

# 剧烈塑性变形制备的纳米金属材料的力学行为

尹雁飞<sup>1,2</sup>, 贾蔚菊<sup>2</sup>, 李思兰<sup>2</sup>, 毛成亮<sup>2</sup>, 应 扬<sup>2</sup>, 毛小南<sup>2</sup>, 赵永庆<sup>1,2</sup>

(1. 西北工业大学材料科学与工程学院, 陕西 西安 710072)

(2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

**摘要:** 通过剧烈塑性变形 (SPD) 技术制备的纳米金属材料, 其显微组织和力学性能明显不同于普通粗晶 (CG) 金属材料。根据细化部位的不同, 将 SPD 技术分为块体纳米化技术和表面纳米化技术。概述了当前较为成熟的 SPD 技术和两类 SPD 技术的组织细化原理, 总结了通过 SPD 技术制备的纳米金属材料的组织特点和晶粒细化机制, 从强度、塑性及加工硬化、断裂机制和疲劳性能等方面, 综述了国内外 SPD 制备纳米金属材料的力学行为相关研究进展, 最后结合纳米金属材料的晶粒长大现象和结构稳定性探讨了 SPD 制备的纳米金属材料未来的研究方向, 以期兼具高强度和良好稳定性的纳米金属材料的研制提供理论支持。

**关键词:** 纳米金属材料; 剧烈塑性变形; 晶粒细化; 加工硬化; 疲劳性能

**中图分类号:** TG113; TG383 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2019)10-1030-07

## Mechanical Behavior of Nanostructured Metallic Materials Prepared by Severe Plastic Deformation

YIN Yanfei<sup>1,2</sup>, JIA Weijv<sup>2</sup>, LI Silan<sup>2</sup>, MAO Chengliang<sup>2</sup>,  
YING Yang<sup>2</sup>, MAO Xiaonan<sup>2</sup>, ZHAO Yongqing<sup>1,2</sup>

(1. School of Material Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

**Abstract:** Nanostructured metallic materials prepared by severe plastic deformation (SPD) techniques not only have unique microstructure, but also demonstrate obviously different mechanical properties compared with conventional coarse-grained (CG) materials. In this paper, SPD techniques were divided into block nanocrystallization techniques and surface nanocrystallization techniques according to the difference of refinement parts. The relatively mature SPD techniques and the microstructure refinement principle of two types of SPD techniques were outlined. The microstructure characteristics and grain refinement mechanism of nanostructured metallic materials prepared by SPD technology were summarized. The recent progress on mechanical behavior of nanostructured metallic metals worldwide was reviewed, in terms of strength, plasticity and strain hardening, fracture mechanism and fatigue property. In addition, the future research direction of nanostructured metallic materials in the aspect of its grain growth and structural stability was also discussed, in order to provide theoretical support for developing nanostructured metallic materials with high strength and excellent structural stability.

**Key words:** nanostructured metallic materials; severe plastic deformation; grain refinement; strain hardening; fatigue property

## 1 前言

具有纳米晶 (NG) 和超细晶 (UFG) 结构的纳米金属材料

料由于表现出一系列与众不同的优异特性, 包括高强度<sup>[1,2]</sup>、优良耐磨性<sup>[3]</sup>、高扩散系数<sup>[4]</sup>和电阻率<sup>[5]</sup>、良好超塑性<sup>[6]</sup>等, 在过去 30 年中受到广泛关注并作为新型结构材料被寄予厚望。在众多实现金属材料晶粒细化的技术中, 剧烈塑性变形 (severe plastic deformation, SPD) 技术因兼具成本低廉、制备周期短和产品尺寸不受局限等特点, 被认为是未来最有发展潜力的纳米金属材料制备技术。与粉末冶金、电化学沉积和气相沉积等制备技术相比, SPD 技术制备的纳米金属材料组织结构更为复杂。原始材料状态和 SPD 变形条件均会显著影响纳米金

收稿日期: 2019-01-03 修回日期: 2019-04-15

基金项目: 国家重点研发计划项目 (2016YFB0301201); 陕西省重点研发计划项目 (2017KW-ZD-08)

第一作者: 尹雁飞, 男, 1988 年生, 工程师, 博士研究生

通讯作者: 赵永庆, 男, 1966 年生, 教授, 博士生导师,

Email: trc@c-nin.com

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.201901002

属材料的显微组织, 从而使其呈现出不同的力学性能。本文概述了当前较为成熟的 SPD 技术, 从强度、塑性、加工硬化、断裂机制和疲劳性能等方面, 综述了国内外 SPD 技术制备的纳米金属材料的力学行为相关研究进展, 探讨了其未来的研究方向。

## 2 剧烈塑性变形技术

20 世纪 90 年代俄罗斯科学家 Valiev 等在纯剪切大变形实验的基础上发展了 SPD 方法, 这种技术具有强烈的晶粒细化能力<sup>[7]</sup>。随后, 在材料科学家的不断完善下, 逐渐衍生出了一系列 SPD 技术。按材料组织细化部位的不同, 可以将这些技术分为两类: 金属材料整体实现细化的块体纳米化技术和材料表面实现细化的表面纳米化技术。

### 2.1 块体纳米化技术

该类技术主要通过外加载荷作用, 使材料整体发生剧烈塑性变形而细化至超细晶/纳米晶, 所形成的超细晶/纳米晶组织均匀且无明显机械损伤或裂纹产生。其实质是通过剧烈塑性变形使材料晶粒内部产生大量缺陷(如位错、层错、孪晶以及剪切带等), 位错密度增加到一定程度后会发生位错反应重组形成亚晶界, 从而形成亚微米或纳米尺度的亚晶粒。随着变形量的增加, 局部具有高形变储能的组织会发生动态再结晶从而形成超细晶或纳米晶, 这一过程不断进行最终形成取向随机的纳米结构<sup>[8, 9]</sup>。

等通道转角挤压(equal channel angular pressing, ECAP)<sup>[8]</sup>、高压扭转(high compression torsion, HPT)<sup>[10]</sup>、冷轧(cold rolling)<sup>[11, 12]</sup>和累积轧制(accumulative roll bonding, ARB)<sup>[13]</sup>等是研究较为深入的块体纳米化技术。

目前, 材料科学家们已经将这些技术成功应用于纯金属、合金、金属基复合材料及金属间化合物等的纳米晶材料制备。

### 2.2 表面纳米化技术

表面纳米化技术是将 SPD 方法应用于金属材料表面, 使材料表面粗晶粒通过发生剧烈塑性变形而细化至超细晶/纳米晶。因此一般而言, 能使材料表面发生剧烈变形的方(如喷丸、研磨或滚压等), 都具有在材料表面实现纳米化的潜力。目前研究较多且比较成熟的方法有: 表面机械碾压处理(surface mechanical grinding treatment, SMGT)<sup>[14-17]</sup>、表面机械研磨处理(surface mechanical attrition treatment, SMAT)<sup>[18, 19]</sup>、超声表面加工(ultrasonic surface processing, USP)<sup>[20]</sup>等, 其相应的原理示意图如图 1 所示。

通过表面纳米化技术实现金属材料的晶粒细化, 其原理与块体纳米化技术基本一致。但是由于只针对材料表面进行处理, 不需要实现整体的均匀变形, 材料表面的应变速率可高达  $10^4 \text{ s}^{-1}$ , 高的应变速率有助于表层晶粒进一步细化<sup>[14]</sup>。另外, 对于经表面纳米化处理的金属材料, 其心部粗晶组织与纳米晶外表层之间还存在着晶粒尺寸呈梯度分布的过渡层。纳米晶外表层与过渡层共同构成了表面纳米化后的表层组织, 由于不同深度处所经历的应变量和应变速率各不相同, 其内的位错密度、残余应力和晶粒尺寸等随着深度的变化均呈梯度结构分布。这种具有梯度纳米晶粒(GNG)的表层组织显著改善了材料整体的力学性能<sup>[15-17]</sup>。

另外, 通过组合不同的 SPD 技术或者将 SPD 技术与热处理等其他技术相结合, 能够提升纳米金属材料的组织均匀性, 所制备的纳米金属材料综合力学性能更加优异<sup>[14, 21, 22]</sup>。

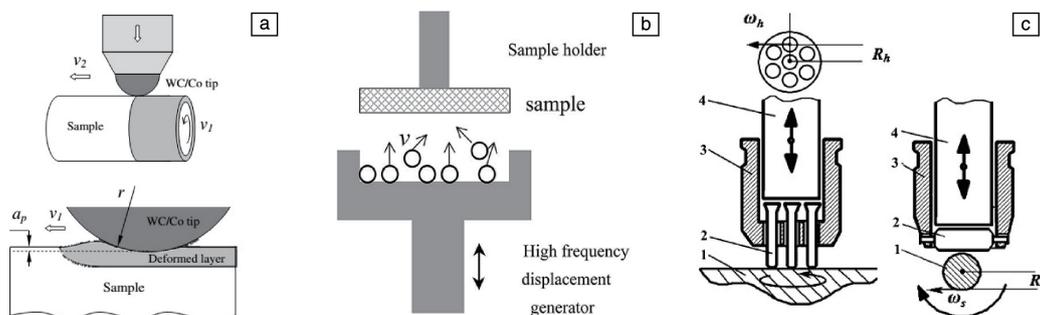


图 1 表面机械碾压处理(SMGT) (a)<sup>[16]</sup>、表面机械研磨处理(SMAT) (b)<sup>[18]</sup>和超声表面加工(USP) (c)<sup>[20]</sup>的原理示意图

Fig. 1 Schematic illustrations of SMGT (a)<sup>[16]</sup>, SMAT (b)<sup>[18]</sup> and USP (c)<sup>[20]</sup> processes

## 3 SPD 技术制备纳米金属材料的组织特点及细化机制

经 SPD 工艺处理的金属材料均可获得比常规工艺下

更细小的晶粒, 同时所得到的纳米金属材料通常具有高密度位错、非平衡晶界、微织构及其他与剧烈塑性应变相关的结构特点。形成的纳米组织的特性由材料本身性质(化学成分、原始显微组织和相组成)和 SPD 变形条件

(温度、应变速率和变形程度等)所决定,降低变形温度<sup>[23]</sup>、增大变形量<sup>[24]</sup>和合金化<sup>[25]</sup>都可促进组织的细化,并获得更小的晶粒尺寸。但当晶粒细化至数 10 或者 100 nm 左右时,继续增加变形量并不能实现进一步的细化。这是由于通过 SPD 技术制备的纳米金属材料的晶界具有较高的焓,处于热力学不稳定状态,在较低温度(甚至是室温)下即可发生晶粒长大<sup>[26]</sup>。因此在应变量达到一定程度后,纳米金属材料将会在晶粒细化和晶粒长大之间达到动态平衡,细化能力趋于饱和。

对于 SPD 过程中金属材料发生的晶粒细化,其机制主要有位错主导机制和孪生主导机制。对于堆垛层错能较高的材料(如铜、铝、铁等),在低应变速率条件下,主要通过位错活动(包括位错形核、位错滑移、位错反应等)来协调变形和实现晶粒细化<sup>[10, 11, 20, 23]</sup>;对于堆垛层错能较低的材料(如钛、镁等),或者是材料在高应变速率和/或低温等条件下,孪晶对晶粒细化起重要作用<sup>[9, 12, 14, 15]</sup>。例如,经表面纳米化处理的纯铜,由于最外层和次表层的应变速率相差 1~2 个数量级,在外表层中发生孪生主导的晶粒细化,形成的纳米晶晶界是由孪晶界演变而来;而在应变速率较低的次表层,晶粒细化则由位错活动主导,形成的亚晶粒大角度晶界则是由位错结构演化而来<sup>[9, 14]</sup>。

## 4 SPD 技术制备纳米金属材料的力学行为

### 4.1 强度

对于金属材料,随着晶粒尺寸的减小,晶界的增加使得位错的自由滑移程缩短,位错开动所需的临界分切应力增加,从而使其强度升高。屈服强度( $\sigma_y$ )与平均晶粒尺寸( $d$ )之间可以用经典的 Hall-Petch 关系定性描述<sup>[1, 2]</sup>: $\sigma_y = \sigma_0 + k \cdot d^{-1/2}$ ,其中 $\sigma_0$ 表示单晶体的屈服强度, $k$ 为材料常数。然而,当晶粒尺寸达到某一临界尺寸后,随着晶粒尺寸的进一步减小,屈服强度不升反降,即表现为反 Hall-Petch 关系。相关研究表明这一软化现象揭示着纳米金属材料形变机制的转变,由晶格位错运动主导的形变机制演变为晶界运动主导的形变机制<sup>[27]</sup>。对于不同晶体结构的材料,这一临界尺寸各不相同,其中面心立方金属的软化临界晶粒尺寸约为 15~20 nm<sup>[28, 29]</sup>。这个临界值远小于常规 SPD 技术所能达到的晶粒尺寸极限,因此对于 SPD 技术制备的纳米金属材料,其形变机制中依旧是晶格位错运动占据主导地位。

对于未经过热处理的纳米金属材料,其含有高密度位错、非平衡晶界以及晶格畸变等缺陷,除晶粒细化带来的细晶强化外还有塑性变形引起的应变硬化。相关文献<sup>[15, 30]</sup>综合考虑位错密度和小角度晶界占比对强度计算进行修正,如式(1)所示:

$$\sigma_y = \sigma_0 + M\alpha Gb \cdot \left( \rho + \frac{3\theta_{LAB} f_{LAB}}{bd_{HAB}} \right)^{1/2} \quad (1)$$

其中  $M$  为 Taylor 因子,  $\alpha$  为 0.05~1 之间的常数,  $G$  为剪切模量,  $b$  为 Burgers 矢量的模,  $\rho$  为位错密度,  $\theta_{LAB}$  为小角度晶界的平均取向差,  $f_{LAB}$  为小角度晶界的比例,  $d_{HAB}$  为大角度晶界的界面间距。

采用恰当的块体纳米化技术,可以实现部分金属材料,特别是纯铜、低间隙原子钢(IF 钢)等延展性极佳材料的强度的成倍提高<sup>[25, 31]</sup>。图 2 为超细晶 IF 钢的应力-应变曲线,经 ARB 处理后,IF 钢的抗拉强度由 276 提升到 783 MPa,是原来的 2.8 倍<sup>[31]</sup>。对于表面纳米化工艺,由于仅实现了材料表层组织的细化,在粗晶基体占整体的比例较高时,其对材料整体强度的提升十分有限<sup>[14, 15]</sup>。

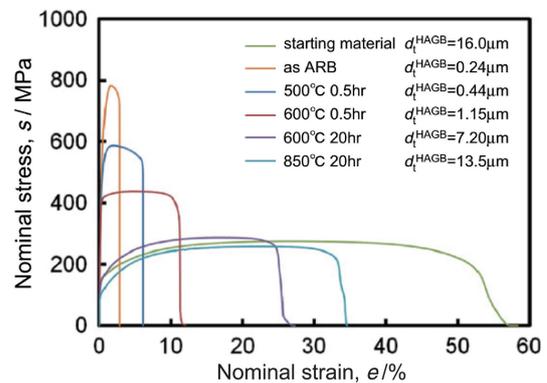


图 2 通过累积轧制(ARB)制备的超细晶 IF 钢在退火处理前后和普通 IF 钢的应力-应变曲线对比图<sup>[31]</sup>

Fig. 2 Nominal stress-strain curves of the starting IF steel, the ARB processed specimen, and the ARB processed and then annealed specimens<sup>[31]</sup>

### 4.2 塑性及加工硬化

对于粗晶金属材料,形成加工硬化的原因主要有位错的交割、增殖和位错反应。而对于纳米金属材料,晶界所占体积比例增大而成为阻碍位错运动的主要因素,晶粒尺寸的减小使得在晶粒内部发生塞积的位错数量变少,形成的应力集中较为分散,这样迫使相邻晶粒位错源开动就变得更为困难,从而在屈服后表现为较高的加工硬化指数和速率。在塑性变形过程中,其晶界处由于位错塞积造成严重的应力集中,再加上通过 SPD 技术制备得到的纳米结构内有较高的内应力和大量缺陷,使得材料在屈服发生后不久即发生断裂,表现为较差加工硬化能力和较低的塑性<sup>[14, 21]</sup>。

通过结合适当的热处理工艺可以有效改善 SPD 技术制备的纳米金属材料的塑性:一方面能够有效降低材料内部的位错密度和残余应力,另一方面可以形成超细晶/纳米晶中含有少量粗大晶粒的晶粒尺寸双峰分布结

构<sup>[21, 24]</sup>。对于具有晶粒尺寸双峰分布特征的金属材料，其内的超细晶/纳米晶可以提高材料的强度，而均匀分布的粗晶粒可以承担较高塑性应变，确保材料具有一定加工硬化能力，从而使其具有与粗晶材料 (CG) 相当的塑性 (如图 3a 和 3b 所示)。通过表面纳米化技术制备得到的

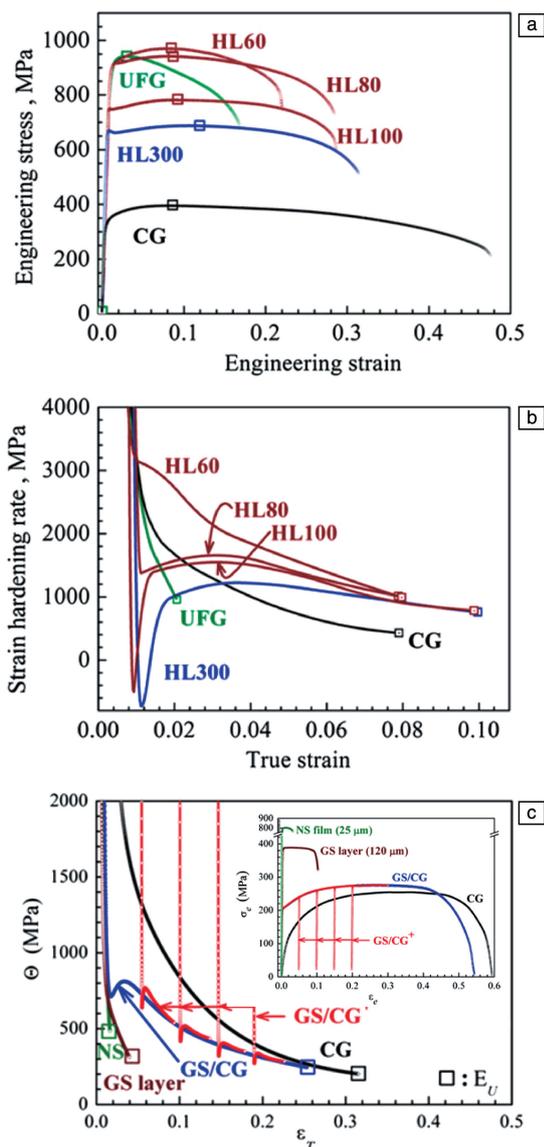


图 3 晶粒尺寸具有双峰分布特征的纯钛层片 (HL60、HL80、HL100 和 HL300 分别指厚度为 60, 80, 100 和 300 μm 的均匀层片 (HL)) 的工程应力-应变曲线 (a) 和应变硬化速率-真应变曲线 (b)<sup>[24]</sup>；具有梯度纳米结构的超低碳钢的应变硬化速率-真应变曲线 (其中右上角为相应的工程应力-应变曲线) (c)<sup>[32]</sup>

Fig. 3 Tensile engineering stress-strain curves (a) and strain hardening rate versus true strain curves of Ti with heterogeneous lamella (HL) structure (with layer thickness of 60, 80, 100 and 300 μm) (b)<sup>[24]</sup>；Strain hardening rate versus true strain curves of interstitial free steel with gradient structure (The figure at the top right corner represents corresponding tensile engineering stress-strain curves) (c)<sup>[32]</sup>

梯度纳米结构金属材料，其加工硬化行为类似于具有双峰分布结构的金属材料，包括两个阶段：屈服刚开始时梯度结构表层主导的高加工硬化速率阶段和随后心部粗晶组织主导的低加工硬化速率阶段<sup>[15, 32]</sup>。这种“复合”加工硬化行为使得梯度纳米结构金属材料整体表现出高强度的同时还具备可观的塑性 (如图 3c 所示)。

### 4.3 断裂机制

虽然通过 SPD 技术制备的纳米金属材料在拉伸变形过程中表现出较差的加工硬化能力和塑性，但是众多研究表明，其断裂机制与粗晶材料保持一致，均为微孔聚集型的韧性断裂。同时，随着晶粒尺寸减小到纳米级，形成的韧窝尺寸由粗晶材料的 5~30 μm (如图 4a 所示) 减小为 600~1000 nm (如图 4b 所示)，但依然数倍于其晶粒尺寸<sup>[8, 15, 23, 33]</sup>。

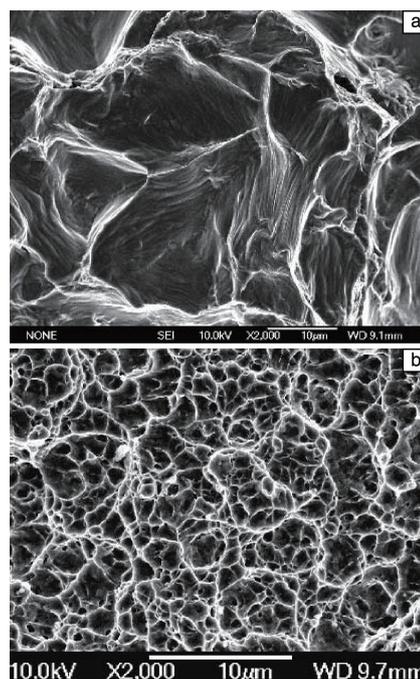


图 4 粗晶纯钛拉伸断口的 SEM 照片 (a) 和通过 ECAP 技术制备的纳米结构纯钛的拉伸断口 SEM 照片 (b)<sup>[8]</sup>

Fig. 4 SEM images of fracture surfaces of coarse-grained Ti (a) and nanostructured Ti fabricated by ECAP (b)<sup>[8]</sup>

众所周知，金属材料的颈缩伴随着其内微孔的聚集与微裂纹的形成和扩展，而大部分微孔进一步形成于微裂纹尖端的塑性变形区，同时微孔尺寸受裂纹尖端塑性变形区大小的限制。另外，韧性材料拉伸断裂时断口近似处于平面应变状态，其微裂纹尖端的塑性区尺寸  $r_y$  可表示为式 (2)：

$$r_y = \frac{(1 - 2\nu)^2}{2\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \quad (2)$$

其中  $K_I$  为应力强度因子， $\nu$  表示泊松比。因此，假设塑

性区内形成相同数量的微孔, 金属材料的韧窝尺寸与其屈服强度的平方成反比。此外, 相关研究表明韧窝尺寸随着材料应变硬化指数的增加而减小<sup>[34]</sup>。在考虑纳米材料和粗晶材料应变硬化能力差异的情况下, 两者韧窝尺寸的比值可用公式(3)表示:

$$\frac{d_n}{d_c} = \frac{N_c}{N_n} \cdot \left( \frac{\sigma_{yc}}{\sigma_{yn}} \right)^2 \quad (3)$$

其中  $d_n$ 、 $d_c$  分别为纳米材料和粗晶材料的韧窝尺寸,  $N_n$ 、 $N_c$  分别为纳米材料和粗晶材料的应变硬化指数,  $\sigma_{yn}$ 、 $\sigma_{yc}$  分别表示纳米材料和粗晶材料的屈服强度。

#### 4.4 疲劳性能

一般而言, 晶粒细化对金属材料循环加载力学行为的不同阶段存在不同的影响: 一方面抑制疲劳裂纹萌生, 另一方面又有利于裂纹的扩展<sup>[35]</sup>。目前关于 SPD 技术制备的块体纳米金属材料疲劳性能的研究相对较少, 同时由于所选材料、测试条件和 SPD 工艺参数的不同, 已有的部分研究结果存在明显分歧。相关文献表明<sup>[35-37]</sup>, 在载荷控制循环加载条件下, ECAP 制备的超细晶/纳米晶铜和 5056 铝合金与粗晶材料相比, 疲劳性能显著提升; 而在恒定应变循环加载条件下, 同样的材料与粗晶材料相比, 疲劳寿命却有所降低。此外, 同样是采用 ECAP 制备的纳米金属材料, 经过 ECAP 处理的纯铜由于循环变形过程中存在晶粒长大, 在恒定应变加载条件下表现出明显的软化行为<sup>[36]</sup>; 而不管是循环硬化曲线还是显微硬度测试结果均表明, 经过 ECAP 处理的纯钛在恒定应变加载条件下无软化现象发生<sup>[38]</sup>。

金属材料的表面纳米化不仅能够实现表层组织的细化, 同时还可以改变表层的残余应力状态<sup>[39-41]</sup>, 甚至改善表面粗糙度<sup>[40, 41]</sup>。表层组织细化及表面粗糙度的改善均有助于抑制疲劳裂纹从表面萌生; 残余压应力的引入能够部分抵消裂纹尖端的最大法向应力, 从而阻碍已形成裂纹的扩展。因此, 与未加工试样相比, 经过表面纳米化处理的金属材料在相同应力幅度下疲劳寿命可以得到数倍甚至数 10 倍的提升(如图 5a 所示)<sup>[39, 40]</sup>。此外, 经过循环变形的梯度纳米结构表层中有明显的晶粒长大现象(如图 5b 所示)<sup>[40, 41]</sup>。

#### 4.5 结构稳定性

随着晶粒尺寸的减小, 界面(包括晶界和非平衡界面)占金属材料整体的比例不断增加, 一般来说界面占比与平均晶粒尺寸成反比。而对于 SPD 技术制备的纳米金属材料, 界面占比的增加使得界面处杂质原子的浓度大幅降低, 杂质原子对界面的钉扎作用减弱从而使其处于高能量的不稳定状态并易于发生晶粒长大<sup>[42]</sup>。纳米金属材料的晶粒长大现象具体包括两类: 热驱动晶粒长大和

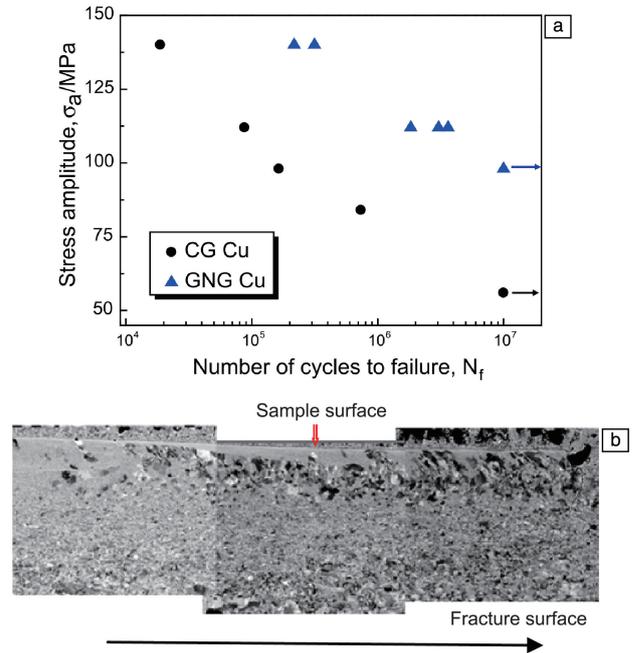


图 5 粗晶纯铜与具有梯度纳米晶粒(GNG)表层的纯铜的应力幅度-疲劳寿命关系(a), 具有 GNG 表层的纯铜疲劳断口纵向剖面的 SEM 照片(b)<sup>[40]</sup>

Fig. 5 Relationship between cyclic maximum stress and fatigue life for CG Cu and GNG Cu (a), and typical cross-section SEM images of fatigue fracture of GNG Cu (b)<sup>[40]</sup>

机械(应力)驱动晶粒长大。热驱动晶粒长大表现为 SPD 技术制备的纳米金属材料在较低温度下即发生明显的晶粒粗化, 从而限制了这一类材料的实际应用温度。如图 6 所示为通过低温剧烈塑性变形(cryo-SPD)和室温剧烈塑性变形(RT-SPD)方法制备的纳米结构纯铜的硬度在室温下的变化趋势, 其中部分工艺(应变速率为 1 s<sup>-1</sup>的 cryo-SPD)制备的试样其显微硬度随着时间的延长不断降低<sup>[43]</sup>。机械(应力)驱动晶粒长大则在室温拉伸<sup>[14]</sup>、单

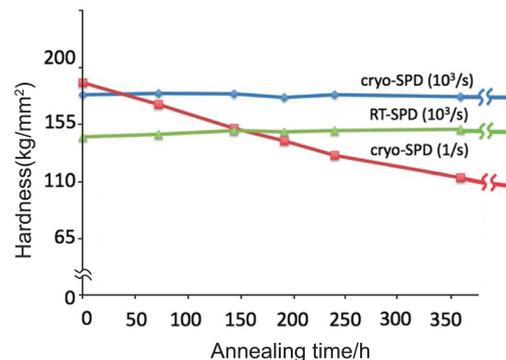


图 6 RT-SPD 和 cryo-SPD 方法制备的纳米结构纯铜硬度随退火时间延长的变化<sup>[43]</sup>

Fig. 6 Variation in hardness with annealing time at 298 K for the RT- and the cryo-SPDed samples<sup>[43]</sup>

轴循环加载<sup>[36, 40]</sup>、双轴拉-扭循环加载<sup>[41]</sup>等试验中均有发现, 导致这一类材料的力学性能具有较差的一致性和高的应力敏感性。

纳米金属材料在各类加载条件下的结构稳定性研究已成为近几年纳米材料领域中的研究热点。近期 Lu 等研究发现, 低温剧烈塑性变形制备的纳米金属纯铜和纯镍在晶粒尺寸进一步减小到某临界尺寸后, 纳米晶粒之间主要形成小角度晶界, 使得纳米晶界自动从高能态演变为低能态, 从而增强了结构稳定性<sup>[44]</sup>。这一发现为研究具有高结构稳定性的纳米金属材料提供了启发, 不过目前可以有效提高纳米金属材料结构稳定性的手段和方法依然较少, 尚需进一步开展研究。

## 5 结 语

虽然已有众多关于 SPD 技术制备纳米金属材料的力学性能的研究, 但是不同制备工艺之间的可比性较差, 相似研究的结果存在差异。此外, 大量研究依然主要集中在如何改善材料的应变硬化能力和实现强度与塑性的优化匹配, 对于实际工程应用所考虑的冲击韧性和断裂韧性等方面的研究不足, 不利于纳米金属材料的全面性能评价。未来关于 SPD 技术制备的纳米金属材料的力学行为的研究, 应该从以下几个方面开展:

(1) 综合利用计算机模拟、实验验证和测试表征手段, 为 SPD 技术制备的纳米金属材料提供通用可量化的组织结构和加工工艺评价参数, 提高不同 SPD 工艺制备材料的可对比性;

(2) 深入分析影响纳米金属材料结构稳定性的因素, 并研发可提升其结构稳定性的具体方法和技术;

(3) 分析纳米金属材料的冲击韧性和断裂韧性, 特别是开展材料对裂纹的敏感性和损伤容限性的相关研究。

## 参考文献 References

- [1] JIA D, WANG Y M, RAMESH K T, *et al.* Applied Physics Letters [J], 2001, 79(5): 611-613.
- [2] MASUMURA R A, HAZZLEDINE P M, PANDE C S. Acta Materialia [J], 1998, 46(13): 4527-4534.
- [3] TJONG S C, CHEN H. Materials Science and Engineering R: Reports [J], 2004, 45(1): 1-88.
- [4] GLEITER H. Nanostructured Materials[J], 1992, 1(1): 1-19.
- [5] PATRICK S, GAUDET J, DANIEL G, *et al.* Chemistry of Materials [J], 2002, 14(3): 1210-1215.
- [6] MCFADDEN S X, MISHRA R S, VALIEV R Z, *et al.* Nature [J], 1999, 398(6729): 684-686.
- [7] VALIEV R Z, KRASILNIKOV N A, TSENEV N K. Materials Science and Engineering A[J], 1991, 137: 35-40.
- [8] ZHU Y T, HUANG J Y, GUBICZA J, *et al.* Journal of Materials Research [J], 2003, 18(8): 1908-1917.
- [9] WANG K, TAO N R, LIU G, *et al.* Acta Materialia [J], 2006, 54(19): 5281-5291.
- [10] HEBESBERGER T, STYWE H P, VORHAUER A, *et al.* Acta Materialia [J], 2005, 53(2): 393-402.
- [11] UEJI R, TSUJI N, MINAMINO Y, *et al.* Acta Materialia [J], 2002, 50(16): 4177-4189.
- [12] YANG D K, CIZEK P, HODGSON P D, *et al.* Acta Materialia [J], 2010, 58(13): 4536-4548.
- [13] TERADA D, INOUE S, TSUJI N. Journal of Materials Science [J], 2007, 42(5): 1673-1681.
- [14] FANG T H, LI W L, TAO N R, *et al.* Science [J], 2011, 331(6024): 1587-1590.
- [15] YIN Y F, XU W, SUN Q Y, *et al.* Transaction of Nonferrous Metals Society of China [J], 2015, 25(3): 738-747.
- [16] HUANG H W, WANG Z B, LU J, *et al.* Acta Materialia [J], 2015, 87(1): 150-160.
- [17] LU K. Science [J], 2014, 345(6203): 1455-1456.
- [18] ZHU K Y, VASSEL A, BRISSET F, *et al.* Acta Materialia [J], 2004, 52(14): 4101-4110.
- [19] WANG Z B, LU K, WILDE G, *et al.* Acta Materialia [J], 2010, 58(7): 2376-2386.
- [20] UMEMOTO M, TODAKA K, TSUCHIYA K. Materials Science and Engineering A [J], 2004, 375-377(21): 899-904.
- [21] WANG Y M, CHEN M W, ZHOU F H, *et al.* Nature [J], 2002, 419(6910): 912-915.
- [22] RAJU K S, SARMA V S, KAUFFMANN A, *et al.* Acta Materialia [J], 2013, 61(1): 228-238.
- [23] YANG D K, CIZEK P, FABIJANIC D, *et al.* Acta Materialia [J], 2013, 61(8): 2840-2852.
- [24] WU X L, YANG M X, YUAN F, *et al.* PNAS [J], 2015, 112(47): 14501-14505.
- [25] YOUSSEF K, SAKALIYSKA M, BAHMANPOUR H, *et al.* Acta Materialia [J], 2011, 59(14): 5758-5764.
- [26] KOCH C C, SCATTERGOOD R O, DARLING K A, *et al.* Journal of Materials Science [J], 2008, 43(23): 7264-7272.
- [27] TRELEWICZ J R, SCHUH C A. Acta Materialia [J], 2007, 55(17): 5948-5958.
- [28] SCHIOTZ J, JACOBSEN K W. Science [J], 2003, 301: 1357-1359.
- [29] LU K, LU L, SURESH S. Science [J], 2009, 324: 349-352.
- [30] ZHEREBTSOV S V, DYAKONOV G S, SALEM A A, *et al.* Acta Materialia [J], 2013, 61(4): 1167-1178.
- [31] YODA R, SHIBATA K, MORIMITSU T, *et al.* Scripta Materialia [J], 2011, 65(3): 175-178.
- [32] WU X, JIANG P, CHEN L, *et al.* PNAS [J], 2014, 111(20): 7197-7201.
- [33] WEN M, LIU G, GU J F, *et al.* Surface & Coatings Technology [J], 2008, 202: 4728-4733.
- [34] MAJUMDAR S, RAY K K. Metallurgical and Materials Transactions A

- [J], 2006, 37: 3541–3553.
- [35] VINOGRADOV A, NAGASAKI S, PATLAN V. Nanostructured Materials[J], 1999, 11(7): 925–934.
- [36] KANEKO Y, KITAGAWA K, HASHIMOTO S. Scripta Materialia[J], 1997, 36(11): 1345–1351.
- [37] PATLAN V, VINOGRADOV A, HIGASHI K, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2001, 300(1/2): 171–182.
- [38] VINOGRADOV A Y, STOLYAROV V V, HASHIMOTO S, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2001, 318(1/2): 163–173.
- [39] BAGHERIFARD S, GUAGLIANO M. Engineering Fracture Mechanics [J], 2012, 81: 56–68.
- [40] YANG L, TAO N R, LU K, *et al.* Scripta Materialia[J], 2013, 68: 801–804.
- [41] WANG Q, XIN C, SUN Q, *et al.* Materials Science and Engineering A [J], 2017, 702: 125–132.
- [42] OVID'KO I A, VALIEV R Z, ZHU Y T. Progress in Materials Science [J], 2018, 94: 462–540.
- [43] SALDANA C, MURTHY T G, SHANKAR M R, *et al.* Applied Physics Letters[J], 2009, 94(2): 021910.
- [44] ZHOU X, LI X Y, LU K. Science[J], 2018, 360(6388): 526–530.

(编辑 王瑶惠琼)