

王心美 岳珠峰 王亚芳 智友海 吕震宙 著



NiTi合金的超弹性 力学特性及其应用

 科学出版社
www.sciencep.com

NiTi 合金的超弹性力学 特性及其应用

王心美 岳珠峰 王亚芳 智友海 吕震宙 著

科学出版社

北京

内 容 简 介

本书是针对 NiTi 形状记忆合金超弹性力学性能的一本专著,是 NiTi 形状记忆合金的超弹性力学性能的实验研究和应用研究的系统化与理论化成果。

本书共分为 8 章,内容包括 NiTi 形状记忆合金的宏观本构模型、细观本构模型及其有限元程序的实现,单次加载-卸载的力学性能,循环加载-卸载的力学性能,断裂性能,疲劳性能以及超弹性性能在医用支架、隔震减震装置和防松均载装置中的应用。

本书可作为力学、材料科学专业研究生的教材,也可供相关专业的研究人员和工程技术人员参考。

图书在版编目(CIP)数据

NiTi 合金的超弹性力学特性及其应用/王心美 等著.—北京:科学出版社,2009

ISBN 978-7-03-025683-6

I. N… II. 王… III. 合金-弹性力学-研究 IV. TG113

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2009)第 174387 号

责任编辑:余 丁 / 责任校对:陈玉凤

责任印制:赵 博 / 封面设计:王 浩

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>

印刷

科学出版社发行 各地新华书店经销

*

2009 年 9 月第 一 版 开本: B5(720×1000)

2009 年 9 月第一次印刷 印张: 14 3/4

印数: 1—2000 字数: 284 000

定价: 50.00 元

(如有印装质量问题,我社负责调换(科印))

前 言

近等原子比的 NiTi 形状记忆合金(48at%~52at%Ni)是形状记忆合金中研究最早、应用最广泛的一种,其应用范围涉及电子、机械、航空、航天、能源、交通、医疗等,几乎囊括了产业界的所有领域。它具有优良的形状记忆和超弹性性能,以及良好的抗腐蚀性和生物相容性,是形状记忆合金中最重要的成员。其中超弹性是它的一个主要性能,即使受力产生超过 10%的变形,在外力撤除后仍然能够马上恢复到变形前的形状,而且应力应变关系呈现出非线性。到目前为止,对其超弹性及其相关的微观机理都得到了合理的解释。然而,至今关于 NiTi 合金的专著仍为数甚少,专门的、系统的力学性能介绍更是寥若晨星。因此,本书集中介绍了 NiTi 形状记忆合金的超弹性力学性能及其应用,可望为材料研究和设计应用部门的研究和工程技术人员提供 NiTi 形状记忆合金的超弹性力学基础和工程应用的系统知识,从而推动 NiTi 形状记忆合金的应用和发展。

由于 NiTi 形状记忆合金的变形机理非常复杂,力学行为受到很多因素包括温度、材料织构、加载路径、加载速率等的影响,本构关系的描述存在很大难度。比较有影响的模型主要分为两大类,一类是以广义塑性理论为基础的宏观唯象模型,另一类是基于马氏体相变晶体学和热力学原理的细观力学模型。宏观唯象模型形式简单,便于工程实际应用,但是由于其唯象理论的本质,因此不能描述材料相变过程中的机理及完备的材料变形过程。细观力学模型由于从材料变形的微观本质出发,因而具有明确的物理意义,可以描述形状记忆合金的各种复杂行为。本书主要介绍作者课题组过去几年里在形状记忆合金超弹性力学性能方面的实验研究以及在两类模型的理论和应用领域取得的一些成果。

本书共分为 8 章。第 1 章对形状记忆合金的发展历史、基本概念和超弹性性能的研究现状进行了介绍;第 2 章给出了宏观唯象本构模型的基本方程以及有限元实施、应力更新过程,编制了相应的有限元程序并应用到了具体实验分析中;第 3 章介绍了马氏体相变晶体学的基本原理,给出了细观力学本构模型的基本方程以及有限元实施,编制了相应的有限元程序并分析了模型特性;第 4 章对单次加载-卸载下温度、加载速率、塑性变形及应力状态对 NiTi 合金的超弹性行为的影响进行了实验研究,并采用细观力学模型进行了模拟;第 5 章对循环加载-卸载对超

注:本书中,at%表示原子分数,wt%表示质量分数。

弹性力学行为的影响进行了研究;第6章对紧凑拉伸试样和板材缺口试样进行了实验和有限元分析,揭示了NiTi形状记忆合金的断裂特征;第7章对单轴、双轴以及复杂加载下的疲劳特性进行了实验和有限元分析;第8章介绍了NiTi形状记忆合金超弹性性能在医用支架、隔震减震装置和防松均载装置中的实际应用。

本书内容充分反映了作者课题组几年来的科研成果,同时也借鉴了部分知名专家的相关研究。本书的研究得到了国家自然科学基金委员会中德科学研究中心课题“On the Role of Microstructure, Surface Roughness and Multiaxial Loading on Martensitic Transformations in NiTi Shape Memory Alloys”(GZ050/1)、双边合作课题德国“Shape Memory Technology — Basics, Applications, Processing-thermomechanical Treatments of NiTi”(SBF459)、中国博士后科学基金“振动和环境耦合作用下航空镍钛基合金管接头多模式失效分析及优化设计”(20080440194)、西北工业大学博士论文创新基金“形状记忆合金疲劳断裂机理及描述研究”(CX200617)和“形状记忆合金复杂加载下的力学行为研究”(CX200313)数个项目的资助,在此表示感谢。

本书可作为力学、材料科学专业研究生的教材,也可供相关专业的研究人员和工程技术人员参考。

由于作者水平有限,书中不妥之处在所难免,期盼读者批评指正。

目 录

前言

第 1 章 概述	1
1.1 形状记忆合金的发展历史	1
1.2 形状记忆合金的基本概念	2
1.2.1 热弹性马氏体相变	2
1.2.2 形状记忆效应	3
1.2.3 超弹性	6
1.2.4 形状记忆与超弹性的关系	7
1.3 NiTi 合金的基本性能数据	8
1.4 NiTi 合金超弹性力学性能的研究现状	9
1.4.1 实验研究	9
1.4.2 本构模型研究	11
参考文献	13
第 2 章 宏观本构模型及有限元格式	19
2.1 相变模型	19
2.1.1 控制变量和内部变量	19
2.1.2 相变以及激活状态	20
2.2 塑性变形模型	22
2.3 ABAQUS 软件用户材料子程序 UMAT	22
2.4 有限元实现	25
2.4.1 本构模型的离散化	25
2.4.2 UMAT 中的计算流程	29
2.4.3 UMAT 中的具体计算	30
2.5 模型的特性分析	31
2.6 模型的应用	34
2.6.1 CT 试样裂纹尖端相变场分析	34
2.6.2 形状记忆合金的(扭)弯曲性能	44
2.6.3 形状记忆合金复合材料	54
2.6.4 晶粒各向异性对晶体相变的影响	59
2.7 结论	62

参考文献	62
第 3 章 细观本构模型及有限元格式	65
3.1 马氏体相变晶体学	65
3.1.1 唯象理论概要	65
3.1.2 NiTi 合金中 B19' 马氏体的孪晶	68
3.1.3 B2 奥氏体到 B19' 马氏体的点阵变化	69
3.1.4 B19' 马氏体的变体	71
3.2 马氏体相变热力学	72
3.3 塑性变形晶体学	73
3.4 细观力学模型	74
3.5 本构模型的有限元实现	78
3.5.1 本构模型的离散化	78
3.5.2 相变过程中本构变量的演化	79
3.5.3 塑性变形时本构变量的演化	81
3.5.4 UMAT 中的具体计算	82
3.5.5 UMAT 中的计算流程	83
3.6 模型特性分析	85
3.6.1 材料常数	85
3.6.2 有限元模型	85
3.6.3 相互作用能矩阵的影响	86
3.6.4 织构的影响	87
3.6.5 加载速率的影响	90
3.7 结论	92
参考文献	92
第 4 章 单次加载-卸载超弹性力学性能	95
4.1 特征量的定义	95
4.2 温度的影响	96
4.3 加载速率的影响	98
4.4 塑性变形的影响	99
4.5 应力状态的影响	102
4.6 数值模拟	107
4.6.1 温度的影响	108
4.6.2 塑性变形的影响	109
4.6.3 应力状态的影响	110
4.6.4 双轴加载下的马氏体相变初始面	114

4.6.5	单轴加载下的马氏体局部化条带演化	118
4.6.6	表面粗糙度对 NiTi 合金超弹性性能的影响	120
4.6.7	带孔板在双轴加载下的力学响应	127
4.7	结论	130
	参考文献	131
第 5 章	循环加载-卸载超弹性力学性能	133
5.1	单轴拉伸加载	133
5.1.1	应力-应变曲线特性	133
5.1.2	应变特性	133
5.1.3	相变应力特性	136
5.1.4	能量特性	137
5.2	纯扭转加载	137
5.2.1	应力-应变曲线特性	137
5.2.2	应变特性	138
5.2.3	能量特性	138
5.3	双轴加载	139
5.3.1	应力-应变曲线特性	140
5.3.2	应力特性	142
5.3.3	能量特性	143
5.4	结论	144
	参考文献	145
第 6 章	静载断裂特性	146
6.1	引言	146
6.2	实验材料	147
6.3	断裂韧性 K_{IC} 实验	148
6.4	缺口形式对拉伸断裂性能的影响实验	151
6.5	有限元分析	156
6.5.1	CT 试样	156
6.5.2	缺口试样	159
6.6	结论	164
	参考文献	164
第 7 章	疲劳特性	167
7.1	引言	167
7.2	单轴加载	168
7.2.1	加载频率和应力幅值对疲劳寿命的影响	168

7.2.2	拉伸和扭转载荷下疲劳性能的比较	168
7.3	双轴加载	170
7.3.1	相位角和应变幅值对疲劳寿命的影响	170
7.3.2	相位角和应变幅值对疲劳载荷的影响	171
7.4	局部三轴应力状态对疲劳性能的影响	174
7.4.1	实验	174
7.4.2	有限元分析	176
7.5	结论	184
	参考文献	185
第 8 章	超弹性 NiTi 合金的应用	187
8.1	引言	187
8.2	医用支架	187
8.2.1	简介	187
8.2.2	支架单元的力学性能分析	190
8.2.3	整体支架的力学性能分析	206
8.3	形状记忆合金隔震减震装置	212
8.3.1	简介	212
8.3.2	中心牵引型阻尼器	213
8.3.3	安装 NiTi 形状记忆合金超弹性拉索耗能器的框架结构振动性能	217
8.4	形状记忆合金防松均载装置	219
8.4.1	简介	219
8.4.2	防松均载垫圈的力学性能	220
	参考文献	222

第 1 章 概 述

本章对形状记忆合金的发展简史,相关基本概念包括热弹性马氏体、形状记忆效应和超弹性,以及 NiTi 形状记忆合金超弹性性能的实验研究和本构模型研究的现状予以综合介绍。

1.1 形状记忆合金的发展历史

形状记忆合金(shape memory alloys, SMA)是一种具有形状记忆效应和超弹性的新型功能材料,最先作为驱动元件应用到智能结构中。

有关形状记忆合金最早的记录可以追溯到 1932 年,当时美国的 Ölander 在研究 AuCd 合金过程中注意到马氏体随温度升降而消长的现象。1949 年苏联的 Kurdjumov 等在 Cu-14.7wt%Al-1.5wt%Ni 合金中发现冷却时马氏体形成并长大,加热时马氏体收缩至消失,发生逆相变,并称这类相变为热弹性马氏体相变^[1]。1953 年, Burkhardt 和 Read 在 InTi 合金中观察到由热弹性马氏体相变引起的形状记忆效应。然而这些现象在当时都没有引起人们的重视。直到 1962 年,美国海军军械研究室 Buehler 等偶然发现等原子比 NiTi 合金马氏体在加热时经过逆相变能够恢复到母相原来的形状,形状记忆合金才引起人们广泛的兴趣^[2,3]。从此人们对形状记忆效应的机制以及与之密切相关的相变伪弹性效应(超弹性)机制进行了广泛的研究,发现了双程形状记忆效应、全方位形状记忆效应、R 相变等现象,为形状记忆合金的应用开拓了广阔的前景。目前已研发成功的形状记忆合金主要有 NiTi 系形状记忆合金(如 NiTi、NiTiCu、NiTiNb、NiTiHf 等)、铜基系形状记忆合金(如 CuZnAl、CuAlNi、CuZn、CuSn 等)和铁基系形状记忆合金(如 FeMnSi、FePd、FePt、FeNiCoTi 等)以及 AgCd、AuCd、InTi 等。

从 20 世纪 80 年代开始,形状记忆合金开始飞速进入到工业化和实用化阶段。有关形状记忆合金的专利申请已经超过万件,其应用范围涉及电子、机械、航空、航天、能源、交通、医疗等,几乎包含了产业界的所有领域。记忆合金首先用来制作单程元件,最先得到应用的是管接头。由于其具有感温和驱动双重功能,所以能有效地用作热敏兼有驱动的元素,它可以实现结构小型化,并且驱动元件的动作可以不受温度以外的环境或气氛的影响。记忆合金可由温水和冷水的温差产生强大的作用力,可望在由温排水、地热、太阳能等低能热转换成机械能的热机上

获得应用。它还可以应用于冷热两用空调机、电子灶等。近等原子比的 NiTi 形状记忆合金(48at%~52at%Ni)因具有优良的功能性能(单程形状记忆效应和超弹性均可达到 8%;双程形状记忆效应稳定性好,当应变小于 1%时,可达几百万次)、良好的机械性能(本质晶粒度很细小,可以被加工成很细的丝材和薄板)、高抗腐蚀性和生物相容性(其生物相容性优于不锈钢,与纯 Ti 相近)、高电阻(很容易由电流加热),得到了广泛的应用和研究^[1,4~9]。

1.2 形状记忆合金的基本概念

1.2.1 热弹性马氏体相变

具有热弹性马氏体相变是形状记忆合金产生形状记忆效应和超弹性等特性的根本原因。

马氏体相变本质上为切变型或位移型相变,许多种类的金属和非金属在固态均可发生马氏体相变。现在,通称母相(奥氏体相)经马氏体相变所得产物为马氏体。NiTi 二元合金中,奥氏体相为体心立方(bcc)B2 晶体结构,Ni 原子占据立方单位晶胞的每一个角,而只有一个 Ti 原子位于立方体的中心位置;马氏体相为 B19' 单斜晶体结构,属于 P_{21}/M 空间群,见图 1.1。Otsuka 等研究的一种 49.75at%NiTi 形状记忆合金的晶格常数为:奥氏体相 $a_0=0.3015\text{nm}$,马氏体相 $a=0.2889\text{nm}$, $b=0.4120\text{nm}$, $c=0.4622\text{nm}$, $\beta=96.8^\circ$ ^[10],这些常数随着 NiTi 合金成分的不同稍有区别^[11~14]。

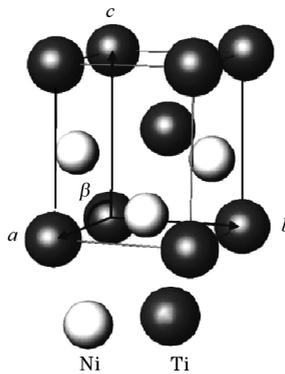


图 1.1 NiTi 形状记忆合金 B19' 马氏体的晶体结构

马氏体相变的位移特性在相变过程中表现为单个原子作有规则的迁动。这些原子的迁动类似于在机械孪生中发生的原子迁动。每个原子迁动的距离略小

于一个原子间距。马氏体相变与一些由扩散控制的固态相变(如共析分解)形成了对照。在共析分解中,原子作无规则扩散和较长距离的移动。在这个意义上,马氏体相变是无扩散的。马氏体相变的最明显的几何特征是其形状上的变化或形状形变。顾名思义,当具有光滑表面的奥氏体相晶体发生相变而得到马氏体产物时,形状形变表现为清晰的表面畸变(倾动)。所观察到的表面浮凸结果表明,当奥氏体相发生相变而成为马氏体时,直线转变为直线,平面也转变为平面。此外,X射线观察已经显示,尽管马氏体相与奥氏体相具有不同的晶体结构,但马氏体相与奥氏体相之间存在着一定的点阵位向关系。在奥氏体相结构中存在着一个特殊的平面,这个平面在整个相变过程中既不变形又不转动,称为惯习面(habit plane),它将马氏体相和奥氏体相分开。

随着温度升降而消长的马氏体称为热弹性马氏体。这种马氏体相变所需的相变驱动力很小。根据热力学观点,奥氏体相和马氏体相在转变过程中有化学自由能的变化、表面能的变化及相变阻力的存在。只有达到一定温度时相转变才会发生。把马氏体相变开始的温度记为 M_s , 马氏体相变结束的温度记为 M_f , 奥氏体相变开始的温度记为 A_s , 奥氏体相变结束的温度记为 A_f , 见图 1.2(a)。

热弹性马氏体相变的另一个特征是它还可以靠应力诱发,这种相变叫做应力诱发的马氏体相变(stress-induced martensite transformation)。马氏体的数量为应力的函数,即当施加的外应力增加时,奥氏体相转变成马氏体的数量增加并产生较大的变形,但是外力一旦解除后,马氏体又转变成奥氏体相,见图 1.2(b)。 α^{AS} 和 α^{SA} 分别表示奥氏体到马氏体相变开始和结束时的应力, α^{SA} 和 α^{AS} 分别表示马氏体到奥氏体逆相变开始和结束时的应力。

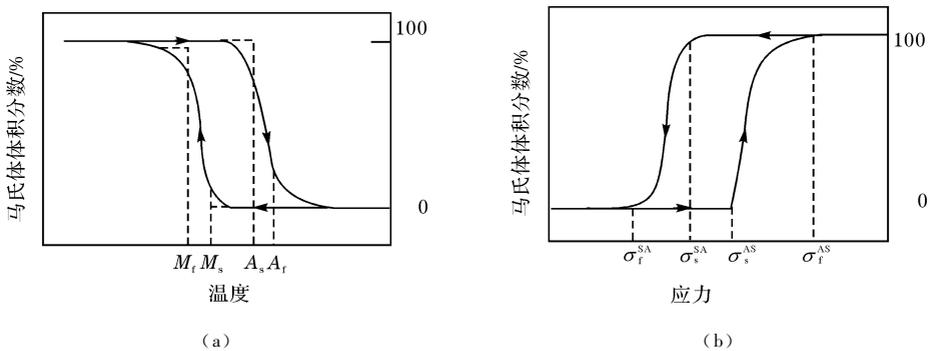


图 1.2 (a) 温度和(b) 应力诱发马氏体相变示意图

1.2.2 形状记忆效应

形状记忆效应(shape memory effect, SME)是指材料能够“记忆”住原始形状的功能,即这种材料在高温下定形后,冷却到低温,并施加变形,使它存在残余变

形;如果从变形温度加热,就可以使原先存在的残余变形消失,并恢复到高温形状,这就是最简单的形状记忆效应,见图 1.3。

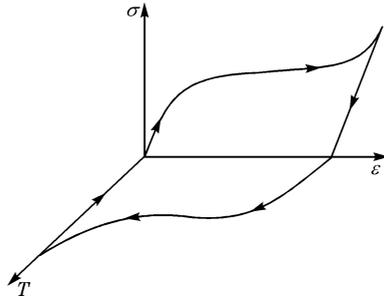


图 1.3 形状记忆效应的应力-应变-温度示意图

单程形状记忆效应:如果随后再进行冷却或加热,形状保持不变,上述过程可以反复进行,材料仿佛记住了高温状态所赋予的形状,称为单程形状记忆效应。

双程形状记忆效应:如果对材料进行特殊的时效处理和热-机械训练,则在随后的加热和冷却循环中,能够重复记住高温状态和低温状态的两种形状,称为双程形状记忆效应。

全方位形状记忆效应:某些材料在实现双程形状记忆的同时,继续冷却到更低温度,可以出现与高温时完全相反的形状,称为全方位形状记忆效应。

表 1.1 以一种 NiTi 合金为例来比较三种形状记忆效应^[15]。

表 1.1 某种 NiTi 形状记忆合金的三种形状记忆效应对比^[15]

形状记忆效应 状态	单程	双程	全程
初始形状	—	—	—
在 673K 进行形状记忆处理	⤴	⤴	⤴
在 293K 变形	—	—	—
加热到 373K	⤴	⤴	⤴
冷却到 293K	⤴	—	—
冷却到 243K	⤴	—	⤵

热弹性马氏体相变过程中,随着温度的降低,当具有较高对称性的奥氏体相转变为低对称性的马氏体相时会生成许多惯习面指数不同但在晶体学上等价的马氏体,称为马氏体变体。两种或几种马氏体变体形成马氏体片群,马氏体片群中的各个变体的位向不同,有不同的应变方向。每个马氏体变体形成时,会在周围的基体中造成一定方向的应力场,使沿该方向的变体长大越来越困难。当新的马氏体变体形成时会沿阻力小、能量低的方向生长,这样变体之间的应力场互相抵消,使片群整体的应变几乎为零。由于马氏体相变的这种自适应性,材料在宏观上没有变形。在低温时施加应力,相对于外应力有利的变体择优长大,不利的变体缩小,这样通过重新取向造成了试样形状的改变。当外力去除后,试样除了恢复微小的弹性变形外,其形状基本保持不变。只有将其加热到 A_f 温度以上,由于热弹性马氏体在晶体学上的可逆性,逆相变可以完全恢复原来的奥氏体相晶体,宏观变形完全消失,试样也就恢复到原来的形状。这就是形状记忆的基本原理,见图 1.4。

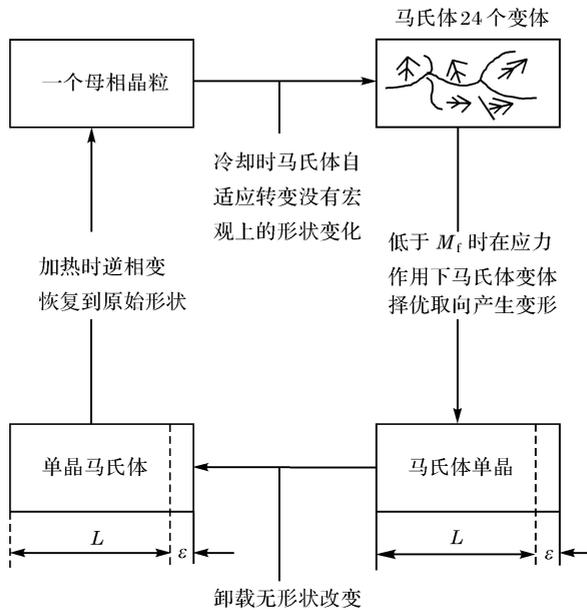


图 1.4 形状记忆效应原理示意图

图 1.5 表示了马氏体形变与加热后的形状记忆恢复。图 1.5(a)表示母相状态下材料的宏观形状;图 1.5(b)为冷却到 M_f 以下,生成了一组晶体结构相同而取向不同的马氏体变体(这里只表示了两种取向的变体),根据自适应现象,宏观形状大体不变;对这种马氏体态材料施加外部应力,能量有利的一个变体将通过晶界移动吞食其他的变体而长大,发生宏观变形(图 1.5(c),(d)),经过这样形变的

合金被加热到 A_r 以上将发生逆相变,并恢复到原来母相的形状(图 1.5(e))。

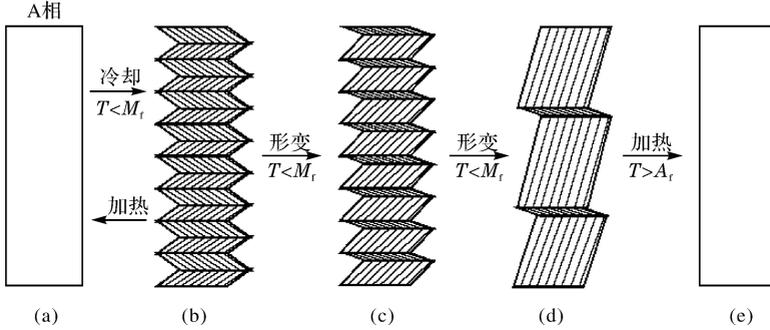


图 1.5 形状记忆效应的变形过程图

1.2.3 超弹性

施加应力使形状记忆合金在产生弹性变形后产生更大的非弹性变形,卸载后形状记忆合金能够马上恢复到变形前的形状。和普通金属的弹性变形不同的是,形状记忆合金的可恢复应变量大($>5\%$),而且应力-应变关系呈现出非线性。这种行为被称为超弹性(superelasticity)或伪弹性(pseudoelasticity),见图 1.6。

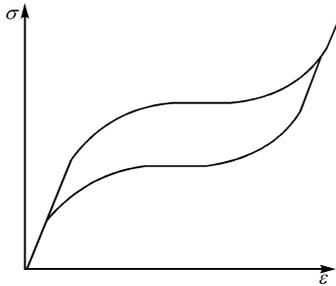


图 1.6 超弹性的应力-应变示意图

在温度 A_r 以上材料处于奥氏体状态,施加外力,产生应力诱发的马氏体相变。但是在温度 A_r 以上马氏体是热力学不稳定的状态,而奥氏体相是稳定状态,所以,卸载后在应力作用下存在的马氏体将发生逆相变回到奥氏体相状态,见图 1.7。图 1.7(a)表示奥氏体相状态下材料的宏观形状;图 1.7(b)为加载诱发马氏体的产生,生成了取向不同的马氏体变体,这种马氏体变体和温度诱发的马氏体不同,它们不是自适应的马氏体片群,所以材料这时已经有了宏观变形;继续对材料施加外部应力,材料全部变为马氏体相(图 1.7(c));卸载将发生逆相变,材料变形完全恢复(图 1.7(d))。

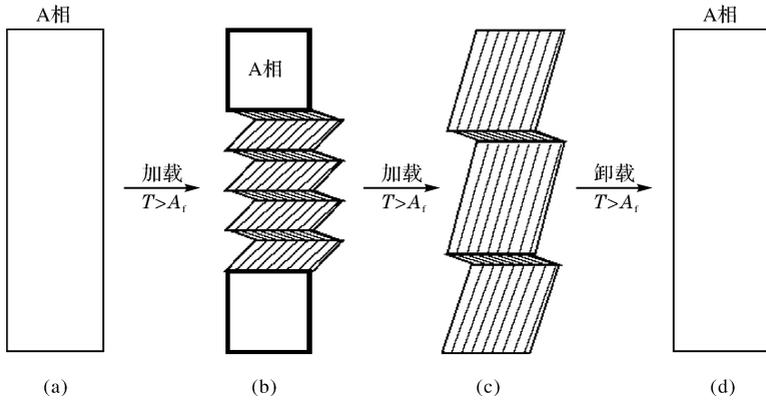


图 1.7 超弹性的变形过程图

1.2.4 形状记忆与超弹性的关系

形状记忆效应和超弹性与温度是密切相关的,对于同一种形状记忆合金,不同温度下表现出不同的宏观力学性能^[5,16~19],见图 1.8。 M_d 为应力诱发马氏体相变的临界温度。

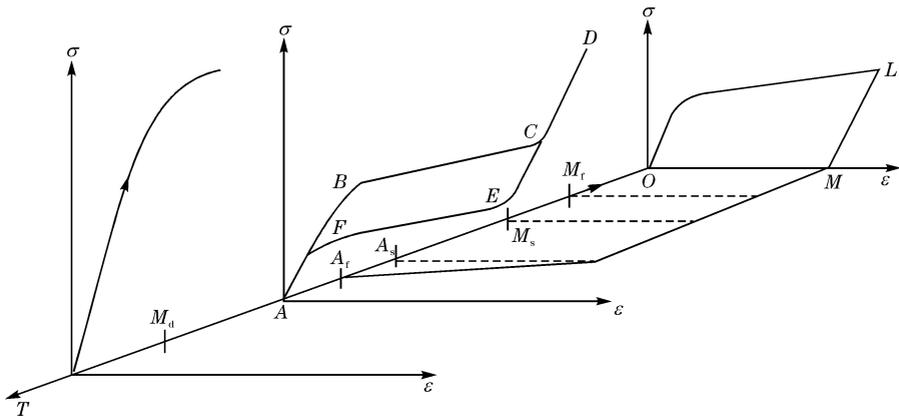


图 1.8 形状记忆合金在不同温度下的力学行为

当温度 $T > M_d$ 时,由于形成马氏体所需的临界应力非常高,材料在形成应力诱发马氏体之前发生了塑性滑移,所以材料呈现塑性。

当温度 $A_i < T < M_d$ 时,材料完全由奥氏体构成,形成应力诱发马氏体,形状记忆合金呈现超弹性。 A 到 B 为奥氏体相的弹性变形阶段, B 到 C 是应力诱发马氏体导致的变形阶段, C 到 D 为马氏体的弹性变形阶段, D 到 E 为卸载时马氏体的弹性恢复阶段, E 到 F 为马氏体向奥氏体相的逆转变阶段, F 到 A 为奥氏体相

线弹性恢复阶段,最后使得应变为零。

当 $M_s < T < A_s$ 时,在外力作用下同样会发生马氏体相变,从而引起非弹性应变,只是卸载后非弹性变形不能完全恢复,只有加热到 A_f 温度以上,变形才能完全恢复,即材料呈现部分超弹性。

温度 $T < M_s$ 时,材料呈现单程形状记忆效应。由温度引起,自适应马氏体变体在变形过程中互相“吞食”,最有利位向的变体逐渐变大。在这一过程中,没有相变发生。加载到 L 点以后,卸载,有残余应变 OM ,只有加热到 A_s 温度以上,材料才能恢复到原来的形状。

1.3 NiTi 合金的基本性能数据^[20]

NiTi 合金的基本性能数据见表 1.2。

表 1.2 NiTi 合金的基本性能数据

相变性能		
相变温度/°C		-200~110
相变潜热/(cal/g)		5.78
相变应变(多晶体)/%	单次循环	8
	100 次循环	6
	100 000 次循环	4
滞后温度/°C		30~50
物理性能		
熔点/°C		1300
密度/(g/cm ³)		6.45
热导率/[W/(cm·K)]	奥氏体	0.18
	马氏体	0.086
热膨胀系数/(10 ⁻⁶ /°C)	奥氏体	11.0
	马氏体	6.6
比热容/[cal/(g·°C)]		0.2
抗腐蚀性能		与不锈钢 300 系列或纯钛相当
电磁性能		
抗磁性/(mohms·cm)	奥氏体	100
	马氏体	80
磁导率		1.002
磁化率/(emu/g)		3.0×10^6

注:1cal=4.2J。

续表

力学性能		
弹性模量/GPa	奥氏体	83
	马氏体	28~41
屈服应力/MPa	奥氏体	195~690
	马氏体	70~140
抗拉强度/MPa	充分退火	895
	加工硬化	1900
泊松比		0.33
延伸率/%	充分退火	25~50
	加工硬化	5~10
热加工性能		好
冷加工性能		不好
机加工性能		不好

1.4 NiTi 合金超弹性力学性能的研究现状

在材料学和应用力学领域,对形状记忆合金的研究已得到相当的重视。材料学领域主要研究形状记忆合金的化学成分、晶体结构、马氏体相变的微观特征、局部变形、相变温度和热影响。力学研究是从材料在不同加载条件下的力学以及热力学响应方面分析材料的力学性能。两者相互结合产生了一系列的形状记忆合金的本构关系模型,以用来描述材料的宏观行为。

1.4.1 实验研究

有关 NiTi 形状记忆合金超弹性的力学方面的研究,大多数是对丝材和棒材的研究,即主要集中在一维应力状态下^[21~34]。早在 1981 年, Miyazaki 等就发现 NiTi 合金在不同温度下的应力-应变曲线明显不同^[21]。Orgeas 和 Favier 在研究应力引发的马氏体相变的热力学行为时,发现了 NiTi 合金在拉伸和压缩加载下的力学性能有很强的不对称性^[22], Gall 等对于这种不对称性作了系统的分析^[23]。Gadaj 等在 NiTi 合金试样的拉伸实验中确定了在应力诱发马氏体的过程中有着显著的温度变化^[24]。他们发现在不同的应变率加载下温度可以有 10~20℃ 的变化,这种变化将会引起形状记忆合金性能的显著变化。在特定的加载条件下, NiTi 试样在超弹性变形时,将会出现宏观的马氏体带。Shaw 和 Kyriakides 研究了单轴加载时 NiTi 超弹性性能的相界,并且发现在应力诱发马氏体变形时形成

平的马氏体带^[28]。Li 和 Sun 也在管子的拉伸实验中观察到了马氏体带的形成过程,他们发现马氏体是以螺旋式的带状开始形成,而后逐渐扩展到整个试件^[29,34]。对于在循环拉压加载下的 NiTi 合金的力学性能也有广泛的研究,这些研究主要集中于循环加载下应力-应变曲线的变化^[30~33,35]。研究发现,随着循环次数的增加,相变应力降低,残余应变增加。对于多轴加载状态下 NiTi 形状记忆合金的力学行为研究不多而且不深入。文献[36]~[40]通过拉扭实验研究了在双轴加载下的力学响应。Helm 等对室温下分别处于马氏体状态和奥氏体状态的两个 NiTi 合金圆管,在等比例加载和非比例加载下的拉伸和扭转的耦合现象进行了观察,并研究了相变过程中的温度变化^[36]。Lim 和 McDowell 进行了超弹性的 NiTi 合金薄管在比例加载和非比例加载下的力学性能实验^[40]。另外,McNaney 等对奥氏体状态下的 NiTi 形状记忆合金薄壁管在拉扭组合不同加载路径下的力学响应做了一些实验研究,并采用 Siredey 等的晶体学模型进行了模拟^[37,41]。总的来说,这方面所做的工作比较少,而且拉扭组合中的一些特殊的应力变化也没有得到合理的解释。对于多轴应力下的性能则主要是理论方面的研究,还没有找到合适的实验方法。并且理论研究的验证也只是限制在某些特殊的多轴加载情况下。

对 NiTi 形状记忆合金的疲劳断裂性能也有了一些研究。Tabanlı 等研究了平均应力和平均应变对其疲劳寿命的影响^[42,43]。文献[44]~[48]中,采用旋转弯曲疲劳(BRF)实验研究了 NiTi 形状记忆合金疲劳断裂性能。Eggeler 课题组研究了不同直径 NiTi 合金丝在不同弯曲曲率下的疲劳断裂行为,给出了寿命-扭转角曲线,并首次得到了清晰的裂纹断面的扫描电镜(SEM)照片^[46~48]。Gall 等采用扫描电镜分析了时效 NiTi 形状记忆合金单晶和多晶材料在拉伸载荷下的断裂行为,发现含有 Ti_3Ni_4 沉淀物的时效单晶 Ti-50.8at%Ni 形状记忆合金的断裂是由 $\{100\}$ 和 $\{110\}$ 面上的解理与第二相颗粒处的空洞形核、长大和连接机制共同控制。这两种材料断裂机制共同作用,其中哪一种占统治地位依赖于 Ti_3Ni_4 沉淀物的相对尺寸和基体中 Ni 的集中程度^[49]。Chen 等也研究了多晶 NiTi 形状记忆合金的拉伸断裂性能,他们将重点放在了对断面的分析上,发现缺口的形式和尺寸对裂纹的萌生和发展有影响^[50]。饶光斌等利用长距显微镜对经过精细抛光的试样表面进行观察,研究了 NiTi 形状记忆合金中应力诱发马氏体相变和逆相变对疲劳行为的影响,认为 NiTi 形状记忆合金和一般金属结构材料的疲劳规律不同,裂尖前缘由于应力集中产生的马氏体相变对裂纹扩展有影响^[51]。Holtz 等研究了 NiTi 形状记忆合金在不同的疲劳载荷比和不同温度下的疲劳裂纹扩展应力强度因子的阈值^[52]。McKelvey 和 Ritchie 通过一系列疲劳裂纹扩展实验,研究了处于不同材料状态的 NiTi 形状记忆合金材料的疲劳断裂性能^[53,54]。

考虑 NiTi 形状记忆合金的疲劳断裂性能,就不能不先考虑和形状记忆合金

有关的塑性变形行为,这里指的塑性变形是和普通材料一样不能恢复的形变(除去超弹性变形和形状记忆效应变形后的永久性形变)。Strnadel 等、Sehitoglu 等,以及 Gall 和 Maier 在研究循环加载下超弹性 NiTi 形状记忆合金的行为时发现,随着循环次数的增加,塑性应变增大^[31,35,55]。Brinson 等通过原位光学显微镜观察到了在循环加载下材料的局部塑性变形^[56]。Miller 和 Lagoudas 研究了塑性应变对双程形状记忆效应的影响^[57]。McKelvey 和 Ritchie 在研究 NiTi 形状记忆合金的裂纹扩展行为时,发现相变完成后马氏体相的塑性变形能够使得马氏体相稳定化,并且抑制逆相变的发生^[53,54]。

1.4.2 本构模型研究

到目前为止,对于 NiTi 形状记忆合金的形状记忆效应和超弹性以及与其相关的微观机理基本上都得到了合理解释和共识^[35,58~60]。为了发挥形状记忆合金的特性,就必须找到描述形状记忆合金应力应变行为的有效方法,也就是要建立形状记忆合金的本构关系。但是,由于形状记忆合金材料的特殊行为,力学行为受到很多因素的影响,本构关系的描述存在很大难度。早期形状记忆合金本构关系的工作可以追溯到 1976 年 Baumgart 等的工作,但直到 70 年代末 Müller 等^[61]构造了伪弹性体的相变模型,人们对形状记忆合金本构关系才开始了大规模的研究。从对机理的研究,人们逐渐认识到,形状记忆合金的特性是由于材料内部发生相变和马氏体变体重新定向引起的。在此基础上,通过实验观察材料的宏观相变,用理论分析方法建立各种各样的数学物理模型成为形状记忆合金的一个研究重点。对其本构模型的研究虽然已经进行了很多的工作,但是还没有一个统一的公认模型。20 年来,国内外学者从不同的角度构造了不同的模型,取得了一些成果,比较有影响的模型主要分为两大类:宏观唯象模型与细观力学模型。

建立在实验基础上、描述材料宏观行为的唯象理论模型在近 20 年有了很大的发展。Tanaka 模型在实际应用过程中仅限于一维情况^[62]。Liang 和 Rogers 模型是在 Tanaka 模型的基础上得到全量型的本构关系,将一维本构模型推广到了三维情况^[63,64]。Liang 和 Rogers 模型的缺陷在于,当温度低于马氏体相变终了温度时,材料的本构关系为线弹性。正是基于此,Brinson 将马氏体体积分数分为两部分,即应力诱发的马氏体体积分数和温度诱发的马氏体体积分数,由于采用了两个变量,Brinson 模型中马氏体相变动力学方程在不同温度区间各有两个演化方程^[65,66]。Boyd 和 Lagoudas 模型修正了 Tanaka 模型和 Liang 和 Rogers 模型,得到完全不同的正反相变马氏体体积分数的演化方程^[67,68]。基于广义塑性原理,Lubliner 和/或 Auricchio 提出了描述形状记忆合金超弹性和单程形状记忆效应的模型^[69~73]。模型以 Drucker-Prager 形式的加载形式为基础,分析了奥氏体到马氏体和马氏体到奥氏体的相变,采用比率的形式给出马氏体的体积分数表

达式。

对于形状记忆合金的塑性变形问题,也有少数模型进行了考虑。Tanaka 等的模型中塑性应变和由于循环加载引起的残余应力相关,并且是一个一维模型^[74]。Bo 和 Lagoudas 的模型中引入了热诱发的相变以及在循环加载时相变和塑性应变的交互作用^[75]。Lagoudas 和 Entchev 对应力诱发的马氏体相变以及塑性应变进行了考虑^[76]。但是这两个模型中,塑性应变都表达成了解孪晶马氏体体积分数的函数,并且这种塑性变形都是由于循环加载引起的。Savi 等、Yan 等以及 Paiva 等在他们的模型中分别考虑了相变结束后马氏体的塑性变形^[77~79]。在 Yan 等的模型中,塑性变形采用的是 Mises 各向同性硬化模型^[78];而在 Savi 等和 Paiva 等的模型中,塑性变形采用的是随动硬化和各向同性硬化相结合模型^[77, 79]。

以上建立在唯象理论基础上的本构模型虽然形式简单,便于工程实际应用,但是由于其唯象理论的本质,因此不能描述材料相变过程中的机理及完备的材料变形过程。并且由于不涉及单晶和多晶的概念,也就没有考虑材料的各向异性。而细观力学模型则具有这方面的优势。

细观力学模型采用热力学基本原理来描述形状记忆合金的相变,即采用相变过程中能量的变化来描述材料的热弹性马氏体相变。它采用细观力学的方法来描述形状记忆合金在相变过程中两种组织的相互作用能(interaction energy),因此建立在细观力学基础上的本构模型为形状记忆合金材料的宏观力学行为找到了理论依据,也是现在形状记忆合金材料本构模型的特点^[80]。Sun-Hwang 模型通过在材料宏观行为中引入相变塑性来分别模拟材料的形状记忆效应和超弹性^[81]。但是,他们将重定向和相变引起的本构单元的自由余能和能量耗散分开来讨论,这对于描述整体行为存在一定的缺陷^[82]。Raniecki-Lexcellent 模型考虑形状记忆合金为两相复合材料,分三种情况描述了形状记忆合金的超弹性,即理想超弹性、各向同性线性相变硬化超弹性和各向同性非线性相变硬化超弹性^[83]。Bo 和 Lagoudas 针对材料变形过程中的材料内部组织的变化,应用细观力学方法分别构造了不同条件下材料的 Gibbs 自由能,进而应用热力学原理构造了多晶的本构模型^[75, 84~86]。Thamburaja 等的模型基于晶体塑性原理建立,并逐步发展到把 NiTi 合金在马氏体状态下变形时的重新定向和解孪晶问题考虑进去^[87~89]。Patoor 模型采用晶体学定义的相变应变,通过不同马氏体间的相互作用矩阵来构造材料的单晶模型,模型中内状态变量为每个马氏体变体的体积分数,并分别应用唯象方法和细观力学中的自洽方法将单晶情况推广到多晶行为^[90]。Gall 课题组在 Patoor 模型的基础上,以 24 个马氏体变体为内状态变量建立了多晶模型^[91~93]。由于该模型的内状态变量为各个马氏体变体,因此为描述形状记忆合金的各种复杂行为提供了可能,这类模型也是目前本构模型研究的热点^[94~96]。

从金相学的观点来看,马氏体相变是一种和时间无关的行为,所以上面提到

的所有模型都是采用率无关的关系来描述相变行为。实验观察到的在相变阶段 NiTi 形状记忆合金应力-应变关系和应变率相关的行为是由于在相变过程中的潜热引起的材料内部温度场变化引起的^[97]。所以,这种和应变率有关的现象在大部分模型中也是通过热力耦合来描述的^[91,93]。

参 考 文 献

- [1] 赵连城,蔡伟,郑玉峰.合金的形状记忆效应与超弹性[M].北京:国防工业出版社,2002.
- [2] 舟久保,熙康.形状记忆合金[M].北京:机械工业出版社,1992.
- [3] 杨杰,吴月华.形状记忆合金及其应用[M].合肥:中国科学技术大学出版社,1993.
- [4] Hornbogen E, Bunk W G J. Advanced Structural and Functional Materials[M]. Heidelberg: Springer, 1991.
- [5] Otsuka K, Wayman C M. Shape Memory Materials[M]. New York: Cambridge University Press, 1998.
- [6] Pelton A R, Stockel D, Duerig T W. Medical uses of Nitinol[J]. Materials Science Forum, 1999, 327: 63~70.
- [7] Van Humbeeck J. Non-medical applications of shape memory alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 1999, 273: 134~148.
- [8] 徐祖耀.形状记忆材料[M].上海:上海交通大学出版社,2000.
- [9] 杨大智,吴明雄. NiTi 形状记忆合金在生物医学领域的应用[M].北京:冶金工业出版社,2003.
- [10] Otsuka K, Sawamura T, Shimizu K. Crystal structure and internal defects of equiatomic TiNi martensite[J]. Physica Status Solidi A, 1971, 5(2): 457~470.
- [11] Hehemann R F, Sandrock G D. Relations between the premartensitic instability and the martensite structure in TiNi[J]. Scripta Metallurgica, 1971, 5(9): 801~805.
- [12] Kudoh Y, Tokonami M, Miyazaki S, et al. Crystal structure of the martensite in Ti-49.2at% Ni alloy analyzed by the single crystal X-ray diffraction method[J]. Acta Metallurgica, 1985, 33: 2049~2056.
- [13] Michal G M, Sinclair R. The structure of TiNi martensite[J]. Acta Crystallographica B, 1981, B37: 1803~1807.
- [14] Prokoshkin S D, Korotitskiy A V, Brailovski V, et al. On the lattice parameters of phases in binary TiNi shape memory alloys[J]. Acta Materialia, 2004, 52(15): 4479~4492.
- [15] 功能材料及其应用手册编委会.功能材料及其应用手册[M].北京:机械工业出版社,1991.
- [16] 朱珏,张明华,董新龙,等.不同温度下钛镍形状记忆合金的超弹性特性[J].宁波大学学报(理工版), 2003, 16(2): 136~139.
- [17] 姚丽姜. NiTi 合金的应力-温度相图[J].金属功能材料, 2001, 8(1): 39~42.
- [18] Miller D A. Thermomechanical characterization of plastic deformation and transformation fatigue in shape memory alloys[D]. Texas A & M University, 2000.
- [19] Müller C. Thermodynamic modeling of polycrystalline shape memory alloys at finite strains[J]. Mitteilungen aus dem Institut für Mechanik, Ruhr-University Bochum, Bochum, Germany, 2003.
- [20] www.sma-inc.com.
- [21] Miyazaki S, Otsuka K, Suzuki Y. Transformation pseudoelasticity and deformation behavior in a Ti-50.6 at% Ni alloy[J]. Scripta Metallurgica, 1981, 15(3): 287~292.
- [22] Orgeas L, Favier D. Stress-induced martensitic transformation of a NiTi alloy in isothermal shear,

- tension and compression[J]. *Acta Materialia*, 1998, 46(15): 5579~5591.
- [23] Gall K, Sehitoglu H, Chumlyakov Y I, et al. Tension-compression asymmetry of the stress-strain response in aged single crystal and polycrystalline NiTi[J]. *Acta Materialia*, 1999, 47(4): 1203~1217.
- [24] Gadaj S P, Nowacki W K, Tobushi H. Temperature evolution during tensile test of TiNi shape memory alloy[J]. *Archives of Mechanics*, 1999, 51(6): 649~663.
- [25] 熊克, 陶宝祺. 镍钛形状记忆合金丝的性能测试分析[J]. *南京航空航天大学学报*, 1999, 31(4): 464~469.
- [26] 赵子龙, 任勇生. NiTi 合金材料力学性能的测试与分析[J]. *太原理工大学学报*, 2002, 33(1): 13~15.
- [27] Tamai H, Kitagawa Y. Pseudoelastic behavior of shape memory alloy wire and its application to seismic resistance member for building[J]. *Computational Materials Science*, 2002, 25(1~2): 218~227.
- [28] Shaw J A, Kyriakides S. On the nucleation and propagation of phase transformation fronts in a NiTi alloy[J]. *Acta Materialia*, 1997, 45(2): 683~700.
- [29] Li Z Q, Sun Q P. The initiation and growth of macroscopic martensite band in nano-grained NiTi microtube under tension[J]. *International Journal of Plasticity*, 2002, 18(11): 1481~1498.
- [30] Lexcellent C, Bourbon G. Thermodynamical model of cyclic behaviour of TiNi and CuZnAl shape memory alloys under isothermal undulated tensile tests[J]. *Mechanics of Materials*, 1996, 24(1): 59~73.
- [31] Gall K, Maier H J. Cyclic deformation mechanisms in precipitated NiTi shape memory alloys[J]. *Acta Materialia*, 2002, 50(18): 4643~4657.
- [32] Liu Y, Xie Z L, Van Humbeeck J. Cyclic deformation of NiTi shape memory alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1999, 273(275): 673~678.
- [33] 巩建鸣, 户伏寿照, 高田和幸, 等. 循环加载条件下 TiNi 形状记忆合金超弹性变形特性分析与模拟[J]. *航空材料学报*, 2002, 22(4): 6~12.
- [34] Sun Q P, Li Z Q. Phase transformation in superelastic NiTi polycrystalline micro-tubes under tension and torsion—From localization to homogeneous deformation[J]. *International Journal of Solids and Structures*, 2002, 39(13~14): 3797~3809.
- [35] Sehitoglu H, Anderson R, Karaman I, et al. Cyclic deformation behavior of single crystal NiTi[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2001, 314(1~2): 67~74.
- [36] Helm D, Haupt P. Thermomechanical behaviour of shape memory alloys[J]. // *Proceedings of SPIE*, 2001, 4333: 302~313.
- [37] McNaney J M, Imbeni V, Jung Y, et al. An experimental study of the superelastic effect in a shape memory Nitinol alloy under biaxial loading[J]. *Mechanics of Materials*, 2003, 35(10): 969~986.
- [38] Feng P, Sun Q P. In situ profilometry for non-uniform strain field measurement of NiTi shape memory alloy microtubing under complex stress states[J]. *Smart Materials and Structures*, 2007, 16(1): S179~S186.
- [39] Ziolkowski A, Raniecki B, Miyazaki S. Stress induced martensitic transformation kinetics of polycrystalline NiTi shape memory alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2004, 378(1~2): 86~91.
- [40] Lim T J, McDowell D L. Mechanical behavior of an NiTi shape memory alloy under axial-torsional proportional and nonproportional loading[J]. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 1999, 121(1): 9~18.

- [41] Siredey N, Patoor E, Berveiller M, et al. Constitutive equations for polycrystalline thermoelastic shape memory alloys. Part I. Intragranular interactions and behavior of the grain[J]. *International Journal of Solids and Structures*, 1999, 36(28): 4289~4315.
- [42] Tabanlı R M, Simha N K, Berg B T. Mean stress effects on fatigue of NiTi[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1998, 273: 644~648.
- [43] Tabanlı R M, Simha N K, Berg B T. Mean strain effects on the fatigue properties of superelastic NiTi[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, 32(7): 1866~1869.
- [44] Tobushi H, Hachisuka T, Yamada S, et al. Rotating-bending fatigue of a TiNi shape memory alloy wire[J]. *Mechanics of Materials*, 1997, 26(1): 35~42.
- [45] Miyazaki S, Mizukoshi K, Ueki T, et al. Fatigue life of Ti-50at% Ni and Ti-40Ni-10Cu (at%) shape memory alloy wires[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1999, 273: 658~663.
- [46] Sawaguchi T A, Kaustrater G, Yawny A, et al. Crack initiation and propagation in 50.9at% NiTi pseudoelastic shape memory wires in bending-rotation fatigue[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2003, 34(12): 2847~2860.
- [47] Wagner M, Sawaguchi T, Kaustrater G, et al. Structural fatigue of pseudoelastic NiTi shape memory wires[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2004, 378(1~2): 105~109.
- [48] Wagner M, Richter J, Frenzel J, et al. Design of a medical non-linear drilling device: The influence of twist and wear on the fatigue behaviour of NiTi wires subjected to bending Rotation[J]. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 2004, 35(5): 320~325.
- [49] Gall K, Yang N, Sehitoglu H, et al. Fracture of precipitated NiTi shape memory alloys[J]. *International Journal of Fracture*, 2001, 109(2): 189~207.
- [50] Chen J H, Wang G Z, Sun W. Investigation on the fracture behavior of shape memory alloy NiTi[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2005, 36(4): 941~955.
- [51] 饶光斌, 王俭秋. 应力诱发马氏体相变对 TiNi 形状记忆合金疲劳过程影响的原位实验观察[J]. *金属学报*, 2002, 38(6): 575~582.
- [52] Holtz R L, Sadananda K, Imam M A. Fatigue thresholds of NiTi alloy near the shape memory transition temperature[J]. *International Journal of Fatigue*, 1999, 21: 137~145.
- [53] McKelvey A L, Ritchie R O. Fatigue-crack propagation in Nitinol, a shape-memory and superelastic endovascular stent material[J]. *Journal of Biomedical Materials Research*, 1999, 47(3): 301~308.
- [54] McKelvey A L, Ritchie R O. Fatigue-crack growth behavior in the superelastic and shape memory alloy Nitinol[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, 32(3A): 731~744.
- [55] Strnadel B, Ohashi S, Ishihara T, et al. Cyclic stress-strain characteristics of TiNi and TiNiCu shape memory alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1995, 202(1): 148~156.
- [56] Brinson L C, Schmidt I, Lammering R. Stress-induced transformation behavior of a polycrystalline NiTi shape memory alloy: Micro and macromechanical investigations via in situ optical microscopy[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2004, 52(7): 1549~1571.
- [57] Miller D A, Lagoudas D C. Thermo-mechanical characterization of NiTiCu and NiTi SMA actuators: Influence of plastic strains, smart[J]. *Materials and Structures*, 2000, 5: 640~652.
- [58] Shaw J A, Kyriakides S. Thermomechanical aspects of NiTi[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1995, 43(8): 1243~1281.
- [59] Hane K F, Shield T W. Microstructure in the cubic to monoclinic transition in titanium-nickel shape

- memory alloys[J]. *Acta Materialia*, 1999, 47(9): 2603~2617.
- [60] Otsuka K, Ren X. Physical metallurgy of TiNi-based shape memory alloys[J]. *Progress in Materials Science*, 2005, 50(5): 511~678.
- [61] Müller I. A model for a body with shape memory[J]. *Archive for Rational Mechanics and Analysis*, 1979, 70(1): 61~77.
- [62] Tanaka K. A Thermomechanical sketch of shape memory effect; One-dimensional tensile behavior[J]. *Res Mechanica*, 1986, 18(3): 251~263.
- [63] Liang C, Rogers C A. One-dimensional thermomechanical constitutive relations for shape memory materials[J]. *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*, 1990, 1(2): 207~234.
- [64] Liang C, Rogers C A. A multi-dimensional constitutive model for shape memory alloys[J]. *Journal of Engineering Mathematics*, 1992, 26(3): 429~443.
- [65] Brinson L C. One-dimensional constitutive behavior of shape memory alloys; Thermomechanical derivation with non-constant material functions and redefined martensite internal variable[J]. *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*, 1993, 4(2): 229~242.
- [66] Brinson L C, Lammering R. Finite element analysis of the behavior of shape memory alloys and their applications[J]. *International Journal of Solids and Structures*, 1993, 30(23): 3261~3280.
- [67] Boyd J G, Lagoudas D C. Thermomechanical response of shape memory composites[J]. *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*, 1994, 5(3): 333~346.
- [68] Boyd J G, Lagoudas D C. A thermodynamic constitutive model for the shape memory materials. Part I: The monolithic shape memory alloys[J]. *International Journal of Plasticity*, 1996, 12(6): 229~242.
- [69] Auricchio F, Taylor R L, Lubliner J. Shape memory alloys; Macromodelling and numerical simulations of the superelastic behavior[J]. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 1997, 146(3): 281~312.
- [70] Auricchio F, Sacco E. A 1D model for superelastic shape-memory alloys with different elastic properties between austenite and martensite [J]. *International Journal of Nonlinear Mechanics*, 1996: 1101~1114.
- [71] Auricchio F, Reali A, Stefanelli U. A three-dimensional model describing stress-induced solid phase transformation with permanent inelasticity[J]. *International Journal of Plasticity*, 2007, 23(2): 207~226.
- [72] Lubliner J, Auricchio F. Generalized plasticity and shape memory alloys[J]. *International Journal of Solids and Structures(UK)*, 1996, 33(7): 991~1003.
- [73] Auricchio F, Lubliner J. A uniaxial model for shape-memory alloys[J]. *International Journal of Solids and Structures*, 1997, 34(27): 3601~3618.
- [74] Tanaka K, Nishimura F, Hayashi T, et al. Phenomenological analysis on subloops and cyclic behavior in shape memory alloys under mechanical and/or thermal loads[J]. *Mechanics of Materials*, 1995, 19(4): 281~292.
- [75] Bo Z, Lagoudas D C. Thermomechanical modeling of polycrystalline SMAs under cyclic loading. Part III: Evolution of plastic strains and two-way shape memory effect [J]. *International Journal of Engineering Science*, 1999, 37(9): 1175~1203.
- [76] Lagoudas D C, Entchev P B. Modeling of transformation-induced plasticity and its effect on the behavior of porous shape memory alloys. Part I: Constitutive model for fully dense SMAs[J]. *Mechanics of*

- Materials, 2004, 36(9): 865~892.
- [77] Savi M A, Paiva A, Baeta-Neves A P, et al. Phenomenological modeling and numerical simulation of shape memory alloys: A thermo-plastic-phase transformation coupled model[J]. Journal of Intelligent Material Systems and Structures, 2002, 13(5): 261~273.
- [78] Yan W, Wang C H, Zhang X P, et al. Theoretical modelling of the effect of plasticity on reverse transformation in superelastic shape memory alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 354(1~2): 146~157.
- [79] Paiva A, Savi M A, Braga A M B, et al. A constitutive model for shape memory alloys considering tensile-compressive asymmetry and plasticity[J]. International Journal of Solids and Structures, 2005, 42(11~12): 3439~3457.
- [80] Ortin J, Planes A. Thermodynamics of thermoelastic martensitic transformations[J]. Materials Science Forum, 1989, 56: 139~143.
- [81] Sun Q P, Hwang K C. Micromechanics modeling for the constitutive behavior of polycrystalline SMAs-II study of the individual phenomena[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1993, 41: 1~17.
- [82] 王健, 王社良. 形状记忆合金的本构关系[J]. 上海力学, 1998, 19(3): 185~195.
- [83] Raniecki B, Lexcellent C. R L models of pseudoelasticity and their specification for some shape memory solids[J]. European Journal of Mechanics. A. Solids, 1994, 13(1): 21~50.
- [84] Bo Z, Lagoudas D C. Thermomechanical modeling of polycrystalline SMAs under cyclic loading. Part I: Theoretical Derivations[J]. International Journal of Engineering Science, 1999, 37(9): 1089~1140.
- [85] Lagoudas D C, Bo Z. Thermomechanical modeling of polycrystalline SMAs under cyclic loading. Part II: Material characterization and experimental results for a stable transformation cycle[J]. International Journal of Engineering Science, 1999, 37(9): 1141~1173.
- [86] Bo Z, Lagoudas D C. Thermomechanical modeling of polycrystalline SMAs under cyclic loading. Part IV: Modeling of minor hysteresis loops[J]. International Journal of Engineering Science, 1999, 37(9): 1205~1249.
- [87] Thamburaja P, Anand L. Polycrystalline shape-memory materials; Effect of crystallographic texture[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2001, 49(4): 709~737.
- [88] Thamburaja P, Pan H, Chau F S. Martensitic reorientation and shape memory effect in initially textured polycrystalline TiNi sheet[J]. Acta Materialia, 2005, 53(14): 3821~3831.
- [89] Pan H, Thamburaja P, Chau F S. Multi-axial behavior of shape memory alloys undergoing martensitic reorientation and detwinning[J]. International Journal of Plasticity, 2007, 23(4): 711~732.
- [90] Patoor E, Eberhardt A, Berveiller M. Micromechanical modeling of superelasticity in shape memory alloys[J]. Journal de Physique. IV, 1996, 6(1): 277~292.
- [91] Gall K, Sehitoglu H. The role of texture in tension-compression asymmetry in polycrystalline NiTi[J]. International Journal of Plasticity, 1999, 15(1): 69~92.
- [92] Gall K, Lim T J, McDowell D L, et al. The role of intergranular constraint on the stress-induced martensitic transformation in textured polycrystalline NiTi[J]. International Journal of Plasticity, 2000, 16(10~11): 1189~1214.
- [93] Lim T J, McDowell D L. Cyclic thermomechanical behavior of a polycrystalline pseudoelastic shape

- memory alloy[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2002, 50(3): 651~676.
- [94] Gao X, Huang M, Brinson L C. A multivariant micromechanical model for SMAs. Part 1: Crystallographic issues for single crystal model[J]. *International Journal of Plasticity*, 2000, 16(10~11): 1345~1369.
- [95] Huang M, Brinson L C. A Multivariant model for single crystal shape memory alloy behavior[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1998, 46(8): 1379~1409.
- [96] Huang M, Gao X, Brinson L C. A multivariant micromechanical model for SMAs. Part 2: Polycrystal Model[J]. *International Journal of Plasticity*, 2000, 16(10~11): 1371~1390.
- [97] Entemeyer D, Patoor E, Eberhardt A, et al. Strain rate sensitivity in superelasticity[J]. *International Journal of Plasticity*, 2000, 16(10~11): 1269~1288.

第 2 章 宏观本构模型及有限元格式

本章给出了基于广义塑性变形原理的宏观本构模型的基本方程以及有限元实施、应力更新过程,编制了相应的有限元程序,并采用有限元软件 ABAQUS 把宏观本构模型应用到具体的有限元分析中。

该宏观本构模型基于 Auricchio 等提出的模型^[1,2],模型中考虑了两种相变:奥氏体到马氏体的相变;马氏体到奥氏体的逆相变。这个模型只考虑了一种马氏体变体,可以描述外加载荷对相变场和应力应变场的影响。

为方便起见,在本书中,采用张量符号,张量和向量均采用黑体表示。如无特别说明,其他字体的符号均为标量。张量的表示方法见表 2.1。

表 2.1 张量表示法

张量符号法	张量分量法	矩阵记法
$\mathbf{w} = \mathbf{T} \cdot \mathbf{u} = \mathbf{T}\mathbf{u}$	$w_k = T_{kl}u_l$	$\{w\} = [T]\{u\}$
$\mathbf{W} = \mathbf{T} \cdot \mathbf{S} = \mathbf{T}\mathbf{S}$	$W_{kl} = T_{km}S_{ml}$	$[W] = [T][S]$
$\mathbf{w} = \mathbf{T} : \mathbf{S}$	$w = T_{kl}S_{kl}$	$w = \text{tr}([T][S]^T)$
$\mathbf{W} = \mathbf{T} : \mathbf{S}$	$W_{kl} = T_{klmn}S_{mn}$	
$\mathbf{W} = \mathbf{T} \times \mathbf{u}$	$W_{kn} = e_{lmn}T_{kl}u_m$	
$\mathbf{W} = \mathbf{T} \otimes \mathbf{S}$	$W_{ijkl} = T_{ij}S_{kl}$	

2.1 相变模型

2.1.1 控制变量和内部变量

马氏体单体在相变过程中的含量比例记为 ξ_s ,奥氏体在相变过程中的含量比例记为 ξ_A ,则有

$$\xi_s + \xi_A = 1 \quad (2.1)$$

两边求导有

$$\dot{\xi}_s + \dot{\xi}_A = 0 \quad (2.2)$$

在相变过程中令

$$\dot{\xi}_s = \dot{\xi}_s^{AS} + \dot{\xi}_s^{SA} \quad (2.3)$$

$$\dot{\xi}_A = \dot{\xi}_A^{AS} + \dot{\xi}_A^{SA} \quad (2.4)$$

其中,上标 AS 代表从奥氏体到马氏体的转变;SA 代表从马氏体到奥氏体的转变。

将应力 Σ 作为控制变量,为了描述马氏体相变,引入了相变应变 E^r ,此变量被定义为

$$E^r = \epsilon_r \mathbf{u} \quad (2.5)$$

$$\dot{\mathbf{u}} = \dot{\mathbf{u}}^{AS} + \dot{\mathbf{u}}^{SA} \quad (2.6)$$

其中, \mathbf{u} 是张量,表示相变应变比例; ϵ_r 是标量,表示最大变形。在这一模型中,假设 \mathbf{u} 和马氏体体积分数 ξ_s 为内部变量。

2.1.2 相变以及激活状态

模型包括了两种相变:奥氏体到马氏体,马氏体到奥氏体。假设任一相变过程是在特定的应力范围内发生,现讨论如下。

1. 奥氏体到马氏体的相变

引入 Drucker-Prage 加载函数

$$F^{AS}(\Sigma, T) = \|\mathbf{t}\| + 3\alpha p - C^{AS} T \quad (2.7)$$

其中, \mathbf{t} 是应力偏量 ($\mathbf{t} = \Sigma - \text{tr}(\Sigma)\mathbf{1}/3$, $\text{tr}(\cdot)$ 为迹运算符, $\mathbf{1}$ 为二阶恒等张量); p 为静水压力; C^{AS} 和 α 为材料参数, α 代表了拉压时材料力学响应的区别; $\|\cdot\|$ 为欧几里得范数。

相变开始和结束时的相变函数 F_s^{AS} 和 F_t^{AS} 定义为

$$F_s^{AS} = F - R_s^{AS}, \quad F_t^{AS} = F - R_t^{AS} \quad (2.8)$$

其中

$$R_s^{AS} = \left[\alpha^{AS} \left[\sqrt{\frac{2}{3}} + \alpha \right] - C^{AS} T_s^{AS} \right], \quad R_t^{AS} = \left[\alpha^{AS} \left[\sqrt{\frac{2}{3}} + \alpha \right] - C^{AS} T_t^{AS} \right] \quad (2.9)$$

其中, α^{AS} 和 α^s 为材料参数,分别表示马氏体相变开始应力和结束应力。假设满足以下条件时发生奥氏体到马氏体的相变

$$F_s^{AS} > 0, \quad F_t^{AS} < 0, \quad \dot{F}^{AS} > 0 \quad (2.10)$$

与奥氏体到马氏体的相变对应的相变应变的变化量为

$$\dot{\mathbf{u}}^{AS} = \dot{\xi}_s^{AS} \mathbf{N}^{AS} \quad (2.11)$$

其中

$$\mathbf{N}^{AS} = \frac{\mathbf{M}^{AS}}{\|\mathbf{M}^{AS}\|}, \quad \mathbf{M}^{AS} = \frac{\partial F^{AS}}{\partial \Sigma} \quad (2.12)$$

根据 F^{AS} 的表达式可以得到

$$\mathbf{M}^{\text{AS}} = \frac{\mathbf{t}}{\|\mathbf{t}\|} + \alpha \mathbf{1}, \quad \mathbf{N}^{\text{AS}} = \frac{1}{1+3\alpha} \left[\frac{\mathbf{t}}{\|\mathbf{t}\|} + \alpha \mathbf{1} \right] \quad (2.13)$$

记 $\mathbf{n} = \frac{\mathbf{t}}{\|\mathbf{t}\|}$ 。马氏体体积分数的变化可以表示为以下指数形式

$$\dot{\xi}^{\text{AS}} = H^{\text{AS}} \beta^{\text{AS}} (1 - \xi) \frac{\dot{F}^{\text{AS}}}{(F^{\text{AS}})^2} \quad (2.14)$$

其中, β^{AS} 为材料参数, 表示相变的速度。或者表示为以下线性形式

$$\dot{\xi}^{\text{AS}} = - H^{\text{AS}} (1 - \xi) \frac{\dot{F}^{\text{AS}}}{F^{\text{AS}}} \quad (2.15)$$

标量 H^{AS} 表示相变的激活状态, 定义为

$$H^{\text{AS}} = \begin{cases} 1, & F_s^{\text{AS}} > 0, F_r^{\text{AS}} < 0, \dot{F}^{\text{AS}} > 0 \\ 0, & \text{其他} \end{cases} \quad (2.16)$$

2. 马氏体到奥氏体的相变

对于马氏体逆相变, 如上所讲, 加载函数为

$$F^{\text{SA}}(\Sigma, T) = \|\mathbf{t}\| + 3\alpha p - C^{\text{SA}} T \quad (2.17)$$

开始和结束时的相变函数 F_s^{SA} 和 F_r^{SA} 定义为

$$F_s^{\text{SA}} = F - R_s^{\text{SA}}, \quad F_r^{\text{SA}} = F - R_r^{\text{SA}} \quad (2.18)$$

并且

$$R_s^{\text{SA}} = \left[\alpha^{\text{SA}} \left[\sqrt{\frac{2}{3}} + \alpha \right] - C^{\text{SA}} T_s^{\text{SA}} \right], \quad R_r^{\text{SA}} = \left[\alpha^{\text{SA}} \left[\sqrt{\frac{2}{3}} + \alpha \right] - C^{\text{SA}} T_r^{\text{SA}} \right] \quad (2.19)$$

其中, α^{SA} 和 α^{SA} 为材料参数, 表示逆相变开始应力与结束应力。假设满足以下条件时发生马氏体到奥氏体的逆相变

$$F_s^{\text{SA}} < 0, \quad F_r^{\text{SA}} > 0, \quad \dot{F}^{\text{SA}} < 0 \quad (2.20)$$

与马氏体到奥氏体的相变相对应的相变应变的变化量为

$$\dot{\mathbf{u}}^{\text{SA}} = \dot{\xi}^{\text{SA}} \mathbf{N}^{\text{SA}} \quad (2.21)$$

其中

$$\mathbf{N}^{\text{SA}} = \frac{\mathbf{u}}{\|\mathbf{u}\|} \quad (2.22)$$

同样的, 马氏体体积分数的变化可以表示为以下指数形式

$$\dot{\xi}^{\text{SA}} = H^{\text{SA}} \beta^{\text{SA}} \xi \frac{\dot{F}^{\text{SA}}}{(F^{\text{SA}})^2} \quad (2.23)$$

或定义为以下线性形式