DOI: 10.3901/JME.2020.18.022

铀及铀合金材料塑性变形机理及轧制技术研究进展*

刘泾源¹ 崔晓磊^{1,2}

(1. 中国工程物理研究院材料研究所 江油 621907;
2. 哈尔滨工业大学金属精密热加工国家级重点实验室 哈尔滨 150001)

摘要: 铀及铀合金以其优良的机械性能和核性能作为结构材料和功能材料广泛应用在能源和核工程领域中。低温下金属铀特殊的正交晶体结构导致其塑性变形性能与常规材料有着很大的不同, α -U 形变机制以孪生为主, 因此材料低温塑性成形性能较差, 高温下的 γ -U 具有体心立方结构, 滑移系多, 易于塑性变形, 因此以往铀材料板材轧制通常在高温下(750~1 000 °C)完成。由于放射性材料高温加工会引起严重的气溶胶污染, 给环境及人员防护工作带来巨大困难, 近年来, 铀材料低温(<500 °C)轧制技术的研发不断推进, 通过理论的深入不断指导工艺的修正, 使得 α -U 的轧制逐渐趋于成熟, 目前低温轧制已获得了金属铀、U-Nb 合金、U-Mo 合金等多种板材, 也为板料后续成形(拉深、旋压、胀形、冲裁等)技术的优化奠定基础。

关键词: 铀合金板材; 轧制; 变形机理; 组织演变

中图分类号: TG337

Plastic Deformation Mechanisms and Rolling Technology of Uranium and Uranium Alloy

LIU Jingyuan¹ CUI Xiaolei^{1,2}

(1. Institute of Materials, China Academy of Engineering Physics, Jiangyou 621907;
2. National Key Laboratory for Precision Hot Processing of Metals,
Harbin Institute of Technology, Harbin 150001)

Abstract: Uranium and its alloys as structural and functional materials are widely used in the field of energy and nuclear engineering for their excellent mechanical and nuclear properties. At low temperatures, the plastic deformation performance is different from that of conventional materials because of its orthorhombic crystalline structure. Twinning is the primary deformation mechanism of α -U, therefore, the forming property of the material at low temperature is poor. At high temperature, γ -U owns body-centered cubic structure, so plastic deformation is easy to occur by dislocations slipping. In the past, uranium and its alloys sheet rolling is usually finished at high temperature (750-1 000 °C). High temperature processing of radioactive materials can cause serious aerosol pollution, so protection of environment and personnel is difficult. In recent years, the research and development of low temperature(<500 °C) rolling technology of uranium material is developed. By theory guiding technology, rolling technology of uranium is gradually maturing. At present, a variety of plates such as uranium metal, U-Nb alloy and U-Mo alloy have been obtained by low temperature rolling, and it also lays a foundation for the subsequent forming technology (such as drawing, spinning, bulging, blanking, etc.).

Key words: uranium alloy sheet metal; rolling; deformation mechanism; texture evolution

0 前言

铀及铀合金由于具有优良的核性能和高密度而在能源和核工程中具有非常重要的应用^[1-5]。通常铀

部件的制造要经过一系列的热机械处理过程, 如锻造、轧制、挤压^[6-8]、拉拔、旋锻以及后续的再结晶退火等。对于一些薄壁结构的铀部件, 则需要首先将铀及铀合金轧制成板材, 再通过后续的拉深、胀形、旋压等工艺进行成形。因此, 通过轧制工艺获得组织均匀、性能优良的铀及铀合金板材就显得尤为重要。铀及铀合金在轧制过程中, 其微观结构,

* 国家自然科学基金资助项目(51875539)。20190607 收到初稿, 20200425 收到修改稿

包括晶粒尺寸与形状、晶体取向、缺陷密度等都是不断变化的, 最终的微观组织强烈地依赖于轧制过程的变形路径, 从而决定了最终板材的力学性能, 直接影响后续的冲压成形性及零件性能。

为了获得具有良好塑性成形性能的轧制板材, 需要对铀及铀合金的塑性成形性能及变形机理进行研究。由于室温下铀具有较为特殊的正交结构, 使其变形与常见的 BCC、FCC 和 HCP 结构金属材料有着不同的特点。本文对铀及铀合金的塑性变形特点和机理进行了分析, 讨论了铀材在变形过程中组织性能的演变规律, 总结了铀及铀合金板材轧制过程中的关键技术及轧制材料的性能, 在此基础上, 对未来铀及铀合金材料轧制技术的发展提出设想和展望。

1 铀及铀合金材料塑性变形特点

1.1 铀及铀合金晶体结构

金属铀从室温到熔点(1 132 °C)范围内存在 3 种不同的相结构。在 669 °C 以下是一种晶体结构对称性很低的底心单斜, 而其点阵结构为底心正交结构(α -U), 晶格结构与点阵结构不重合, 如图 1 所示, 其点阵常数 $a=0.285\ 2\ \text{nm}$, $b=0.586\ 5\ \text{nm}$, $c=0.494\ 5\ \text{nm}$, $\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$ 。在 669 °C 与 775 °C 范围内是一种复杂的正方结构(β -U), 其点阵常数 $a=1.075\ \text{nm}$, $c=0.565\ \text{nm}$ 。在 775 °C 至熔点范围内是体心立方结构(γ -U), 其点阵常数 $a=0.353\ \text{nm}$ 。金属铀在 α 相时由于较低的对称性而使其塑性变形具有显著的各向异性, 随着温度的增加, 其塑性逐渐增加, 强度逐渐降低。 β 相的结构对称性虽然稍有提高, 但其稳定温度范围很窄, 强度高且基本呈脆性。当到达 γ 相范围时, 金属铀的强度迅速降低, 具有非常优异的塑性变形能力。因此, 对于金属铀的塑性加工, 适宜在 α 相或 γ 相范围内进行, 但在 γ 相范围内进行塑性变形, 易产生大量的氧化物或引入其他杂质^[9-10]。

图 1 金属铀的低温相晶体结构

此外, 为了提高金属铀的力学性能并改善其耐腐蚀性能, 常在铀中添加钛、铌、钼和锆等金属元素进行合金化^[11]。它们与铀在高温 γ 相区能够完全互溶, 且可以改变冷却过程的相变行为, 在室温下获得不同晶体结构的铀合金。当在铀中添加少量的铬、钼、锆、铝、钛等元素时, 在室温下可获得 α 相组织; 当在铀中添加钼、锆、铌等元素的量较大时, 一般在 2% 以上, 可形成 α' 、 α'' 或包含 γ 相的室温组织。对于铀铌合金, 图 2 中给出了铌含量对合金室温亚稳相结构及其晶胞参数的影响^[12]。当铌元素的原子数分数约在 10% 范围内时, 其室温下为 α' 亚稳相, 铌含量在 10% 到 16.5% 范围内时为 α'' 亚稳相, 继续增加铌含量则转变为 γ^0 相^[12]。因此, 研究铀及铀合金的变形行为及后续的塑性成形工艺, 需要结合材料具体的晶体结构所具有的性能进行综合考虑。

图 2 铌含量对铀铌合金亚稳相结构及其晶胞参数的影响

1.2 铀及铀合金的变形行为

在进行铀及铀合金板材轧制时, 为了制定合适的轧制工艺参数, 首先需要对铀及铀合金的热变形行为, 以及室温下的变形行为进行深入研究。在 20 世纪 60、70 年代, 初步开展了一些关于铀高温变形行为的研究^[13-16]。ROBINSON 等^[16]在一次压缩试验中, 对比了 α 、 β 和 γ 相温度范围内铀的高温变形行为, 变形的应变速率选择 $10^{-3} \sim 10^{-2}\ \text{s}^{-1}$, 在如此低的应变速率下铀的变形主要为缓慢的准静态变形, 甚至已经开始发生蠕变。同样, YOUNG 等^[15]在研究金属铀的高温变形行为时选择的应变速率也较低, 基本处于蠕变变形范围之内。然而, 在实际的塑性成形过程中, 铀零件的变形速率远超出蠕变范围, 这就必须对更高应变速率条件下铀的变形行为进行研究。为此, KAPOOR 等^[9]对金属铀在 $0.003 \sim 5\ \text{s}^{-1}$ 应变速率范围内 α 、 β 和 γ 相的热变形行为进行了研究, 他们在 450~850 °C 范围内对淬火态铀圆柱试样进

行热压缩。发现铀的流动应力基本上是随着温度的增加而降低的,但在 β 相区却高于 α 和 γ 相区,而随着应变速率的增加其流动应力都呈增加趋势。基于此,建立了铀的应变速率敏感指数 m 值的等高线图,如图 3 所示^[9]。发现在 α 相范围 550~650 °C 温度区间内应变速率为 10^{-1} s^{-1} 时 m 值较高,为 0.135;在 γ 相范围 800~850 °C 温度区间内应变速率为 $0.1 \sim 1 \text{ s}^{-1}$ 时 m 值为 0.25,表明在这两个区间内铀较易进行热成形。此外,对铀变形后的微观组织进行研究,发现在 m 值较高区域进行变形,可获得更加均匀、规则的等轴晶组织。

图3 应变为 0.5 时铀的应变速率敏感指数 m 的等高线图

然而,当在铀中添加钛、铌、钼和锆等金属元素进行合金化后,其变形行为会发生较大的变化。

金属铀中添加铌元素可提高其耐蚀性能,固态金属铌只存在一种体心立方(BCC)结构,使得铌元素与高温下的 γ -U 完全互溶。铀铌合金系的特点是铌与 γ 铀完全互溶,不存在中间化合物,平衡状态下 U-Nb 合金的室温组织为正交结构 α 相+富铌的 γ_2 相,其塑性较低,在工程中应用较少,通常的处理方法是将合金在高温 γ 相区进行固溶处理,然后快速冷却,这样高温下固溶的铌原子来不及扩散,得到铌原子过饱和的亚稳组织。通常对 U-Nb 合金淬火后可获得马氏体组织。淬火态 U-Nb 合金在拉伸过程中呈现出双屈服特征,如图 4 所示,具有较好的塑性成形性能^[17]。

在铀中添加钼的含量大于 4.7wt.%时,体心立方的 γ 结构可以在室温下保留下来。为探讨铀钼合金的热变形行为^[18],对挤压态 U-9wt.% Mo 合金进行压缩变形试验,试验在 850~1 000 °C、应变速率为 $3 \times 10^{-4} \sim 1 \text{ s}^{-1}$ 条件下进行,计算给出应变速率敏感指数 m 值的等高线图(图 5)。在 950~1 000 °C、应变

图4 U-5.8wt.%Nb 合金淬火后拉伸应力-应变曲线

图5 U-9wt.%Mo 合金的应变速率敏感指数 m 值的等高线图

速率为 $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 时 m 值在 0.33 左右,高应变敏感性出现在 950~1 000 °C、低应变速率 $3 \times 10^{-3} \sim 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 和高应变速率 $3 \times 10^{-1} \sim 1 \text{ s}^{-1}$ 区域。通过电子背散射衍射分析发现在 1 000 °C、应变速率为 $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 条件下变形,大角晶界增加,局部取向差减小,材料发生动态再结晶;在 900 °C 和 950 °C 压缩,材料则具有更多的小角晶界和局部取向差。在 1 000 °C、 $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 条件下, [111] 方向与压缩轴向相同,而在 900 °C、 $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 时,接近于 [001] 方向。

由于铀材料的特殊性,关于其变形理论的研究还较浅,目前对于铀及铀合金热变形行为及其热变形过程中的动态再结晶行为,包括室温下的变形及后续热处理过程中的静态再结晶行为的研究比较缺乏。

2 铀及铀合金材料塑性变形机理

2.1 铀及铀合金的滑移与孪生

α -U 冷塑性变形以滑移和孪生模式为主^[10,19-21]。图 6 给出了这些变形模式的晶面和晶

向, 以及独立系的数量。(010)[100]滑移模式(Wall 滑移)在室温下是最容易启动的^[22], 仅有一个滑移系。另一种室温下相对容易的滑移模式是 Floor 滑移(001)[100], 像 Wall 滑移一样, 仅有一个滑移系, 次滑移系在高温时成为主要的滑移系^[23]。 $\frac{1}{2}\{110\}\langle\bar{1}\bar{1}0\rangle$ 滑移模式, 归类为 Chimney 滑移, 具有两个滑移系, 被发现是仅次于上述两种滑移的易于启动的滑移模式。 $\frac{1}{2}\{021\}\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$ 滑移模式, 或

Roof 滑移, 不像前面三种滑移模式, 滑移相对比较难, 用来在[001]方向调节塑性应变。试验研究报道的关于变形铀的主要孪生模式有 3 种, 分别是 $\{130\}\langle\bar{3}\bar{1}0\rangle$ 、 $\{172\}\langle\bar{3}\bar{1}2\rangle$ 和 $\{112\}\langle\bar{3}\bar{7}2\rangle$ 。第一种 $\{130\}\langle\bar{3}\bar{1}0\rangle$ 孪晶是最常观察到的, 它的孪生剪切为 0.299, 它会绕着[001]将晶格旋转 69.3°。对于 $\{172\}\langle\bar{3}\bar{1}2\rangle$ 孪晶, 它的孪晶剪切为 0.227, 它会绕着 $\langle\bar{1}070\rangle$ 将晶格旋转 92.6°。

图 6 α 铀中的主要变形模式(滑移与孪生)

2.2 铀的多尺度晶体塑性模型

为了理解、分析并解释 α 铀的组织演变, 可以利用一种多尺度晶体塑性模型来描述以滑移和孪生为变形机制的多晶材料的本构行为。

该模型利用了黏塑性自洽多晶塑性模型(Viscoplastic self-consistent, VPSC)。在 VPSC 模型中, 一个多晶是由一些晶粒表示, 每一个晶粒被指派给一定的晶体取向、形状和体积分数。晶粒的应力和应变是将每个晶粒看作是一个嵌入到均质有效介质(Homogeneous effective medium, HEM)中的夹杂物进行计算的。HEM 具有与所有晶粒的平均各向异性塑性性能相同的各向异性塑性性能。

利用 Co-rotation scheme^[24]模拟相邻晶粒约束对晶粒取向的影响。在这个方案中, 每一个晶粒在多晶中指定一个或多个随机选择的晶粒作为其相邻晶粒。然后对晶粒的平均取向以及其临近晶粒取向,

根据他们的体积分数进行权重, 以此计算预测晶粒的旋转^[25]。

每一个夹杂物(或代表晶粒)的变形都是通过晶体滑移和孪生系的综合作用进行的。一个晶粒的 Cauchy 应力 σ 和黏塑性应变速率 $\dot{\epsilon}_{vp}$ 与以下公式是密切联系的

$$\dot{\epsilon}_{vp}(x) = \sum_{s=1}^{N_s} \mathbf{m}^s(x) \dot{\gamma}^s(x) \quad (1)$$

式中, N_s 是滑移和孪生系的总数量。在一个系 s 上的滑移或孪生剪切速率 $\dot{\gamma}^s$ 是与这个系上的临界分切应力 τ_s 相关的, 可以被表示为^[26-27]

$$\dot{\gamma}^s = \dot{\gamma}_0 \left| \frac{\sigma' \times \mathbf{m}^s}{\tau_c^s} \right|^{\frac{1}{m}} \text{sgn}(\sigma' \times \mathbf{m}^s) \quad (2)$$

式中, $\dot{\gamma}_0$ 是施加应变速率设置基准的参考滑移速

率, m 是速率敏感参数, m^s 是滑移或孪生系 s 的 Schmid 张量, τ_c^s 是变形系上的门槛应力。这里设置 $\dot{\gamma}_0$ 为宏观应变速率^[28], 并设置 $1/m$ 等于 10。

为了在晶粒尺度模拟由变形孪晶引起的晶格重取向, 可以利用混合晶粒模型^[29-30]。一个晶粒内具有特征孪晶-基体取向关系的孪晶区域的形成, 可以通过将晶粒分割成一个典型孪晶和包含的基体这种方式来模拟^[29]。一个新形成的孪晶内含物被指定一个初始的形态和晶格取向。孪晶区域的晶体取向对应于优先孪生系(Priority twin system, PTS), PTS 是所有可活动孪生系中具有最高剪切速率的孪生系。基体椭球的短轴垂直于孪晶面。两个长轴被指定为晶粒尺寸 d_g , 而基体的短轴被指派为 $d_c = d_g / n^{1/m}$, 即相邻孪晶板条的距离。式中 n_{lamellae} 是每个晶粒内孪晶板条的数量, 在 α 钛研究中可设置为 2^[31], 这也是试验中观察到的平均数值。为了模拟孪晶生长, 要允许代表孪晶的椭球体发生增厚, 这同时也意味着基体的缩减。

在这个模型中, 变形时滑移与孪生的临界应力以及它们的演变遵循不同的速率法则。对于滑移, 临界应力是许多贡献的一个总和^[32-35]

$$\tau_c^s = \tau_0^s + \tau_{\text{for}}^s + \tau_{\text{deb}}^s \quad (3)$$

式中, τ_0^s 是一个初始滑移阻力。可以利用一个经验模型来计算 $\tau_0^s(T)$, 它是随着温度发生变化的, 如式(4)所示

$$\tau_0^s = A \exp\left(-\frac{T-295}{B}\right) \quad (4)$$

式中, T 是热力学温度, A 是室温下的滑移阻力, B 是一个材料常数。初始晶粒尺寸的阻碍效应并没有分别进行表征, 只是简单地包含在初始滑移阻力中。这可能是因为 τ_0^s 包括了所有反映初始微观结构的贡献, 如 PEIERLS 应力、初始位错含量以及晶粒尺寸障碍项。

式(3)中的第二和第三项 τ_{for}^s 和 τ_{deb}^s 是由滑移系 s 上基于热激活率方程的储存位错密度的演变决定的, 因此是温度和应变速率的显式函数^[34, 36-40]。首先, 阻力来自于储存的位错, $\tau_{\text{for}}^s(\dot{\epsilon}, T)$ 和 $\tau_{\text{deb}}^s(\dot{\epsilon}, T)$ 是直接和 forest 位错密度 $\rho_{\text{for}}^s(\dot{\epsilon}, T)$ 和 debris 位错密度 $\rho_{\text{deb}}^s(\dot{\epsilon}, T)$ 相关的, 根据 Taylor 型法则^[41]可以知道

$$\tau_{\text{for}}^s(\dot{\epsilon}, T) = b^s \mu^s(T) \sqrt{\chi^{ss'} \rho_{\text{for}}^{s'}(\dot{\epsilon}, T)} \quad (5)$$

$$\tau_{\text{deb}}^s(\dot{\epsilon}, T) = k_{\text{deb}}^s \mu^s(T) b^s \sqrt{\rho_{\text{deb}}^s(\dot{\epsilon}, T)} \times \lg\left(\frac{1}{b^s \sqrt{\rho_{\text{deb}}^s(\dot{\epsilon}, T)}}\right) \quad (6)$$

式中, $\chi^{ss'}$ 是一个位错交互作用的基体, b^s 是 Burgers 矢量的值。这里, 仅有对角线项($s=s'$)是非零的, 赋予一个典型值 0.81。 $\rho_{\text{for}}^s(\dot{\epsilon}, T)$ 的演变是由位错储存速率和位错回复速率之间的一个平衡决定的, 遵循滑移热力学的理论^[42]

$$\frac{\partial \rho_{\text{for}}^s}{\partial \gamma^s} = \frac{\partial \rho_{\text{gen, for}}^s}{\partial \gamma^s} - \frac{\partial \rho_{\text{rem, for}}^s}{\partial \gamma^s} = k_1^s \sqrt{\rho_{\text{for}}^s} - k_2^s(\dot{\epsilon}, T) \rho_{\text{for}}^s \quad (7)$$

式中, k_1^s 是一个速率不敏感系数, 是针对通过位错的统计阻止导致的位错存储, k_2^s 是一个针对动态回复的速率敏感系数, 可由式(8)给出

$$\begin{cases} \frac{k_2^s}{k_1^s} = \frac{1}{\sqrt{(\chi^{-1})^{ss'} \frac{\tau_{\text{sat}}^{s'}}{b^{s'}}}} \\ \tau_{\text{sat}}^s = \frac{D^s (b^s)^3 g^s \mu^s}{D^s (b^s)^3 - kT \lg\left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0}\right)} \end{cases} \quad (8)$$

式中, k 、 $\dot{\epsilon}_0$ 、 g^s 和 D^s 分别是 Boltzmann 常数、参考应变速率、等效活化焓和位错拖拽应力。Debris 位错密度 $\rho_{\text{deb}}^s(\dot{\epsilon}, T)$ 累积的速率与回复的速率关系见式(9)

$$d\rho_{\text{deb}}^s = q^s b^s \sqrt{\rho_{\text{deb}}^s} \frac{\partial \rho_{\text{rem, for}}^s}{\partial \gamma^s} |d\gamma^s| \quad (9)$$

式中, q^s 为速率系数, 与储存在亚结构的位错的回复分数有关。当晶粒内部形成孪晶时, 孪晶界可以作为滑移的一个阻碍。相应地, 加入了 τ_{HP}^s 项, 代表了由于孪晶界导致的等效晶粒尺寸的降低

$$\tau_c^s = \tau_0^s + \tau_{\text{for}}^s + \tau_{\text{deb}}^s + \tau_{\text{HP}}^s \quad (10)$$

$$\tau_{\text{HP}}^s = \left(\frac{f^{\text{pts}, 0} - f^{\text{pts}, 0}}{f^{\text{pts}, \max} - f^{\text{pts}, 0}} \right)^{0.1} \mu^s(T) H P^s \sqrt{\frac{b^s}{d_{\text{mfp}}^s}} \quad (11)$$

式中, 常数 $f^{\text{pts}, 0}$ 、 $f^{\text{pts}, \max}$ 分别代表给定晶粒内孪晶可以占据的最小和最大体积分数, 分别设定为 0.05 和 0.95, 这一项被认为是阻碍因子, 孪晶越大, 它所代表的位错移动的阻碍就越大。 HP^s 是 Hall-Petch 系数, $\mu^s(T)$ 是以温度 T 为函数的切变模量, d_{mfp}^s 是平均自由程, 可由式(12)表示^[29, 34]

$$d_{\text{mfp}}^s = \frac{(1 - f^{\text{pts}}) d_c}{\sin \theta} \quad (12)$$

式中, 角度 θ 被定义为滑移系 s 中滑移面与孪生系中孪生面之间的夹角。

启动一个给定的孪生系(变体) t 以孪生模式 β 变形的临界应力可以被认为两种阻力之和

$$\tau_c^\beta = \tau_0^\beta + \tau_{\text{slip}}^\beta \quad (13)$$

式中, τ_0^β 是一个不依赖于温度的摩擦项, τ_{slip}^β 是一个隐藏的硬化项, 可由式(14)表示

$$\tau_{\text{slip}}^\beta = \sum_s C^{\alpha\beta} b^\beta \mu^\alpha(T) b^\alpha \rho_{\text{for}}^s \quad (14)$$

式中, $C^{\alpha\beta}$ 是一个隐藏的硬化基体, 这一项代表同一晶粒内由储存位错密度提供的孪晶膨胀的阻力。

在一个晶粒内孪生以特定取向将晶粒分割为孪晶区域和基体部分, 孪晶区的晶体学取向与具有最高剪切速率的孪生系统一致, 例如占主导地位的孪晶系统。基体的最短轴和孪晶椭圆体与孪生面垂直。对于孪晶生长模型, 以椭圆体描述的孪生允许其变厚, 与此同时基体部分的面积减小。

3 铀及铀合金板材轧制技术

铀及铀合金板材的轧制技术可以追溯到二战期间提出的曼哈顿计划, 从 1942 年到目前为止, 美国利用轧制工艺对多种铀合金进行了研发与生产, 轧制主要在 α 相区和 γ 相区 (750~1 000 °C) 进行。

3.1 铀及铀合金在 γ 相区的热轧制

铀及铀合金的铸锭或坯料通常通过真空感应熔炼获得^[10, 43], 在 γ 相区域具有优良的塑性成形性能, 所有铀合金都可以在 γ 相区域进行轧制成形。然而, γ 相区热轧时容易形成大量氧化物, 需防止其被传播或吸入, 通常需要先利用惰性气氛对电炉进行清洗, 然后利用感应加热对坯料进行加热。

铀合金中合金元素的含量与其轧制难度有密切的关系, 合金含量越高, 轧制难度越高。通常在 γ 相区进行铀和钼含量高的铀合金的轧制, 如 U-10wt.%Mo 合金是最难进行轧制成形的合金, 轧制温度需接近 950 °C。其次是高铀的二元 U-Nb 合金和三元 U-Nb-Zr 合金。随着合金含量的降低, 在 γ 相区域进行轧制的难度也会随之降低, 在 γ 相区通过不同的轧制工艺可以获得不同晶粒尺度的铀合金板材, 如图 7 所示。此外, 轧制还可以改善材料化学成分均匀性。在坯料均匀化处理之前进行适当的热压开坯, 通过增大开坯压下量改善其化学成分均匀性的效果远好于增加均匀化处理温度和时间。

图 7 不同工艺轧制的 U-6wt.%Nb 板材的微观结构

3.2 铀及铀合金在 α 相区的温轧制

为减小铀及铀合金高温变形带来的风险及危害, 美国 LOS ALAMOS 国家试验室在铀及铀合金温轧制方面开展了大量的研究工作。若在 α 相区域对铀合金进行成形, 则通常选用熔盐浴对坯料进行加热。对于所有的铀合金, 轧制前的铸锭都需要进行均匀化处理, 这是因为大部分铀合金在凝固的过程中由于液相线与固相线之间的温差较大, 会形成显著的结晶偏析。对于铀钼合金, 在真空环境中需要将高铀钼合金坯料加热到 1 100 °C, 保温 4~6 h, 使钼扩散充分, 从而消除成分偏析。

LOS ALAMOS 实验室提出了一系列针对低合金铀的轧制工艺和流程。他们发现, 当 U-Ti 和 U-Mo 二元合金中钛和钼的含量都小于 2wt.% 时, 这两种合金在 α 相区域就可以轧制成形。图 8 给出了典型的铸造板坯和厚度分别为 3.175 mm 与 2.032 mm 的轧制板材。此外, 在 α 相区轧制 U-Ti 和钼含量较高的 U-Mo 合金时也没有发现板材边缘开裂现象。

图 8 α 相区轧制成形的典型 U-0.75wt.%Ti 合金板材

近期, LOS ALAMOS 试验室尝试在更低温度下进行 α -U 的轧制^[31, 44]。试验采用真空感应熔炼铸锭, 锻粗锻造后在 640 °C 下进行热轧, 获得不同的初始微观组织。初步热轧后的板料经 2 h 退火后在 480 °C 与 330 °C 时再利用两种方式轧制, 一是直线轧制 (Straight rolled, SR); 二是旋转轧制 (Clocked rolled, CR), 最终获得 3.56 mm 厚的金属铀板材。

3.3 铀合金板材的室温冷轧

金属铀塑性较差, 难于在室温下成形, 通过添加适当的元素合金化后可明显提高材料的塑性 (如 U-Nb, U-Mo 合金等), 从而使铀材料的冷成形成为可能。美国 Y12 工厂通过冷轧结合退火工艺, 已经制备出 0.1 mm 厚的 U-7.5wt.%Nb-2.5wt.%Zr 箔, 其平均晶粒尺寸为 4 μm。

LOS ALAMOS 还进行了 U-10wt.%Mo 的冷轧试验, 获得了尺寸较大的铀钼合金板材, 如图 9 所示。

图9 冷轧 U-10wt.%Mo 板材

淬火处理后的马氏体态 U-5.5Nb 合金延伸率可达 30% 以上, 可尝试室温下的冷轧成形。任志勇等^[45-46]采用多道次连续冷轧获得了不同变形量的板料, 变形量为 50% 时仍无明显开裂现象, 样品保持了完整的外观。冷轧过程中晶粒在剪切力的作用下被拉成纤维状, 同时晶界也逐渐破碎合并, 晶粒内部也出现亚结构, 层间间距也随变形量增加而减小, 如图 10a 所示。样品在 700 °C、1 h 热处理后水淬, 再结晶获得细小晶粒的板材, 如图 10b 所示^[45]。

图 10 冷轧制 U-5.5Nb 合金板材的微观结构

4 铀及铀合金板材轧制过程中的组织及性能演变

4.1 α -铀的组织演变规律

在变形过程中 α -U 的晶粒微观组织, 包括晶粒尺寸和形状、晶体取向(组织), 以及缺陷密度是如何演变的, 主要是由变形过程中某一时刻哪一种滑移或孪生模式启动或者是滑移与孪生的比例决定的。 α -U 的力学行为, 包括强度、随应变变化的流动应力、以及塑性各向异性, 对组织是极度敏感的^[31,47]。研究中要考虑变形过程中多滑移系和孪生系同时作用时的协调作用, 但是由于如此多的变形模式同时启动, 很难分辨出哪个滑移或孪生系会形

成材料中的某种组织。对于正交晶体结构的 α -U, 利用多晶塑性模型研究了其在单向压缩和大变形量轧制过程中组织演变和变形机制的关系^[31]。 α -U 中组织的演变非常依赖于初始组织、变形路径、应变速率及温度^[40,43,48-49]。

用电子背散射衍射 (Electron backscattered diffraction, EBSD) 来表征组织^[10,31,43]。测量轧制板材初始组织, 分别是厚度方向 (Through-thickness direction, TT) 中等强度的 (001) 组织, 面内 1 方向 (In-plane 1-direction, IP1) (010) 组织, 以及面内 2 方向 (In-plane 2-direction, IP2) (100) 组织。

利用多尺度晶体塑性模型进行的 α -U 组织的模拟计算, 初始组织设置为图 11 中测量得到的组织数据^[31]。图 12 给出了铀在平面应变压缩过程中组织的演变规律^[31]。模型预测结果显示变形量达到 16% 以后组织的演变对温度具有依赖性。室温时, 随着变形的增加, 出现了四个 {001} 极点。对比 573 K 时, 组织在 {001} 极图上 TT 方向附近形成两个极点, 在 {010} 极图 IP2 方向上出现一个小的极点, 在 {100} 极图上 IP1 方向上有一个极点。{001} 极图上的两个极点大约位于偏离 IP1-TT 平面 $\pm (10^\circ \sim 15^\circ)$ 位置处。

图 11 直线温轧板材初始组织

金属铀通常并不在室温下进行轧制, 而是在 573 K 或以上温度进行轧制。图 12b 和图 12c 对比了试验测量到的 EBSD 组织与计算得到的组织, 总体上非常一致, 尤其是对于 {001} 极点的捕获。在计算组织中发现峰的强度轻微不对称源于初始组织的不对称以及晶粒的协调旋转模式。

573 K 轧制时板材组织的演变包括滑移和孪生, 通过对比轧制时孪晶的体积分数, 发现随着轧制的进行孪晶体积分数逐渐增加到 30%, 且计算得到的孪晶体积分数与试验结果一致。

图 12 α -U 在平面应变压缩条件下预测织构演变与实测织构演变的对比

在室温与高温下轧制铀织构演变的不同主要是因为开动的滑移与孪生系不同而导致的。所有温度下进行轧制变形时都包括多系滑移和 $\{130\}\langle 3\bar{1}0\rangle$ ，而并不在 $\{172\}\langle 3\bar{1}2\rangle$ 上发生孪生。主要的不同在于室温下变形时 $\{110\}\langle \bar{1}1\rangle$ 滑移比高温时活跃性低，但是 $\{021\}\langle \bar{1}\bar{1}2\rangle$ 滑移比高温时活跃性高。值得注意的是，对比 α 铀($c/a=1.734$)与其他具有类似高 c/a 值的 HCP 结构金属，如 Zn (1.856) 和 Cd (1.885)，可以发现非常有趣的现象。锌和镉的织构为偏离 TT-TD 平面 $\pm(15^\circ\sim 25^\circ)$ ，而偏向轧制方向(Rolling direction, RD)方向(IP2 方向)^[50-51]。这种类型的织构演变主要是由于优先发生基面滑移导致的^[51-52]。 α -U 正交结构的 Floor 滑移在几何学上非常类似于 HCP 晶胞的基面滑移。这里也看到优先的底面滑移已经导致在偏离 TT 方向 $\pm(10^\circ\sim 15^\circ)$ ，偏向 IP2 方向的位置产生了明显的极点。

利用 FE-VPSC-TW-DD 模型，利用 ABAQUS/standard 软件对板材轧制过程中沿厚度方向非均匀织构的演变过程进行了模拟^[44]。在 FE-VPSC-TW-DD 模型中，织构、组织演变以及变形的作用是相互耦合的。在模拟和试验中，通过五道次使板料减薄 60%，正如所预期的那样，远离板材表面朝向中心处材料的织构是不同的，板料中心区的织构(非表面)可通过平面应力压缩模型来预测。

图 13 为 α -U 轧制板料底表面试验及模拟极图^[44]。通过模拟和 EBSD 分析发现，板料底面织构在(001)极图上的两个主要峰的发展是不对称的，底面织构较低的峰加强的同时，顶部织构较高的峰也得到增强，轧制表面产生的切应力状态造成了峰结构的不对称，靠近底表面的织构的具有高活性的 Floor 滑移引起底部峰值的增加，此外，由于远离中心向表面发展过程中的刚性回转也会增加这种非对称。

4.2 轧制对 α 铀性能的影响

金属铀本身的各向异性结合热机械处理，使得其在加工制造过程中产生变化的残余应力和织构，从而影响轧制板材的性能。

将铸造的贫化铀锭在 α 相区正交轧制并完成最终退火^[53]。沿板材最终轧制方向及横向取试样进行室温拉伸获得应力-应变曲线，如图 14 所示。从局部放大图(图 14b)可以看出，即使在低应力下曲线也存在小的弯折。短划线代表 190 GPa 的弹性模量(90 MPa 以下加载)，两条拉伸曲线弹性部分在接近 300 MPa 处分离，在小应变情况下($<0.2\%$)，沿轧制横向材料的硬化作用更加明显；在 0.5%左右的应变下，沿板材轧制方向材料的硬化率和流动应力比横向的更高。

图13 α -U 轧制板料底表面试验及模拟极图

图14 轧制金属板材纵向(实线)及横向(虚线)流动应力曲线

在室温变形过程中,沿轧制方向及横向铀的晶间应力由式(15)计算、图15给出。

$$\varepsilon_{\text{int}}(\text{hkl}) = \varepsilon_{\text{int}}(\text{hkl}) - \frac{\sigma_{\text{app}}}{E_{\text{hkl}}} \quad (15)$$

在加载过程中,沿晶轧制方向及横向间应力的变化规律是相似的,在1%的塑性应变之前,晶间应力线性增加,且在塑性应变2.5%时达到饱和。加载过程中沿轧制方向,板材的晶间应力始终低于横向的。

图15 变形过程中沿轧制方向(空标)和横向(实标)金属铀晶间应力的演变规律

在上述 ZECEVIC 等^[44]的试验中,给出直线轧制板材不同方向压缩应力-应变响应如图16所示。由于材料变形较为复杂,三个方向上的流动应力和硬化速率都可以非常好地利用多晶模型计算得到。此外,塑性各向异性是非常显著的,厚度方向压缩时流动应力高于面内轧制方向和横向的应力,面内两个方向的应力响应也不相同,面内横向的高于轧制方向的。这主要是因为初始织构以及后续的不同

演变导致的。

图 16 轧制板材不同方向压缩应力-应变响应

4.3 铀铌合金的组织演变与形状记忆效应

U-Nb 合金板材的轧制成形需要考虑由于其形状记忆效应所引起的尺寸精度控制问题。

当 γ 态的铀铌合金淬火至室温过程中会发生马氏体转变, 获得 α'' 马氏体组织, α'' 相与 α 相相比晶格常数不同, b 轴显著收缩, a 轴和 b 轴角度增加 ($91^\circ \sim 93^\circ$) 变成单斜结构, 马氏体转变通过切变完成, 且有 12 种可能取向使得体心 γ 相转变为单斜 α'' 相, 这些转变在形变过程中同等概率发生, 获得的马氏体内产生大量孪晶。

当马氏体受到应力作用, 转变应力能最好地适应外加应力的相变材料, 将会凭借着孪晶界或其他相同取向孪晶的形核长大并消耗其他材料。在重新加热过程中, 对于每种切变, 只有一种 $\alpha'' \rightarrow \gamma$ 方向转变方式可以进行下去。因此若将铀铌合金在室温下进行弯曲, 则其会在再加热过程中恢复平直, 具有显著的形状记忆效应。

在 U-Nb 合金薄壁零件的加工过程中, 由于形状记忆效应会引起加工尺寸上的不稳定性。正因如此, 国内外对 U-Nb 合金形状记忆机制、热弹性马氏体相变等进行研究。

图 17 给出了以形状记忆效应机制进行的压缩和拉伸方式施加应变后试样的 OIM 结果^[54]。OIM 中的颜色对应于沿应力轴的不同取向。根据取向的标尺可以判断, 压缩变形后绝大部分为 $[\bar{1}00]$ 方向, 而拉伸变形后绝大部分为 $[100]$ 方向。在 12 个可能的马氏体变体中, 压缩变形中最有利的变体是 10#变体, 而控制拉伸变形的最有利变体是 15#变体。OIM 图中 $[\bar{1}00]$ 方向(压缩试样)和 $[100]$ 方向(拉伸试样)表示的取向分别落在代表 HV10#和 HV15#的 γ 相标准三角形中。

图 17 EBSD 获得的 4.5% 残余塑性应变试样的反极图

何立峰等^[55]研究和分析了 U-Nb 合金在机械加工和静拉伸时的可逆塑性变形问题, 发现高密度孪晶的相互吞并、长大及发生择优取向是该合金在变形初期的主要变形机制, U-Nb 合金在机械加工过程中的塑性变形不可避免, 对 150 °C 时效态和 200 °C 时效态 U-Nb 合金利用低温时效的方法消除其塑性变形时, 变形回复量可达 50% 以上。

综上, 在 U-Nb 合金材料的塑性加工过程中, 为保证产品服役过程中的稳定性, 需考虑形状记忆效应可能带来的影响。

5 铀及铀合金板材的加工成形

美国铀部件生产线加工流程由图 18 给出, 零件可采用铸造成形或压力加工, 其中在压力加工生产线中, 轧制板材通过拉深方法获得所需零部件。

对于长度和直径比大于 1 的零部件, 冲、拉加工一般需要两级以上, Heller 采用分级冲拉加工和交替冷压及循环退火方法制造出长径比为 2:1 的 U-Nb 合金零件, Y-12 工厂在 U-Nb-Zr 合金零件的制备过程中也采用了类似的加工方法。

由于铀材料高温塑性较好, 所以冲拉成形通常在高温下进行, 但同时也因为材料高温强度低, 在零件冲压加工过程中, 围绕冲孔会形成凸缘, 为克服该问题, 可先冷却拉坯的中心区域, 而凸缘区域

通过预热钢圈保持加热状态。对于多级成形,可在第二次冲拉之前,将预成形区鼻锥部分或中心区迅速水淬,从而增加预成形零件强度,减少冲穿的可能性。

图 18 美国铀零件生产流程

另外,采用液压成形法也可以在低温下制造零件,这种方法是采用充油容器(也可以用橡皮)从上面压住拉坯,而钢制冲头从坯料下面冲进容器(或橡皮衬垫)当中,这种加工方法可以将成本降低 2/3,已成功应用于 U-Nb 合金和 U-Nb-Zr 合金上。但该方法虽然很容易获得定型的铀零件,其尺寸是不稳定的,且低温成形部件含有一定的内应力,如果在这种状态下直接投入使用,会引起零件的裂纹或变形。为消除该隐患,通常将冷态成形的部件重新加热到 γ 相区(800 $^{\circ}\text{C}$)并进行水淬,或者在整形模具中加压直到冷却。水淬一般是用于厚壁零件,而薄壁零件最好放在紧密贴合的模具中淬火,以保证其尺寸精度。通过该方法加工的铀部件具有良好的抗腐蚀性能,对应力腐蚀裂纹的敏感性低,如果要求提高强度,可以通过后续的时效强化热处理获得所需的单向组织。

6 结论及展望

铀及铀合金作为能源和军工领域的重要结构和功能材料,日益受到研究和技术人员的关注。低温下 α -U 特殊的正交结构导致其塑性变形行为与常规材料有着明显的不同,以孪生为主要变形机制的特点使其塑性成形性能受到限制;同时铀材料化学性质活泼、具有放射性的特点也为其高温成形带来困

难。如何让平衡以上矛盾成为铀材料塑性加工技术发展面临的关键问题:高温下 γ 铀具有良好的塑性,适于不同尺寸、不同形状产品的成形,但由于铀材料放射性和高化学活性的特点,使得高温成形产品的防氧化问题和人员环境保护问题解决起来非常困难,限制了该技术的应用,因此,低温加工成为发展铀部件成形技术的必然趋势。但低温下铀材料为塑性较低的正交/单斜结构,塑性加工易失效破坏,产品各向异性强,为低温下能够获得满足性能要求的零件,需要对铀材料低温塑性变形特点及机理进行较为深入的研究,并以此对材料成形工艺进行探索和优化。除上述方法外,在保证金属铀其他属性(高密度、力学性能等)的前提,开发具有良好室温塑性的新型铀合金,也是一条解决铀材料低温成形问题的有效途径。在进行上述技术研发的同时将不断深入探索正交结构材料塑性变形机理,可以拓宽和加深我们在材料成形理论领域的认知范围,推动核工业的新型制造技术的发展。

参 考 文 献

- [1] BANOS A, HARKER N J, SCOTT T B. A review of uranium corrosion by hydrogen and the formation of uranium hydride[J]. Corrosion Science, 2018, 136: 129-147.
- [2] GHOSHA K, KUTTY T R G, MISHRA S, et al. Creep studies on U-7%Zr, U-7%Nb and U rich U-Nb-Zr alloys[J]. Journal of Nuclear Materials, 2013, 432: 20-22.
- [3] BANOS A, STITT C A, SCOTT T B. The effect of sample preparation on uranium hydriding[J]. Corrosion Science, 2016, 113: 91-103.
- [4] LIU K Z, WANG X F, LIU J, et al. Nitride layers on uranium surface[J]. Progress in Surface Science, 2018, 93(3): 47-84.
- [5] JOSEP T M K, LUKE L H, HO J R, et al. Rapidly solidified U-6 wt%Nb powders for dispersion-type nuclear fuels[J]. Journal of Nuclear Materials, 2014, 448: 72-79.
- [6] RUSSELL H W, NELSON H R. "Extrusion of Uranium" in metallurgy of uranium and its alloys[J]. Atomic Energy Commission Technical Information Service, 1953: 42-49.
- [7] LOWENSTEIN P. A Symposium on uranium and uranium Dioxide[J]. Nuclear Metallurgy, 1957, 4: 87-94.
- [8] KULKARNI K M, SCHEY J A, WALLANCE P W, et al. Thick-film lubrication in hot extrusion at low

- temperature ratios[J]. *J. Inst. Metals*, 1972, 100: 33-39.
- [9] KAPOOR R, BEHERA A N, CHAKRAVARTTY J K, et al. Hot deformation of uranium in the α , β and γ phases[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2015, 46: 251-259.
- [10] MCCABE R J, CAPOLUNGO L, MARSHALL P E, et al. Deformation of wrought uranium: Experiments and modeling[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58: 5447-5459.
- [11] QI J B, WU G X, ZHANG J Y. Mechanical properties of U-0.95 mass fraction of Ti alloy quenching and aging treatment: A first principles study[J]. *Advances in Manufacturing*, 2015, 3: 244-251.
- [12] ZHANG C, XIE L, FAN Z, et al. Straightforward understanding of the structures of metastable α'' and possible ordered phases in uranium-niobium alloys from crystallographic simulation[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 648: 389-396.
- [13] JOHNSON R H, SYKES E C. Enhancement of ductility in α -uranium[J]. *Nature*, 1966, 209: 192-193.
- [14] SYKES E C. Tensile properties of β -uranium[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 1964, 11: 240-242.
- [15] YOUNG A G, GARDINER K M, ROTSEY W B. The plastic deformation of alpha-uranium[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 1960, 2: 234-247.
- [16] ROBINSON S L, SHERBY O D, ARMSTRONG P E. Elevated temperature plastic flow of high purity uranium in the alpha, beta and gamma phases[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 1973, 46: 293-302.
- [17] ZHANG Y Z, WAN X L, CHEN X L, et al. In situ X-ray diffraction study of the tensile deformation of U-5.8Nb alloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2015, 44 (5): 1094-1098.
- [18] KAPOOR R, THOTA M K, CHAKRAVARTTY J K, et al. Hot deformation of U-9wt.%Mo[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2016, 476: 113-122.
- [19] ARDELJAN M, MCCABE R J, BEYERLEIN I J, et al. Explicit incorporation of deformation twins into crystal plasticity finite element models[J]. *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg.*, 2015, 295: 396-413.
- [20] BROWN D W, BOURKE M A M, CLAUSEN B, et al. Temperature and direction dependence of internal strain and texture evolution during deformation of uranium[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2009, 512: 67-75.
- [21] FISHER E S, MCSKIMIN H J, DIABATIC A. Elastic moduli of single crystal alpha-uranium[J]. *J. Appl. Phys.*, 1958, 29: 1473-1484.
- [22] YOO M H. Slip modes of alpha uranium[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 1968, 26: 307-318.
- [23] DANIEL J S, LESAGE B, LACOMBE P. The influence of temperature on slip and twinning in uranium[J]. *Acta Metall*, 1971, 19: 163-173.
- [24] TOME C N, LEBENSOHN R A, NECKERC T. Mechanical anisotropy and grain interaction in recrystallized aluminum[J]. *Metallurgical & Materials Transactions*, 2002: 2635-2648.
- [25] BEYERLEIN I J, CARPENTER J S, HUNTER A, et al. Nano-enabled orientation alignment via extreme shear strains[J]. *Scripta Materialia*, 2015, 98: 52-55.
- [26] HUTCHINSON J W. Bounds and self-consistent estimates for creep of polycrystalline materials[J]. *Proc. R Soc. Lond.*, 1976, A348: 101-127.
- [27] KNEZEVIC M, DRACH B, ARDLJAN M, et al. Three dimensional predictions of grain scale plasticity and grain boundaries using crystal plasticity finite element models[J]. *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg.*, 2014, 277: 239-259.
- [28] KOK S, BEAUDOIN A J, TORTORELLI D A. A polycrystal plasticity model based on the mechanical threshold[J]. *International Journal of Plasticity*, 2002, 18: 715-741.
- [29] PROUST G, TOME C N, KASCHNER G C. Modeling texture, twinning and hardening evolution during deformation of hexagonal materials[J]. *Acta Materialia*, 2007, 55: 2137-2148.
- [30] ZECEVIC M, KNEZEVIC M, BEYERLEIN I J, et al. An elasto-plastic self-consistent model with hardening based on dislocation density, twinning and de-twinning: Application to strain path changes in HCP metals[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2015, 638: 262-274.
- [31] ZECEVIC M, KNEZEVIC M, BEYERLEIN I J, et al. Origin of texture development in orthorhombic uranium[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2016, 665: 108-124.
- [32] ARDELJAN M, BEYERLEIN I J, KNEZEVIC M. A dislocation density based crystal plasticity finite element model: Application to a two-phase polycrystalline HCP-BCC composites[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2014, 66: 16-31.
- [33] ARDELJAN M, KNEZEVIC M, NIZOLEK T, et al. A study of microstructure-driven strain localizations in

- two-phase polycrystalline HCP-BCC composites using a multi-scale model[J]. *International Journal of Plasticity*, 2015, 74: 35-57.
- [34] BEYERLEIN I J, TOME C N. A dislocation-based constitutive law for pure Zr including temperature effects[J]. *International Journal of Plasticity*, 2008, 24: 867-895.
- [35] JAHEDI M, ARDELJAN M, BEYERLEIN I J, et al. Enhancement of orientation gradients during simple shear deformation by application of simple compression[J]. *Journal of Applied Physics*, 2015, 117: 214309.
- [36] KNEZEVIC M, BEYERLEIN I J, BROWN D W, et al. A polycrystal plasticity model for predicting mechanical response and texture evolution during strain-path changes: Application to beryllium[J]. *International Journal of Plasticity*, 2013, 49: 185-198.
- [37] KNEZEVIC M, BEYERLEIN I J, LOVATO M L, et al. A strain-rate and temperature dependent constitutive model for BCC metals incorporating non-Schmid effects: Application to tantalum-tungsten alloys[J]. *International Journal of Plasticity*, 2014, 62: 93-104.
- [38] KNEZEVIC M, CARPENTER J S, LOVATO M L, et al. Deformation behavior of the cobalt-based superalloy Haynes 25: Experimental characterization and crystal plasticity modeling[J]. *Acta Materialia*, 2014, 63: 162-168.
- [39] KNEZEVIC M, ZECEVIC M, BEYERLEIN I J, et al. Strain rate and temperature effects on the selection of primary and secondary slip and twinning systems in HCP Zr[J]. *Acta Materialia*, 2015, 88: 55-73.
- [40] KNEZEVIC M, MCCABE R J, TOME C N, et al. Modeling mechanical response and texture evolution of α -uranium as a function of strain rate and temperature using polycrystal plasticity[J]. *International Journal of Plasticity*, 2013, 43: 70-84.
- [41] MADEC R, DEVINCRE B, KUBIN L P. From dislocation junctions to forest hardening[J]. *Physical Review Letters*, 2002, 89: 255508-1-4.
- [42] ZECEVIC M, KNEZEVIC M. A dislocation density based elasto-plastic self-consistent model for the prediction of cyclic deformation: Application to AA6022-T4[J]. *International Journal of Plasticity*, 2015, 72: 200-217.
- [43] KNEZEVIC M, CAPOLUNGO L, TOME C N, et al. Anisotropic stress-strain response and microstructure evolution of textured α -uranium[J]. *Acta Materialia*, 2012, 60: 702-715.
- [44] ZECEVIC M, KNEZEVIC M, BEYERLEIN I J, et al. Texture formation in orthorhombic alpha-uranium under simple compression and rolling to high strains[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2016, 473: 143-156.
- [45] REN Z Y, HU G C, MA R, et al. Recrystallization and grain growth of U-5.5 wt%Nb alloy[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2017, 494: 284-293.
- [46] REN Z Y, MA R, HU G C, et al. Grain refinement and mechanical response of U-5.5 wt%Nb alloy produced by cold rolling and heat treatment[J]. *J.Nucl.Mater.*, 2017, 494: 72-78.
- [47] KNEZEVIC M, MCCABE R J, LEBENSOHN R A, et al. Integration of self-consistent polycrystal plasticity with dislocation density based hardening laws within an implicit finite element framework: Application to low-symmetry metals[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2013, 2: 2034-2046.
- [48] CALHOUN C A, GARLEA E, MULAY R P, et al. Investigation of the effect of thermal residual stresses on deformation of α -uranium through neutron diffraction measurements and crystal plasticity modeling[J]. *Acta Materialia*, 2015, 85: 168-179.
- [49] KNEZEVIC M, CRAPPS J, BEYELEIN I J, et al. Anisotropic modeling of structural components using embedded crystal plasticity constructive laws within finite elements[J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2016, 105: 227-238.
- [50] SHEIKH-ALI A D, MOLODOV D A, GARMESTANI H. Magnetically induced texture development in zinc alloy sheet[J]. *Scripta Materialia*, 2002, 46: 857-862.
- [51] WANG Y N, HUANG J C. Texture analysis in hexagonal materials[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2003, 81: 11-26.
- [52] ZHANG F, VINCENT G, SHA Y H, et al. Experimental and simulation textures in an asymmetrically rolled zinc alloy sheet[J]. *Scripta Materialia*, 2004, 50: 1011-1015.
- [53] BROWN D W, BOURKE M A M, CLAUSEN B, et al. Temperature and direction dependence of internal strain and texture evolution during deformation of uranium[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2009, 512: 67-75.
- [54] CLARKE A J, FIELD R D, MCCABE R J, et al. EBSD and FIB/TEM examination of shape memory effect (下转第 42 页)

- [15] BLEDZKI A, KUHN J, KIRSCHLING H, et al. Microcellular injection molding of PP and PC-ABS with precision mold opening and gas counterpressure[J]. Cellular Polymers, 2008, 27: 91-100.
- [16] DONG G, ZHAO G, GUAN Y, et al. Formation mechanism and structural characteristics of unfoamed skin layer in microcellular injection-molded parts[J]. Journal of Cellular Plastics, 2016, 52: 419-439.
- [17] 董桂伟, 赵国群, 管延锦, 等. 超临界流体辅助微孔发泡注塑技术及其熔体发泡行为[J]. 机械工程学报, 2018, 54(18): 42-48.
- DONG Guiwei, ZHAO Guoqun, GUAN Yanjin, et al. Supercritical fluid assisted microcellular injection molding and the melt foaming behaviors [J]. Journal of Mechanical Engineering, 2018, 54(18): 42-48.
- [18] HEIM H, TROMM M. General aspects of foam injection molding using local precision mold opening technology[J]. Polymer, 2015, 56: 111-118.
- [19] CHU R, MARK L, JAHANI D, et al. Estimation of the foaming temperature of mold-opening foam injection molding process[J]. Journal of Cellular Plastics, 2016, 52: 619-641.
- [20] WANG G, ZHAO G, DONG G, et al. Lightweight, super-elastic, and thermal-sound insulation bio-based PEBA foams fabricated by high-pressure foam injection molding with mold-opening[J]. European Polymer Journal, 2018, 103: 68-79.
- [21] WANG G, ZHAO G, DONG G, et al. Lightweight, thermally insulating, and low dielectric microcellular high-impact polystyrene (HIPS) foams fabricated by high-pressure foam injection molding with mold opening[J]. Journal of Materials Chemistry C, 2018, 6: 12294-1230.
- [22] ZHAO J, ZHAO Q, WANG L, et al. Development of high thermal insulation and compressive strength BPP foams using mold-opening foam injection molding with in-situ fibrillated PTFE fibers[J]. European Polymer Journal, 2018, 98: 1-10.
- 作者简介: 董桂伟, 男, 1981 年出生, 工学博士。主要研究方向为微孔塑料成型工艺与技术。
E-mail: gwdong@sdu.edu.cn
赵国群, 男, 1962 年出生, 教授, 博士研究生导师。主要研究方向为塑性成形理论、数值模拟方法、模具 CAD/CAM/CAE。
E-mail: zhaogq@sdu.edu.cn

(上接第 34 页)

- deformation structures in U-14at.%Nb[J]. Acta Materialia, 2008, 56: 2638-2648.
- [55] 何立峰, 黄海, 杨建雄, 等. U-Nb 合金的可逆塑性变形及其消除方法 [J]. 中国有色金属学报, 2011, 8(21): 1904-1909.
- HE Lifeng, HUANG Hai, YANG Jianxiong, et al. Reversible plastic deformation and elimination method of U-Nb alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 8(21): 1904-1909.
- 作者简介: 刘涇源, 女, 1986 年出生, 博士, 工程师。主要研究方向为核材料加工、核材料表面改性、电塑性成形。
E-mail: liujingyuanhit@163.com
崔晓磊(通信作者), 男, 1986 年出生, 博士, 讲师。主要研究方向为流体压力成形理论与技术、高强难变形材料塑性加工。
E-mail: xiaoleicui@hit.edu.cn