最新的研究成果。

本书是作者近十年在智能材料领域的科学工作的总结,力求科学严谨,系统深入,可供智能材料领域的学者、专家及研究生参阅。

在编写过程中,作者得到了雷红帅博士、郭建明博士给予了很大帮助,在此表示感谢。

在此非常感谢国家自然科学基金(11472086、11302054、11532013)对基础研究工作的大力支持。同时也非常感谢国家留学基金管理委员会对雷红帅博士、郭建明博士(University of Sydney)、孙敏博士(UC Berkeley)、刘燕斐博士(University of Leeds)出国交流的资助。

由于作者的学识有限,敬请读者提出学术意见,相互交流,共同推动智能材料的发展。

作 者

2016 年 10 月

目 录

前言	
第 1 章 绪论	1
1.1 引言	1
1.2 形状记忆合金的本构关系	2
1.3 典型本构模型	2
1.3.1 Tanaka 模型	2
1.3.2 Liang-Rogers 模型	4
1.3.3 Brinson 模型	5
1.3.4 Boyd-Lagoudas 模型	6
1.3.5 Ivshin-Pence 模型	7
1.3.6 朱-吕模型	7
1.4 形状记忆合金复合材料的界面力学特性	8
1.4.1 界面粘结强度及应力分布	8
1.4.2 形状记忆合金表面处理	9
1.5 形状记忆合金增强复合材料	11
1.5.1 形状记忆合金短纤维增强复合材料	11
1.5.2 形状记忆合金长纤维增强复合材料	12
1.6 形状记忆聚合物	13
1.6.1 形状记忆聚合物的本构理论研究	13
1.6.2 形状记忆聚合物复合材料研究	15
参考文献	16
第 2 章 形状记忆合金的本构模型	24
2.1 形状记忆合金的细观力学本构模型	24
2.1.1 形状记忆因子	24
2.1.2 形状记忆演化方程	26
2.1.3 形状记忆演化方程	28
2.2 形状记忆合金的余弦型本构模型	29
2.2.1 DSC 曲线的模拟	30
2.2.2 马氏体相变模型	31
2.2.3 本构方程	34

2.3	形状记忆合金的宏观力学本构模型	36
2.3.1	形状记忆因子	36
2.3.2	形状记忆演化方程	37
2.3.3	宏观力学本构方程	41
2.3.4	数值算例	43
2.4	形状记忆合金的热力学本构方程	47
2.4.1	超弹性和形状记忆效应	47
2.4.2	热力学本构方程	48
2.5	形状记忆合金的剪切本构模型	51
2.5.1	形状记忆演化方程的建立	51
2.5.2	力学本构方程的建立	54
2.5.3	模型中材料常数的测定	55
2.6	考虑温度记忆效应的形状记忆合金本构模型	56
2.6.1	形状记忆方程	56
2.6.2	力学本构方程	61
2.7	Ni-Ti 合金循环加载力学特性	64
2.7.1	残余应变及形状记忆残余因子	64
2.7.2	形状记忆残余因子演化方程	67
2.7.3	弹性模量和相变临界应力演化方程	69
2.8	一维宏观循环本构方程	73
2.9	材料参数的实验测定	74
2.9.1	相变温度的测定	74
2.9.2	材料相变参数的测定	75
2.9.3	材料循环参数的测定	77
2.10	Ni-Mn-Ga 单晶材料的宏观本构模型及实验研究	78
2.10.1	内变量选取	78
2.10.2	宏观本构模型	79
2.10.3	相变动力学方程	83
2.10.4	残余磁致形状记忆应变	84
2.10.5	磁畴体积分数和磁化旋转角演化方程	86
2.10.6	单晶磁化行为	87
2.11	Ni-Mn-Ga 单晶磁致宏观响应数值分析	88
2.11.1	温度对单晶磁化行为的影响	89
2.11.2	温度对磁畴体积分数和磁化旋转角的影响	91
2.11.3	单晶磁致宏观响应数值模拟	92

2.12 Ni-Mn-Ga 单晶磁致宏观响应实验研究	97
2.12.1 实验材料及测试设备	97
2.12.2 单晶材料参数的测定	99
2.12.3 单晶磁场诱发宏观响应的测定	101
参考文献	105
第 3 章 形状记忆合金复合材料的性能及本构模型	109
3.1 形状记忆合金复合材料的拔出模型的界面力学特性	109
3.1.1 三相同轴圆柱拔出模型	109
3.1.2 算例分析	117
3.2 单根 SMA 纤维界面脱粘拔出	121
3.2.1 脱粘区复合材料的应力分布	121
3.2.2 粘结区复合材料的应力分布	122
3.2.3 界面相临界完全脱粘	123
3.3 SMA 纤维界面脱粘临界强度测定	124
3.3.1 实验材料及试件制备	125
3.3.2 实验结果与理论结果的对比	126
3.4 SMAC 宏观本构模型及其有效模量	126
3.4.1 弹塑性基体本构模型	127
3.4.2 单向随机分布 SMA 短纤维增强复合材料本构模型	127
3.4.3 SMAC 宏观有效模量	131
3.5 SMAC 宏观力学行为数值分析	132
3.6 单向随机分布 SMA 短纤维增强环氧树脂实验研究	139
3.6.1 实验材料及试件制备	139
3.6.2 试件表面观察	139
3.6.3 拉伸测试及试件失效形貌观察	139
3.7 基于内聚力模型 SMAC 的宏观力学行为有限元模拟	141
3.7.1 单向随机分布短纤维模型的生成	141
3.7.2 有限元模型的建立及验证	142
3.8 数值结果的对比及分析	144
3.8.1 纤维相互扰动影响及端部界面脱粘	145
3.8.2 纤维尺寸对复合材料整体力学行为的影响	146
3.8.3 温度荷载对复合材料整体力学行为的影响	148
3.9 SMAHCs 三相本构模型及其有效模量	149
3.9.1 SMAHCs 三相本构模型	150
3.9.2 SMAHCs 宏观有效模量	157

3.10	SMAHCs 宏观力学行为的数值分析	159
3.11	单向 SMA 长纤维增强玻璃树脂混杂复合材料的实验研究	164
3.11.1	实验材料及 SMAHCs 试件制备	164
3.11.2	SMA 纤维和混杂基体界面评估	165
3.11.3	SMAHCs 复合材料强度的测定	166
3.11.4	SMAHCs 失效形貌的分析	169
3.12	SMAHCs 有限元分析	170
3.12.1	有限元模型及参数设置	170
3.12.2	模型验证	171
	参考文献	173
第 4 章	形状记忆聚合物本构模型及 TPI 复合材料	176
4.1	形状记忆聚合物的宏观力学本构模型	176
4.1.1	力学本构方程	176
4.1.2	材料参数方程	178
4.2	形状记忆聚合物的热力学粘弹性本构模型	181
4.2.1	形状记忆聚合物微观结构模型	181
4.2.2	形状记忆聚合物相变转换方程	183
4.2.3	形状记忆聚合物热力学粘弹性本构方程	185
4.2.4	形状记忆聚合物热力学粘弹性本构模型的验证 (一)	188
4.2.5	形状记忆聚合物热力学粘弹性本构模型的验证 (二)	197
4.3	TPI 形状记忆聚合物的力学及形状记忆性能	202
4.3.1	原料配比及制备	203
4.3.2	形状记忆聚合物的力学性能	203
4.3.3	形状记忆聚合物的形状记忆性能测试	207
4.4	碳纤维增强形状记忆聚合物复合材料的力学及形状记忆性能	210
4.4.1	形状记忆聚合物/碳纤维复合材料的原料及制备	210
4.4.2	形状记忆聚合物/碳纤维复合材料的力学性能	210
4.4.3	形状记忆聚合物/碳纤维复合材料的形状记忆性能	219
4.5	形状记忆聚合物/碳纤维/纳米颗粒混杂复合材料的力学及形状记忆性能	221
4.5.1	形状记忆聚合物/碳纤维/纳米颗粒混杂复合材料的原料及制备	221
4.5.2	形状记忆聚合物/碳纤维/纳米颗粒混杂复合材料的力学性能	222
4.5.3	形状记忆聚合物/碳纤维/纳米颗粒混杂复合材料的形状记忆性能	228
	参考文献	230

第 1 章 绪 论

1.1 引 言

智能结构是以智能材料为主导材料,具有仿生命的感觉和自我调节功能的结构系统。而智能材料则是某些具有特殊功能的材料,如压电材料、光导纤维、电磁流变液体、形状记忆材料、磁致伸缩材料和智能高分子材料等。这些智能材料可以分为两类:一类是对外界(或内部)的刺激强度(如应力、应变、热、光、电、磁、化学和辐射等)具有感知的材料,称为感知材料。利用这些材料可以做成各种传感器。另一类是对外界环境条件(或内部状态)发生变化能做出响应或驱动的材料,利用这种材料可以做成各种驱动器。将这些智能材料按其特殊功能以某种方式融合到结构基本材料之中或与机构构件复合,就可通过它的传感和驱动功能来实现结构的感知和自我调节功能。显然,这样的一种体系可使结构由不变的、无智能和无生命的向可变的、有智能和有生命的方向发展,它代表了工程结构的发展方向,为工程结构的深刻变革创造了光明的前景^[1,2]。

近年来形状记忆合金(shape memory alloy, SMA)作为一种新型智能材料,以其独特的形状记忆效应(shape memory effect)和超弹性效应(super elastic effect),以及优良的理化性能和生物相容性,在工程、控制、医疗、能源与机械等领域应用日趋广泛。形状记忆合金作为一种新型功能材料为人们所认识,并成为—个独立的学科分支,开始于1963年。当时美国海军武器实验室(Naval Ordnance Laboratory)的W. J. Buechler博士研究小组,在一次偶然的情况下发现,Ni-Ti合金工件因为温度的不同,敲击时发出的声音明显不同,这说明该合金的声阻尼性能与温度有关。通过进一步研究发现,近等原子比的Ni-Ti合金具有良好的形状记忆效应,并且报道了X射线衍射等实验的研究结果。70年代初,又发现Cu-Al-Ni合金也具有—良好的形状记忆效应。近年来在不少铁基合金,尤其是Fe-Mn-Si基合金和不锈钢中也发现了形状记忆效应,有些很快在工业界获得了应用^[3,4]。

1975~1980年,科研人员对形状记忆合金的形状记忆效应机制,以及和形状记忆效应密切相关的相变超弹性(或伪弹性)机制,展开了大规模的研究。研究结果表明,凡是具有完全形状记忆效应的合金都具有相变超弹性效应,有的合金可以实现双程形状记忆效应,有的可以实现全方位形状记忆效应,有的可以实现逆向形状记忆效应。研究中还发现Ni-Ti等合金在相变过程中存在着中间相,利用中间相相变的可逆性,不仅大大缩小了温度滞后,而且大幅度地改善了疲劳寿命和形状记忆

效应的稳定性。双程形状记忆效应、全方位形状记忆效应、R 相变等现象的发现,为形状记忆合金的应用开辟了更广阔的前景。到目前为止,已经发现具有形状记忆效应的合金有 20 多种,如果添加不同元素的合金单独计算,则有 100 多种。

目前,形状记忆合金材料通常被以元件形式置于整个系统,或作为单独元件和外部结构并行使用,随着纤维增强复合材料制备技术日趋成熟,研究工作者尝试将形状记忆合金材料以颗粒、纤维、丝、带和薄片等形式,植入基体材料内部,利用其超弹、形状记忆、耗能等特性,改进复合材料的整体强度、刚度、断裂韧性和阻尼特性等,因此这类材料被称为形状记忆合金增强复合材料 (shape memory alloy reinforced composites, SMAC) 或智能复合材料,是复合材料领域的重要研究方向。

1.2 形状记忆合金的本构关系

形状记忆材料的特殊行为给本构关系的描述带来了很大难度,直到 1979 年 Müller^[5] 构造了超弹性体的相变模型,关于形状记忆合金本构关系的研究才大规模地展开。在过去的 30 多年,各国学者从各种不同角度构造了不同类型的本构关系,主要可以分为三大类:细观热动力学模型、细观力学模型和宏观唯象模型。

细观热动力学模型^[6-9],主要是通过描述一个在有限区域内含有一个无限小的热力学过程来构造相变过程中的自由能。它详细描述了材料在相变过程中马氏体的形核与长大,两相截面的移动等细观过程,这类模型有助于理解材料的相变过程,但很难应用于工程实际。

建立在实验基础上描述材料宏观行为的唯象理论模型,由于模型简单,引入参数少且容易由实验获得,近 20 多年来有很大的发展,在智能结构的分析中也发挥了巨大的作用,这些模型都是基于热力学、热动力学和相变动力学的本构关系。在实际中,应用较多的模型有 Tanaka 模型^[10]、Liang-Rogers 模型^[11]和 Brinson 模型^[12,13]。

1.3 典型本构模型

1.3.1 Tanaka 模型

Tanaka^[10] 将描述形状记忆材料的相变过程的内变量简化为马氏体体积分数 ξ , 给出了增量型的本构关系。

$$\begin{aligned} \dot{\sigma} &= \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} \dot{\varepsilon} + \frac{\partial \sigma}{\partial \xi} \dot{\xi} + \frac{\partial \sigma}{\partial T} \dot{T} \\ &= D(\varepsilon, \xi, T) \dot{\varepsilon} + \Omega(\varepsilon, \xi, T) \dot{\xi} + \Theta(\varepsilon, \xi, T) \dot{T} \end{aligned} \quad (1.3.1)$$

其中, $D(\varepsilon, \xi, T)$ 为弹性模量, $\Omega(\varepsilon, \xi, T)$ 为相变模量, $\Theta(\varepsilon, \xi, T)$ 为热弹性模量。

Magee^[14] 关于铁系合金马氏体相变的一维核动力学方程为

$$\begin{cases} \frac{d\xi}{1-\xi} = a^M dT \\ a^M = -\bar{V}Q \frac{d\Delta G}{dT} \end{cases} \quad (1.3.2)$$

其中, \bar{V} 为新形成马氏体的平均体积, Q 为常数, ΔG 为发生马氏体相变的自由能驱动力。假定 a^M 为常数, 对温度从 M_s 到 T 积分式 (1.3.2), 可以得到马氏体体积分数 ξ 的表达式

$$\xi = 1 - \exp[a^M(M_s - T)], \quad M_f \leq T \leq M_s \quad (1.3.3)$$

在一维情况下, 临界应力 (σ_{cr}) 与相变临界温度 (T_{cr}) 呈线性关系, 如图 1.1 所示。其中, C_M 和 C_A 分别称为马氏体和奥氏体的影响系数, 根据图 1.1 所示的相变临界应力和临界温度的关系, 重新积分式 (1.3.2) 可以推导出, 在温度 $T > M_f$ 时, 描述马氏体体积分数 ξ 变化规律的相变演化方程。

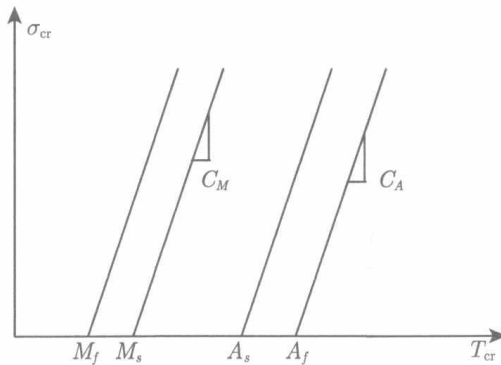


图 1.1 相变应力-温度关系曲线

由奥氏体向马氏体转变的马氏体相变过程

$$\xi = 1 - \exp[a^M(M_s - T) + b^M \sigma] \quad (1.3.4a)$$

由马氏体向奥氏体转变的奥氏体相变过程

$$\xi = \exp[a^A(A_s - T) + b^A \sigma] \quad (1.3.4b)$$

其中, a^M 、 a^A 、 b^M 和 b^A 为积分常数, 假定在 $\xi = 0.99$ 时, 马氏体相变完成, 在

$\xi = 0.01$ 时, 奥氏体相变完成, 则可以确定出式 (1.3.4) 中的四个积分常数。

$$\begin{cases} a^M = \frac{\ln(0.01)}{M_s - M_f}, & b^M = \frac{a^M}{C^M} \\ a^A = \frac{\ln(0.01)}{A_s - A_f}, & b^A = \frac{a^A}{C^A} \end{cases} \quad (1.3.4c)$$

这样本构方程 (1.3.1) 和指数型相变方程 (1.3.4) 一起构成了 Tanaka 本构模型。

1.3.2 Liang-Rogers 模型

Liang 和 Rogers 的一维本构模型, 是以余弦型的相变演化方程代替 Tanaka 的指数型的相变演化方程, 并且假设形状记忆合金材料的弹性模量 D 、相变模量 Ω 和热弹性模量为常数, 通过试验来确定这些常数, 由此得到了全量型的一维本构方程

$$\sigma - \sigma_0 = D(\varepsilon - \varepsilon_0) + \Omega(\xi - \xi_0) + \Theta(T - T_0) \quad (1.3.5)$$

其中, $(\sigma_0, \varepsilon_0, \xi_0, T_0)$ 代表形状记忆合金材料的初始状态。利用初始状态 $(\sigma_0 = \varepsilon_0 = \xi_0 = 0)$ 和终结状态 $(\sigma = 0, \varepsilon = \varepsilon_L, \xi = 1)$ 在 $T = T_0$ ($M_s < T < A_s$) 的情况, 由方程 (1.3.5) 可以得到

$$\Omega = -\varepsilon_L D \quad (1.3.6)$$

其中, ε_L 称为材料的最大残余应变, 为材料常数, 可以在温度 $T < A_s$, 通过奥氏体转变为马氏体过程的拉伸试验确定; 状态由 $\xi = 0$ 到 $\xi = 1$, 在卸载时, 得到最大残余应变 ε_L 。余弦型的相变演化方程如下。

在马氏体相变过程中

$$\xi = \frac{1 - \xi_0}{2} \cos \left[a_M \left(T - M_f - \frac{\sigma}{C_M} \right) \right] + \frac{1 + \xi_0}{2} \quad (1.3.7a)$$

在奥氏体相变过程中

$$\xi = \frac{\xi_0}{2} \left\{ \cos \left[a_A \left(T - A_s - \frac{\sigma}{C_A} \right) \right] + 1 \right\} \quad (1.3.7b)$$

其中

$$\begin{cases} a_M = \frac{\pi}{M_s - M_f} \\ a_A = \frac{\pi}{A_f - A_s} \end{cases} \quad (1.3.7c)$$

实验表明形状记忆合金的相变是由变形能控制的, 后来 Liang 和 Rogers 应用变形能理论, 通过引入等效应力和等效应变的概念, 将一维本构模型 (1.3.5) 推广到三维情况。

Liang 和 Rogers 的本构模型 (1.5) 存在着局限性。为说明 Liang 和 Rogers 的本构模型的局限性, 在温度 $T < M_f$ 的情况下, 初始状态为 $\sigma_0 = \varepsilon_0 = 0, \xi_0 = 1$, 由于在温度 $T < M_s$ 时, 材料处于完全马氏体状态, 因此在任意时刻 $\xi = 1$, 则在 $T = T_0$ 时, 由式 (1.5) 可以得到

$$\sigma = D\varepsilon \quad (1.3.8)$$

这显然是线弹性的应力应变关系, 不能描述形状记忆材料的形状记忆效应。事实上 Tanaka 模型和 Liang-Rogers 模型都不能有效地描述形状记忆合金在温度 $T < M_f$ 时的热力学行为, Liang-Rogers 本构模型不能描述形状记忆合金的马氏体择优取向过程, Tanaka 本构模型同样也不能有效地描述形状记忆合金的马氏体择优取向过程, 这是 Tanaka 本构模型和 Liang-Rogers 本构模型的局限性。

1.3.3 Brinson 模型

Brinson 在 Tanaka 和 Liang 工作的基础上, 为克服 Liang-Rogers 本构模型和 Tanaka 本构模型不能描述马氏体择优取向过程的局限性, 将马氏体体积分数分成两部分, 即

$$\xi = \xi_T + \xi_s \quad (1.3.9)$$

其中, ξ_s 为应力诱发的马氏体体积分数, ξ_T 为温度诱发的马氏体体积分数。认为材料的弹性模量和相变模量与马氏体体积分数呈线性关系

$$D(\xi) = D_a + (D_m - D_a)\xi \quad (1.3.10)$$

$$\Omega(\xi) = -\varepsilon_L D(\xi) \quad (1.3.11)$$

并利用残余应变公式

$$\varepsilon_{\text{res}} = \varepsilon_L \xi_s \quad (1.3.12)$$

得到全量型的本构模型

$$\sigma - \sigma_0 = D(\xi)\varepsilon - D(\xi_0)\varepsilon_0 + \Omega(\xi)\xi_s - \Omega(\xi_0)\xi_{s0} + \Theta(T - T_0) \quad (1.3.13)$$

在一维情况下, Brinson 根据实验观测的结果, 进一步修正了临界应力与马氏体相变温度的关系, 得到如图 1.2 所示的相变临界应力与相变温度间的关系图。Brinson 构造的反映 ξ, ξ_T, ξ_s 变化规律的余弦型的相变演化方程如下。

马氏体相变过程中

$$\xi_s = \frac{1 - \xi_{s0}}{2} \cos \left[\frac{\sigma - \sigma_f^{\text{cr}} - C_M(T - M_s)_+^1}{\sigma_s^{\text{cr}} - \sigma_f^{\text{cr}}} \pi \right] + \frac{1 + \xi_{s0}}{2} \quad (1.3.14a)$$

$$\xi_T = \xi_{T0} - \frac{\xi_{T0}}{1 - \xi_{s0}} (\xi_s - \xi_{s0}) \quad (1.3.14b)$$

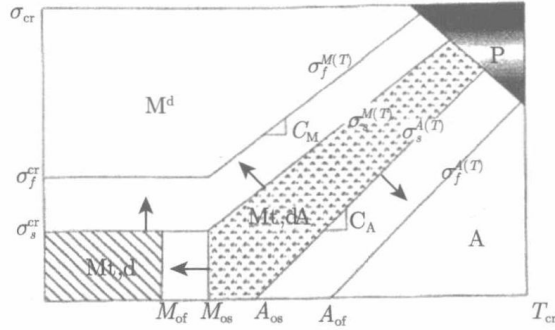


图 1.2 $\sigma_{cr}-T_{cr}$ 关系曲线 (Brinson 模型)

奥氏体相变过程中

$$\xi = \frac{\xi_0}{2} \left[\cos \left(\frac{C_A T - C_A A_S - \sigma}{C_A A_f - C_A A_s} \pi \right) + 1 \right] \quad (1.3.14c)$$

$$\xi_s = \xi_{s0} - \frac{\xi_{s0}}{\xi_0} (\xi_{s0} - \xi) \quad (1.3.14d)$$

$$\xi_T = \xi_{T0} - \frac{\xi_{T0}}{\xi_0} (\xi_0 - \xi) \quad (1.3.14e)$$

在式 (1.3.14a) 中应用了阶跃函数的表示符号, 具体说明如下

$$(x - a)_+^n = \begin{cases} (x - a)^n, & x > a \\ 0, & x \leq a \end{cases} \quad (1.3.15)$$

由于 Brinson 模型有效地克服了 Tanaka 模型和 Liang-Rogers 模型的不足, 因此在工程上得到了比较广泛的应用。

1.3.4 Boyd-Lagoudas 模型

Boyd 和 Lagoudas^[14-16] 在 Tanaka 及 Liang 工作的基础上, 假定形状记忆合金材料的形状记忆效应类似于各向同性材料的屈服条件, 在 Tanaka 指数型相变演化方程中, 利用等效应力代替一维应力, 得到如下的本构模型

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} [\varepsilon_{kl} - \varepsilon_{kl}^{tr} - \alpha_{kl} (T - T_0)] \quad (1.3.16a)$$

$$\dot{\varepsilon}_{kl}^{tr} = \lambda_{kl} \dot{\xi} \quad (1.3.16b)$$

$$\lambda_{kl} = \begin{cases} -\frac{3}{2} \frac{\Omega}{D} \frac{s_{kl}}{\bar{\sigma}}, & \dot{\xi} > 0 \\ -\frac{\Omega}{D} \frac{\varepsilon_{kl}^{tr}}{\bar{\varepsilon}^{tr}}, & \dot{\xi} < 0 \end{cases} \quad (1.3.16c)$$

其中, s_{kl} 为偏应力, $\bar{\sigma}$ 为等效应力, $\varepsilon_{kl}^{\text{tr}}$ 为相变应变, $\bar{\varepsilon}^{\text{tr}}$ 为等效相变应变。与本构关系 (1.3.7) 对应的相变演化方程为 Tanaka 的指数型相变演化方程 (1.3.4), 在三维的情况下用等效应力 $\bar{\sigma}$ 代替应力 σ 即可。

Boyd-Lagoudas 模型虽然是一个三维的本构模型, 但和 Tanaka 模型、Liang-Rogers 模型一样, 仅用一个内变量即马氏体体积分数 ξ 来描述形状记忆合金的相变过程, 无法描述形状记忆合金的马氏体择优取向过程。

1.3.5 Ivshin-Pence 模型

Ivshin 和 Pence^[17] 也是从热力学和热动力学出发建立本构模型, 所不同的是他们采用母相的体积分数 α 作为内变量。所建立的模型如下

$$\varepsilon = (1 - \alpha)\varepsilon_m + \alpha\varepsilon_a \quad (1.3.17a)$$

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma}{E_a} \quad (1.3.17b)$$

$$\varepsilon_m = \frac{\sigma}{E_m} + \varepsilon_L \quad (1.3.17c)$$

描述母相体积分数 α 变化规律的相变演化方程为

$$\frac{d\alpha}{dt} = \begin{cases} \frac{\alpha(t_k)}{\alpha_{\max}\beta(t_k)} \frac{d\alpha_{\max}}{d\beta} \left(\frac{\partial\beta}{\partial T} \frac{dT}{dt} + \frac{\partial\beta}{\partial\sigma} \frac{d\sigma}{dt} \right), & \frac{d\alpha}{dt} \leq 0 \\ \frac{1 - \alpha(t_k)}{1 - \alpha_{\min}\beta(t_k)} \frac{d\alpha_{\min}}{d\beta} \left(\frac{\partial\beta}{\partial T} \frac{dT}{dt} + \frac{\partial\beta}{\partial\sigma} \frac{d\sigma}{dt} \right), & \frac{d\alpha}{dt} \geq 0 \end{cases} \quad (1.3.18a)$$

其中, t_k 称为相变时刻或相变转换点。

$$\beta(T, \sigma) = T + \frac{1}{s_{a0} - s_{m0}} \left(\frac{D_m - D_a}{2D_m D_a} \sigma^2 - \varepsilon_L \sigma \right) \quad (1.3.18b)$$

$$\begin{cases} \alpha_{\max} = 0.5 + 0.5 \tanh(k_1\beta + k_2) \\ \alpha_{\min} = 0.5 + 0.5 \tanh(k_3\beta + k_4) \end{cases} \quad (1.3.18c)$$

Ivshin-Pence 模型的相变演化方程过于烦琐, 这给实际应用带来了不便, 因此在工程中没有得到广泛的应用。

1.3.6 朱-吕模型

大连理工大学的朱炜国和吕和祥于 2001 年, 以热力学和细观力学为理论基础, 在 Tanaka 工作的基础上, 并将马氏体择优取向过程 (孪晶马氏体向非孪晶马氏体转变过程) 看作由奥氏体向马氏体转变的马氏体相变过程, 构造了如下的形状记忆合金的三维本构模型

$$\sigma_{ij} = D_{ijkl}[\varepsilon_{kl} - \varepsilon_{kl}^r - \alpha_{kl}(T - T_0)] \quad (1.3.19a)$$

其中, D_{ijkl} 为形状记忆合金的弹性模量, α_{kl} 为形状记忆合金的热膨胀系数, ε_{kl}^r 为相变应变。

相变应变 ε_{kl}^r 的计算分为以下两种情况:

(1) 在由应力诱发的马氏体相变和奥氏体相变过程中

$$\varepsilon_{ij}^r = \varepsilon_{ij}^l (\xi + d\xi) \quad (1.3.19b)$$

(2) 在形状记忆合金为完全马氏体的条件下, 进行预应变然后升高温度诱发的奥氏体相变过程中

$$\varepsilon_{ij}^r = \varepsilon_{ij}^l \xi \quad (1.3.19c)$$

其中, ε_{ij}^l 为残余应变张量。

与本构关系 (1.3.19) 对应的相变演化方程为 Tanaka 的指数型相变演化方程 (1.3.4), 在三维的情况下用等效应力 $\bar{\sigma}$ 代替应力 σ 即可。

朱-吕模型将孪晶马氏体向非孪晶马氏体转变过程看作由奥氏体向马氏体转变的马氏体相变过程, 也就是相当于把形状记忆合金的重定向形状记忆效应看作是相变形状记忆效应。

1.4 形状记忆合金复合材料的界面力学特性

1.4.1 界面粘结强度及应力分布

纤维与基体材料界面粘结强度会限制 SMA 纤维功能作用的发挥, 弱界面粘结状态下受载时 SMA 纤维将会与基体发生脱粘现象。图 1.3 为普遍采用的单纤维拔出的三种模型, 其中两圆柱模型为轴对称问题, 通过对称关系可以有效化简模型的未知数。Lau 等^[18] 较早地将单根 SMA 纤维增强基体模型引入进来, 观察了纤维与基体材料界面脱粘形貌, 指出界面粘结强度会极大影响纤维增强效果; Poon 等^[19-21] 通过单纤维拔出实验研究了 SMA 纤维预应变水平对最大脱粘应力、界面脱粘过程的影响, 并基于单纤维增强模型和界面应力传递理论, 推导出了 SMA 纤维、树脂基体轴向应力和剪应力分布方程; Payandeh 等^[22-24] 通过单纤维拔出实验和单轴拉伸实验, 研究了 SMA 纤维相变过程对纤维与基体材料界面脱粘和复合材料整体力学性能的影响, 计算了纤维界面最大剪切应力; 朱祎国^[25] 提出要考虑 SMA 纤维界面对复合材料力学行为的影响, 构造了考虑部分界面脱粘情况下的双圆柱模型, 指出脱粘区域长度和界面临界剪应力会对 SMA 纤维相变区应力分布产生明显影响; 王玉龙等^[26-28] 和王振清等^[29] 通过应力函数法, 求解了单根 SMA 纤维拔出模型部分脱粘和完整粘结区域界面剪应力分布, 给出了纤维脱粘起

始应力和最大临界脱粘应力,并通过能量法求解了纤维拔出临界长度,比较完整地
从理论角度研究了界面粘结强度对 SMA 纤维拔出过程的影响。

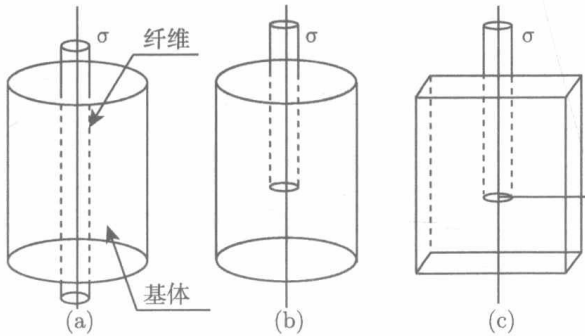


图 1.3 单纤维拔出模型

(a) 两圆柱 (穿透); (b) 两圆柱; (c) 矩形

1.4.2 形状记忆合金表面处理

人们通常采用砂纸打磨、扭转、弯曲、喷砂、酸碱溶液腐蚀等物理或者化学方式对 SMA 纤维表面进行处理,试图改善纤维表面粗糙度,从而提高纤维与基体粘
结界面临界剪切强度。Rossi 等^[30]通过电化学阻抗谱、极化曲线、电位测量、扫描电镜和单纤维拔出实验,研究了处理方式对 Ni-Ti 合金纤维表面特性的影响,研究结果表明砂纸打磨处理后纤维与环氧树脂基体粘
结界面临界剪切强度高于其他处理方式,且 SMA 纤维各性能未发生变化。图 1.4 为不同表面处理方式下的 SMA 纤维表面形貌,可以发现酸腐蚀处理后纤维表面出现了很多小孔洞。Mohammed
等^[31]通过相变测试研究发现酸碱腐蚀会影响 SMA 纤维的相变行为。

另外,研究工作者尝试通过在 SMA 纤维与基体粘结界面添加其他颗粒或化学
学联结剂,以此提高界面粘结强度。王玉龙等^[26,32]尝试通过在基体材料中填充
SiO₂ 纳米颗粒来改善 SMA 复合材料界面强度,纤维拔出测试结果表明树脂基体材
料中加入质量分数为 0.5% 的 SiO₂ 纳米颗粒后,纤维与基体界面剪切强度提高约
30%。Smith 等^[33]提出在树脂基体材料中混入硅烷偶联剂,以提高纤维和基体表
面之间的粘结强度和耐久性,其基本原理主要为硅和碳官能团可以分别与纤维(无
机物质)、基体(有机物质)表面发生化学反应,使纤维和基体之间以化学键形式联
结,从而提高其界面粘结强度;研究结果表明添加硅烷偶联剂后的甲基丙烯酸甲酯
(PMMA)与 Ni-Ti 合金纤维粘结强度提高近 100%。王玉龙^[26]基于此方法研究了
硅烷偶联剂(KH-560)对环氧树脂的影响,纤维拔出结果表明加入质量分数含量为
1%时,SMA 复合材料界面强度提高最为显著,约为 27%。图 1.5 为 SMA 纤维与
树脂基体粘结界面形貌,可以发现添加硅烷偶联剂之后,材料粘结界面融合并出现