

# 异构金属材料及其塑性变形与应变硬化

程鹏宇<sup>1</sup> 曹伟健<sup>2</sup>

1. 大连市建筑工程质量检测中心有限公司; 2. 通标标准技术服务有限公司大连分公司

**摘要:** 以流变应力明显不同的软-硬界面为基元, 通过对其进行有序构建形成的异构, 可有效改善其应变硬化及拉伸塑性, 目前已被广泛用于多种金属构件, 并已实现其良好的强韧化匹配。异构策略的出发点是其特征的力学响应, 研究异构基元在材料塑性变形过程中所产生的应变梯度, 异质本征应力-应变反应为力学迟滞环。对比了均质结构中的林位错塑性和林强化, 异构通过在材料中引入数种不同类型的位错, 以协调应力梯度, 诱发更大的应变强化。针对目前异构金属材料领域的研究现状, 拟通过对异构基元进行界定, 将其分为基元异构、亚基元异构和复合异构三种类型, 对异构塑性变形过程中界面、位错等微观组织演变规律进行深入研究, 揭示异构塑性变形、应变硬化与增强机制, 最后展望了异构提升宏观力学性能匹配潜力。

**关键词:** 金属材料; 异构; 应变硬化; 塑性变形

【DOI】10.12252/j.issn.2096-627X.2022.10.095

异构与常规均质微观结构有2个区别, 一是晶界塑性协同形变; 二是以几何必需位错(GNDs)为基础的异质塑性变形。研究发现, 在拉伸加卸载条件下, 存在着力学迟滞环, 这就需要位错对材料的塑性变形起着重要的作用, 并由此产生了一种特殊的应力-应变响应。理论上, 位错理论能同时描述拉-卸荷作用下的力学特性, 而单纯的林位错理论不能很好地解释回弹环的产生和卸载特性。因此, 力学迟滞环是异构金属材料区别于常规均匀组织的一个重要力学特征, 体现了异构金属材料兼具了林位错塑性以及几何必需位错的塑性变形特征。

目前已有的研究结果显示, 异质化的方法可以应用到钢铁、钛、铝合金、镁等合金, 也可以应用于中等熵和高熵合金。使用异质变形诱导的额外应变硬化, 实现材料的均匀塑性, 增强材料的强度和拉塑性的协同作用。此外, 异构还可以提高材料的断裂韧性, 提高疲劳裂纹扩展能力, 提高热稳定性, 降低摩擦磨损。本文对近年来国内外有关异构材料塑性变形、应变硬化和机械性能的研究现状进行了概述。

## 一、异构的微结构特征

### (一) 异构及其类型

异构可以划分为三种类型: 第一种是基元异构, 如跨尺度的颗粒有序构建和双相结构; 二是亚基元异构, 也就是单元中含有次级成分或亚结构, 如纳米孪晶、纳米沉淀、第二相乃至小角度位错等。三是前2类异构的复杂异构。按照基元序构(有序构建)的不同, 可以将其划分为: (1) 由纳米晶(NG)向粗晶(CG)连续分布; (2) 粗晶以不连续的形式在高强度结构基底上

排列。基元异质具有两种典型的微观组织特点: 一为颗粒间的横向分布; 二是具有长距离的异质界面(深红色线段), 由于大颗粒尺度的不同, 在异质界面上会形成多个非共线的位错。亚基元异构晶粒中不仅含有“人工的”亚单元成分, 如小角度位错界面、纳米孪晶和纳米沉淀等, 也含有“天然的”亚单元成分, 如中高熵合金中的纳米级短程和中程序, 后者通常是一种具有纳米沉淀效应的、能抑制位错滑移的纳米相。

### (二) 异构的基元与序构

异构金属材料的强度与不相容塑性显著不同的部分, 提炼出塑性变形和应变硬化等具有共性特征的一个微观组成单元, 定义为基元。基元是一种具有较高强度韧性(如: 粗、纳米、双/多相)的复合材料。当单元包含纳米孪晶、纳米沉淀、第二相和位错界等二级结构或亚结构时, 将其共构筑为一种亚元异构。

异构基元具有不同的微观结构与机械性能。首先, 由于单元异构中两个晶粒之间存在着显著的尺度差别, 导致两个晶粒表现出不同的力学性能, 表现为: 粗晶材料的弱韧性、纳米材料的强韧-低塑性, 特别是在微区塑性与应变硬化方面存在着显著的差别。其次, 基元界面被称作异质区界面, 界面两边的晶粒存在微塑性不相容性, 界面在材料中起着重要的作用, 尽管颗粒间存在塑性协同效应, 导致应变硬化, 但高强纳米晶的应变硬化仍可阻止其过早失稳。再次, 材料的拉伸塑性( $\epsilon_p$ )和应变梯度( $\lambda$ )均存在晶粒尺寸效应, 其最大应变梯度和最强烈的林相强化均发生在微米尺度, 这也是异构设计中选取单元中粗晶的理想尺寸区间。为刻画异质界面的强度匹配和塑性协调性, 将其定义为单元

内强-弱区屈服强度之比, 如公式1所示。对于均质结构,  $\xi \approx 1$ ; 对于异构,  $\xi > 1$ 。 $\xi$  用来设计和量化异构中各单元的有序强度比值, 高的  $\xi$  值是异构单元的特征属性, 而  $\xi$  则控制着材料在塑性变形过程中的应变梯度及几何必需位错密度。

$$\xi = \sigma_h / \sigma_l \quad (1)$$

异构是由单元之间的有序组装而成, 其有序结构决定着异构金属材料的微区塑性, 也决定着材料的宏观力学性能。通过理论和数值计算, 发现通过优化的晶粒度(有序结构), 可以得到与粗晶材料相一致的拉伸塑性。相对于常规的等轴晶, 单元内的颗粒以特定纵横比的片晶形式构建, 可以更有效地改善材料的塑性及应变硬化性能。

## 二、异构的塑性变形

### (一) 异构基元的特征力学响应

异构基元是以林位错为基础的塑性变形, 可以用统计存储位错(SSDs)来描述。与此同时, 邻近强韧微区间的塑性失配, 在异质界面及周围形成了一个由公式(2)表示的应力梯度:

$$\lambda = \frac{\partial \gamma}{\partial x} |_{HB} \quad (2)$$

其中,  $\gamma$  表示剪切应力,  $x$  表示HB之间的距离。

在界面处产生几何必需位错, 以协调应变梯度。该单元既包含晶粒内部(SSDs)和异质界面(GNDs)的塑性行为, 如以下公式(3)所示:

$$\rho_{total} = \rho_{SSDs} + \rho_{GNDs} \quad (3)$$

其中,  $\rho_{total}$  表示位错总密度,  $\rho_{SSDs}$  表示SSDs密度,  $\rho_{GNDs}$  表示GNDs密度。因此, 在异质塑性变形过程中, 其流变应力(即应变增量  $\Delta\sigma$ ) 与SSDs、GNDs2类位错密切相关, 如(4)所示。

$$\Delta\sigma = M\alpha\mu b\sqrt{\rho_{SSDs} + \rho_{GNDs}} \quad (4)$$

其中,  $M$  是Taylor因子,  $\alpha$  是与材料有关的常数,  $\mu$  是剪切模量,  $b$  是Burgers矢量模。

通常, 当  $\xi$  值较大时, 邻近晶界处的塑性不相容性增大, 导致其在异质界面处的应变梯度增大, 从而导致石墨烯纳米片的异质塑性变形和附加应变硬化所占比例增大。进一步地, 当GNDs发生异质塑性变形时, 在加卸载拉伸过程中将产生力学迟滞环。异构在加/卸载过程中, 其应力-应变关系中会产生一个力学迟滞环, 这是异构的典型特征。力学迟滞环的最大宽度(约0.1%~0.2%)是指材料在受拉载荷作用下仍存在局部压塑变

形, 即当材料受拉时, 材料内部会出现局部的压塑变形, 局部呈现多轴受力状态; 同时, 同步辐射原位实验也证明了材料内部存在着一种应力状态。试验与理论分析均确认了材料中存在着两种典型的力学行为: 应变梯度与迟滞环。

### (二) 异质塑性变形诱导的应力

当异构基元发生塑性变形时, 异质界面处的局部应力首先激发了粗晶粒中位错的来源, 并使位错在滑移表面发生, 前端被异质界面所阻挡, 由此产生了位错的塞积, 在微米尺度的层状异质晶体中观测到位错塞积, 由于这种位错是几何必需位错, 它的功能是协调界面的塑性。当位错塞积时, 位错的数目越来越多, 它们就会产生一种作用力, 在这种情况下, 如果位错源不能持续地释放位错, 就必须增加外部的应力, 这种在粗晶粒中产生的附加应力叫背应力, 也叫长程内应力。与此同时, 这种由位错塞积引起的力也作用在异质界面的另一边, 即前应力, 该效应可以跨越多个纳米尺度, 还有待于实验与理论计算的深入研究。将背应力与前应力结合在一起, 称之为异质变形应力, 也就是HDI应力。考虑到晶内位错界面、晶界及相界等因素, 已建立了一种以背应力为基础的位错塞积模型。

最新研究发现, 在对粗晶铜/纳米晶黄铜进行原位拉伸过程中, 从粗晶开始产生位错, 并持续将位错发射至异质界面, 这一现象为位错塞积提供了一个新的解释。采用拉伸加卸载试验对背应力进行定量测量, 并在此基础上对其进行修正, 得到的背应力为HDI应力。

以几何需求为基础的HDI材料的应力和应变硬化都依赖于异质单元的有序结构。比如, 梯度结构、层状结构等长程应变梯度导致的HDI-应力作用域较宽, 亚基元异构下的HDI-应力影响域往往局限于晶内。但由于异构基元的屈服强度差异较大, 随着高强度纳米结构在晶内的含量不断增加, 甚至在晶内产生大量的位错HDI-应力也会随之增大。众多的HDI-应力试验显示, 高屈服强度同质异构的HDI应力占全部应力的50%~70%; 随着应变的增加或降低, HDI-应力与晶内位错密度及位形的演变有关。

## 三、异构塑性变形与应变硬化

### (一) 异构的去应变局域化

异构中的高、中、高强度晶粒中的位错演变行为会导致退应变局域化, 表现出典型的塑性变形特征。梯度异构也是典型的异构, 纳米结构是独立的表面, 必须在

粗颗粒材料中进行等塑性变形。通过变形诱导 Cu 纳米粒子在梯度异质结构中长大，从而使林位错塑性得到回复。本项目拟采用原位拉伸、同步辐射等手段，研究异质微纳结构的退应变局部化规律，揭示异质微纳结构的退应变局部化规律，即在微尺度上呈现出一种宏观应变带或多种弥散分布的微应变带。特别是，当材料处于低应变强化状态时，其内部会首先出现应变局域化现象，并在形核初始阶段引发局部颈缩。在此过程中，应变带持续扩张，在其前端形成应变梯度，引起应力状态的变化，促使多个所需位错及晶格位错的持续增长。

## (二) 异构的应变硬化

在塑性变形过程中，会形成 SSDs 和 GNDs 两种类型的位错，从而导致林硬化和 HDI 的硬化。在均匀结构中，林硬化对应应变硬化速率  $\theta_{homo}$  起主要作用，见式 (5)，粗晶的应变硬化速率逐渐减小，而纳米组织的应变硬化速率急剧下降。异质形应变硬化速率包含林位错诱导的林硬化、纳米结构的应变软化和几何必需位错的 HDI-硬化，见式 (6)。在这些情况下，HDI-硬化包含了纳米化和粗晶的 HDI-硬化，如公式 (7) 所示。在多种异构中，孪晶、相界、位错界面和二次相等均会导致高强度的 HDI 强化，如 (8)。

$$\theta_{homo} = \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}\right)_{forest} \quad (5)$$

其中， $\sigma$  表示真应力， $\varepsilon$  表示真应变， $\left(\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}\right)_{forest}$  表示林位错强化。

$$\theta_{homo} = \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}\right)_{forest} - \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}\right)_{SSDs}^{NS} + \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}\right)_{HDI} \quad (6)$$

其中， $\left(\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}\right)_{SSDs}^{NS}$  是初始应变软化，

$\left(\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}\right)_{HDI}$  是异质加载的 HDI-硬化。

$$\left(\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}\right)_{HDI} = \sum \left[ \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}\right)_{GNDs}^{NS} + \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}\right)_{GNDs}^{CG} \right] \quad (7)$$

其中， $\sum \left[ \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}\right)_{GNDs}^{NS} + \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}\right)_{GNDs}^{CG} \right]$  是纳米晶与粗晶的额外应变硬化。

$$\left(\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}\right)_{HDI} = \sum \left[ \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}\right)_{GB}^{GB} + \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}\right)_{TB}^{TB} + \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}\right)_{DB}^{DB} + \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}\right)_{particle}^{particle} + \dots \right] \quad (8)$$

其中，等式右侧为晶界 (GB)、孪晶界 (TB)、位

错界面 (DB)、析出和第二相 (particle) 的附加应变硬化。在此基础上，异构在应变硬化作用下的变形强化速率向粗晶粒方向发展，从而实现异构的强韧化和拉伸塑性相匹配。

## 四、异构的额外强化

在梯度异构中，异构的屈服强度高于混合规则计算结果，也高于异构中最强的成分，这说明异构对材料的屈服强度有额外增强作用。通过同步辐射原位拉伸实验，发现由低强度粗晶-强韧化转变的顺序，尤其是在已屈服与未屈服界面处出现了一种高密度的位错，其对应了已屈服与未屈服的塑性失配导致的几何必需位错。针对梯度纳米孪晶 Cu，通过显微组织观测和分子动力学模拟，研究其增强机制，主要表现为：在形变初始阶段由于组织间的限域作用，在材料中生成了丰富的富集束，这些位错富集束在变形初期形成，使其沿梯度方向上均匀分布，抑制位错的移动，从而增强材料的强度。因此，附加增强是异质非连续屈服的本质特征。

结论：异构金属表现出一种特殊的塑性-自协同效应，即通过在异构中产生几何必需位错，既能抑制异质高强度组织的应变局部化，又能使其重新获得位错等微结构的均匀塑性变形，这是异构金属材料的拉伸塑性与断裂韧度提升的本质原因。通过常规的工业化生产和成形工艺，可以实现异构材料的制造。拟采用多种表面形变、扭曲、电沉积等方法，通过冷轧-热处理获得层状异质、多层次异质和多种异构，采用电化学沉积技术，实现对孪晶 Cu 异构的精确控制。

## 参考文献

- [1] 甄晓川, 黄进, 陈燕. 抗大变形管线管应变硬化指数的确定方法研究[J]. 钢管, 2021, 50 (04): 25-28.
- [2] 肖罡, 李飞龙, 郭鹏程等. Al-Mg-Si-Cu 铝合金双道次平面应变热压缩变形中静态软化及再结晶行为[J]. 塑性工程学报, 2021, 28 (07): 131-137.
- [3] 作志丞. 不同预应变速率下双相钢应变硬化行为研究[D]. 长安大学, 2021.
- [4] 方兴. 高强度高锰钢的塑性变形行为与机制研究[D]. 中国石油大学(北京), 2021.
- [5] 卢微然. 工业金属及其复合材料动态塑性变形本构建模研究[D]. 浙江大学, 2018.
- [6] 郭宁. 高锰钢塑性变形机制的晶体塑性建模研究及应用[D]. 北京科技大学, 2018.