

金属薄膜蠕变变形与材料结构的相关性研究

吴金平¹, 李春晨^{1,2}, 赵彬¹, 邱龙时¹, 辛超¹, 潘晓龙¹, 赵恒^{1,3}, 李欢¹, 赵婧¹

(1. 西安稀有金属材料研究院有限公司, 陕西 西安 710016)

(2. 兰州理工大学, 甘肃 兰州 730050)

(3. 西安石油大学, 陕西 西安 710065)

摘要: 采用纳米压入实验方法评价了金属薄膜室温蠕变变形行为与材料微观组织结构的关系。金属薄膜分别选取纳米晶体心立方 (bcc) 金属 Mo、纳米晶面心立方 (fcc) 金属 Ni 以及非晶 CuZr 为研究材料, 加载应变率为 0.005, 0.05, 0.1, 0.2 s⁻¹。研究发现 bcc-Mo、fcc-Ni 以及非晶 CuZr 蠕变变形均表现出很强的加载应变率依赖性, 究其原因与其主导变形机制相关。bcc-Mo 蠕变行为由螺型位错主导的混合位错运动为主, fcc-Ni 蠕变变形由晶界发射不全位错主导, 非晶 CuZr 蠕变行为由剪切变形转变区 (STZ) 主导变形为主。

关键词: 蠕变; 加载速率; 变形机制

中图分类号: TG113.25+5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)05-1674-07

蠕变是材料在工程应用中的一种失效方式, 它是与时间相关的塑性变形行为, 传统的蠕变行为一般在高于 $0.3T_m$ 温度时发生。近来研究表明, 在室温高应力环境下也会发生蠕变行为, 尤其是对于纳米晶材料来说, 蠕变更易发生。金属材料的蠕变行为依赖于时间、应力、温度以及材料微观结构等诸多因素, 以往的蠕变变形研究多关注粗大晶粒金属在高温 ($T > 0.5T_m$, T_m 表示熔点) 低应力下的蠕变抗力及蠕变应力指数等方面^[1]。近年来, 大量研究发现在高应力下, 金属材料会在室温甚至液氮温度下发生显著的蠕变变形行为^[2-5]。纳米压痕法以其压头下端高达 GPa 级别的高应力, 成为研究材料蠕变性能, 特别是室温蠕变性能的常用方法。此外, 纳米压痕仪的压头尺度仅为几十个纳米到几百个纳米, 可精细刻画和表征样品不同微观结构或第二相的力学性能, 因此也被广泛应用在小尺度试样或表面塑性研究中。

应变率敏感性指数 (m) 是表征材料抗蠕变变形的重要参量。基于材料晶粒尺寸以及结构分析, 粗晶体心立方金属蠕变主要受到内部螺型位错的作用, 而面心立方金属蠕变主要是由内部刃型位错主导, 并且随着晶粒尺寸的减小, 体心立方金属的 m 值减小, 说明材料抗蠕变性能增强; 然而对于面心立方金属 m 值随晶粒尺寸的变化趋势相反。对于纳米晶材料而言, 由于晶界所占分数的增加, 晶界主导的变形机制主导,

使 bcc 以及 fcc 的 m 值随着晶粒尺寸的减小而增加, 抗蠕变性能降低; 除此之外, 近来研究表明, 非晶材料在室温高应力作用下, 也会发生蠕变现象。但是, 其 m 值的大小以及正负仍然没有定论。非晶材料的变形主要是由自由体积以及 STZ 剪切变形为主, 研究表明, 自由体积以及 STZ 聚集受加载应变速率以及压入深度的影响。

因此, 研究的主要目的即通过纳米压入实验, 测试薄膜材料小体积蠕变变形行为的结构以及加载速率相关性, 建立蠕变行为与微观结构的联系。

1 实验

采用磁控溅射方法在纯氩气氛内分别制备 fcc-Ni, bcc-Mo 以及 CuZr 合金薄膜材料。选用 Si(111) 作为基体材料, 基体材料经分析纯丙酮以及乙醇分别超声清洗 15 min, 后干燥置于磁控溅射真空室内进行镀膜。靶材的纯度均为 99.99%。fcc-Ni 和 bcc-Mo 采用直流溅射方法, 沉积速率分别为 5 和 7 nm/min; MG-CuZr 采用射频共溅射方法, 通过同时轰击纯 Cu 和纯 Zr 靶材, 使 Cu 和 Zr 离子在 Si(111) 基体沉积。Cu 靶接直流电源, Zr 靶接射频电源, 设定溅射功率为 100 W。所制备薄膜的膜厚均约为 1000 μm 。

通过 XRD-7000 型射线衍射仪测定薄膜物相,

收稿日期: 2021-11-10

基金项目: 国家自然科学基金 (52101099); 陕西省自然科学基金 (2021JQ-977, 2020JQ-924, 2021JQ-976)

作者简介: 吴金平, 男, 1970 年生, 高级工程师, 西安稀有金属材料研究院有限公司, 陕西 西安 710016, 电话: 029-86229762, E-mail: jinpingwu7@126.com

检测采用薄膜法并使用 Cu K α 射线 ($\lambda=0.154\ 056\ \text{nm}$)，扫描速度为 8°/min，晶体 Cu、Ni 测量角度范围为 30°~80°，非晶 CuZr 薄膜测量角度范围为 20°~80°。采用高分辨透射电镜 (TEM) 测量薄膜的微观组织结构。

采用纳米压入 Nanoindenter XP[®]系统测试材料蠕变行为。压头采用 Berkovich 金刚石三棱锥压头，压头尖端半径为 150 nm。位移载荷分辨率为 0.1 nm 和 100 μN 。在连续刚度测试 (CSM) 方法下，通过控制加载应变率分别为 0.005, 0.05, 0.1, 0.2 s^{-1} ，保载 100 s，然后卸载至 10%最大载荷，后完全卸载。压入深度设定为 100 nm (1/7~1/10 膜厚)，对薄膜试样进行蠕变行为测试。为了增加实验数据的可靠性，对每个试样每个应变速率下测试 16 个点。

2 结果与讨论

2.1 微观结构表征

图 1 为 bcc-Mo、fcc-Ni 和 CuZr 的 XRD 图谱。bcc-Mo 和 fcc-Ni 为晶体结构，有明显的衍射峰；而 CuZr 为非晶结构，没有明显的衍射峰，XRD 谱图中出现非晶鼓

包结构。并且通过能谱分析检测，得出 Cu:Zr 的原子比为 46:54。

图 2 为 fcc-Ni 及 bcc-Mo 横截面 TEM 像及 SAED 花样，通过对晶粒尺寸进行统计，得出 fcc-Ni 的晶粒尺寸为 50.9 nm (图 2b)，bcc-Mo 的晶粒尺寸为 38.4 nm (图 2d)。

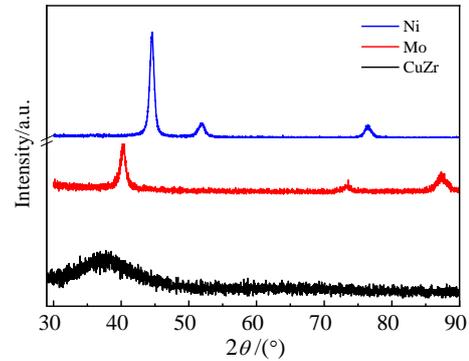


图 1 纳米晶 fcc-Ni、bcc-Mo 及非晶 CuZr 的 XRD 图谱
Fig.1 XRD patterns of nanocrystalline fcc-Ni, bcc-Mo^[1] and amorphous CuZr

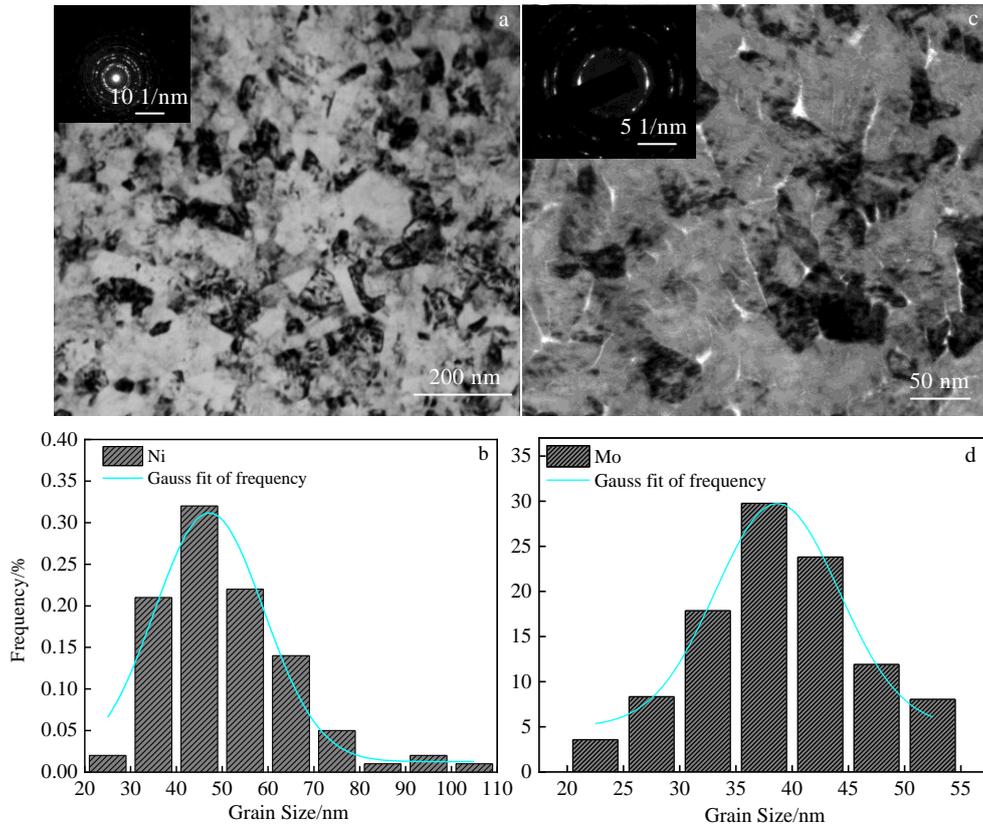


图 2 纳米晶 fcc-Ni 和 bcc-Mo 的像和 TEM 像和 SAED 花样及晶粒尺寸统计

Fig.2 TEM images-SAED patterns (a, c) and grain size distributions (b, d) of nanocrystalline fcc-Ni (a, b) and bcc-Mo (c, d)^[1]

图 3a 和 3c 分别表示 bcc-Mo 金属薄膜晶粒内部结构和小角度晶界结构的高分辨 TEM 像。将图 3a 及图 3c 中红色框图标示晶界位置进行反傅立叶变化得到图 3b 和 3d。由晶粒内部结构图可以看出, 34.8 nm 晶粒尺寸的 bcc-Mo 金属, 晶粒内部仍然存在大量的刃型位错或混合位错结构^[2]。

图 4 为 fcc-Ni 金属薄膜结构的高分辨 TEM 像。从其反傅里叶变换图(图 4b)可以看出, fcc-Ni 中内部位错以刃型位错为主。

图 5 表示 MG-CuZr 结构的高分辨 TEM 像。通过反傅里叶变换图, 可以看出, 其原子排列成团簇结构, 即非晶的短程有序, 并且颜色浅的区域表示非晶的自由体积。

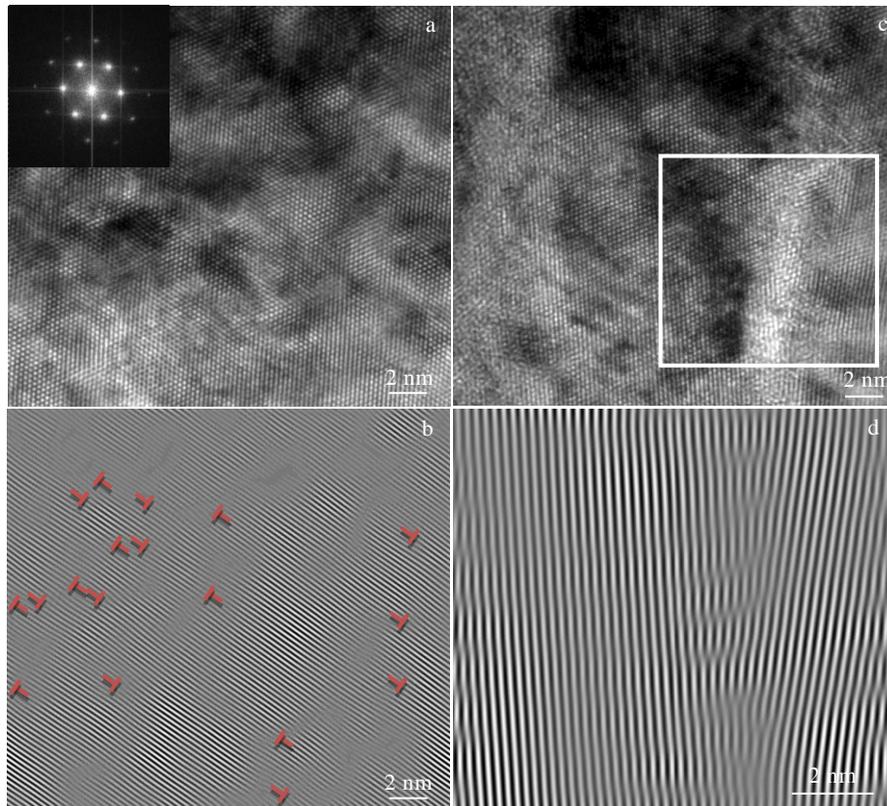


图 3 bcc-Mo 晶粒内部及晶界结构的 HRTEM 像和反傅里叶变换图

Fig.3 HRTEM images (a, c) and corresponding inverse Fourier transform diagrams (b, d) for interior grain and grain boundary structures of bcc-Mo (Fig.3d inverse Fourier transform diagram is corresponding to the red box area of Fig.3c)

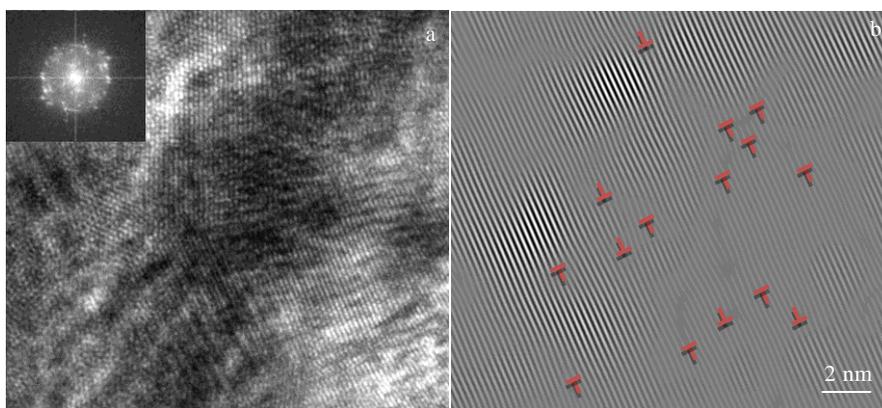


图 4 fcc-Ni 金属薄膜 TEM 和反傅里叶变换图

Fig.4 HRTEM image (a) and corresponding inverse Fourier transform diagram (b) for fcc-Ni metal thin film

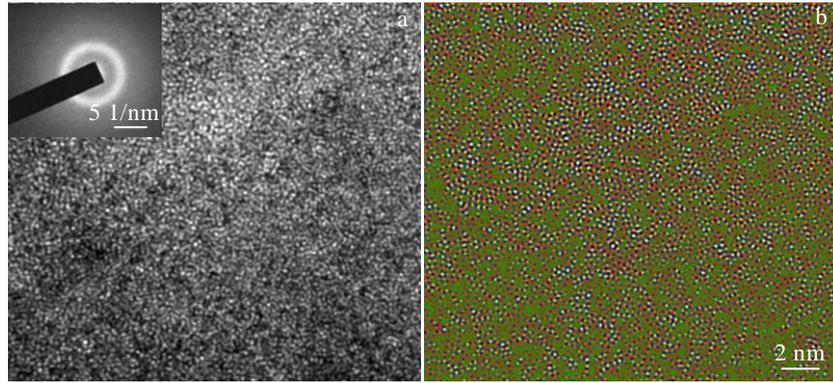


图 5 MG-CuZr 的高分辨 TEM 像及反傅里叶变换图

Fig.5 HRTEM image (a) and corresponding inverse Fourier transform diagram (b) for MG-CuZr

对于具备晶体结构的纳米晶 bcc-Mo 和 fcc-Ni 而言, 其蠕变变形行为不外乎由位错、晶界以及扩散主导。首先, 对于 34.8 nm 晶粒尺寸的 bcc-Mo 金属薄膜而言, 由图 3 可以看出, 虽然晶粒尺寸较小, 但是内部仍存在大量混合位错结构 (包括刃型位错以及螺型位错部分)。在塑性变形过程中, 受到外加应力的作用时, 晶粒内部位错运动来协助变形, 导致位错向晶界以及自由表面移动, 发生位错-晶界相互作用以及位错在自由表面湮灭等行为^[3]。

2.2 蠕变

一般而言, 材料在塑性变形过程中的微观结构演化是难以通过实验捕捉到, 虽然可通过 FIB 制作微柱进行原位拉伸/压缩观察其变形特征, 但是在制作微柱过程中不可避免地引入外来因素的影响, 如: 杂质及微柱自身较大的比表面积等。金属材料的塑性变形可以认为是一个热激活过程, 较为普遍的方法是通过描述热激活机制反映材料的变形行为及机理。描述热激活机制的方法主要对热激活参数, 如激活体积 (V^*)、应变速率敏感性指数 (m) 以及激活能 (Q) 等进行定量分析。根据 Arrhenius 方程即蠕变速率的本构方程以评价其蠕变行为, 公式如下:

$$\dot{\epsilon} = C\sigma^n \exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right) \quad (1)$$

式中: $\dot{\epsilon}$ 为应变速率, s^{-1} ; σ 为应力, GPa; R 为气体常数, $J \cdot mol^{-1} \cdot K^{-1}$; T 为绝对温度, K; Q_c 为激活能, $kJ \cdot mol^{-1}$; C 为与材料相关的系数; n 为应力指数, 与应变速率敏感性指数 (m) 呈倒数关系。

应力指数 (n) 或者蠕变速率敏感性指数 (m) 是表征材料抗蠕变性能的一个重要指标。一般来说 m 值越大 (或 n 值越小), 表明材料抗蠕变性能越强; 反之, 则表明抗蠕变性能越弱。近来已有大量研究证

明, 在室温 (甚至低温) 高应力条件下, 亦会发生蠕变行为。此外, 传统粗晶材料的蠕变不受晶粒尺寸大小的影响, 但是对于近来的纳米/超细晶体而言, 晶粒尺寸成为影响蠕变行为的一个不可忽视的因素, 晶界扩散、滑移和晶界发射位错等机制开始成为主导蠕变变形机制。

由于材料尺寸以及温度的限制, 纳米压痕技术是测量金属薄膜材料蠕变变形的重要手段。压头下方的蠕变速率可以由以下公式获得:

$$\dot{\epsilon}_{creep} = \frac{1}{h} \cdot \frac{dh}{dt} \quad (2)$$

式中: $\dot{\epsilon}_{creep}$ 为蠕变应变速率, s^{-1} ; h 为蠕变位移, nm; t 为时间, s。

其中蠕变位移与保载时间存在如下关系:

$$h = h_i + a(t - t_i)^{0.5} + b(t - t_i)^{0.25} + c(t - t_i)^{0.125} \quad (3)$$

式中: h 为蠕变位移, nm; t 为时间, s; a, b, c 为拟合参数。

压头压入材料的接触应力可表示为:

$$\sigma = \frac{P}{24.56h^2} \quad (4)$$

式中: h 为蠕变位移, nm; P 为载荷, mN。

基于以上参数, 蠕变应变速率敏感性指数 (m_{creep}) 可通过如下公式获得:

$$m_{creep} = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}_{creep}} \quad (5)$$

由此可得 bcc-Mo、fcc-Ni 以及 MG-CuZr 的蠕变应变速率敏感性指数和加载应变速率的关系, 如图 6 所示。由图可知, 随着加载应变速率的升高, 3 种测试试样的 m 值都呈降低趋势, 并且有晶体结构的 bcc-Mo 与 fcc-Ni 随着加载应变速率的变化降低趋势相似, 而 MG-CuZr 的 m 值是正值, 并且远高于文献中的 m 值。

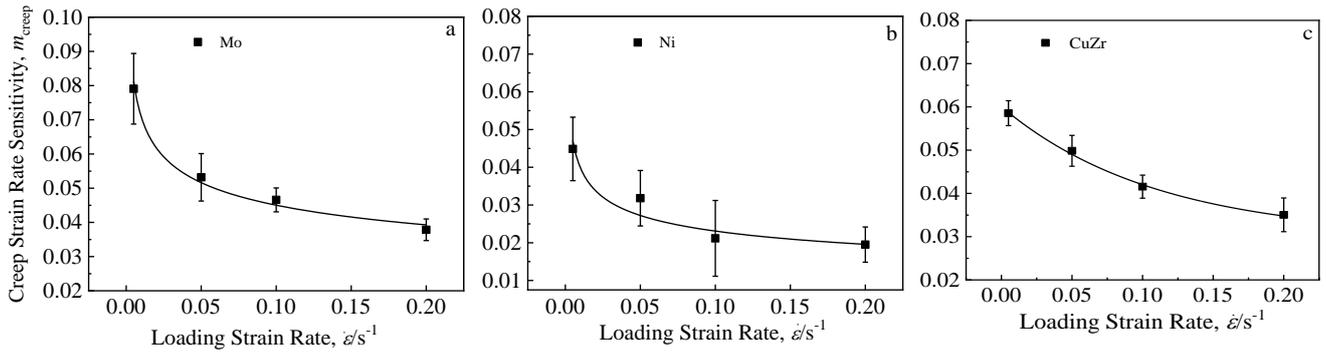


图 6 bcc-Mo, fcc-Ni, MG-CuZr 蠕变应变速率敏感性指数与加载应变速率的关系

Fig.6 Relationship between creep strain rate sensitivity and loading strain rate for bcc-Mo (a), fcc-Ni (b), and MG-CuZr (c)

一般而言，由于纳米多晶材料晶粒尺度较小而晶界体积分数较大，传统的位错滑移机制主导蠕变行为的可能性较低。通过文献总结，实验和分子动力学模拟得到应变速率敏感性指数与变形机制间的关系，如表 1 所示。从表中可知，在室温蠕变阶段， m 值低于本实验值，因此可排除位错滑移主导机制；此外，体心立方纳米多晶金属中位错结构多以混和位错及刃型位错为主，因此可排除螺型位错扭结形核机制。大量晶界的存在及 m 值的大小可预测主导 bcc-Mo 和 fcc-Ni 的蠕变变形行为可能是由晶界发射位错主导。fcc-Ni 50 nm 晶粒尺寸晶界发射不全位错的临界剪切应力为 248 MPa^[17]。fcc-Ni 最小应变速率 (0.005 s⁻¹) 下的临界应力为 10.56 GPa, 远高于 fcc-Ni 晶界发射不全位错的临界应力。因此，外加应力可以使 fcc-Ni 的晶界发射不全位错。

对于 bcc-Mo 晶体而言，内部位错主要由纯刃型位错和混合位错(包含螺型位错部分和刃型位错部分)构成。应变速率敏感性指数可由以下公式表示^[1]：

$$\frac{1}{m} = \frac{\partial \ln \dot{\gamma}}{\partial \ln \tau} \quad (6)$$

表 1 应变速率敏感性指数(m)与变形机制的关系

Table 1 Relationship between the strain rate sensitivity (m) and the deformation mechanism

Deformation mechanism	Strain rate sensitivity, m	
	Experiment	Simulation
Dislocation sliding	0.005~0.020 ^[4, 5]	<0.250 ^[6]
Lattice diffusion	1 ^[7]	-
Screw dislocation kink-pair nucleation	0.010~0.060 ^[4, 8]	-
Grain boundary sliding	0.200~0.250 ^[9, 10]	0.500 ^[6]
Grain boundary diffusion	1.000 ^[7]	1.000 ^[6]
Grain boundary emit dislocation	~0.100 ^[9]	-
Indenter/sample interface diffusion	0.060~0.200 ^[10-16]	-

式中， τ 是剪切应力， $\dot{\gamma}$ 为应变速率，应变速率可由奥罗万公式获得，公式如下：

$$\dot{\gamma} = b_e \rho_e v_e + b_s \rho_s v_s \quad (7)$$

式中， ρ 表示位错密度， b 为柏氏矢量， v 表示位错移动的速率。下标 s 和 e 分别表示螺型位错部分和刃型位错部分。值得注意的是，在体心立方金属中，螺型位错部分与刃型位错部分的移动速率不尽相同。螺型位错部分是通过 kink-pair 形核方式进行运动，运动过程会受到较大的晶格阻力作用导致移动速率远低于刃型位错部分 ($\rho_s \ll \rho_e$)。因此，混合位错的移动速率主要由螺型位错部分控制。

$$\dot{\gamma} \approx b_s \rho_s v_s \quad (8)$$

将公式 (8) 代入公式 (6)，由此可知，体心立方金属的应变速率敏感性指数较大。

对非晶材料的应变速率敏感性指数研究中， m 值出现正值、负值以及零的结果都有文献报道。一般而言，非晶材料在变形过程中，自由体积增多，出现应变软化现象，从而出现负的 m 值^[18]；但是有文献研究表明，非晶变形出现正的 m 值是由于在纳米压入过程中，出现 pile-up 导致^[19,20]；Lu 等人^[21]认为 Zr_{41.2}Ti_{13.8}-Cu_{12.5}Ni₁₀Be_{22.5} 非晶合金应变速率敏感性系数为 0。此外，大量研究表明非晶材料变形有很强的加载速率依赖性。因非晶弹性变形扩展快于塑性变形过程，从而在较大的加载速率下，塑性变形过程可能被延迟或者不发生；Pang 等人^[22]对非晶薄膜的纳米压痕的研究认为材料表现出速率敏感性是由于非晶本身的粘弹性所致；但也有人认为，大的应变速率会诱导非晶形成高能态，从而产生大量的自由体积（或者说是更多的剪切变形区）。在非晶中，剪切变形转变区 (STZ) 是非晶变形的主要承担单元，因此 STZ 的激活扩展与非晶力学性能相关。基于 Pan 等人的工作，STZ 体积可以通过如下公式计算得到^[23, 24]：

$$\Omega = kT/C'mH \quad (9)$$

式中: Ω 为 STZ 体积, nm^3 ; T 为测试温度, K; H 为材料硬度, GPa。

$$C' = \frac{2R_0\varepsilon}{\sqrt{3}} \cdot \frac{G_0r_c^2}{\tau_c} \cdot (1 - \frac{\tau_{cr}}{\tau_c})^{1/2} \quad (10)$$

基于 Johnson 和 Samwer 理论, 常数 $R_0 \approx 1/4$, $\varepsilon \approx 3$, $r_c \approx 0.036$ 。 G_0 和 τ_c 分别是剪切模量和 0 K 温度下, 合金的临界剪切抗力; 而 $\tau_{cr}/\tau_c = 1 - (0.016/0.036)(T - T_g)^{2/3}$, 这里 $T_g = 696$ K。并且, m 值选择应用蠕变应变速率敏感性 m_{creep} 。通过计算得到 STZ 体积为 0.416 nm^3 , 约为 34 个原子体积。STZ 体积越小, 在变形过程中形成速度越快, 越容易受到加载应变速率的影响。非晶具有更强的应变速率敏感性可能是源于无序材料较晶体材料具有更多的自由体积以及较小的原子堆积密度, 受加载速率以及外加应力作用更易变形。这是图 6 中 CuZr 非晶蠕变应变速率敏感性有很强的加载速率依赖性的原因。

图 7 为 3 种不同结构金属蠕变变形的机制图。对于无序非晶结构的 CuZr 变形以剪切变形转变区 (STZ) 主导, STZ 体积的大小决定其加载速率的依赖程度; 有序结构的纳米晶 fcc-Ni 蠕变行为由晶界发射不全位错主导, 纳米晶 bcc-Mo 蠕变行为由螺型位错主导混合位错运动为主。

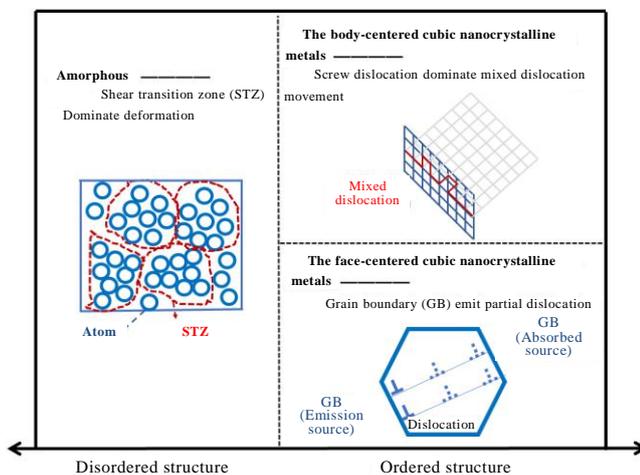


图 7 3 种不同结构金属蠕变变形机制图

Fig.7 Creep deformation mechanism diagrams for three different structure metals

3 结论

1) 纳米晶 bcc-Mo、fcc-Ni 及非晶 CuZr 室温蠕变行为均有较强的加载速率依赖性, 且应变速率敏感性

指数均为正值。

2) 纳米晶 fcc-Ni 蠕变行为由晶界发射不全位错主导, 晶界发射不全位错机制具有很强的加载速率依赖性; 当加载速率较大 (或外加应力较大) 时, 一侧晶界发射不全位错, 不全位错向对面晶界移动, 在另一侧晶界处来不及被吸收从而发生塞积, 导致表现出的应变速率敏感性指数较小; 当加载速率较小 (或外加应力较小) 时, 一侧晶界发射不全位错, 不全位错向对面晶界移动, 在另一侧晶界处被吸收, 导致应变速率敏感性指数较大。

3) 纳米晶 bcc-Mo 蠕变行为由螺型位错主导的混合位错运动为主, 螺型位错部分是通过 kink-pair 形核方式进行运动, 运动过程会受到较大的晶格阻力作用导致移动速率远低于刃型位错部分, 混合位错的移动速率主要由螺型位错部分控制, 因此 bcc-Mo 蠕变行为为受外加应力 (或加载速率) 影响显著。

4) 非晶 CuZr 蠕变行为由剪切变形转变区 (STZ) 主导变形为主, STZ 体积越小, 在变形过程中形成速度越快, 越容易受到加载应变速率的影响。

参考文献 References

- [1] Frost H J, Ashby M F. *Deformation-mechanism Maps: the Plasticity and Creep of Metals and Ceramics*[M]. Oxford: Pergamon Press, 1982: 1
- [2] Ghosh S, Chokshi A H. *Scripta Materialia*[J], 2014, 86: 13
- [3] Dean J, Campbell J, Aldrich-Smith G *et al. Acta Materialia*[J], 2014, 80: 56
- [4] Wang C L, Mukai T, Nieh T G. *Journal of Materials Research*[J], 2011, 24(5): 1615
- [5] Choi I C, Yoo B G, Kim Y J *et al. Journal of Materials Research*[J], 2011, 27(1): 3
- [6] Zhao J, Huang P, Xu K W *et al. Thin Solid Films*[J], 2018, 653: 365
- [7] Cheng G M, Jian W W, Xu W Z *et al. Materials Research Letters*[J], 2013, 1(1): 26
- [8] Huang L, Li Q J, Shan Z W *et al. Nature Communications*[J], 2011(2): 547
- [9] Wei Q. *Journal of Materials Science*[J], 2007, 42: 1709
- [10] Lian J, Gu C, Jiang Q *et al. Journal of Applied Physics*[J], 2006, 99(7): 076 103
- [11] Wang Y J, Ishii A, Ogata S. *Physical Review B*[J], 2011, 84(22): 224 102
- [12] Arab B, Sanjabi S, Shokuhfar A. *Materials Letters*[J], 2011, 65(4): 712
- [13] Wu D, Wang X L, Nieh T G. *Journal of Physics D: Applied*

- Physics*[J], 2014, 47: 175 303
- [14] Huang P, Wang F, Xu M *et al. Acta Materialia*[J], 2010, 58: 5196
- [15] Cao Z H, Li P Y, Lu H M *et al. Scripta Materialia*[J], 2009, 60: 415
- [16] Cao Z H, Lu H M, Meng X K *et al. Journal of Applied Physics*[J], 2009, 105(8): 083 521
- [17] Asaro R J, Suresh S. *Acta Materialia*[J], 2005, 53: 3369
- [18] Florian H D T, Alban D, Marco E S. *Applied Physics Letters*[J], 2006, 89(9): 091 918
- [19] Limbach R, Rodrigues B P, Wondraczek L. *Journal of Non-Crystalline Solids*[J], 2014, 404: 124
- [20] Qiao J W, Chu M Y, Cheng L. *Materials Letters*[J], 2014, 119: 92
- [21] Lu J, Ravichandran G, Johnson W L. *Acta Materialia*[J], 2003, 51: 3429
- [22] Pang J J, Tan M J, Liew K M. *Physica B*[J], 2012, 407(3): 340
- [23] Pan D, Chen M W. *Journal of Materials Research*[J], 2011, 24(4): 1466
- [24] Pan D, Yokoyama Y, Fujita T *et al. Applied Physics Letters*[J], 2009, 95(14): 141 909

Relationship Between Creep Deformation and Materials Structure of Metal Thin Films

Wu Jinping¹, Li Chunchen^{1,2}, Zhao Bin¹, Qiu Longshi¹, Xin Chao¹, Pan Xiaolong¹, Zhao Heng^{1,3}, Li Huan¹, Zhao Jing¹

(1. Xi'an Rare Metal Materials Institute Co., Ltd, Xi'an 710016, China)

(2. Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

(3. Xi'an Shiyou University, Xi'an 710065, China)

Abstract: The relationship between the creep behavior and the microstructure of metal films at room temperature was evaluated by nanoindentation experiment. Nanocrystalline body center-cubic (bcc) metal Mo, nanocrystalline face center-cubic (fcc) metal Ni and amorphous CuZr were selected as the study materials, and the loading strain rates were 0.005, 0.05, 0.1 and 0.2 s⁻¹. According to research, the creep deformation of bcc-Mo, fcc-Ni and amorphous CuZr exhibits strong loading strain rate dependence, and the main reason is related to the dominant deformation mechanism. The creep behavior of bcc-Mo is dominated by the mixed dislocation movement dominated by screw dislocation, the creep behavior of fcc-Ni is dominated by the grain boundary emission incomplete dislocation, and the creep behavior of amorphous CuZr is dominated by the shear deformation transition zone (STZ).

Key words: creep; loading strain rate; deformation mechanism

Corresponding author: Zhao Jing, Ph. D., Xi'an Rare Metal Materials Institute Co., Ltd, Xi'an 710016, P. R. China, Tel: 0086-29-86229762, E-mail: zjdidi349@126.com