

铀材料制备与铀部件成形技术发展综述

刘涇源, 苏 斌

(中国工程物理研究院 材料研究所, 四川 江油 621907)

摘 要: 金属铀作为一种战略核材料, 在人类历史上起着举足轻重的作用。在核工业需求的牵引下, 铀及其合金部件的成形制造技术也在不断发展。本文从工程角度梳理了铀材料制备及铀部件成形技术的发展, 具体介绍了铀合金制备和铀材料纯化技术, 并主要从塑性成形和铸造成形两方面说明了铀部件的制造方法。针对铀部件制造的特殊性, 指出面向未来其技术更加关注于安全性、环保性和智能化的发展趋势。

关键词: 铀材料; 合金化制备; 塑性成形; 铸造

中图分类号: TG146.8; TL214

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)07-2652-11

铀属于锕系元素, 其原子结构决定了铀具有很独特的物理和化学性质。铀材料高的密度、良好的力学性能及可(易)裂变等特性使其成为核工业中一种最基本的原料, 常用于结构件和功能件的制造^[1]。

铀材料的放射性特点使在对其研究过程中有十分苛刻的防护要求, 同时由于特殊领域的限制, 致使参与的科研人员很少, 尤其在部件成形上, 技术比较封闭, 造成从事铀材料加工研究的技术人员之间交流较为缺乏。但随着核工业相关技术发展与应用范围的不断扩展, 导致这方面资料得到不断积累。本文对世界各国与铀材料制备加工相关的公开信息进行总结梳理, 介绍金属铀合金化和纯净化制备技术, 并从塑性加工和铸造成形 2 个方向讨论铀部件制造方法。由于铀材料性能特点与常规材料相比有着很大不同, 对该方向的研究可以进一步扩展科研人员在材料制备和加工领域的认知, 推动核工业先进制造技术的应用和发展。

1 铀材料制备技术

1.1 铀合金制备

金属铀塑性差^[2,3]、化学性质活泼(不耐腐蚀)等特点^[4-8], 限制了其使用, 因此需要通过添加合金元素对其性能进行调控。在金属铀中常添加的元素有 Ti、Nb、Cr、Mo、Zr、V 等, 其中少量 Ti 元素的添加可明显提升力学性能并改善抗腐蚀能力^[9-11], Zr 元素的添加可以改善和提高材料在辐照和热循环下的尺寸稳定性^[12,13], Mo 元素的添加可提升金属型核燃料辐照下的稳定性^[14,15], Nb 元素的添加可明显改善铀材料的抗腐

蚀性能并提高材料的塑性^[16-18]。铀的常见二元合金有 U-Ti、U-Nb、U-Zr、U-Mo 等, 多元合金有 U-Nb-Zr^[19-21]、U-Ti-Zr^[22]、U-Zr-Re^[13]等。要想获得满足不同性能需求的铀材料, 首先要进行铀的合金化制备。

1.1.1 真空感应熔炼

真空感应熔炼是制备铀合金的主要方法, 其具有设备操作简单、合金成分易控和经济价值高等优点, 从而得到广泛应用^[23]。由于金属铀化学活性高, 对于熔炼坩埚和模具的选择需考虑到避免金属液被污染的问题, 目前在铀合金感应熔炼中, BeO、MgO、CaO、ZrO₂ 等坩埚皆有使用, 但考虑到经济性, 最常使用的主要还是石墨坩埚和模具。为避免合金熔炼过程增碳, 通常要在石墨坩埚和模具上等离子喷涂或刷涂涂层, 涂层材料以氧化锆、三氧化二钨为主^[24]。

感应熔炼制备铀合金方法的选择主要取决于所要求合金的均匀性及杂质含量要求: 直接添加合金组分, 需要较长的保温时间才能将合金元素溶解到熔体中, 长时间的保温熔炼会导致坩埚涂层破坏, 造成铀材料与石墨发生反应, 从而引入更多杂质。合金元素表面积越大, 溶解时间越短, 可减少因碳化而引起的损耗。如熔炼制备低合金含量铀钛合金或铀锆合金时, 可以采用海绵钛或海绵锆, 考虑到海绵状材料密度低容易上浮, 通常在装炉时将其放置于坩埚底部, 加热到 1320~1370 °C 保温 30 min 以上。对于熔炼制备高熔点元素铀合金, 如铀铌合金, 则需较高的熔炼温度和更长的保温时间来保证铌元素的充分扩散(如图 1 所示), 熔炼温度通常需要在 1400 °C 以上。

收稿日期: 2020-07-23

基金项目: 中国工程物理研究院重大项目(TA1401)

作者简介: 刘涇源, 女, 1986 年生, 博士, 中国工程物理研究院材料研究所, 四川 江油 621907, 电话: 0816-3626768, E-mail: liujingyuanhit@163.com

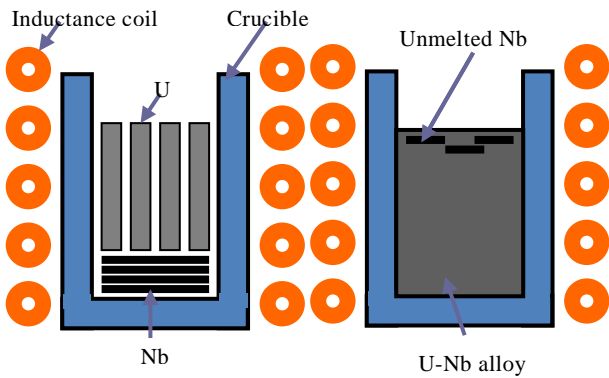


图 1 U-Nb 合金感应熔炼过程示意图

Fig.1 Schematic diagram of induction melting process of U-Nb alloy

1.1.2 电弧熔炼

对于要求材料中杂质元素低的铀合金，普遍采用电弧熔炼制备方式。电弧熔炼是将电源与阳极和阴极连接，在两极间隙内产生电弧，当电极尖端达到液相线温度时形成熔滴，并滴落在熔池中实现熔炼。电弧熔炼工艺受电弧形态、电极几何形状、电极电流密度、水冷坩埚冷却效果等因素影响。粉末是自耗电电极的制备的常用材料，但铀粉制造成本高且极易着火和被氧化污染，因此板条电极的使用比较普遍，如制备 U-Nb-Zr 合金时可将铌板条、锆板条按质量比与铀板条配合在一起，而板条的宽度和厚度要求不是很严格，因此电弧熔炼制备铀合金效率高并节约材料^[24]。

图 2 示例给出 U-10Zr 合金电弧熔炼过程。由于金属锆熔点高、密度与铀相差较大，感应熔炼合金化过程中锆片易上浮，不利于锆元素的溶解和扩散，因此采用真空自耗电电弧熔炼法进行制备。自耗电电极的制备是将金属铀熔体浇注注入放有锆片的电极模具中随炉冷却。自耗电电极与假电极之间采用氩弧焊进行连接。为防止脆断，在假电极与自耗电电极焊接过程中需加入铜丝。熔炼过程采用水冷铜坩埚，自耗电电极为阳极，金属熔池为阴极，铜坩埚底放置铀片作为引弧板，以铀切屑作为引弧剂，熔炼电流为 1100 A，电压为 18 V，铀锆基本实现了同步熔化，熔化效果较好。

1.1.3 粉末冶金

在核聚变/裂变堆能源系统中，燃料元件需要较高的抗辐照肿胀性能及热导率，同时还要提高中子效能，将天然铀+贫铀+乏燃料或天然铀+热中子堆乏燃料+Pu（或 U-233）等制备成金属燃料元件可以满足该

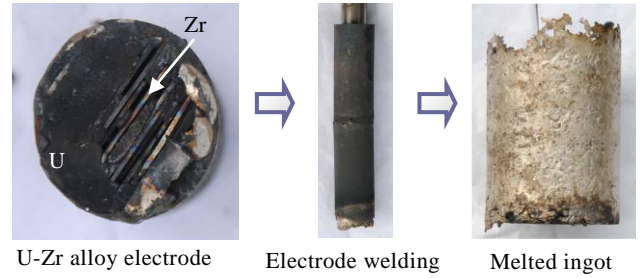


图 2 U-Zr 合金电弧熔炼过程

Fig.2 Arc melting process of U-Zr alloy

需求。其中 U-Mo、U-Zr 合金在较高的能耗下仍具有较低的辐照肿胀，是反应堆燃料元件优良的备选材料。根据物理设计，裂变燃料元件要求是含有一定孔隙度的低密度金属型核燃料材料。与通常熔铸法制备铀合金相比，粉末冶金法可以调节产品密度（75%~90%致密度），制备的合金具有孔隙，因此被认为是反应堆用金属燃料制备的优选技术路线之一。

以制备低密度 U-10Mo 合金的工艺路线为例，包括真空感应熔炼法制备铀钼合金，氢化脱氢法制备铀钼合金粉末，然后用压制烧结法制备低密度铀钼合金块材等工序。首先将铀钼合金块体在氢气氛下加热，在适当的温度下（一般低于 300 °C）铀会与氢气反应，铀的氢化物密度比金属铀密度要低得多，在应力作用下会逐步以氢化物粉末的形式从块体上脱落下来。氢化完成后，将氢化物粉末在真空下加热，氢气会逐渐解离放出，最后留下铀钼合金粉末，该过程可用 $3H_2+2U \leftrightarrow 2UH_3$ 表示。接着将制备的铀钼合金粉末转移至低氧低湿度手套箱中进行筛分，将细粉装入特制的橡胶软模，进行抽气密封。随后送冷等静压机进行压制。成型后去掉软模，在 800 °C 下真空烧结 2 h。最后形成含有一定孔隙度的低密度铀钼合金，如图 3 所示。

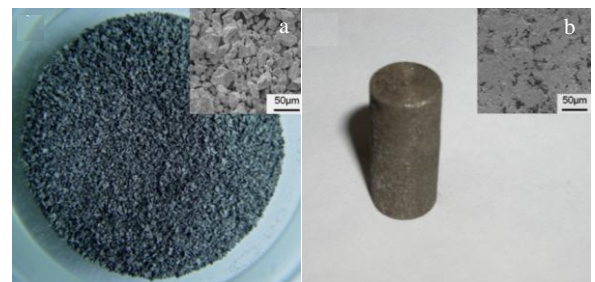


图 3 多孔 U-10Mo 合金的烧结制备

Fig.3 Sintering preparation of porous U-10Mo alloy: (a) U-10Mo alloy powder and (b) powder metallurgy sample

总体来说，在铀合金制备方法中，感应熔炼使用最为广泛，常用的铀合金，如 U-Ti、U-Nb、U-Zr、U-Mo、U-Nb-Zr 等均可通过感应熔炼制备，但感应熔炼受坩埚及涂层限制，熔炼温度不宜过高、熔炼时间不宜过长。对于合金元素熔点较高的情况（如制备 U-Nb 合金），当 Nb 含量 > 10% 时，感应熔炼要保证 Nb 元素的充分扩散，需要更高的熔炼温度与更长的保温时间，对熔炼工装也提出了更高的要求。如对合金质量要求较高，通常需将感应熔炼与电弧熔炼方法相结合，来制备夹杂少、成分均匀的铀合金原料。除此之外，为缩减生产过程的废料，简化生产工艺，利弗莫尔实验室还开发了电子束熔炼技术等，在纯净化技术中具体介绍。

1.2 铀及铀合金纯净化技术

金属铀冶炼和合金制备过程中会不可避免地残留或引入一些杂质元素，当材料中杂质及夹杂物含量较高时，会加速其腐蚀行为并对力学性能等产生不利影响。因此，提高铀材料的纯净度，是合理控制铀合金及其部件中杂质及夹杂物、提高铀部件综合性能的关键。

1.2.1 区域熔炼提纯

区域熔炼提纯法是 1952 年由 Pfann 提出^[25]，是将棒料水平或垂直放置，通过某种手段实现一个沿特定方向推进的熔化区域。此过程存在 2 个固液界面，溶质由熔化界面进入熔区，在凝固界面上发生溶质再分配，若溶质在凝固界面上的溶解度低于液相，进入液相区；反之，在凝固界面聚集。因此，凝固界面具有吸附或排斥溶质的作用，使杂质在每次区熔后富集于棒料两端，最终使棒料中部得到提纯。影响区域熔炼过程的关键因素包括溶质分配系数 (k)、熔区宽度、熔区移动速率及区熔道次。

石洁等人^[26,27]采用真空感应区域熔炼炉进行了区熔试验，熔炼系统为线圈及中频感应电源。材料在感应区内熔化后，上下拉动棒料使熔化区域依次通过感应线圈实现区域熔炼，熔化区域宽度约占棒长 10%，以 10 mm/h 速率从棒首向棒尾移动。经 10 次熔炼后，初始浓度较高的杂质元素 W、C、Ni 去除率 > 50%，其他杂质元素去除率 < 35%。杂质元素的去除效果更依赖 k 值， k 值远离 1 的元素，提纯效果更好。区域熔炼前后的夹杂物形貌如图 4 所示。铀的活性很强，易与 C、N、O 等元素形成非金属夹杂物，有些区域发生凝聚，其临域粒子密度就会减小，出现密度梯度。区域熔炼凝聚的大尺寸夹杂物明显减少，夹杂物尺寸呈减小趋势（原始尺寸 > 试棒尾部尺寸 > 试棒中部尺寸）。

区域熔炼提纯设备简单，制备材料可达到较高的纯度。对于铀材料而言，区域熔炼法对杂质元素有一

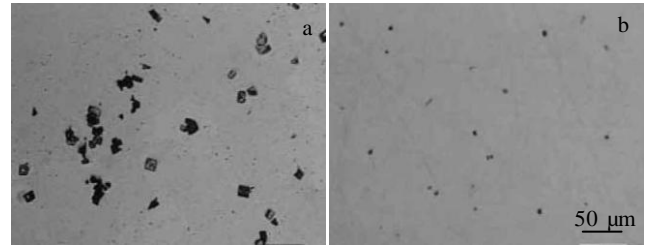


图 4 多次区熔前后铀材料内夹杂物分布及形貌变化
Fig.4 Morphologies of inclusions in uranium before (a) and after (b) zone melting^[26]

定的去除作用，试棒中部的待测杂质总量由 1189 μg/g 降低至 402 μg/g，去除效率为 66.2%。其中对 Al 和 Mo 去除效果不明显，而对 W、C、Ni 去除效率高，夹杂物尺寸会减小。但熔炼过程中需要不断地熔化、凝固、分离，再熔化、再凝固、再分离等许多重复的操作，多次熔炼耗时较长、效率低等问题限制了其应用。

1.2.2 电磁搅拌熔炼提纯

电磁搅拌提纯可以使用旋转磁场、行波磁场和复合磁场。旋转磁场作为电磁净化技术中的一种，其原理是利用磁场驱动金属熔体做圆周运动，不同密度的夹杂物在离心力作用下向周围或中心定向移动。在向心力作用下密度小于铀熔体的夹杂物会向中心迁移，促进熔体芯部夹杂物发生聚集长大，因此能提高重力场下夹杂物的去除效率。胡贵超等人^[28]采用了带芯柱形与无芯柱形 2 种坩埚，对比分析了铀熔体中夹杂物的迁移与聚合长大，发现夹杂物在旋转磁场作用下能够发生碰撞聚合长大，碰撞聚合主要集中在铀熔体芯部区域。添加坩埚芯可以促进熔体中夹杂物碰撞与聚合长大，使之更易上浮去除（如图 5 所示）。



图 5 旋转磁场带芯坩埚中夹杂物宏观分布
Fig.5 Macroscopic distribution of inclusions with rotating magnetic field^[28]

在行波磁场提纯过程中, 行波磁场由平行线圈组成, 坩埚置于磁场发生器中部, 外部线圈相当于直线电机定子, 坩埚内金属熔体相当于转子。当磁场发生交替变化时, 金属液内产生感应电流, 与外部磁场作用驱动熔体运动, 上行的熔体加速夹杂物上浮, 下行波磁场对熔体中夹杂物净化作用首先从熔体芯部开始, 在熔体芯部形成夹杂物颗粒分布较少区域, 夹杂物主要集中分布于熔体上部以及坩埚壁上部。

电磁能是一种洁净的能源, 在电磁场的穿透作用下无需接触金属液可产生电磁力, 加快杂质与金属液的分离速度, 避免对金属液的污染。电磁净化利用金属与非金属夹杂物的导电性差异而将非金属夹杂物去除, 尤其对于那些密度与金属非常接近而导电率相差很大的微细的夹杂物, 电磁纯化的方法非常有效, 如铀材料中细小的碳化物、氧化物在磁场作用下聚集长大, 可以提高其纯净化效果, 但该方法对于金属杂质的去除效果有限。

1.2.3 电子束熔炼提纯

电子束精炼提纯是利用电子束轰击金属, 将高能电子的动能转换为金属内能并使金属熔化, 具有过热度高、真空度高、熔炼时间可控、无坩埚污染等特点。其纯化作用主要基于 2 个方面: 一是不溶于铀熔体的非金属夹杂物上浮(铀的氟化物、氧化物、氮化物、碳化物、硫化物等), 以及由于液态金属温度变化引起杂质溶解度变化而产生的溶析上浮。另外, 不溶于铀熔体, 且蒸气压高于铀的金属元素、某些非金属化合物, 可通过挥发得以去除。通过控制熔体的过热度及真空度, 碱(土)金属 K、Na、Ca、Li、Ba、Mg 和 S、P, 以及部分 Al、Mn、Cr 等元素都容易通过挥发除去。对铀熔体中存在一定溶解度的元素, 如 Fe、Si、Ni 等, 其饱和蒸气压很低, 从熔体内部扩散到表面的速率很慢, 去除效果有限。

中国工程物理研究院在金属铀电子束精炼过程中发现, 铀熔体中 Fe、Al、C 等元素的挥发去除受其在熔体中扩散过程控制。元素扩散过程与温度和时间密切相关, 在更高温度、良好真空下, 反应速率更快, 有利于杂质去除, 同时时间越长精炼效果越好。为增加提纯效果, 对低碳贫铀及高碳贫铀均进行了正反面两次熔炼。低碳贫铀在熔炼过程中, 无明显熔体飞溅, 熔池表面渣皮较薄, 熔池可稳态存在。高碳贫铀在熔炼过程中, 熔池表面渣皮多且厚, 熔池不明显。经两次提纯后杂质总量降低明显, Fe/Al 元素含量均降至 $10 \mu\text{g/g}$ 以下, 但 C 元素含量变化不明显。电子束熔炼前后的夹杂物去除效果由图 6 给出。

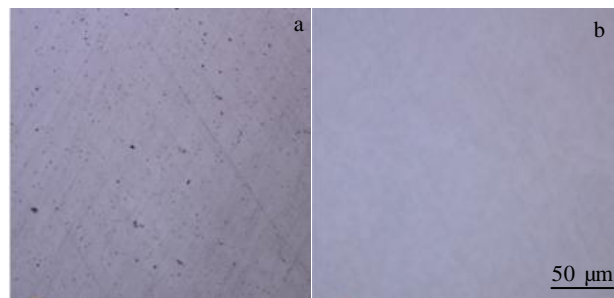


图 6 金属铀的电子束熔炼纯化效果

Fig.6 Purification of uranium by electron beam melting: (a) raw material and (b) purified material

高碳贫铀经过电子束精炼后, 主要金属杂质含量从 $271 \mu\text{g/g}$ 降低至 $103 \mu\text{g/g}$, C 含量由原料的 $441 \mu\text{g/g}$ 降低至 $400 \mu\text{g/g}$, N 含量由 $87 \mu\text{g/g}$ 降低至 $13 \mu\text{g/g}$ 。电子束熔炼技术纯化效果好、熔炼量大、效率高, 适用于金属铀原料及铀合金, 易实现工程化, 具有良好应用前景。

1.2.4 电渣重熔

电渣重熔是对金属和合金的二次重熔和精炼过程。它是利用电极作为原材料被重熔, 电极可以通过铸造、锻造或压团制备。电渣重熔与真空电弧熔炼方法相似, 差别在于电渣熔炼是依靠电流通过熔渣的电阻而发出热量, 而不是由电弧发出热量。其熔炼过程为: 将渣料装入渣料给进机构, 先抽真空, 再充氩气。熔炼开始时, 功率以电弧的形式输入, 一分钟后, 熔池开始形成, 加入渣料, 此时渣料有大量的挥发物发出, 当渣料淹没电极前端时电弧熄灭。电渣熔炼在较低的电压下进行, 熔滴可以在一定电位下在熔池形成时发生, 也可以调节渣池中的电极前端位置上的电压以产生熔滴。一旦电极前端淹没在熔渣中, 依靠熔池电阻发出的热量, 使电极从渣池表面向下发生熔化, 形成的金属熔滴通过液体渣进入熔池。

由于铀材料非常活泼, 适用于电渣熔炼的渣料很少, 受到操作温度和压力下的蒸气压限制, 一般限于选择氟化物, 如 LiF 、 SrF_2 、 CaF_2 、 MgF_2 和稀土金属的氟化物。电渣重熔适用于铀及铀合金, 可以制备出质量优良的材料, 减少合金被氧污染。

1.2.5 渣壳感应熔炼

渣壳感应熔炼是在一个镶块的水冷铜坩埚中进行, 利用一种惰性的熔渣, 在锭子和坩埚壁之间形成一层绝缘层。熔炼过程中感应线圈的位置靠近坩埚顶部, 使锭子在坩埚的上部熔化, 在下部冷却并凝固。

熔炼持续进行，锭子就被向下拉进可以拆装的小室内。在熔炼过程中，这个小室直接密封在熔炼室下面。锭子加热时保持着一个熔融渣池。由于受水冷铜坩埚的冷却作用，在锭子被拉出时形成了一层凝渣，渣层粘附在锭料表面上。

渣壳感应熔炼选择的渣的成分与电渣熔炼一样，同时还要使金属熔池与坩埚绝缘。渣壳感应熔炼技术是目前熔炼铀合金而没有污染的唯一办法，使用合适的渣亦可减少氧含量。利用 U-7.5Nb-2.5Zr 合金的机械加工切屑进行熔炼，所用渣为 52%CaF₂-48%MgF₂，最终氧含量水平为 19~48 μg/g，表明已起到了精炼作用。

1.2.6 等离子熔炼

等离子焰作为熔炼金属的热源，具有清洁、无污染的特点，用来熔化、精炼和重熔金属。熔炼过程中，等离子弧产生在钨电极（阴极）与金属熔池（阳极）之间，当等离子弧建立起稳定的弧时，离子化的气体从喷嘴喷出进入坩埚，该气体沿着水冷的非自耗的钨电极移动，电极的前端有一个水冷的铜喷嘴，以防止熔融金属飞溅损伤电极。采用该方法熔炼 U-0.75Ti 和贫化铀，熔炼时间约 1 h，获得了 350 kg 以上的锭料，锭料表面平滑且没有明显陷进表面的氧化物夹杂。成分分析表明，该熔炼方式获得的锭料中，硅和碳都能上浮。该技术可以较好地用于熔凝和提纯废料。

2 铀及铀合金部件成形技术

铀及铀合金部件的成形可以追溯到二战期间美国的曼哈顿计划，由于其特殊性而长期处于保密状态。直到 1974 年，美国召开了第 3 次陆军材料技术会议，首次对铀部件加工成形作了比较详细的阐述。美国铀部件的成形方法主要包括压力加工和铸造成形（如图 7 所示）。其部件生产主要采用压力加工方法，获得的产品具有均匀细小的组织结构和较好的力学性能，整体性能比较优异。塑性加工具有较高生产效率，适合大批量生产，但工序较多，一件产品从材料制备到成品需要十几道工序，且生产线的建立、运行和维护需较大投入。近年来，随着美国核武器生产需求从大批量转变为小批量生产，铀部件加工方法开始引入铸造成形，将工序缩减到 5 步，生产过程灵活性更高，放射性污染问题也可以得到一定程度的控制。

2.1 铀及铀合金部件塑性成形技术

固态金属铀从室温到熔点依次有 3 种同素异构体的转变： α 、 β 、 γ ，低温下的 α -U 是对称性很低的正交结构，这决定了金属铀在室温下具有很低的塑性变形能力； β -U 是复杂的正方晶体结构，对称性略有提高，

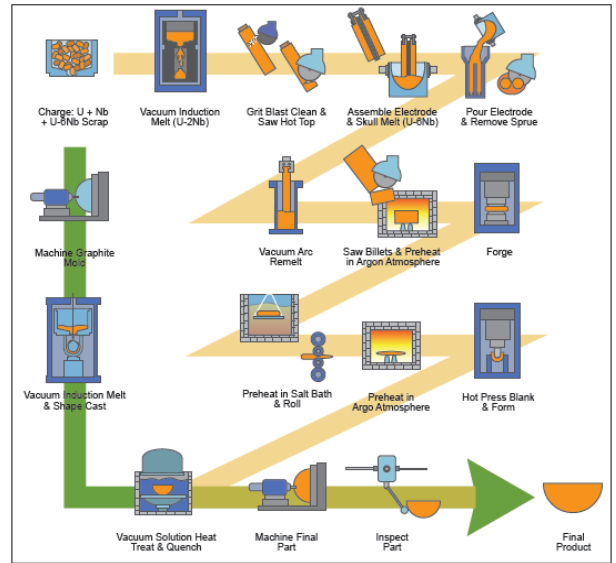


图 7 美国铀零件加工生产流程

Fig.7 Uranium parts processing and production process in USA

但其稳定温度范围很窄，塑性差；高温下的 γ -U 是体心立方结构，对称性较高，塑性较好^[29-31]。因此，铀材料塑性加工成形多在 γ 相区内完成，但高温成形很容易产生大量氧化物，并造成严重环境污染。为解决该问题，可以将金属铀合金化，有的合金化元素可以将塑性较好的 γ 相结构稳定至室温（如 Nb、Mo 等），有的合金化元素可以起到细化晶粒的作用（如 Ti、Al 等），以此来提高铀材料的低温成形性能。同时铀及铀合金的冷成形/温成形技术研发，长期以来也一直是研究人员关注的焦点。

2.1.1 铀及铀合金板料轧制

在薄壁结构铀部件加工过程中，通常需要将铀材料轧制成板材，再通过后续拉深、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是很多部件加工的基础工序。

铀材料在 γ 相区域具有优良的塑性，基本上所有铀材料都可以在 γ 相区域进行轧制成形。对于铀合金而言，其轧制难度与合金元素含量有关，合金元素含量越高，轧制难度越大。由于大部分铀合金结晶温度区间大，凝固过程会形成显著的宏观偏析，轧制前需要对铸锭进行均匀化处理。在 γ 相区对铌和钼含量高的铀合金进行轧制难度较大，如 U-10Mo 合金是最难进行轧制成形的合金，轧制温度需接近 950 °C。随着合金元素含量的降低，在 γ 相区域进行轧制的难度也会随之降低。由于铀材料具有放射性且化学活性很高，高温轧制会带来相应的风险及危害。为此，Los Alamos 国家实验室在铀及铀合金低温轧制方面开展了大量的

研究工作。他们通过研究发现,当 U-Ti 和 U-Mo 二元合金中钛和钼的含量小于 2% 时,这 2 种合金在 α 相区就可以轧制成形。此外,在 α 相区温轧制 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^[24]。近期,Los Alamos 实验室尝试在更低温度下进行 α -U 的轧制^[32,33],金属铀经初步热轧后进行退火处理,在 480、330 °C 温度下利用直线轧制和旋转轧制方法可获得 3.56 mm 厚的金属铀板材。 α -U 塑性较差,难于在室温下成形,而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),从而使铀材的冷成形成为可能。Ren 等人^[34,35]对于淬火态 U-5.5Nb 合金采用多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,经热处理水淬后,获得的再结晶晶粒尺寸在微米量级。此外,轧制还可以改善材料化学成分均匀性。Los Alamos 实验室也通过冷轧获得了 U-10Mo 合金板材^[36],如图 8 所示。

2.1.2 铀及铀合金棒料挤压

铀材料棒材或管材通常需要挤压成形来制造,1953 年,美国就已进行了非合金铀的挤压加工,并达到了生产规模^[37,38]。后续其对挤压润滑方式、模具材料、模具设计、加压工艺等进行了细致的改进,完成了金属铀、U-Ti 合金、U-Mo 合金、U-Nb 合金、U-Nb-Ti 合金等多种材料的正挤和反挤试验,挤压都在 γ 相区(850~950 °C)内进行。冲头及冲模采用模具钢制造(洛氏硬度 $R_c > 48$),模具表面等离子喷涂 ZrO_2 以减小模具与坯料之间的反应,挤压过程中模具加热至 400 °C 左右。由于高温挤压会造成严重的污染问题,所以挤压坯料通常采用电镀的方法,在表面包覆一层 Ag 或 Cu,具有镀层的棒料挤压后也具有比较好的表面光洁度(如图 9 所示)。

铀材料的低温(α 相)挤压也一直受到人们的关注,美国活性金属公司用 3500 t 压机成功地进行了



图 8 冷轧 U-10Mo 板材

Fig.8 U-10Mo sheet formed by cold rolling^[36]

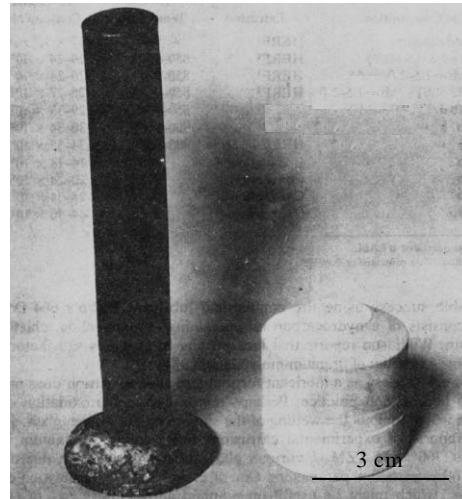


图 9 U-Ti 合金挤压棒料

Fig.9 Extruded bar of U-Ti alloy^[24]

U-Ti 合金的 α 相挤压,在 600 °C 以 4:8:1 的挤压率制造了 U-0.75Ti 合金的大型管状零件。Anderson 等人^[39-42]较为系统地研究了 U-2.4Nb 在挤压过程中形成的组织,并详细分析了 α 相挤压后的尺寸稳定性、退火稳定性以及残余应力。在研究中发现,挤压过程中会出现中心裂纹的缺陷。通过选择适当的挤压工艺参数,如挤压比、挤压速度、挤压模角度等,可以避免该缺陷的发生。曲国芳^[43]选用 420~450 °C、540~580 °C、600~630 °C 温度进行了铀管的 α 相挤压。研究发现,低温高速率挤压产生裂纹的几率较大,高温高速挤压管件出现裂纹的几率较小,期间高速变形会使铀材料发生相变产生 γ 相。当然 α 相挤压也并不是所有情况下都适用于各种铀材料,美国曾企图在低温下进行 U-2.3Nb 合金的挤压,但由于坯料绝热,使得材料变形过程中温度升到了 β 相区,导致挤压的最终失败。

2.1.3 铀及铀合金部件锻造成形

在铀部件塑性加工中,最为成熟的就是锻造技术,汽锤锻造、液压机锻造和高能速度锻造都已应用于 γ 稳定的高合金铀和 α 低合金铀上。铀合金的锻造以高温热锻为主,由于铀材料化学活性特别活泼,加热到较高温度后会产生疏松的氧化物,因此锻造开始时轻轻地打几下,使这些氧化物掉落,并用压缩空气吹除干净。铀材料锻造模具通常采用热加工工具钢制造,由于铀材料的腐蚀,会使得模具在使用过程中表面发生大面积剥落,严重降低模具的使用寿命。因此锻压模具在精加工和磨削之前,可以在最易磨损的地方焊上一层硬化材料,以提高其使用寿命。在铀材料锻造时选择汽锤会有一个明显的优势,即通过锤击传

递能量，可以使工件的温度保持在 γ 相区内，从而使预热的次数减少，图 10 给出冲击锻造成形的杯状铀部件。由于铀材料密度很高，即使很小的零件也存在装卸料困难的问题。有些铀材料锻造过程中需要注意的另外一个问题是（例如 U-2.3Nb 合金），尤其对于截面尺寸很大的零件，在空气中从 γ 相区冷却时很容易发生燃烧，形成的氧化物造成一道隔绝层，有可能使工件完全烧蚀。这种锻件水淬是十分危险的，会导致延滞裂纹倾向，因此锻造完毕后，需要把锻件密封在锻模内几分钟。

对于锻造温度，含有钛和钼的低合金铀可以在高 α 温度区内锻造，锻造过程要注意保证不将温度引入到 β 相区；合金元素含量比较高的合金需要在 γ 相区锻造，如果过程中有温度降低现象，就需要重新加热到 γ 相区，U-10Mo 合金需要加热到 1000 °C 左右，而其他合金在 800~900 °C 就可以很容易地实现锻造。

由于铀材料在热锻过程中会产生大量的有毒物污染，生产加工区必须配备防护和通排风设施，操作人员要穿好防护服并佩戴好防毒面具。

2.1.4 铀及铀合金部件拉深/冲压成形

对于薄壁壳体类铀部件，可以采用板材拉深或冲压的方法进行成形。对于长/径比大于 1 的零件，拉深加工一般需要 2 道次以上，Heller 和 Y-12 工厂采用分级拉深、交替冷压及循环退火方法制造出了 U-Nb、U-Nb-Zr 等合金零件。

由于铀材料高温塑性较好，所以拉深和冲压成形通常在高温下进行，但同时也因为材料高温强度低而常导致零件拉裂。例如在零件冲压加工过程中，围绕冲孔周围会形成凸缘，该问题可以通过预热钢圈保持凸缘加热状态、同时冷却拉坯中心区域的方法解决；对于拉深过程中零件的破裂问题，针对多道次拉深，可以将预成形部分或中心区迅速水淬，增加预成形零件强度，从而减少拉穿的可能性。

另外，采用液压成形法也可以在低温下拉深成形零件，成形过程中充油容器（或橡皮）压住拉深坯料，

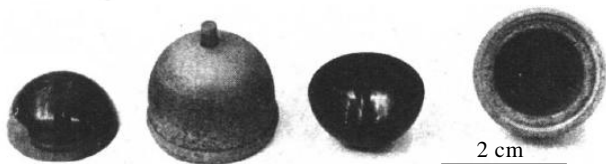


图 10 冲击锻造获得的低合金铀杯状零件

Fig.10 Low alloy uranium cup parts obtained by impact forging^[24]

钢制冲头从坯料另一端压入容器（或橡皮）当中。这种加工方法已成功应用于 U-Nb 合金和 U-Nb-Zr 合金，可以使制造成本降低 2/3。冷成形法虽然很容易获得所需铀部件，但成形件内部会存在一定的残余应力，且尺寸稳定性不好，零件直接投入使用很容易产生裂纹或发生变形。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 °C）保温一段时间后水淬。厚壁零件可以直接淬火，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。另外一种方法是在整形模具中加压直到冷却。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，后续时效强化热处理后获得所需的单向组织可以进一步提高部件强度。

2.1.5 铀及铀合金部件旋压成形

旋压成形具有成形力小、设备吨位要求低、材料利用率高、模具寿命长等诸多优点，在铀合金部件的成形上也得到了一些应用。铀部件的旋压成形依然以热成形为主，Y-12 工厂和 Rocky Flats 的研究人员对不同铀合金材料的旋压成形工艺进行了探索：对于 U-7.5Nb-2.5Zr 合金，最佳成形温度为 600 °C，给进速度为 101.6 mm (4 inch)/min，壁厚单道次减薄率在 30%~40%；对于 U-6Nb 合金可以在 γ 相区 700~800 °C 温度内成形，单道次减薄率可以达到 50%；对于 U-0.75Ti 合金可以在高 α 相区 500~600 °C 内旋压成形。旋压过程中选用悬浮石墨的水油乳化液作为润滑剂，成形后在 800 °C 固溶处理并进行水淬。

中国工程物理研究院研究了淬火态 U-6.5Nb 合金的冷旋成形技术，正旋单道次减薄率为 30%~40% 时都获得了质量良好的零件（如图 11 所示）；张新建等人^[44]在 700、655 和 600 °C 对冷变形后的铀部件进行退火处理，分别得到棒状、层片状和粒状的珠光体组织，并发现热处理冷旋 U-6.5Nb 部件的晶粒长大受 Nb 原子的扩散控制。



图 11 冷旋 U-6.5Nb 合金管件

Fig.11 U-6.5Nb alloy pipe formed by cold spinning

2.2 铀及铀合金部件铸造成形技术

铀部件压力加工技术在美国铀部件制造过程中长期处于主导地位，然而自 Rocky Flats 工厂关闭后，美国又开始寻找新的铀部件生产技术，铸造技术成为研究的重要内容之一，该技术的研发主要由 Y-12 工厂承担^[45,46]。

2.2.1 电磁感应铸造

由于铀材料具有化学性质活泼、熔点高、密度高、放射性等特殊性质，导致其铸造成形技术及工装的选取具有很大的限制，在铀部件的成形中最主要的方法是电磁感应铸造成形，成形装置比较简单，适用于不同合金材料、不同尺寸形状零件的成形，具有很好的普适性。

铀部件在采用电磁感应铸造方法成形过程中使用与上述合金熔炼相同的石墨坩埚、模具及涂层。由于高温会破坏涂层，而温度太低也会导致合金元素扩散不充分，容易在铸件表面上形成冷隔。一般认为，最适宜的浇铸温度为高于合金液相线 $100\sim 150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。要获得合格的铸造铀部件，成形过程中需要控制的 2 个关键因素就是浇铸速度与模具温度：合适的浇铸速度能够使模具迅速充满而不产生喷射和涡流，而模具温度的控制需要能够良好地促进部件制造过程的顺序凝固。为避免材料的氧化，在铀材料的铸造过程中始终保持较高的真空度 ($<10^{-1}\text{ Pa}$)，也可以循环通入惰性气体（如氩气），抑制氧化的同时还可以在熔体上形成一层保护层以防止增碳^[47]。

铀合金铸造成形部件会存在不同程度的宏观偏析问题，其中铀铌合金系统存在较宽的凝固区间（U-6Nb 合金凝固区间约为 $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ ），成形部件的宏观偏析问题比较明显。为解决该问题，美国 Los Alamos 实验室对于管状类零件采用了反重力铸造的方法，先将金属液浇入模具的中间，然后通过压力将熔液由下至上挤压进入型腔内（如图 12 所示），该方法很好地提高了产品的宏观成分均匀性^[48]。

2.2.2 微波熔铸

微波加热具有加热速度快、工艺时间短、能耗低、对环境危害小等优点^[49-51]，尤其对于放射性材料而言，在安全和环保方面有非常明显的技术优势，在 20 世纪 90 年代就引起了美国的高度关注。在过去的十几年里，Y-12 工厂联合橡树岭国家实验室在微波熔炼金属材料方面开展了卓有成效的工作，在多模腔微波设备中熔炼了 Ti、Zr、U、Cu、Al、钢、黄铜、青铜等金属材料，获得了 340 kg 的锭块。2017 年，美国能源部核安全管理局批准新建设投产的 2 条铀生产线中，也使用新开发的微波铸造系统取代传统的感应熔铸装置用于铀材料及零件的制备。

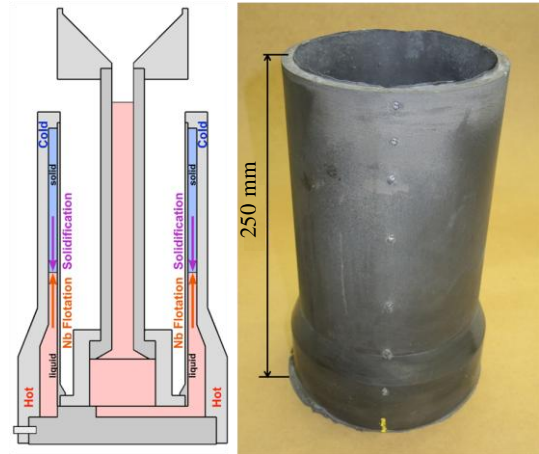


图 12 铀铌合金部件反重力铸造示意图及感应铸造管件

Fig.12 Diagram of counter gravity casting of U-Nb alloy part^[48]

由于金属对于微波而言属于反波材料，在常规认知中，大体积金属材料不可能采用微波加热。但 Y-12 工厂的科研人员另辟蹊径，选择可吸收微波的材料制作坩埚和模具，在熔炼过程中微波作用于陶瓷坩埚，使得坩埚迅速升温，坩埚将热量通过辐射和接触传热的方式传递到金属材料上，金属温度升高后（约达到熔点的 $2/3$ ），其吸收微波能力增强，此后，微波直接作用在金属材料上使其自身温度快速升高，从而实现熔炼^[52,53]。其中制备坩埚的主要材料为 SiC 陶瓷，模具可以选择石墨来制造，熔铸过程中选择具有良好透波性能的 $80\%\text{Al}_2\text{O}_3+20\%\text{SiO}_2$ 来作为保温套材料^[54]。图 13 为 Y-12 工厂铀材料的熔铸过程。原始材料使用切屑，经清洗压团后置于坩埚内，坩埚下设石墨模具。坩埚和石墨模具置于保温套中，熔炼过程通过工装加热金属材料，至熔化后漏于模具中冷却形成铀锭。

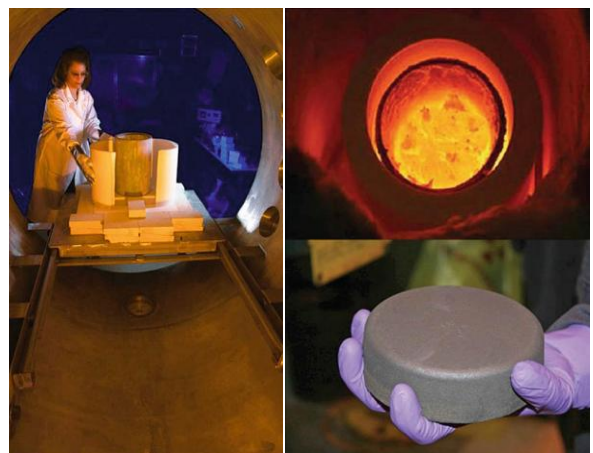


图 13 金属铀微波熔铸过程

Fig.13 Microwave melting and casting of uranium^[54]

在微波加热技术中，热失控和热点一直是制约该技术发展的瓶颈，电磁场的不均匀和材料吸波的不均匀在材料加工过程中很难避免。据报道，Y-12 工厂已发现了控制局部过烧和过热问题的方法，能够很好地掌控微波加热过程，但技术细节未见报道，仍处于保密状态。金属微波熔铸技术的研发为铀部件的生产提供了新的制造工艺。该技术可提高铀部件质量、降低生产能耗、提高操作安全性、并减少放射性废物。

2.3 其他制造技术

2.3.1 热压烧结技术

反应堆用铀元件由于孔隙度的要求不同，通常采用热压烧结法制备。对于形状简单的零件，可以采用预压粉末+烧结的方式制备，压坯的孔隙度通过粉末粒度分布、压坯压力、烧结温度和时间来控制。另外，还可以采用压力烧结法制备：将粉料置于冲模内，烧结过程中在粉体上施加压力，成型的产品可以达到完全密实化或接近完全密实化。

但上述的模压烧结对于复杂零件很难达到理论密度，因此对于形状复杂的零件可以采用热等静压烧结技术成型（示意图如图 14 所示）。其过程为：将粉料装入容器内抽真空并密封，然后放入烧结炉内，加压加热烧结，成型得到所需产品。要实现良好的烧结效果，一个重要的方面就是容器材料的选择。在高温条件下，需要保证容器与粉末之间的化学反应能够避免或降至最低，研究人员发现使用铜做容器可以满足上述要求。通过热等静压烧结工艺的控制，可以得到致密化程度较好的材料，也可以保留粉粒的原始亚结构。

2.3.2 增材制造技术

增材制造技术自 20 世纪 90 年代出现以来，经过几十年的发展，已经成为当前先进制造领域技术创新的一个重要分支，其优势在于三维结构的快速和自由制造，被广泛应用于新产品开发、单件小批量制造^[55]。将增材制造技术用于铀部件的加工和整治维修，在提

高材料利用率，节省稀少且价格昂贵的核材料方面具有巨大的潜在优势。

美国近年来对铀合金增材制造技术给与了很高的关注。由于 U-Nb 合金液/固相线间距较宽，铸造成形过程中容易发生缩松、缩孔等缺陷，因此利弗莫尔实验室^[56]首先开展了 U-Nb 合金样件的制造实验。他们采用离心雾化法制备出平均粒径为 53~63 μm 的 U-6Nb~U-14Nb 粉粒，测试粉粒表面存在 36~40 nm 的氧化层。实验采用 400 W Nd:YAG 激光，激光波长为 1064 nm，聚焦高斯束斑直径为 50 μm，熔池深度为 190 μm。加工过程中束斑以 1 m/s 的速度移动，每层激光扫描过后旋转 90°铺下一层，为避免氧化，同时吹氩气进行保护。成形后得到凝固材料的晶粒尺寸约 0.7 μm（如图 15 所示），经 1000 °C/16 h 热处理后获得 γ 相组织，淬火后得到 α'' 相组织，其晶粒内部包含大量细小的孪晶结构。激光打印获得的 U-6Nb 合金材料屈服强度在 800 MPa 以上，但塑性很差，经退火处理后延伸率可以提高到 22.3%^[57]。

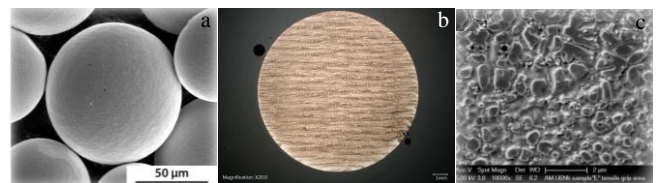


图 15 铀材料增材制造: U-6Nb 合金粉，激光熔池宏观结构和凝固微观组织

Fig.15 Additive manufacturing of uranium material: (a) U-6Nb alloy powder, (b) macrostructure of laser melting pool, and (c) solidification microstructure^[57]

3 结 语

1) 自 1789 年金属铀被发现以来，科学家们对其进行了深入而又细致的研究，并取得了很多伟大的成就。在这一系列成就的基础上，以武器及能源领域发展需求为牵引，铀部件的加工制造技术也在不断前行。

2) 以美国和前苏联为代表的国家开展了大量的铀合金制备技术和铀部件制造技术研究。鉴于铀材料的特殊性能，常规技术在应用过程中受到了诸多影响与限制，因此铀部件制造技术的发展主要包括 2 种：常规技术的改造与新型技术的开发。

3) 近几十年来，伴随着技术与文明的进步，一部分铀部件的应用从军工领域转向民用领域，与铀材料相关的加工制造技术研发更关注于安全性、高效性和环保性，并朝向数字化、自动化、智能化的方向发展。

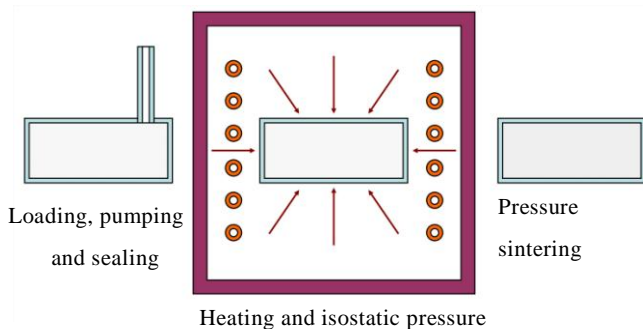


图 14 热等静压烧结示意图

Fig.14 Schematic diagram of HIP sintering

4) 为了不断提高铀部件制造水平, 科研人员对铀材料的成形机制及组织性能调控原理不断地深入探索分析。由于铀材料独特的物化和机械性能, 使得这些研究结果进一步拓宽和加深了人们对材料的认知, 同时牵引铀部件制造技术不断优化与创新。

参考文献 References

- [1] Gindler J E. Translated by Xiang Jiazhong(向家忠). *Physical and Chemical Properties of Uranium*(铀的物理和化学性质)[M]. Beijing: Atomic Energy Press, 1982: 1
- [2] Pushkov V A, Tsisar D V. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2009, 385(1): 88
- [3] Kozlov E A, Bondarchuk S V, Zuev Y N *et al.* *The Physics of Metals and Metallography*[J], 2011, 111(4): 410
- [4] Jones C P, Scott T B, Petherbridge J R *et al.* *Solid State Ionics*[J], 2013, 231: 81
- [5] Stephanie H S, Miranda J K R, Jonathan R L *et al.* *Science of the Total Environment*[J], 2010, 408: 5690
- [6] Stephanie H S, Nick D B, Paul J W *et al.* *Chemosphere*[J], 2009, 77: 1434
- [7] Prochazka R. *Journal of Non-Crystalline Solids*[J], 2007, 353: 2052
- [8] Banos A, Harker N J, Scott T B. *Corrosion Science*[J], 2018, 136: 129
- [9] Liu Tingting(刘婷婷), Zhang Pengcheng(张鹏程), He Lifeng(何立峰) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(5): 800
- [10] Shi P, Li F F, Wu Y P *et al.* *Corrosion Science*[J], 2015, 93: 58
- [11] Zhang Y, Lin J P, Chen G L *et al.* *Journal of University of Science and Technology Beijing, English Edition*[J], 1998, 41(5): 41
- [12] Maslennikov A, Bessonov A, Peretroukhine V *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2007, 444-445: 345
- [13] Kim J H, Lee J W, Kim K H *et al.* *Journal of Nuclear Science and Technology*[J], 2017, 6(54): 648
- [14] Kapoor R, Thota M K, Chakravartty J K *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2016, 476: 113
- [15] Brown D W, Alexander D J, Clarke K D *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2013, 69: 666
- [16] Fu X G, Wang X L, Bai C M *et al.* *Ordnance Material Science and Engineering*[J], 2001, 24(4): 13
- [17] Wu Y P, Wu Q W, Zhu S F *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2016, 478: 7
- [18] Zueva Y N, Sagaradzeb V V, Pecherkinab N L *et al.* *The Physics of Metals and Metallography*[J], 2013, 13(114): 1123
- [19] Ghoshal K, Kuty T R G, Mishra S *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2013, 432: 20
- [20] Magnani N J, Romero H, Miglionico C J. *Effect of Chloride of Ions on the Susceptibility to Stress Corrosion Cracking of U-7.5Nb-2.5Zr and U-4.5Nb Alloy*, CS-RR-70-371[R]. Washington: Atomic Energy Commission, 1970
- [21] Magnani N J. *Journal of Nuclear Materials*[J], 1972, 42: 271
- [22] Zeng Y P, Zhou P, Du Y *et al.* *Calphad*[J], 2018, 60: 90
- [23] Nie Chuan(聂川), Yang Fashuai(杨法帅), Mu Xin(牟鑫). *Vacuum*(真空)[J], 2015, 52(5): 52
- [24] Burke J J. *Physical Metallurgy of Uranium Alloy*[M]. Columbus: Metals and Ceramics information Center, 1974: 3
- [25] Pfann W G. *Zone Melting*[M]. Huntington: Robert E Krieger Publishing Company, 1978: 2
- [26] Shi Jie(石洁), Luo Chao(罗超), Zhang Xinjian(张新建) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(4): 833
- [27] Chinese Nuclear Society(中国核协会). *Progress Report on China Nuclear Science and Technology (Vol.2)*(中国核科学技术进展报告(第二卷))[M]. Beijing: China Atomic Energy Press, 2011: 59
- [28] Hu Guichao(胡贵超), Yang Jiangrong(杨江荣), Ji Hefei(纪和菲) *et al.* *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2015, 44(1): 69
- [29] Kapoor R, Behera A N, Chakravartty J K *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2015, 46: 251
- [30] McCabe R J, Capolungo L, Marshall P E *et al.* *Acta Materialia*[J], 2010, 58: 5447
- [31] Zhou P, Xiao D W, Wang W Y *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2016, 478: 83
- [32] Zecevic M, Knezevic M, Beyerlein I J *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2016, 665: 108
- [33] Zecevic M, Knezevic M, Beyerlein I J *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2016, 473: 143
- [34] Ren Z Y, Hu G C, Ma R *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2017, 494: 284
- [35] Ren Z Y, Ma R, Hu G C *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2017, 494: 72
- [36] Hammon D, Alexander D J, Clarke K D *et al.* *Metallography of High Carbon Content Cold-rolled U-10Mo-LEU*, LA-UR-16-27603[R]. New Mexico: Los Alamos National Laboratory, 2016
- [37] Russell H W, Nelson H R. Washington D C: *Atomic Energy Commission Technical Information Service*[Z], 1953: 42

- [38] Lowenstein P. New York: *The Metallurgical Society of AIME*[Z]. 1957, 4: 87
- [39] Anderson R C, Kollie T G. *Dimensional Stability, Annealing Stabilization and Residual Stress Analysis of Alpha Phase-Extruded Uranium-2.4 Weight Percent Niobium Alloy*, DE82000261[R]. Tennessee: Oak Ridge Y-12 Plant, 1981
- [40] Anderson R C, Kollie T G. *Melting, Casting and Alpha Phase Extrusion of the Uranium-2.4 Weight Percent Niobium Alloy*, DE82001632[R]. Tennessee: Oak Ridge Y-12 Plant, 1981
- [41] Carpenter D A, Rogers S H, Kollie T G *et al.* *Phase and Texture Analysis of the Alpha Phase Extruded Uranium-2.4 Weight Percent Niobium Alloy*, DE82006120[R]. Tennessee: Oak Ridge Y-12 Plant, 1981
- [42] Anderson R C, Carpenter D A, Kollie T G *et al.* *Texture-property Relationships in the Uranium-2.4 Weight Percent Niobium Alloy*, DE83004700[R]. Tennessee: Oak Ridge Y-12 Plant, 1982
- [43] Qu Guofang(曲国芳). *Proceedings of the 1980 Conference on Nuclear Materials*(1980 年核材料会议文集)[M]. Chongqing: Atomic Energy Press, 1980: 8
- [44] Zhang Xinjian(张新建), Wang Xiaolin(汪小琳), Luo Chao(罗超) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(8): 1414
- [45] Gourdin W H. *Final Report to the Strategic Environmental Research and Development Program on Near-net Shape Casting of Uranium-6% Niobium Alloys*, UCRL-ID-120914[R]. Lawrence: Livermore National Laboratory, 1994
- [46] Taylor M J, Bird E L, Demint A L *et al.* *Development of a Near-net-shape Casting Technology for the U-6Nb Alloy-Part I: Materials Characterization, Experiment Design, and Model Construction*, CONF-970232-1[R]. Eastern Tennessee: Oak Ridge National Laboratory, 1996
- [47] Aikin R M J. *Process Development and Optimization of a Direct Cast U-6Nb 250 mm Hemispherical Component*, LA-UR-18-29233[R]. New Mexico: Los Alamos National Laboratory, 2018
- [48] Aikin R M J. *Macro-Segregation in Uranium-6wt%Niobium*, LA-UR-15-21924[R]. New Mexico: Los Alamos National Laboratory, 2015
- [49] Lingappa M S, Srinath M S, Amarendra H J. *Materials Science Forum*[J], 2017, 890: 356
- [50] Agrawal D. *Transactions of the Indian Ceramic Society*[J], 2006, 65(3): 129
- [51] Combe E, Guilmeau E, Savary E *et al.* *Journal of the European Ceramic Society*[J], 2015, 35(1): 145
- [52] Awida M H, Shah N, Warren B *et al.* *2008 IEEE MTT-S International Microwave Symposium Digest*[C]. Piscataway: IEEE, 2008: 221
- [53] Warren B C, Awida M H, Fathy A E. *2011 IEEE MTT-S International Microwave Symposium*[C]. Piscataway: IEEE, 2011: 1
- [54] Morrell J S, Jackson M J. *Uranium Processing and Properties*[M]. New York: Springer, 2013: 53
- [55] Zhao Jianfeng(赵剑峰), Ma Zhiyong(马智勇), Xie Deqiao(谢德巧) *et al.* *Journal of Nanjing University of Aeronautics and Astronautics*(南京航空航天大学学报)[J], 2014, 46(5): 675
- [56] McKeown J T, Hsiung L L, Ryu H J *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2014, 448: 72
- [57] Wu A S. *Additively Manufactured Uranium-6wt%. Niobium*, LLNL-TR-739064[R]. Lawrence: Livermore National Laboratory, 2017

Summarization of Preparation and Forming of Uranium Materials and Parts

Liu Jingyuan, Su Bin

(Institute of Materials, China Academy of Engineering Physics, Jianguyou 621907, China)

Abstract: As a kind of strategic nuclear materials, uranium plays an important role in the human story. In the demand of nuclear industry, the forming and manufacturing technology of uranium and its alloy parts is also developing. This paper reviewed the development of uranium material preparation and uranium parts processing technology from the view of engineering, specifically introduced the uranium alloy preparation and uranium material purification technology, and mainly described the manufacturing methods of uranium parts from two aspects of plastic forming and casting forming. In view of the particularity of uranium products manufacturing, it pointed out that the technology facing future will pay more attention to safety, environmental protection and intelligence.

Key words: uranium material; alloy preparation; plastic forming; casting

Corresponding author: Su Bin, Ph. D., Associate Professor, Institute of Materials, China Academy of Engineering Physics, Jianguyou 621907, P. R. China, Tel: 0086-816-3626328, E-mail: subin@caep.cn