

# 表层纳米化铝合金材料的微尺度力学行为\*

魏悦广\*\* 朱 晨 武晓雷

(中国科学院力学研究所非线性力学国家重点实验室, 北京 100080)

**摘要** 通过对表层纳米化铝合金材料显微组织的观测, 从实验(压缩实验和纳米压痕实验)和理论两方面研究了该材料的微尺度力学行为. 在实验方面, 测量了压缩应力应变曲线和硬度-压入深度曲线; 针对压缩和压痕两种实验特征, 采用微结构构元模型和应变梯度理论, 对该材料的压缩应力应变曲线和硬度曲线进行了预测和模拟; 进而确定出相关的材料参量及模型参量.

**关键词** 表层纳晶化材料 铝合金 微结构构元模型 尺度效应

近年来的研究成果显示, 人们可以通过某些先进的技术和工艺制造出性能优良的纳米材料, 或者使传统材料的表层实现纳米化, 以提高材料的力学性能. 例如, 采用所谓的严重塑性变形方法 (SPD) 制备出纳米晶体材料<sup>[1-5]</sup>. 所采用的严重塑性变形方法主要有大扭转法<sup>[1]</sup>、挤压法<sup>[4]</sup>及高速喷丸撞击法(或表面机械研磨法)<sup>[5]</sup>等等. 这些块体纳米材料或表面纳米化材料的构造特点体现在它们在总体上或在局部区域内包含有规则的微结构, 尺度在几十纳米至几百纳米或几微米. 在此尺度范围内, 固体材料将表现出强烈的尺度效应. 关于尺度效应, 人们探讨较多且较深入的问题是对单晶金属材料的微压痕问题的研究, 理论和实验研究时发现, 随着所施加载荷(或压入深度)的减小, 测量的材料硬度曲线呈明显的上升趋势, 即尺度效应. 采用应变梯度理论<sup>[6-8]</sup>可以预测出尺度效应, 获得与实验相吻合的结果, 进而得出单晶体金属材料的微尺度参量的取值范围在微米尺度<sup>[9,10]</sup>. 然而, 对于纳晶化的多晶材料, 情况变得非常复杂, 除了上述尺度效应外, 起码还要考虑晶粒尺寸大小和形状分布对材料行为的影响, 即考虑材料中微结构特征的影响. 作者在对纳米多晶铝和薄膜体系的相关研究中<sup>[11]</sup>, 为了区别于尺度效应, 称晶粒尺寸大小和形状分布的影响为几何效应. 从微结构构元模型和塑性应变梯度理论分析出发, 研究了计及微结构尺寸影响时(当该尺寸也处于微米或亚微米尺度)的尺度效应和几何效应. 将预测结果与该材料的实验结果进行了对比, 获得了晶粒微结构几何尺寸对应变梯度理论中微尺度参量的影响<sup>[11]</sup>.

到目前为止, 关于对表层纳米化材料力学行为的研究工作还不是很多, 文献[12]通过光学显微镜分析了该种材料的微结构特征并从位错角度解释纳米晶可能的形成机理; 文献[13]则是基于分子动力学模型计算获得位错密度与形成的纳米晶粒尺寸之间的关系. 本文将基于表层纳米化材料的显微观察、测量和分析, 从实验和理论分析两方面研究由高速喷丸法<sup>[5]</sup>制造出的表层纳米化铝合金材料的力学行为. 在实验研究方面, 结合该材料的微结构特征制备实验

2003-03-26 收稿, 2003-08-20 收修改稿

\* 国家自然科学基金(批准号: 19925211)和中国科学院“百人计划”基金资助项目

\*\* E-mail: ywei@lnm.imech.ac.cn

样品, 采用单向压缩实验和纳米压痕实验, 分别测试材料的压缩应力应变曲线(总体力学行为)和微压痕硬度-压入深度曲线(局部力学行为). 在理论研究方面, 建立相应的微结构构元模型, 采用应变梯度理论分别对两种实验方法进行模拟, 预测出材料的压缩应力应变曲线和硬度曲线. 通过将实验结果与理论预测模拟结果进行对比, 获得该材料的微尺度参量和模型参量值. 通过对表层纳晶化铝合金材料的实验研究和理论模拟及分析, 获得对该材料的晶粒尺度在 100 nm 至几十微米尺度范围内力学行为的了解.

## 1 表层纳晶化铝合金材料的力学性能实验

### 1.1 表层纳晶化铝合金材料的显微组织特征分析

图 1 给出了由高速喷丸法获得的表层纳晶化铝合金材料的微结构特征的光学显微镜和透射电镜照片. 材料的制作是在中科院金属材料研究所完成的<sup>1)</sup>. 图 1(a)中给出了纳晶化前后材料微观组织比较的纵向抛面图, 左半部为纳晶化前而右半部为纳晶化后的情况. 显然, 在纳晶化后在材料表层附近形成了较为规律的纳晶结构且尺度随离开表面之距离的增加而增大, 如图 1(b)给出的测量统计结果. 图 1(c)给出了表面附近纳晶颗粒的透射电镜照片, 可见, 通过高速喷丸纳晶化方法, 在材料表面形成了较规则的纳米晶粒. 图 1(d)给出了距表面 30  $\mu\text{m}$  处由原晶粒分化形成的新的多边形亚晶. 与传统多晶材料不同的是, 纳米晶材料的晶界特征为具有一定厚度的晶界层, 如图 1(e)的高分辨电镜图像所示.

### 1.2 表层纳晶化铝合金材料的压缩应力应变曲线

压缩实验的试样设计和制备期望能充分体现纳晶化后材料的力学行为, 为此, 设计了两种类型的样品: 分别为完全受纳晶化影响的试样和无纳晶化影响的铝合金材料试样. 两种样品分别自纳晶化表面向里切割而成, 分别如图 2 中的试样 1 和试样 2 所示的取材布置方式. 图 2 为示意图, 仅仅用来说明压缩试样对表层纳晶化材料来说是如何选材和制作的. 由于试样的尺寸在 1 mm 量级且均为棱柱形 1 mm  $\times$  1 mm  $\times$  2 mm, 故试样 2 几乎没有受到纳晶化的影响. 这样可将试样 1 (受纳晶化影响的试样)和试样 2 (未受纳晶化影响的试样)的实验结果进行对比. 各样品线切割后依次使用 600 ~ 1200 号砂纸打磨, 最后进行抛光, 以保证样品各个面光滑和平整. 压缩实验是在北京大学力学系自行研制的微型万能材料试验机上进行的, 实验采用位移控制. 图 3 给出了由两种试样所测出的压缩应力应变曲线, 其中每种试样各有 6 个, 所得出的压缩应力应变曲线有较小的偏差. 由图 3 可见, 表面纳晶化试样的应力应变曲线明显高于无纳晶化材料的应力应变曲线. 由图 3, 该材料在纳米化前后的屈服点均不是特别明显, 在  $\sigma_Y \approx 200$  MPa 时, 曲线有些转折, 然后缓慢下倾. 随着应变增加, 纳米化前的铝合金材料的压缩应力应变曲线迅速下倾, 直到压缩应变达到约 1.5% 后, 材料几乎表现得无硬化特征; 而纳米化材料的应力应变曲线则表现出较强的硬化特征.

### 1.3 表层纳晶化铝合金材料的纳米压痕实验

本文的试样加工为沿垂直于材料表面切割而成. 在该切割面上距离纳晶化表面 30~60  $\mu\text{m}$  区间沿该面法向进行纳米压痕实验. 与文献[11]对纳晶化铝的样品加工及设计的不同之处表现在: 在文献[11]中, 平行于纳晶化表面的切割面为试验的加载面. 由于本文的微压痕实

1) 朱晨. 表层纳晶化铝合金材料的微结构特征及微尺度力学行为研究. 中国科学院力学研究所硕士学位论文. 2002

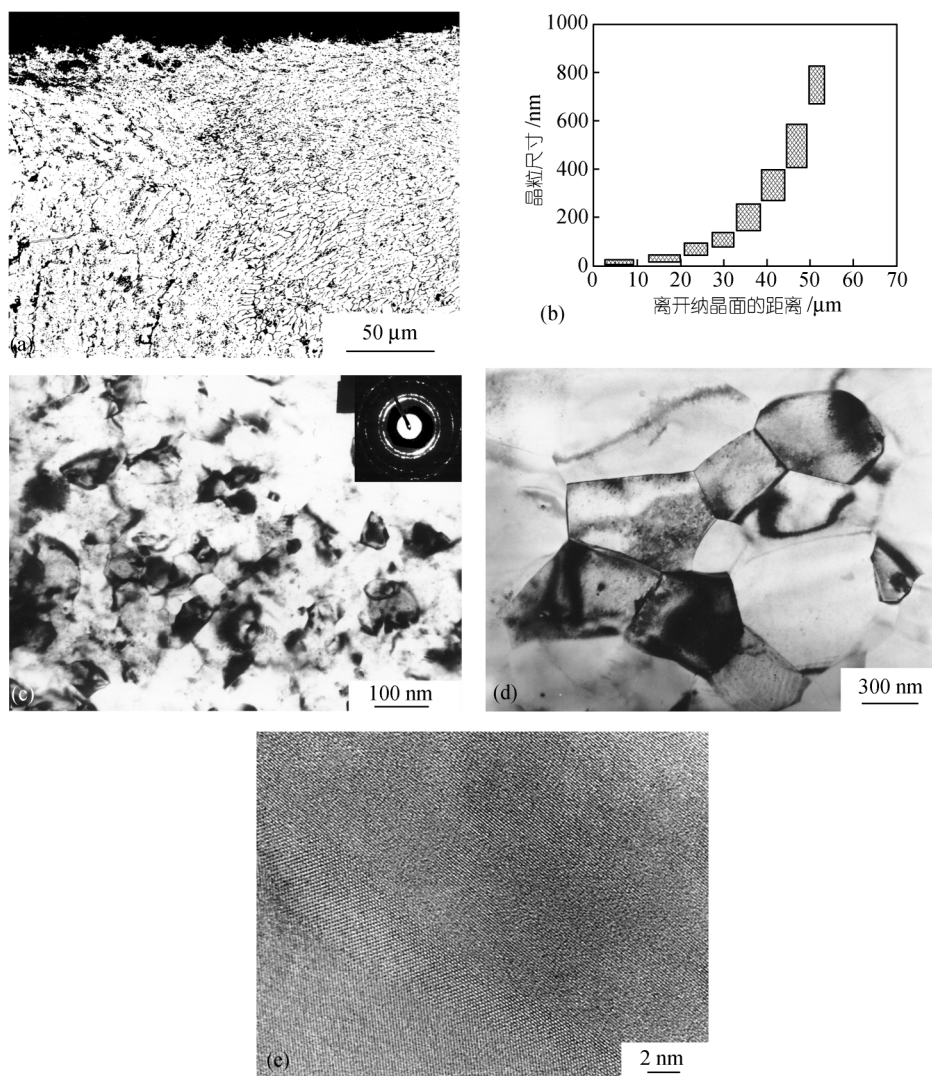


图 1 纳晶化铝合金材料的微观组织特征

(a) 纳晶化前后的对比, (b) 晶粒尺寸分布, (c) 纳晶化所形成的晶粒, (d) 在材料内部形成的亚晶, (e) 纳米晶之晶界区形貌

验的样品选取是从距离纳晶化表面 30~60  $\mu\text{m}$  之区间进行的, 对应的晶粒尺寸在 100 nm ~ 1  $\mu\text{m}$ (亚微米区). 在实验过程的初期, 一般情况下压头将位于某一单晶颗粒的切割面上, 偶尔则位于晶界处. 这里考虑当压头位于某一单晶颗粒的切割面上的情况. 当压头压入部分的横向尺寸小于晶粒的侧向尺寸时, 由于受侧向和前方晶界的约束, 滑移塑性区将被限制在此晶粒的体积内. 因此, 多晶体的微压痕实验的示意图及理论分析简化模型可由

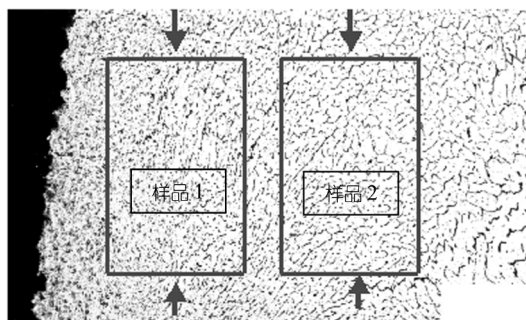


图 2 压缩试样的设计

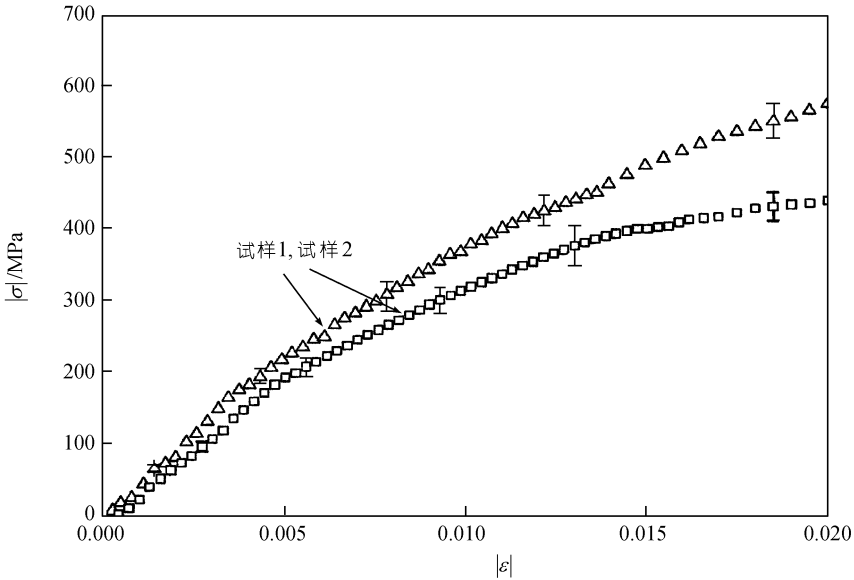


图 3 两种试样(即纳米化前后)的压缩应力应变曲线

图 4 来刻画. 受压头作用的晶粒将发生滑移塑性变形, 其他晶粒将只发生弹性变形, 除非压入区已接近晶界或者晶界处的等效应力或等效应变达到临界状态, 驱使相邻晶粒的滑移系开动.

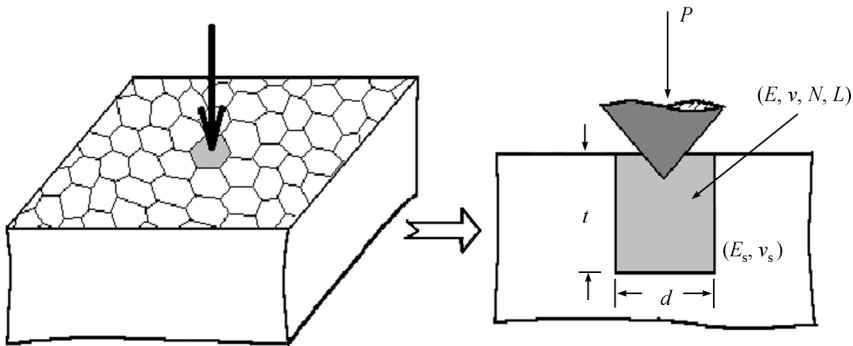


图 4 纳米压痕实验的微结构单元简化模型

微压痕实验分别是在清华大学精密仪器系摩擦磨损国家重点实验室的微压痕仪和中国科学院金属研究所的纳米压痕仪上进行的. 前者的仪器是由瑞士 CSM 公司生产的, 微压痕实验方式为离散打点, 即单点测量硬度及压入深度, 硬度压入深度总体关系由众多离散点的结果给出. 后者的仪器是由美国 MTS 公司生产的 Nanoindenter XP, 微压痕实验方式为连续刚度法, 即通过一点的连续压入测量出硬度-压入深度曲线.

(i) 离散打点法实验结果

通过在试样表面随意选取压痕点并进行离散打点形式的微压痕实验, 所得的硬度与压入深度的关系如图 5 所示. 图 5 中的  $D$  值为在试样表面上所选取的压痕点距纳米化表面的垂直

距离. 图 5 给出了两种不同位置处的硬度值. 由图可见, 在两种不同距离处所测量的硬度和压入深度的关系之间的差别较小, 说明在此距离范围内, 纳晶化后的晶粒尺寸差异并不大. 从图 5 可以看出, 在压入深度小于 200 nm, 硬度值总体随压入深度的减少急剧上升, 即总体尺度效应现象较明显. 当压入深度大约大于 600 nm, 随压入深度增加, 硬度值呈缓慢下降趋势. 600 nm 处的硬度值仍远高于常规铝合金材料的硬度值.

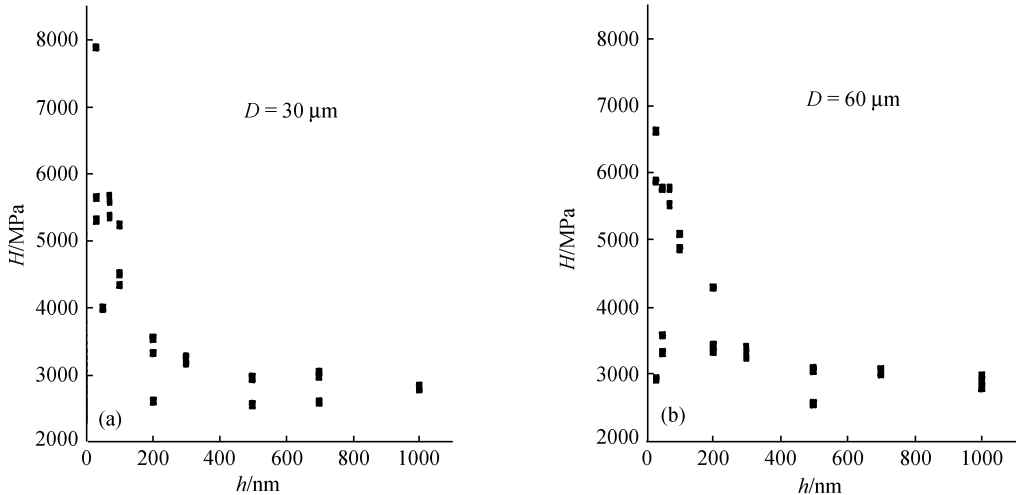


图 5 离散打点法测量的硬度随压入深度的变化  
 $D$  为压痕点到纳晶化表面的距离

### (ii) 连续刚度法的纳米压痕实验结果

图 6 中给出了在  $D = 60 \mu\text{m}$  处的不同点所测出的硬度压入深度的实验曲线. 图 6(a)和(b)分别对应不同坐标范围的实验曲线. 由图 6 可知, 尽管各曲线对应试样表面上不同的试验点, 但其结果却有相似及重复的特征, 从而可说明试验的重复性. 比较图 6 与图 5 可知, 两种压痕实验方法的结果有较大的差异. 由图 6, 随着压入深度的减小, 即当压入深度小于 100 nm 时, 硬度曲线的变化规律将是十分复杂的. 当压入深度小于 50 nm 时, 结果突显出尺度效应现象. 当压入深度大于 400 nm 并随着压入深度的增加, 两种试验方法所获得的硬度值趋于一致.

从图 5 和图 6 所给出的材料硬度值(压入深度大于 600 nm)明显高于常规多晶铝合金材料的硬度值(约 1.5 GPa)<sup>[14]</sup>(注: 文献[14]中未详细给出该值的测量条件). 由此可见, 表层纳米化后, 材料的硬度值大约提高了 50%.

需要指出的是, 两种微压痕实验结果的差异主要是由两种实验方法的不同引起的. 两种实验方法各有优缺点. 离散打点法通过在试样表面随意选取多个压痕点进行实验, 其中每个点仅仅对应一个实验量测数据——硬度和压入深度. 将所有数据集中起来(画在同一坐标系下), 可得一带状的数据结果. 该方法的优点体现在实验结果充分反映了表面缺陷或增强相的影响(较低的数据点对应试样表面上的弱区; 较高的数据点对应试样表面上的增强区). 缺点是它给出的是一带状的离散结果而不是便于拟合的光滑曲线. 连续刚度法通过在试样表面选取一试验点, 通过连续施加压痕载荷记录下硬度-压入深度曲线. 该方法的优点是, 硬度-压入深度曲

线光滑, 便于分析; 缺点是, 该曲线对所选取的压痕点的状态(缺陷、还是增强相)较敏感. 因此, 由两种实验方法所得到的结果可相互验证和补充.

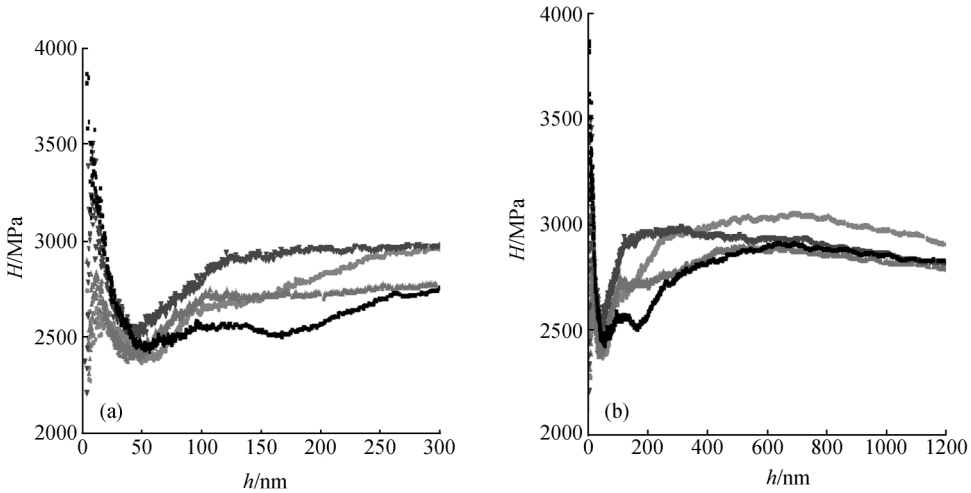


图 6 连续刚度法测量的硬度-压入深度变化曲线( $D=60 \mu\text{m}$ )  
(a)和(b)为相同实验数据, 但横坐标不同

## 2 表层纳晶化铝合金材料的尺度效应和几何效应预测

由传统弹塑性理论无法预测出材料的尺度效应, 在这里我们将采用塑性应变梯度理论, 并结合由压缩实验和压痕实验的具体特征所建立的微结构构元模型对表层纳晶化铝合金材料的压缩应力应变关系和硬度压入深度曲线进行模拟和预测. Fleck-Hutchinson 塑性应变梯度理论的基本关系见文献[6,10,15]. 由塑性应变梯度理论的基本关系可看出, 与传统弹塑性理论比较, 该理论额外包含了一个应变梯度效应的参量  $L$ (SG 理论), 在宏观尺度, 应变梯度效应极其微弱可忽略不计, 在微尺度(微米或者亚微米), 应变梯度效应有重要影响, 不可忽略. 故通常称  $L$  为微尺度参量.

### 2.1 压缩应力应变曲线

从有纳晶化影响的试样(试样 1)和无纳晶化影响的试样(试样 2)的压缩应力-应变曲线(图 3)可知, 两者有较大的差异. 可由两种角度考虑进行刻画和模拟: (i) 若从总体上(均匀化角度)的简单考虑, 两种试样的材料在总体上具有不同的力学参量, 如屈服强度, 等等, 由此考虑可刻画出实验曲线的差异来(采用传统理论), 但无法获得材料总体屈服强度的值(即与晶粒尺寸的关系); (ii) 若从材料的构造特征的精细考虑, 即两种试样的晶粒具有相同的力学参量, 但对应的晶粒尺寸不同, 变形时晶界对塑性区的约束程度不同, 可通过提炼一微结构构元模型并采用应变梯度理论来刻画, 可获得晶粒尺寸的影响. 在这里, 我们采用(ii)的分析方法.

通过考查表面纳晶化铝合金材料的微结构特征(见图 1(c)~(e))及压缩试样的设计方位(如图 2), 采用图 7 所示的压缩实验微结构构元简化模型, 其中晶粒形状被简化为正六棱柱体, 且按周期性排列. 各棱柱体之间通过一薄晶界层的材料相连接. 为了简化分析, 将晶粒形

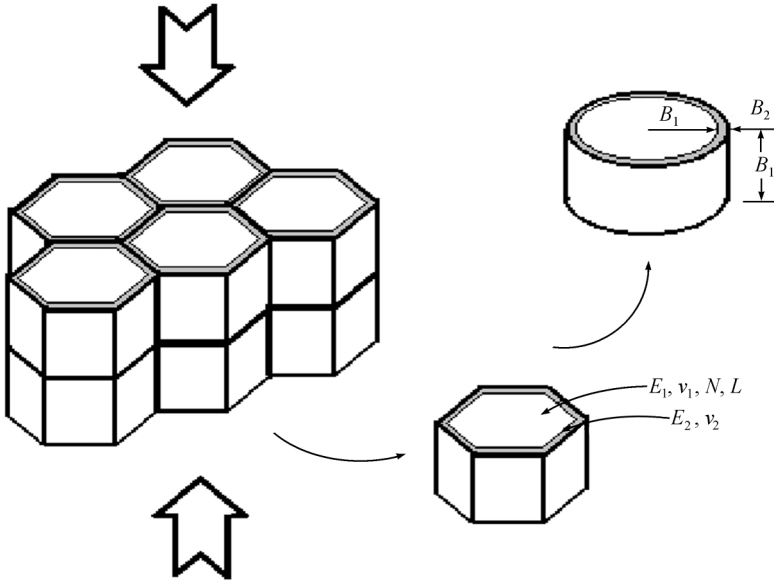


图 7 纳米晶材料压缩实验的微结构构元简化模型

状简化为圆柱体, 代表性晶粒的有效半径和高度由  $B_1$  刻画(注: 上、下表面为均匀位移条件下的解答与构元高度尺寸无关), 晶界层的厚度为  $2B_2$ . 通过纳晶化材料的显微组织构成机理的分析可知, 在纳晶化过程中, 原大晶粒被分割成众多小晶粒, 在晶粒的内部产生大量的位错并运动进而聚集于新晶界区的边界处. 因此, 在本文的模型简化时, 取晶粒为具有幂次硬化规律的弹塑性材料, 并由塑性应变梯度理论刻画, 而材料的幂硬化应力应变关系为

$$\sigma = E_1 \varepsilon, \quad \sigma \leq \sigma_Y; \quad \sigma = \sigma_Y \left( \frac{E_1 \varepsilon}{\sigma_Y} \right)^N, \quad \sigma > \sigma_Y, \quad (1)$$

相关参数为  $E_1$ (Young 模量)、 $\nu_1$ (Poisson 比)、 $N$ (材料的幂硬化指数)、 $\sigma_Y$ (屈服强度)及  $L$ (应变梯度微尺度参量<sup>[6,10]</sup>); 晶界层为弹性变形, 由传统弹性理论刻画, 相关参数为  $E_2$ (Young 模量)、 $\nu_2$ (Poisson 比). 弹塑性区与弹性区的尺寸比为  $B_1/B_2$ , 可用来刻画晶内区或晶界区的体积百分比.

材料的压缩应力应变曲线的独立参数关系可表达为

$$\left| \frac{\sigma}{\sigma_Y} \right| = f \left( \left| \varepsilon \right|; \frac{E_1}{\sigma_Y}, \frac{E_2}{E_1}, \nu_1, \nu_2, N, \frac{B_2}{B_1}, \frac{L}{B_1} \right). \quad (2)$$

由上式可以看出, 压缩应力应变关系依赖于众多的材料参数和晶粒与晶界尺寸比, 在此我们采用微结构构元模型(见图 7)和应变梯度理论对压缩实验进行有限元模拟, 给出相关参数取值时的压缩应力应变曲线. 对于图 7 所给出的轴对称简化模型, 计算时采用 9 节点的位移等参元及  $2 \times 2$  的 Gauss 点<sup>[15]</sup>分布. 图 8 给出了模拟的压缩应力应变曲线随不同微结构构元尺寸及材料参数的变化情况. 考虑到金属材料的特征, 计算时所取的有关材料参数值见图 8 所示. 关于模型参数  $B_2/B_1$  的取值, 由表面纳晶化铝合金材料的显微组织观测可知, 该值大约在 0.03~0.06

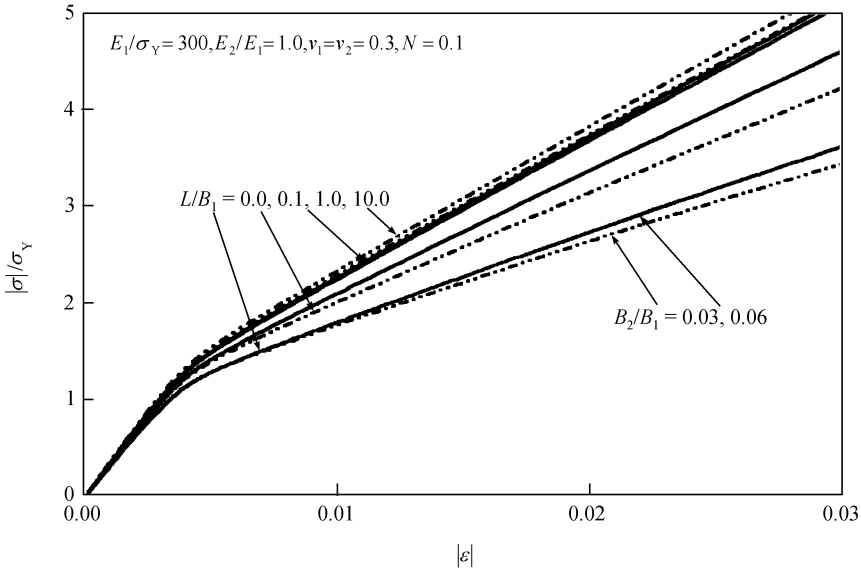


图 8 压缩应力应变曲线的理论预测结果

范围内, 故在计算时分别针对该值为 0.03 和 0.06 进行分析. 图 8 中给出了参数  $L/B_1$  不同取值时的压缩应力应变曲线. 可以看出, 当晶粒尺度很大时(即  $L/B_1$  很小时), 压缩应力应变曲线很低; 随着晶粒尺度的减小, 压缩应力应变曲线上升. 而当晶粒尺寸减小到与材料的微尺度特征参量  $L$  可比较时, 继续减小晶粒尺寸将对材料强度的影响很小.

图 9 给出了当  $L = 0.5 \mu\text{m}^{[9]}$ 、 $B_1$  分别等于 0.1 和  $100 \mu\text{m}$  时的预测结果与两种试样各自的平均实验结果的比较. 需要指出的是, 图 9 中的晶粒尺寸为  $100 \mu\text{m}$  (铝合金多晶体晶粒的原始

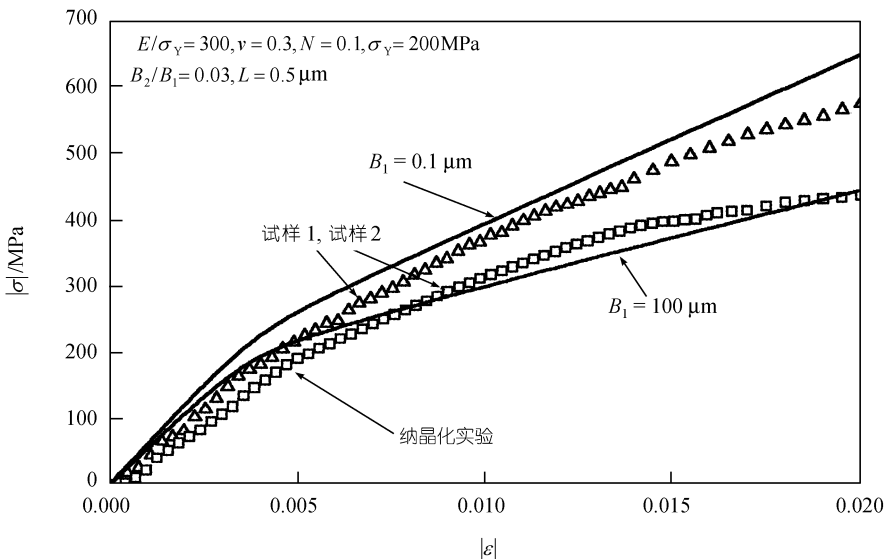


图 9 理论预测结果与实验结果的比较



尺寸,即无纳晶化影响)情况,模型计算结果与实验结果(试样 2)是相互对应的;而晶粒尺寸为  $0.1 \mu\text{m}$  的情形,则难以获得对应的试验结果,图 9 中所给出的试样 1 的试验结果,仅说明纳晶化技术使材料压缩强度总体提高的程度,通过与模拟分析结果比较说明,试样 1 的实验结果似乎等价于晶粒平均尺寸为  $0.1 \mu\text{m}$  情况的增强效果。

值得强调指出的是:如果不采用应变梯度理论,而采用常规塑性理论进行分析,由量纲分析此时应力应变参数关系对应(2)式的  $L/B_1=0$ ,而  $B_2/B_1$  又可完全由晶界区的体积分数表示,无论如何其值非常之小,即使当晶粒尺寸  $B_1$  小到亚微米,该值是一很小的值(由本文量测知其值约为 0.03)。这样应力应变关系几乎无尺度特征,无法与实验测量出的尺度效应吻合(从亚微米到几十微米的变化)。这就是为什么要提出和采用应变梯度理论的原因。

## 2.2 纳米压痕的硬度与压入深度曲线

第 1 节中给出的微压痕实验结果及尺度效应与几何效应现象同样可通过建立纳晶化材料的微结构构元模型(如图 4)和采用应变梯度理论模型来预测。在作者对沿垂直于纳晶化铝表面所进行的微压痕实验模拟中<sup>[11]</sup>,采用了材料微结构与应变梯度理论的综合模型进行预测。这里我们同样采用此模型进行预测和分析。此模型如图 4 所示,其简化过程对本文所讨论的情况可叙述为:当晶粒的尺寸在亚微米( $100 \text{ nm} \sim 1 \mu\text{m}$ )时,该尺寸与微压痕的尺度敏感深度同量级,此种情况的微压痕实验现象为:压头作用在一个晶粒上,随着压入深度的逐步增加,在该晶粒内,在压头顶端附近,塑性滑移区不断增大并扩展至晶界处,由于晶界对塑性滑移区扩展的阻碍作用,塑性滑移区在一定的压入深度范围内被完全限制在受压痕的晶粒内,该晶粒以外的其他晶粒只发生弹性变形。可将其他晶粒等效为一自洽均匀各向同性弹性体,根据自洽理论<sup>[16]</sup>可获得等效弹性体的 Young 模量和 Poisson 比。自洽方法所涉及的问题可简述为:分析一无限大等效体中含有六棱柱(计算时近似为圆柱)晶粒时的等效模量问题。可获得等效 Young 模量为晶粒(铝合金单晶)平均 Young 模量的 0.671 倍。若晶粒形状取为与实际晶粒相近的椭球体,该比值约为 0.614 倍。然而,有限元模拟显示<sup>[11]</sup>,该比值对尺度效应的模拟结果并不敏感。对于所考虑的常规金属材料之晶粒的受约束塑性滑移变形情况,晶粒可近似等效为均匀各向同性并考虑应变梯度效应的弹塑性材料。简化模型如图 4 所示。与以前所研究的情况<sup>[11]</sup>不同的是,晶粒沿压入方向的尺寸较大,塑性滑移区的扩展主要受侧面晶界的约束。在本文的简化模型里,共有 3 个控制参量,除了以前讨论的晶粒尺寸和应变梯度理论中所包含的微尺度参数  $L$  之外,还有一刻画塑性滑移区穿越晶界的条件。本文考虑当等效塑性应变超过某一临界值  $\bar{\epsilon}_p^c$  时,塑性区将穿越晶界并延伸到相邻晶粒中。该条件可表示为

$$\bar{\epsilon}_p|_{\Gamma} = \bar{\epsilon}_p^c, \quad (3)$$

其中  $\Gamma$  表示晶界面。

由微结构构元模型(见图 4)、应变梯度理论基本关系<sup>[6,10]</sup>及塑性区穿越晶界的条件(见(3)式),可给出硬度压入深度之间的独立参数关系为

$$\frac{H}{3\sigma_Y} = g \left( \frac{h}{L}; \frac{d}{2L}, \frac{t}{L}, \frac{E}{\sigma_Y}, \frac{E_s}{E}, \nu, \nu_s, N, \bar{\epsilon}_p^c \right). \quad (4)$$

需要指出的是:由于约束塑性区加上其穿晶后的扩展区只涉及到压头尖端附近的几个晶粒,而该区域相对于整个材料区域来说应为无穷小,则等效无限大弹性体的 Young 模量值  $E_s$

应不受塑性区穿晶扩展特征的影响。

(4)式的参数关系可通过有限元数值模拟得到. 有限元数值模拟方法的讨论详见文献[10, 11]. 图 10 给出了采用微结构构元模型和应变梯度理论预测出的硬度-压入深度曲线. 各曲线对应不同的塑性区穿晶强度  $\bar{\varepsilon}_p^c$  之取值, 其中取  $E_s/E = 0.67$  是从自恰分析得出的<sup>[11,16]</sup>. 当刻画该强度的等效塑性应变值从两倍的屈服应变值到 6 倍的屈服应变值变化时, 所对应的硬度曲线与实验测量曲线具有相似的变化特征(对比图 6 和图 10). 可见, 微结构构元模型和应变梯度理论抓住了该问题的基本特征. 如果在图 10 中取  $L = 0.5 \mu\text{m}$ 、结合铝合金材料的压缩应力应变曲线(图 3), 取屈服应力  $\sigma_Y = 200 \text{ MPa}$ , 图 10 的理论模拟结果与图 6 的实验结果将吻合. 图 10 中还给出了当晶粒尺寸在垂直于压入方向较大时, 在一定范围内塑性滑移区的扩展随压入深度的增加不受限制, 即当  $d/2L = 8$  时的结果. 此结果刻画了纯粹尺度效应时的情况.

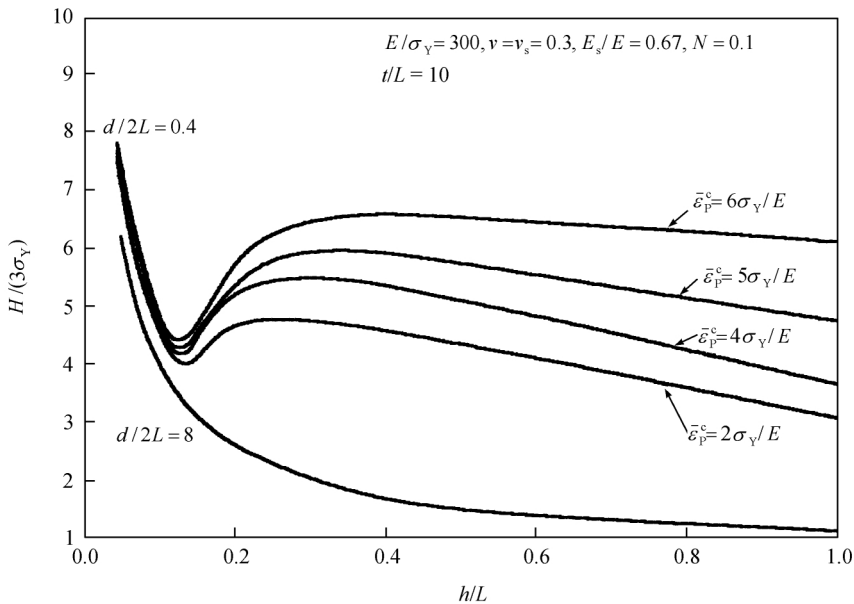


图 10 采用微结构构元模型对表层纳米化铝合金材料在不同穿晶强度下硬度-压入深度关系的预测

### 3 总结及讨论

本文从实验研究和理论研究两方面研究了由高速喷丸法制造出的表层纳米化铝合金材料的力学行为. 通过对该材料微观组织结构的观测, 结合该材料的微结构特征, 制备了能够刻画其尺度效应特征的实验试样, 分别进行了微尺度单向压缩实验和纳米压痕实验, 获得了该材料的压缩应力应变曲线和硬度压入深度曲线. 实验结果显示: 随着晶粒尺寸的纳米化, 铝合金材料的力学性能将有显著提高, 集中表现在应力应变曲线和硬度曲线的总体提高上. 在理论研究方面, 结合实验观察出的纳米化材料的微结构特征及压缩实验和压痕实验特点, 建立了相应的微结构构元模型并采用应变梯度理论分别对两种实验方法进行了模拟, 得到了与实验基本吻合的材料的压缩应力应变曲线和硬度曲线. 本文通过将实验结果与理论预测模拟结果

进行对比, 获得了该材料的微尺度参量和模型参量值. 通过对表层纳晶化铝合金材料的实验研究和理论模拟及分析, 初步达到了对该材料力学行为的了解.

通过对高速喷丸纳米化方法获得的表层纳晶化铝合金材料的显微组织特征的观测可知, 在纳米化表面附近, 晶粒尺寸已小到几个纳米. 然而本文所采用的微结构元模型和应变梯度理论, 尽管它与传统弹塑性理论相比可应用到更小尺度范围, 如亚微米, 但到了亚微米以下, 如几十纳米或几个纳米, 该理论模型的有效性将难以保证, 其预测及模拟结果只能看做为对纳晶化材料力学行为的一种粗略估计. 因此, 要研究和探讨纳晶化材料在表层附近的力学行为, 人们仍需要进一步探讨更为合理且行之有效的微观理论和方法.

### 参 考 文 献

- 1 Valiev R Z, Korznikov A V, Mulyukov R R. Structure and properties of ultrafine-grained materials produced by severe plastic deformation. *Materials Science and Engineering A*, 1993, 168: 141
- 2 Valiev R Z, Ivanisenko Y V, Rauch E F, et al. Structure and deformation behavior of armco iron subjected to severe plastic deformation. *Acta Mater*, 1996, 44: 4705
- 3 Valiev R Z, Islamgaliev R K. Enhanced superplasticity of ultrafine-grained alloys processed by severe plastic deformation. *Materials Science Forum*, 1999, 304: 39
- 4 Valiev R Z, Islamgaliev R K, Alexandrov I V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. *Progress in Materials Science*, 2000, 45: 103
- 5 Lu K, Lu J. Surface nanocrystallization (SNC) of metallic materials-presentation of the concept behind a new approach. *J Mater. Sci & Tech*, 1999, 15: 193
- 6 Fleck N A, Hutchinson J W. Strain gradient plasticity. In: Hutchinson J W, Wu T Y, ed. *Advances in Applied Mechanics*, 1997, 33: 295~361
- 7 Gao H, Huang Y, Nix W D, et al. Mechanism-based strain gradient plasticity-I, Theory. *J Mech Phys Solids*, 1999, 47: 1239~1263
- 8 Chen S, Wang T C. A new hardening law for strain gradient plasticity. *Acta Mater*, 2000, 48: 3997~4005
- 9 Begley M, Hutchinson J W. The mechanics of size-dependent indentation. *J Mech Phys Solids*, 1998, 46: 1029
- 10 魏悦广, 王学峰, 武晓雷, 等. 微压痕尺度效应的理论和实验, *中国科学, A 辑*, 2000, 30(11): 1025~1032
- 11 Wei Y, Wang X, Zhao M, et al. Size effect and geometrical effect of solids in micro-indentation test, *Acta Mechanica Sinica*, 2003, 19(1): 59 ~ 70
- 12 Wu X, Tao N, Hong Y, et al. Microstructure and evolution of mechanically-induced ultrafine grain in surface layer of Al-alloy subjected to USSP. *Acta Mater*, 2002, 50: 2075~2084
- 13 Ma X L, Wang W, Yang W. Simulation for surface self-nanocrystallization under shot peening, *Acta Mechanica Sinica*, 2003, 19(2): 172~180
- 14 工程材料实用手册编委会, 工程材料实用手册. 北京: 中国标准出版社, 1989
- 15 Wei Y, Hutchinson J W. Steady-state crack growth and work of fracture for solids characterized by strain gradient plasticity. *J Mech Phys Solids*, 1997, 45(8): 1253~1273
- 16 Hill R. Continuum micro-mechanics of elastoplastic polycrystals, *J Mech Phys Solids*, 1965, 13: 89~101