

双相材料微观变形行为研究综述

陈国兴¹, 彭艳^{1,2}, 刘才溢¹, 邢鹏达¹

(1. 燕山大学 国家冷轧板带装备及工艺工程技术研究中心, 河北 秦皇岛 066004)

(2. 亚稳材料制备技术与科学国家重点实验室, 河北 秦皇岛 066004)

摘要: 双相材料由于其微观结构上的特殊性使其微观变形行为相对于单相材料而言较为复杂, 具体表现为变形过程中具有不同力学性能的两相之间存在着相互协调以及应力应变分配行为, 并且影响微观变形行为的因素是多尺度的, 目前还无法对其进行定量研究, 而单相应力应变关系作为研究双相材料微观变形行为的基础, 同样成为当前研究的热点问题。本文对单相应力应变关系的研究进展进行了总结, 介绍了获取单相应力应变关系的方法; 分别从实验、理论分析和有限元建模 3 个方面重点阐述了双相材料两相微观变形行为研究现状, 简单分析了各种研究方法存在的不足; 提出了双相材料两相微观变形行为研究中尚待解决的问题。

关键词: 双相材料; 微观变形; 应力应变分配; 混合物模型; 微观力学模型

中图分类号: TG113.12

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)01-0396-07

双相材料通常指材料内部包含两相, 并且两相含量相当、物理及力学性能各不相同的材料。双相材料通常具有优良的综合力学性能, 因此得到了广泛的应用, 常见的双相材料有双相钛合金^[1,2], 双相钢^[3,4], 双相铜合金^[5,6]等。由于双相材料内部包含着性能完全不同的软、硬两相, 这就决定了双相材料在变形时各个单相的变形行为也不同, 表现出明显的差异性, 并且两相相互作用机理复杂^[7]。双相材料的变形按两相变形情况可分为 3 个阶段^[8,9]: (1) 两相均处于弹性变形阶段; (2) 软相发生塑性变形, 硬相仍然处于弹性阶段; (3) 两相均发生塑性变形。因此只有各相之间进行相互协调和应力应变分配才能满足宏观变形。影响两相协调变形及应力应变分配的因素是多尺度的, 包括两相的性能、含量、形貌尺寸以及分布等, 这些因素不但对单相的变形行为产生影响, 也会影响两相的相互作用^[9]。材料的宏观力学行为和性能总是由材料微观组成及微观机理来决定, 因此, 从微观层面对双相材料的变形行为进行研究, 可以更好的理解材料的变形机理、改善塑性加工能力、提高其综合力学性能、充分发挥材料的优点。

1 单相应力应变关系研究方法综述

双相材料中各个单相应力应变关系是研究其微观变形行为的基础, 目前采用的研究方法主要有以下两类。

1.1 基于单相材料制备的单相应力应变关系求解

这种方法认为材料性能主要受合金元素的影响, 通过设计出合金元素成分与双相材料中单相成分相近的单相材料, 或通过一定的热处理手段将双相材料转变成只含有一相的单相材料, 然后直接测量单相材料的应力应变关系, 并将其视为双相材料中的单相应力应变关系^[10-16]。但在热处理过程中, 各相的合金元素会重新分配, 晶粒形貌尺寸也会发生变化, 这两方面的变化都会影响各相的力学性能。Al-Abbasi 等人^[17]将双相钢在 1000 °C 条件下保温 21 h 后得到了只含有铁素体的单相材料并测得了单相应力应变关系, 考虑到热处理过程中各相晶粒尺寸及碳含量变化对力学性能的影响, Al-Abbasi 等人对测得的应力应变关系进行了修正。

1.2 基于理论模型的单相应力应变关系求解

有学者认为虽然双相材料在微观结构层面表现出一定的非均匀性, 但是针对每个单相而言可以认为是均匀的, 可以用均匀材料应力应变关系模型来描述每个单相应力应变关系^[18-20]。

Ishikawa 等人^[18]利用如下理论模型来描述单相应力应变关系:

$$\sigma = \sigma_y(1 + \varepsilon) \quad \varepsilon \leq \varepsilon_k \quad (1)$$

$$\sigma = m\varepsilon^n \quad \varepsilon > \varepsilon_k \quad (2)$$

式中, σ 和 ε 表示真应力和真应变; σ_y 表示屈服应力; n 表示加工硬化指数; ε_k 表示开始出现加工硬化时的

收稿日期: 2017-01-11

基金项目: 河北省高层次人才科学研究项目 (5040040)

作者简介: 陈国兴, 男, 1990 年生, 博士生, 燕山大学国家冷轧板带装备及工艺工程技术研究中心, 河北 秦皇岛 066004, E-mail: xzyh_chen@163.com

应变; m 表示强度系数。

Swift 方程同样广泛用于描述多相材料中各组成相的应力应变关系^[19, 21-23], 方程如下所示:

$$\sigma = K(\varepsilon_0 + \varepsilon_p)^n \quad (3)$$

式中, σ 表示真应力; K 表示比例系数; ε_0 表示关于弹性应力的常数; ε_p 表示塑性真应变; n 为加工硬化指数。

Rodriguez 和 Gutiérrez^[20]在经典应力应变关系模型 $\sigma = \sigma_0 + \alpha M \mu b \sqrt{\rho}$ 的基础上, 结合位错密度和应变之间的关系建立了如下模型来描述单相应力应变关系:

$$\sigma = \sigma_0 + \alpha M \mu \sqrt{b} \sqrt{\frac{1 - \exp(-Mk_2\varepsilon)}{k_2L}} \quad (4)$$

式中, σ 和 ε 表示真应力和真应变; σ_0 表示合金元素对力学性能影响; α 和 k_2 均为常数; M 为泰勒因子; μ 为剪切模量; b 为柏氏矢量; L 为位错平均自由程, 近似为晶粒尺寸。该模型说明双相材料中各组成相在变形过程中的流变应力由位错密度来决定, 而位错密度又和应变之间存在密切关系, 模型中各个系数都有着明确的物理意义, 有助于从微观层面来研究双相材料的变形行为。

但是有学者认为式(4)中没有考虑碳对各单相固溶强化的影响, 将其考虑在内后得到如下表达式^[24-27]:

$$\sigma = \sigma_0 + \Delta\sigma + \alpha M \mu \sqrt{b} \sqrt{\frac{1 - \exp(-Mk_2\varepsilon)}{k_2L}} \quad (5)$$

式中, $\Delta\sigma$ 为考虑单相中碳含量变化对力学性能的影响。

2 两相微观变形行为实验研究综述

通过实验可以对双相材料微观变形行为进行直接观察, 对于探索微观变形机制有着重要意义, 是研究双相材料微观变形行为的基础。Shen 等人^[28]利用扫描电子显微镜研究了双相钢拉伸变形时的微观变形行为, 结果表明, 不同相之间以及相同相不同晶粒之间的应变分布都不均匀, 当马氏体含量较低时只有铁素体发生变形而马氏体相基本上没有发生变形, 当马氏体相含量较高时在两相界面处出现的剪切力迫使马氏体相发生塑性变形, 这与 Rashid 等人^[29]的研究结果相同。Ghassemi-Armaki 等人^[30]通过纳米压痕和微柱压缩测试表明铁素体相的塑性变形是不均匀的, 这与何东^[31]在研究双相钛合金时的结果类似, 此外, 在变形过程中 β 相作为软相首先开始发生塑性变形, 随着变形量的增加, 为了协调变形, α 相慢慢开始发生塑性变形。Ishikawa 等人^[32]利用超细网格法测量了铁素体-贝氏体双相钢拉伸变形时的局部应变, 发现应变首先发生在铁素体临近两相界面的部位, 随着宏观应变的

增加, 铁素体应变逐渐向内部渗透, 而贝氏体却几乎没有发生变形。

Jacques 等人^[33]和 Muransky 等人^[34]利用原位中子衍射实验对 TRIP 钢的变形行为进行了研究。发现 TRIP 钢中各相的强度由小到大依次是铁素体、贝氏体、残余奥氏体和马氏体, 并由纳米硬度实验得以证实; 在弹性变形阶段, 残余奥氏体和铁素体贝氏体基体所承担的载荷几乎相同, 开始塑性变形之后载荷开始在各相之间重新分配, 载荷从较软的基体相上传递给了强度较高的残余奥氏体相, 这与 Tokuda 等人^[35]的研究结果相同。

实验研究可以获得真实的微观变形行为特征, 同时还为理论分析和有限元建模方法提供验证依据, 然而目前的实验方法效率低下、成本较高, 不具备普遍适用性。

3 两相微观变形行为理论分析研究综述

在过去的研究中, 许多学者试图利用混合物理理论模型来描述双相材料的微观变形行为, 其表达式如下:

$$T_c = V_1 T_1 + V_2 T_2 \quad (6)$$

式中, V_1 和 V_2 分别表示两相的体积分; T_c 、 T_1 和 T_2 分别表示双相材料和两单相的应力(应变)。最开始有等应变模型^[36]和等应力模型^[37]。董允等人^[9]基于等应变模型对奥贝双相钢塑性变形过程中各组成相的塑性应变分配行为进行了研究, 得出奥氏体的塑性应变明显大于贝氏体铁素体的塑性应变, 且奥氏体的塑性应变随着奥氏体含量的增加而变小的结论。等应变模型和等应力模型由于不符合实际情况而应用较少, 双相材料的实际变形过程介于上述两种情况之间。

基于此, Tamura 等人^[38]提出了修正的混合物理模型:

$$\sigma(\varepsilon) = V_1 \sigma_1(\varepsilon_1) + V_2 \sigma_2(\varepsilon_2) \quad (7)$$

$$\varepsilon = V_1 \varepsilon_1 + V_2 \varepsilon_2 \quad (8)$$

式中, $\sigma(\varepsilon)$ 、 $\sigma_1(\varepsilon_1)$ 和 $\sigma_2(\varepsilon_2)$ 分别表示双相材料和两单相的应力; ε 、 ε_1 和 ε_2 分别表示双相材料和两单相的应变。为了定量描述各组成相之间应力应变分配情况, 引入参数 q 来表示应力应变分配系数, 表达式如下:

$$q = \left| \frac{\sigma_2(\varepsilon_2) - \sigma_1(\varepsilon_1)}{\varepsilon_2 - \varepsilon_1} \right| \quad (9)$$

q 值大小实际上反映了双相材料变形过程中各组成相之间应力应变的分配情况。当 $q=0$ 时表示等应力情况, $q=\infty$ 时表示等应变情况, $0 < q < \infty$ 时表示应力应变分配状态, 分别如图 1 中的 FG、DE 和 AC 所示。

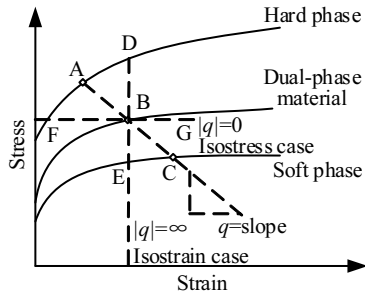


图 1 修正的混合物模型示意图

Fig.1 Schematic of the modified law of mixture

Kuang 等人^[23]基于修正的混合物模型研究了不同马氏体含量($V_m=22\%$ 和 50%)双相钢各组成相的应力应变分配情况, 研究结果如图 2 所示, 从图中可以看出, 随着宏观应变的增加, q 值在不断减小, 对比图 2a 和 2b 可知, 两相含量对应力应变分配有着重要的影响。

魏兴等^[39]利用修正的混合物模型研究了双相钢中两相晶粒尺寸对应力应变分配的影响规律, 图 3 所示为硬相含量为 52% 时, 不同晶粒尺寸比对两相应力、应变分配情况的影响规律, 随着硬相与软相晶粒尺寸比的增大, 硬相在变形过程中承担的相对应力和应变逐渐减小。

4 两相微观变形行为有限元建模研究综述

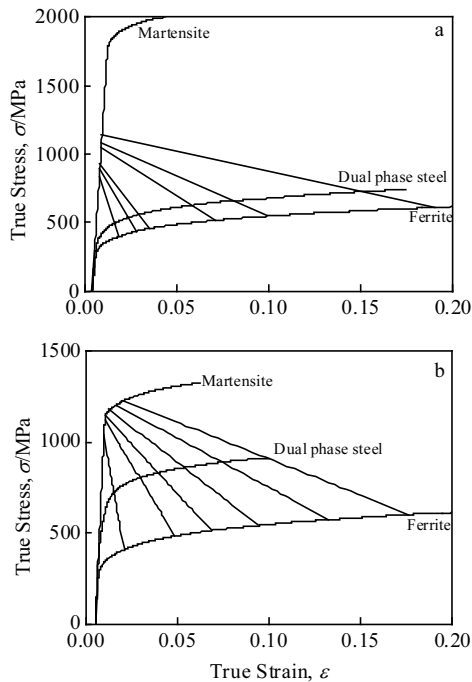


图 2 基于修正的混合物模型的双相钢应力应变分配

Fig.2 Stress-strain partitioning in DP steel based on the modified law of mixture: (a) $V_m=22\%$ and (b) $V_m=50\%$ ^[23]

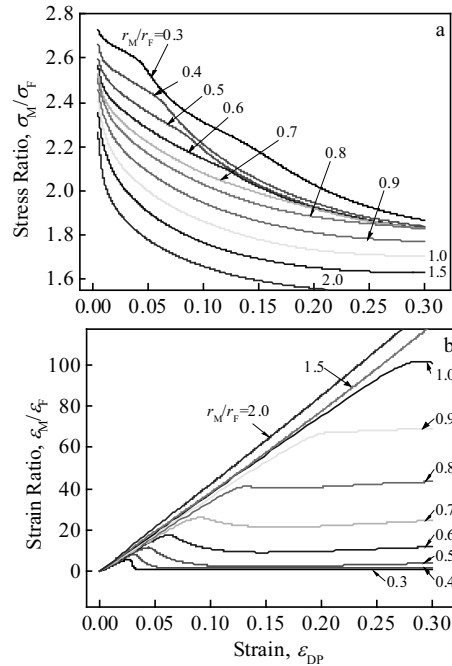


图 3 晶粒尺寸对双相钢中两相应力应变分配的影响

Fig.3 Effects of different grain size ratios between martensite and ferrite on the stress-strain partitioning: (a) σ_M/σ_F and (b) ϵ_M/ϵ_F ^[39]

4.1 简化的有限元模型

(1) 平面应变模型

最简单的平面应变假设为简单方形排列模型 (PS1), 如图 4a 所示, 该模型中硬相排列轴线和外力加载方向平行, 使得硬相在外力加载方向上的分布呈现严重的不均匀性; 第二为交错方形排列模型 (PS2), 如图 4b 所示, PS2 与 PS1 相比消除了硬相沿外力加载方向不均匀分布的缺陷; 第三为交错六边形排列模型 (PS3), 如图 4c 所示。根据对称性和周期性边界条件, 分别取图中阴影部分为代表单元。PS2 和 PS3 由于硬相呈交错形式排列, 所以能够更有效地描述双相材料的微观变形特征。

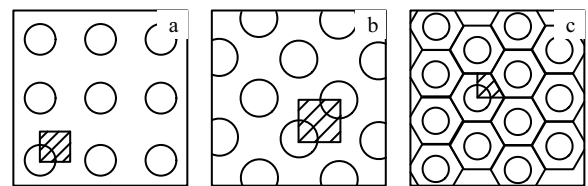


图 4 平面应变模型

Fig.4 Plane strain model: (a) simple square array, (b) staggered square array, and (c) staggered hexagonal array

Al-Abbasi 等人^[21]用 PS1 和 PS2 计算了双相钢在不同工程应变(10%, 20%, 30%)下的微观应变分布情况, 结果表明, 两相的应变呈现出均匀性, 但是在整个变形过程中硬相始终没有发生塑性变形, 这与实验观察结果不完全相符。Al-Abbasi 等人^[17]还在 PS1 基础上做了改进, 在模型中设置了两种尺寸的硬相, 如图 5 所示。结果为在硬相体积分数为 34%时, 大尺寸硬相立刻发生了塑性变形, 而小尺寸硬相几乎没有发生塑性变形, 即出现了两种不同的变形机制。另外, Socrate 和 Boyce^[40]的报道中指出使用 PS2 和 PS3 来描述双相材料微观变形行为时得到的结果相似。

Ankem 等人^[11,41]和 Neti 等人^[12,42]采用三角形单元建立了钛合金的二维平面应变有限元模型。结果表明, 总体上 α 相的平均应变要比 β 相的平均应变大。就 β 相而言靠近两相界面处的应变比远离两相界面处的应变大, α 相则正好相反, 应力的分布规律和应变相同, 应力应变的分布规律受两相体积分、强度比的影响。

(2) 轴对称模型

1982 年 Tvergaard^[43]提出了六边形柱堆积模型 (SHA), 如图 6a 所示, 六边形柱在三维空间内呈周期性排列, 其中六边形柱内部包含着球形的第二相(硬相), 两相的体积分可以通过几何尺寸来控制。计算时将六边形柱等效为圆柱体, 由于周期性和对称性只取圆柱体的 1/2 进行分析, 如图 6b, 合理设置边界条件, 可以进一步取图 6b 中的 1/4 进行计算, 如图 6c 所示。

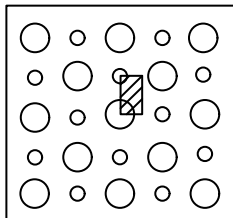


图 5 含有两种硬相尺寸的有限元模型

Fig.5 Finite element model containing two dimension hard phase^[17]

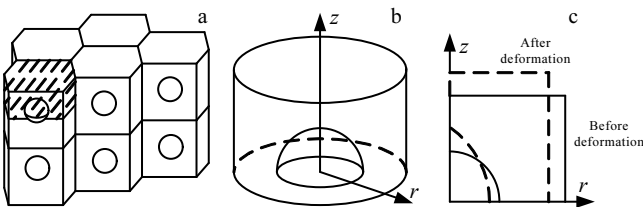


图 6 SHA 模型

Fig.6 SHA model: (a) three-dimensional array of stacked hexagonal, (b) the SHA axisymmetric RVE cell, and (c) the deformed shape under axial loading

Al-Abbasi 等人^[21]将该模型与 PS1、PS2 进行了对比, 发现该模型能够更好的描述双相材料的微观变形行为。虽然 SHA 已经广泛的用来模拟双相材料的微观变形行为, 但是当硬相体积分较大时误差较大。

为了解决 SHA 的固有缺陷, Socrate 和 Boyce^[40]提出了 bcc 晶格 Voronoi 模型(V-bcc), 一个截角八面体, 即 Voronoi 单元作为空间填充多面体, 如图 7a 所示, 第二相粒子按照 bcc 晶格的形式排列, 如图 7b 所示, 由于周期性和对称性, 只取 Voronoi 单元的一半作为计算单元, 在轴对称载荷作用下, 可以将单元几何形状近似为如图 7c 所示的轴对称模型。

Ishikawa 等人^[32]利用 V-bcc 研究了 F-16%B 和 F-40%B 两种双相钢的微观变形行为, 当工程应变为 1.0%时, 位于硬相上方的软相发生了局部应变, 位于硬相右侧的软相没有发生塑性变形, 该结果和实验观察结果相符, F-40%B 钢中局部应变与 F-16%B 钢相比更加显著; 当工程应变为 5.0%时, F-40%B 钢中硬相发生了塑性变形而 F-16%B 钢却没有, 说明两相之间出现了应力应变配分行为。Ishikawa 等人^[18]将 V-bcc 和 SHA 进行了对比, 发现相同条件下使用 SHA 得到的硬相应力应变要比 V-bcc 大, 而后者更符合实际情况。

4.2 基于真实微观组织的有限元模型

基于真实微观组织图像所建立的有限元模型和简化的有限元模型相比可以更加真实的反映两相的形貌以及界面特征对双相材料微观变形行为的影响。

Jinoch 等人^[10]和臧新良等人^[14]基于真实的显微组织图像建立了钛合金的微观结构二维有限元模型并模拟了其拉伸变形, 结果表明, 最小应力出现在中心 α 相内, 最大应力出现在 α - β 边界。杨庆祥等人^[13,15]采用相同的方法建立了双相不锈钢的二维有限元模型。上述学者虽然是根据真实的微观组织来建立有限元模型, 但是与真实的微观组织还不是完全一样, 只是近似而已。

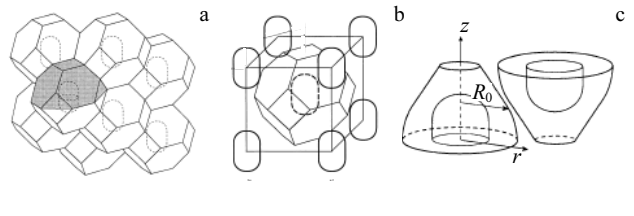


图 7 V-bcc 模型

Fig.7 V-bcc model: (a) three dimensional array of Voronoi tessellation of the bcc lattice, (b) three dimensional array of the second phase particles, and (c) the antisymmetric V-bcc cell

Sodjit 等人^[24]结合图像处理技术建立了与双相钢真实微观组织图像几乎完全相同的二维有限元模型,如图 8 所示,在此基础上研究了马氏体含量对微观应力应变分布的影响,当马氏体含量较小时,两相中的应力分布比较均匀;当马氏体含量较高时,两相中应力的不均匀分布较为显著,导致出现了长的、连续明显剪切带。

Zhou 等^[27]在建立双相钢微观结构二维有限元模型时引入了一种新的图像分析程序,该程序能够更加有效地处理两相界面使所建模型更加真实的反映实际情况。

5 两相微观变形行为研究关键问题

目前关于双相材料微观变形行为的研究不是很成熟,以下几个关键问题还有待进一步研究:

5.1 单相应力应变关系

(1) 实验测量

双相材料中的单相应力应变关系是研究微观变形行为的基础,但双相材料其结构的特殊性决定了很难对其进行直接测试,目前学者都是通过间接的方式来获取,这样得到的结果其准确性有待商榷。如何通过实验手段直接测试双相材料中各个单相应力应变关系是一个关键问题。随着高能 X 射线衍射和中子衍射技术的发展,利用该项技术来测量双相材料中各组成相的应力应变关系是可能的,这是获得精确单相应力应变关系的突破口。

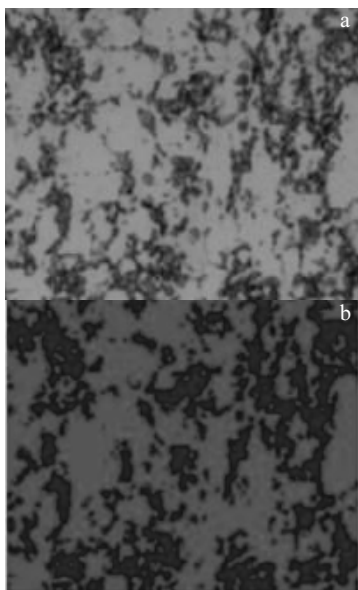


图 8 双相材料微观组织及有限元模型

Fig.8 Micrograph of dual-phase material (a) and finite element model (b)^[24]

(2) 理论模型

材料塑性变形过程中的位错可以分为统计位错和几何必须位错两种。前者是晶体均匀塑性变形过程中不断累积的位错,后者的出现是为了协调多晶或多相材料塑性变形过程中由于力学行为不同导致的不同取向晶粒或不同相之间产生的应变梯度。目前使用较广泛的式(4)或(5)只考虑了不同取向晶粒变形引起的几何必须位错,而忽略了两相变形引起的几何必须位错。文献[31]指出,在利用式(4)计算时,在变形初期两相之间出现的错配应变比较小,因此两相变形引起的几何必须位错密度也就比较小,此时误差会小些。随着应变的增加,由于两相之间协调变形而引起的几何必须位错密度也随之增加,此时便会出现较大的计算误差。因此,为了提升单相应力应变关系模型的计算精度,如何将两相不协调变形引起的几何必须位错融入式(4)或(5)中是一个关键问题。

5.2 应力应变分配模型

(1) 理论分析模型

影响双相材料微观变形行为的因素是多尺度的,除了两相物理及力学性能差异之外,还有各组成相的体积分数、形貌尺寸以及分布等,以往在建立理论模型时都是忽略次要影响因素,只抓主要影响因素,所建模型存在不足,如混合物模型只考虑了两相力学性能及体积分数差异,而忽略了其他因素,这就决定了混合物定律无法准确的预测双相材料的性能^[44]。目前还没有比较完整的理论体系可以定量描述各个影响因素对微观变形行为的影响规律,为了更清晰地理解双相材料两相微观变形机制以及更精确地描述两相应力应变分配行为,建立更加完善的理论模型是关键所在。

(2) 有限元模型

有限元建模方面当前还停留在二维阶段,即便有三维模型也是简化模型,两者都无法完全准确的代表双相材料复杂的微观结构。本作者认为,可以将三维表征技术用到有限元建模中来,即先对双相材料进行三维表征,获得双相材料中各组成相比较完整的三维组织形貌,然后基于三维表征模型来建立有限元模型,通过这种方式建立的模型能够更加真实地反映双相材料复杂的微观结构,所得到的结果更加符合实际情况。

6 结束语

双相材料作为一种重要的材料,在工程中得到了广泛的应用,但由于其内部包含两个物理及力学性能完全不同的单相,导致其微观变形机理复杂,国内外学者在这方面做了大量研究,但都集中在双相钢中,而对双相钛合金的研究较少。双相钛合金具备很多优

异的性能, 但加工成本太高是限制其应用的主要因素之一, 从微观层面对其变形行为进行研究有助于更好地提升其加工成形和服役性能、降低加工成本, 具有重要的现实意义。

参考文献 References

- [1] Hao Luhan(郝露菡), Cong Yangyang(丛阳阳), Peng Yan(彭艳). *Materials Science & Technology(材料科学与工艺)*[J], 2015, 23(5): 12
- [2] Cong Yangyang(丛阳阳). *Simulation and Research about TC4 Alloy's Rolling Process Based on Phase Change(基于相变的TC4 钛合金轧制过程模拟计算与研究)*[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2014: 1
- [3] Kim D H, Kim S J, Kim S H *et al. Acta Materialia*[J], 2011, 59(14): 5462
- [4] Wang S, Yu H, Zhou T *et al. Materials & Design*[J], 2015, 88: 847
- [5] Nejadseyfi O, Shokuhfar A, Moodi V. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25(8): 2571
- [6] Farabi E, Zarei-Hanzaki A, Abedi H R. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2015, 24(1): 209
- [7] Fu Bo(付波). *Process, Microstructure and Mechanical Property of High-strength and High-toughness Multiphase Steels and Physical Simulation for Their Mutual Relationship(高强韧多相钢工艺、组织、性能及相互关系的物理模拟)*[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2015: 2
- [8] Tomota Y. *Materials Science & Technology*[J], 1987, 3(6): 415
- [9] Dong Yun(董允), Jia Yanqin(贾艳琴), Xu Lihong(徐立红). *Journal of Hebei University of Technology(河北工业大学学报)*[J], 2000, 29(1): 67
- [10] Jinoch J, Ankem S, Margolin H. *Materials Science & Engineering*[J], 1978, 34(3): 203
- [11] Ankem S, Margolin H. *Metallurgical Transactions A*[J], 1982, 13(4): 595
- [12] Neti S, Vijayshankar M N. *Materials Science & Engineering A*[J], 1991, 145(1): 47
- [13] Yang Qingxiang(杨庆祥), Wu Jing(吴晶), Zhao Hong(赵宏) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment(材料热处理学报)*[J], 2005, 26(5): 124
- [14] Zang Xinliang(臧新良), Zhao Xiqing(赵希庆), Park Joong-keun *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2009, 38(6): 1058
- [15] Dong H F, Li J, Zhang Y *et al. International Journal of Minerals Metallurgy & Materials*[J], 2010, 17(2): 173
- [16] Liu Zhao(刘钊). *The Thermal Deformation Analysis and Simulation of Duplex Stainless Steel(双相不锈钢热变形模拟与分析)*[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2013: 41
- [17] Al-Abbasi F M, Nemes J A. *Materials Science Forum*[J], 2003, 426-432(2): 1559
- [18] Ishikawa N, Parks D M, Socrate S *et al. ISIJ International*[J], 2000, 40(11): 1170
- [19] Davies R G. *Metallurgical Transactions A*[J], 1978, 9(3): 451
- [20] Rodriguez R, Gutiérrez I. *Materials Science Forum*[J], 2003, 426-432(5): 4525
- [21] Al-Abbasi F M, Nemes J A. *International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2003, 45(9): 1449
- [22] Tomota Y, Umamoto M, Komatsubara N *et al. ISIJ International*[J], 1992, 32(3): 343
- [23] Kuang S, Kang Y L, Yu H *et al. International Journal of Minerals Metallurgy & Materials*[J], 2009, 16(4): 393
- [24] Sodjit S, Uthaisangsk V. *Materials & Design*[J], 2012, 41: 370
- [25] Ramazani A, Mukherjee K, Prah U, *et al. Computational Materials Science*[J], 2012, 52(1): 46
- [26] Vajragupta N, Uthaisangsk V, Schmalzing B *et al. Computational Materials Science*[J], 2012, 54(1): 271
- [27] Zhou J M, Arun M G, Ashok G *et al. Materials Science and Engineering: A*[J], 2015. 630: 107
- [28] Shen H P, Lei T C, Liu J Z. *Materials Science and Technology*[J], 1986, 2(1): 28
- [29] Rashid M S, Cprek E R. *Formability Topics-Metallic Materials, ASTM STP 647*[C]. Philadelphia, PA: American Society for Testing and Materials, 1978: 174
- [30] Ghassemi-Armaki H, Maaß R, Bhat S P *et al. Acta Materialia* [J], 2014, 62(5): 197
- [31] He Dong(何东). *Micro-plastic Deformation Mechanism and Microstructure Evolution of Polycrystal-dual Phase Titanium Alloy(双相多晶钛合金微观塑性变形机理与组织演化的定量研究)*[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2012: 61
- [32] Ishikawa N, Yasuda K, Sueyoshi H *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 97: 257
- [33] Jacques P J, Furnemont Q, Godet S *et al. Philosophical Magazine*[J], 2006, 86(16): 2371
- [34] Muránsky O, Šittner P, Zrník J *et al. Acta Materialia*[J], 2008, 56(14): 3367
- [35] Tokuda H, Adachi Y, Wakita M *et al. Acta Materialia*[J], 2004, 52(20): 5737
- [36] Balliger N K, Gladman T. *Metal Science*[J], 1981, 15(3): 95
- [37] Davies R G. *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 1978, 9(1): 41

- [38] Tamura I, Tomota Y, Ozawa M. *Inst Met (London) Monogr Rep Ser*[J], 1973, 1(3): 611
- [39] Wei Xing(魏 兴), Fu Liming(付立铭), Liu Shichang(刘世昌) et al. *Chinese Journal of Materials Research(材料研究学报)*[J], 2013, 27(6): 665
- [40] Socrate S, Boyce M C. *Journal of the Mechanics & Physics of Solids*[J], 2000, 48(99): 233
- [41] Ankem S, Margolin H. *Metallurgical Transactions A*[J], 1982, 13(4): 603
- [42] Neti S, Vijayshankar M N, Ankem S. *Materials Science & Engineering A*[J], 1991, 145(1): 55
- [43] Tvergaard V. *International Journal of Fracture*[J], 1982, 18(4): 237
- [44] Ankem S, Margolin H, Greene C A et al. *Progress in Materials Science*[J], 2006, 51(5): 632

Research Overview on Micro Deformation Behavior of Dual-phase Material

Chen Guoxing¹, Peng Yan^{1,2}, Liu Caiyi¹, Xing Pengda¹

(1. National Engineering Research Center for Equipment and Technology of Cold Strip Rolling, Yanshan University, Qinhuangdao 066004, China)

(2. State Key Laboratory of Metastable Materials Science and Technology, Qinhuangdao 066004, China)

Abstract: The particularity of dual-phase material microstructure makes its micro deformation behavior more complex than single phase material, and the complexity is expressed in stress-strain partitioning and coordination behaviors between two component phases with different properties during the deformation. Moreover, the factors affecting the micro deformation behavior are of multi-scale; therefore it is difficult to conduct quantitatively study at present, and the stress-strain behavior of single phase which is the basis to study the micro deformation behavior of two-phase material is also the hotspot at present. The investigation progress in the stress-strain behavior of single phase is summarized in this paper, and the methods for single-phase stress-strain behavior are introduced. Then the research on micro deformation behavior of dual-phase material from three aspects, which are experiment research, theory analysis and numerical simulation based on finite element method are reviewed. Furthermore, the drawback of each method is analyzed simply. Finally, several unsolved problems regarding the micro deformation behavior of dual-phase material are proposed.

Key words: dual-phase material; micro deformation; stress-strain partitioning; the law of mixtures; micro mechanical modeling

Corresponding author: Peng Yan, Ph. D., Professor, National Engineering Research Center for Equipment and Technology of Cold Strip Rolling, Yanshan University, Qinhuangdao 066004, P. R. China, Tel: 0086-335-8387651, E-mail: pengyan@ysu.edu.cn