

# Ti 添加对 U-5.7Nb-xTi 合金相结构和力学性能的影响

吴敏, 张雷, 施韬, 莫文林, 张培, 张鹏国, 邹东利, 法涛

(中国工程物理研究院材料研究所, 四川 绵阳 621900)

**摘要:** 采用电弧熔炼制备了不同 Ti 含量的 U-5.7Nb-xTi 系列合金样品, 并对其相组织结构和力学性能的演化规律进行了研究。结果表明, 随着 Ti 含量的增加, 淬火态 U-5.7Nb-xTi(x=0, 0.6, 1.2, 1.8, 质量分数, %)合金内首先会在  $\alpha'$  相中形成  $\gamma^0$  相, 随后完全转化为  $\gamma^0$  相, 当 Ti 含量进一步上升至 1.8% 时整个材料表现出高温奥氏体的体心立方相。将 Ti 等原子换算为平衡铌浓度  $Nb_{eq}$  后, 各相成分的边界与 U-Nb 合金十分吻合。与此同时, U-5.7Nb-xTi 合金的硬度随着总合金含量的增加其硬度先降低后升高。通过分析 U 合金马氏体相变机制及金属材料固溶强化理论, 发现 U 合金的相结构和力学行为分别由高温母相的屈服强度和马氏体相的孪晶能所决定。由于 Ti 和 Nb 的原子半径和体模量等物理参量非常相近, 导致两者在对母相的固溶强化和对马氏体相孪晶能的贡献相当, 进而使得 Ti 可以等原子替换 Nb 而对相结构和力学性能的影响较小。根据相同的物理机制, U-Nb-X 三元合金 (或更多元合金) 可通过分析合金元素 X 的原子半径和体模量等物理参量, 较为准确地预测不同 X 元素添加量对相结构和力学性能的影响, 这为 U-5.7Nb 合金的进一步强化设计提供了理论依据和指导。

**关键词:** 铀铌钛合金; 相结构; 力学性能

**中图分类号:** TG146.8

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2022)09-3403-06

由于具有高密度和优秀的核性能, 铀及铀合金在核工业领域有着重要应用<sup>[1]</sup>。但是纯 U 本身硬且脆, 弹性模量、强度、热膨胀系数等力学参量都具有明显的各向异性, 为工程应用带来不便; 与此同时 U 的化学性质活泼, 极易发生氧化<sup>[2]</sup>、氢化<sup>[3-5]</sup>等腐蚀反应造成功率学性能的进一步恶化, 极大地限制了铀材料的使用范围和场景。因此工业上经常通过添加 Ti、Zr、Nb、Mo 等合金元素<sup>[6-13]</sup>来提升金属 U 的各种性能以适应不同核装置的使用条件。例如 Mo 可显著提升铀合金的抗辐照性能<sup>[6]</sup>, Nb 和 Zr 则可明显提升铀合金的抗腐蚀性能<sup>[7-9]</sup>, 而 Ti 的添加则可提升材料的强度<sup>[11-13]</sup>。但是这些合金元素在低温  $\alpha$ -U 中的固溶度很低而在高温体心立方相  $\gamma$ -U 中溶解度很高, 因此通常采取高温固溶后快速淬火的方式来获得具有一定合金元素固溶度的 U 合金。

由于具有良好的抗腐蚀性和综合力学性能, U-Nb 合金体系是目前应用最广的铀合金体系之一。根据 Nb 含量的不同, 快速淬火过程中马氏体相变产物也会在  $\alpha'$ 、 $\alpha''$  和  $\gamma^0$  相中发生变化<sup>[3]</sup>。其中, 在 Nb 含量较低

(0%~4.2%, 质量分数)时获得的  $\alpha'$  相与平衡态  $\alpha$  相具有相同的晶体结构和空间群 Cmcm, 只是晶格常数存在一些微小的差异。当 Nb 质量分数增加至 4.2%~6.9% 时则会形成  $\alpha''$  相, 其在  $\alpha'$  相晶格基础上发生了单斜畸变, 出现了单斜角  $\gamma$ , 其空间群为 P21/m。当 Nb 达到 6.9%~8.9% 时, 会产生另一种马氏体相  $\gamma^0$  相<sup>[14]</sup>, 该相在平衡相 bcc 相的  $c$  方向上存在一个拉长, 同时体心原子也偏离平衡位置 5%~10%, 空间群为 P4mm。

淬火态 U-5.7Nb (质量分数, %) 是核工业中一种重要的铀合金材料, 除了具有良好的抗腐蚀性能、塑性以及加工性能的同时, 还具有应力应变曲线双屈服、形状记忆效应等特殊的性质<sup>[4,15-19]</sup>, 吸引了大量研究工作。但是其强度特别是第一屈服强度较低, 在较低外加应力下即可能会发生塑性变形, 限制了其在一些严酷环境下的应用。虽然合金化是调控材料力学性能的重要方法, 但是针对 U-5.7Nb 的合金化改性工作却较少, 美国 Lawrence Livermore 国家实验室<sup>[20]</sup>通过增材制造的方法研究了 Ti 杂质对 U-Nb 力学性能的影响, 结果发现 U-6Nb-2Ti 合金表现出  $\gamma^0$  相, 同时强度和

收稿日期: 2021-09-10

基金项目: 国家重点研发计划 (2016YFB0700403); 国家自然科学基金 (51701191)

作者简介: 吴敏, 男, 1988 年生, 博士, 助理研究员, 中国工程物理研究院材料研究所, 四川 绵阳 621900, 电话: 0816-3626743, E-mail: wumin713@caep.cn

U-5.7Nb 相比有较为明显提升；在此基础上，考虑到 Ti 的合金化可以显著提升金属铀的强度，因此 Ti 的引入也可能会改善 U-5.7Nb 的强度。但目前 Ti 合金化对于 U-Nb 合金相结构和力学性能的影响仍然缺乏系统的研究，因此本工作通过电弧熔炼的方式制备不同 Ti 含量的 U-5.7Nb-xTi 合金，并对其相结构和机械性能的演变规律进行研究。

### 1 实验

铀合金样品的制备采用高纯 U、Nb、Ti 金属颗粒为原料，先利用电解抛光工艺祛除表面氧化层获得具有新鲜表面的金属颗粒，再将各种金属颗粒按名义成分 U-5.7Nb-xTi(x=0, 0.6, 1.2, 1.8, 质量分数, %, 下同)，即 U-5.7Nb、U-5.7Nb-0.6Ti、U-5.7Nb-1.2Ti、U-5.7Nb-1.8Ti (编号分别为 T0、T1、T2 和 T3) 的比例置于非自耗式电弧熔炼炉的水冷铜坩埚中，随后抽真空至  $10^{-3}$  Pa 并充入高纯 Ar 气 (>99.999%) 以减少炉腔环境中的氧气和氮气，并首先熔炼 Zr 锭以进一步降低氧分压。随后将每个合金锭重熔至少 4 次以保证合金元素分布的均匀性。

将熔炼后的合金锭用 Ta 箔包裹好后放入石英玻璃管，抽真空至  $10^{-3}$  Pa，利用氢氧焰将石英玻璃管密封后放入箱式炉。所有合金样品均在 1000 °C 保温 24 h 以实现均匀化，随后打破玻璃管使样品掉入水中以实现淬火。

进行热处理完的金属锭样品，根据不同的测试内容采取不同的加工方式。对于结构分析和硬度测试的样品，采用金刚石锯片切割机切至块状后镶嵌至环氧树脂中进行机械研磨和抛光，并用 5% (体积分数) 的 H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub> 水溶液进行电解抛光以去除表面的氧化层和应力层。随后用配置 Cu K $\alpha$  射线 (波长  $\lambda=0.154\ 06\ \text{nm}$ ) 的 EMPYREAN 型 X 射线衍射仪 (XRD) 对其相结构进行分析，扫描范围为  $2\theta=25^\circ\sim90^\circ$ 。利用维氏硬度测试方法对不同合金的硬度进行表征。对于力学试样，采用线切割方法将样品切割成直径 5 mm、高度 5 mm 的圆柱形压缩样，经表面磨抛后在 CSS-44100 型电子万能材料试验机上以  $0.5\ \text{s}^{-1}$  的应变速率获得其准静态压缩应力-应变曲线。

### 2 结果与讨论

#### 2.1 Ti 添加对 U-Nb 体系相结构的影响

不同 Ti 添加量下 U-5.7Nb-xTi 合金的 XRD 图谱如图 1 所示。其中淬火态 T0 合金表现出  $\alpha''$  单相，与文献中广泛报道的相一致。当引入 Ti 后，U-5.7Nb-xTi 合金会首先析出  $\gamma^0$  相，为了更清晰的展现  $\alpha''$  和  $\gamma^0$  相之

间的区别，图 1 中使用插图对  $34^\circ\sim41^\circ$  区域进行放大。可以发现，除  $37^\circ$  附近(200)主峰 (图中 “▼” 所示) 外  $\gamma^0$  相的其他衍射峰均与  $\alpha''$  相重合，因此(200) $\gamma^0$  峰通常用于  $\gamma^0$  相的鉴别与含量的表征。当 Ti 含量进一步增加至 1.2% 时，T2 合金的 X 射线衍射谱会表现出  $\gamma^0$  相特有的双峰特征，表明此时合金已完全转变为  $\gamma^0$  相；当 Ti 含量进一步增加，合金体系逐渐向较为稳定的  $\gamma^{12}$  相发生转变，但在 T3 样品的谱中仍然可以看到  $\gamma^0$  相的双峰特征，表明此时合金为  $\gamma^0$  相和  $\gamma^{12}$  相双相共存的结构。

淬火态 U-5.7Nb-xTi 合金体系的相结构转变规律与高 Nb 含量下 U-xNb 合金相结构转变具有类似的规律。美国 Lawrence Livermore 实验室 Wu 等人<sup>[20]</sup>通过增材制造的研究方法对 U-6Nb-2Ti 的相结构和力学性能进行了研究，基于实验数据 Wu 等人认为其他合金元素的添加并不改变 U-Nb 合金的相结构演变规律，并提出可以将 U-Nb 合金中其他合金元素以等原子分数的形式计入总的平衡铌浓度 Nb<sub>eq</sub> 以评估和预测 U-Nb 基合金中的相结构，如表 1 所列。

事实上该种假设和计算方法并不准确，尤其是在处理含 Zr 铀合金体系的相变问题上会出现较大偏差，特别是淬火态 U-Zr 合金体系中并不存在单斜  $\alpha''$  相，

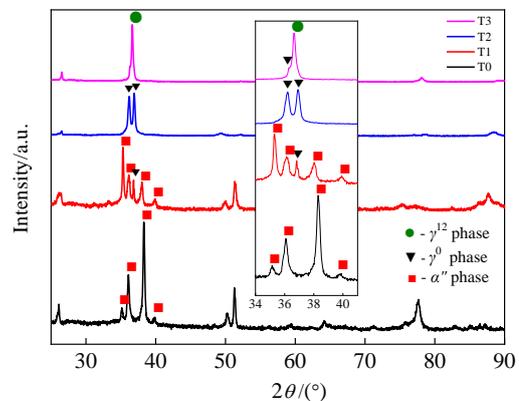


图 1 U-5.7Nb-xTi 的 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of U-5.7Nb-xTi alloys

表 1 U-5.7Nb-xTi 合金的相结构、原子比及平衡铌浓度 Nb<sub>eq</sub>

Table 1 Phase structures, atomic ratios and Nb<sub>eq</sub> of U-5.7Nb-xTi alloys

Sample	Phase structure	Atomic ratio	Nb <sub>eq</sub> /at%
T0	$\alpha''$	1:13.4	13.4
T1	$\alpha''+\gamma^0$	1:13.1:2.7	15.8
T2	$\gamma^0$	1:12.9:5.2	18.1
T3	$\gamma^0+\gamma^{12}$	1:12.6:7.7	20.3

Note: Nb<sub>eq</sub>—equivalent Nb concentration, Nb<sub>eq</sub>(at%)=Nb+Ti

U-xZr 合金体系中仅存在  $\alpha'$  和  $\gamma^0$  2 种亚稳相。例如 U-7.5Nb-2.5Zr 合金<sup>[21]</sup> (俗称“不锈钢”), 在总合金元素含量接近 22% (原子分数) 的时候仍然表现出马氏体  $\gamma^0$  相, 如图 2 中蓝色标记所示, 与 U-Nb 合金的相结构演变规律 (图 2 中黑色虚线所示) 存在着明显矛盾; 又如 U-7Zr 合金, 其  $Nb_{eq}$  值为 16.25%, 按照淬火态 U-Nb 合金相变规律应为  $\gamma^0$  相, 但实际该合金为  $\alpha'$  相<sup>[22,23]</sup>, 而  $\alpha'$  相结构在 U-Nb 体系中仅当 Nb 含量小于 10% (原子分数) 才会出现。从 U-Nb-Zr 合金的实际相结构可推算出, Zr 在计入总的平衡铌浓度  $Nb_{eq}$  时不可用等原子比计算, 其折算系数明显小于 1。但是, 使用该计算方法在处理 U-Nb-Ti 体系时, 却表现出惊人的吻合度。图 2 中使用红色标记给出了根据该方法算得的 U-Nb-Ti 体系的  $Nb_{eq}$  和对应的相结构, 并使用 U-Nb 体系的各相界作为参照, 可以看出, T0 和 T2 样品分别位于  $\alpha''$  和  $\gamma^0$  相区, 而分布位于  $\alpha''/\gamma^0$  相区边界和  $\gamma^0/\gamma^{12}$  相区边界的 T1 和 T3 样品则分别表现出  $\alpha''/\gamma^0$ 、 $\gamma^0/\gamma^{12}$  双相共存的相结构。

Ti 和 Zr 在计入总的平衡铌浓度  $Nb_{eq}$  时存在明显差异, 这与马氏体相变过程中 Ti、Zr 和 Nb 对材料物理性能的影响存在密切联系。根据 Tangri 等人提出的 U 合金马氏体相变模型<sup>[24]</sup>, 淬火过程中二元 U 合金在母相  $\gamma$  相的 {112} 面上沿  $\langle 111 \rangle$  晶向发生切变, 该过程的切变量决定了马氏体相变的最终产物。相变过程由淬火的过冷度提供驱动力, 阻力则由母相的屈服强度所决定。在合金含量较少时,  $\gamma$  相屈服强度较低, 阻力较小, 切变完全, 产物为  $\alpha'$  相; 随着合金元素含量上升, 母相的屈服强度由于固溶强化效应而提高, 切变过程中阻力增大, 在相同的驱动力下切变不完全, 产物变为  $\alpha''$  相; 而当合金元素含量进一步上升, 母相

的屈服强度显著上升使得切变难以发生, 只在  $\gamma$  相的 {112} 面上发生微小切变, 此时产物即为  $\gamma^0$  相。因此, 在相同的淬火工艺下, U 合金的马氏体相变产物与母相体心立方相的固溶强化效应密切相关。相关研究表明, 金属材料的固溶强化效果通常由合金元素模量差异和尺寸差异引起的软硬失配和晶格失配决定<sup>[25]</sup>。表 2 列出了 U 合金中常见合金元素的物理常数<sup>[26,27]</sup>, 可以看出, Ti、Nb 与 U 的半径差和模量差都很接近, 因此两者在固溶强化的贡献相当, 所以具有相同总合金含量的 U-Nb-Ti 合金与 U-Nb 合金应具有相似的屈服强度, 因此在相同淬火工艺条件下 U-Nb-Ti 的相边界与同原子量的 U-Nb 基本相同。

### 2.2 Ti 添加对 U-Nb 体系力学性能的影响

图 3 展示了不同成分 U-5.7Nb-xTi 合金的应力-应变曲线。由于  $\alpha''$  相具有双屈服效应, 所以其中以  $\alpha''$  相为主的 T0、T1 合金都具有明显的双屈服现象, 分别与文献中报道的 U-5.7Nb<sup>[28]</sup> 和 U-7Nb<sup>[15]</sup> 应力-应变曲线相类似, 但其第一屈服强度值 (300 MPa) 略高于文献报道中 U-Nb 合金原位实验条件下的第一屈服强度值<sup>[28]</sup>; 与此同时, 具有  $\gamma^0$  相的 T2 合金同样表现出明显的双屈服现象, 第一屈服平台位置与 T0 类似。考虑到在一定的应力条件下<sup>[15]</sup>,  $\gamma^0$  相会向  $\alpha''$  相发生相转变, 因此其双屈服现象的第一屈服可能是应力诱导相变所致。而对于已经大部分转化为  $\gamma^{12}$  相的 T3 合金, 其第一屈服强度消失, 应力-应变曲线与其他体心立方金属较为类似, 同时其屈服强度有了大幅提升。

此外, 通过测量硬度可以发现 U-5.7Nb-xTi 与高 Nb 含量下 U-Nb 合金的力学性能演变规律也存在着明显的相似性。图 4 为 2 个体系的硬度随合金含量的变化。可以看出, U-5.7Nb-xTi 合金体系的硬度随合金含量的变化的整体趋势与具有相同总合金含量的 U-Nb 合金的硬度变化趋势相同: 首先当合金相变产物在马氏体相区, 特别是在  $\alpha''$  相、 $\gamma^0$  相区内时, 材料硬度随着总合金含量的增加逐渐下降, 并在合金含量在 16%~18% (原子分数) 附近达到最小值; 随后总合金含量上升, 材料在进入  $\gamma$ -bcc 相区后, 硬度显著提高。

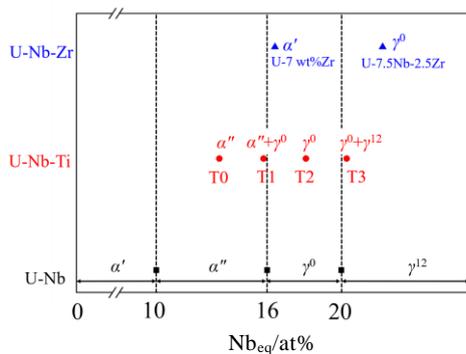


图 2 U-Nb、U-Nb-Ti、U-Nb-Zr 等合金的相结构与  $Nb_{eq}$  的关系  
Fig.2 Relation between the phase structures and  $Nb_{eq}$  of as-quenched U-Nb, U-Nb-Ti, U-Nb-Zr alloys ( $Nb_{eq}$  (at%)=Nb+Ti+Zr)

表 2 合金元素 Ti、Nb、Zr 与 U 的物理常数

Table 2 Physical parameters of the alloying elements Ti, Nb, Zr and U<sup>[26,27]</sup>

Element	Atomic radius/nm	Radius difference with U/%	Rigidity modulus/GPa	Rigidity modulus difference with U/%
U	0.1516	-	73.1	-
Ti	0.1467	-3.23	45.6	-37.6
Nb	0.1456	-3.96	37.5	-48.7
Zr	0.1597	+5.34	35.0	-52.1

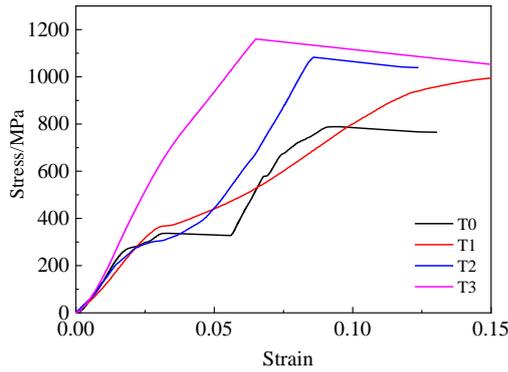


图 3 U-5.7Nb-xTi 体系的应力-应变曲线

Fig.3 Stress-strain curves of U-5.7Nb-xTi alloys

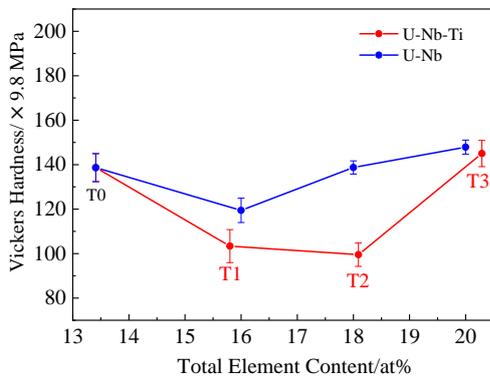


图 4 U-Nb 和 U-5.7Nb-xTi 合金体系的硬度随总合金含量的变化曲线

Fig.4 Variations of hardness with total alloying element contents for U-Nb and U-5.7Nb-xTi alloys

材料力学性能变化与马氏体相 U-Nb 合金的变形过程密切相关。U-5.7Nb 合金在外力作用下的变形过程大致分为 2 个阶段<sup>[29]</sup>：变形初期发生以孪生变形为主的二次结构化过程，使得大部分晶粒的取向集中在  $(\bar{1}30)$  附近，该取向对于主滑移系  $\{010\}\langle 100\rangle$  具有较高的 Schmid 因子<sup>[30]</sup>；随后发生以位错滑移为主的塑性变形直至材料颈缩断裂。由于对称性较低，类  $\alpha$  相的 U-Nb 合金滑移系很少，大部分随机取向的晶粒很难获得一个较高的 Schmid 因子以发生滑移，因此变形初期的结构化过程在协调晶体取向以诱发滑移中起着重要作用，而结构化所需的应力及最终的结构化程度也决定了材料的强度和延伸率。

对于金属材料来说，材料的塑性变形机制由广义层错能所决定<sup>[31-34]</sup>。在层错能较低的材料中更容易发生孪生行为，而在层错能较高的材料中位错行为则占主导。对于一般金属材料，层错能往往可以通过微观的物理量直接定义，例如面心立方金属的层错能与

$\{111\}$  面上  $\langle 112\rangle$  扩展位错间的距离直接相关<sup>[33]</sup>；而对于 U 合金来说，由于其晶体对称性较低、孪生系多且孪生面或孪生方向多为无理数，因此在 U 合金中很难建立层错能与具体缺陷结构之间的联系。但是高 Nb 含量的 U-Nb 合金材料在塑性变形过程中丰富而复杂的孪生行为<sup>[14,17]</sup> 预示着其孪晶具有较低的能量。对于具有板条状马氏体的 U-Nb 合金，随着 Nb 含量的增加，U-Nb 合金的层错能或孪晶能逐渐下降，在较低的应力下即可发生孪晶的产生与迁移等行为，材料的强度也随之降低；与此同时，孪生行为更充分，晶体协调塑性变形的能力逐渐提高，结构化的程度加深，进而材料的延伸率增大，该结论也与淬火态 U-Nb 合金性能变化规律相符<sup>[35]</sup>。

基于上述讨论，Ti 对于 U-Nb-Ti 体系力学性能的影响包括固溶强化和变形机制的改变 2 个方面。根据 2.1 节的讨论，Ti 的引入并不会带来额外的固溶强化效果。而合金元素对材料层错能的影响主要与合金元素带来的晶格畸变和晶格弹性性能改变相关，即与合金元素原子半径有关<sup>[36]</sup>。由表 2 可知，Ti 和 Nb 的原子半径非常接近，因而两者对 U 合金层错能的影响相近，具有相同合金元素含量的 U-Nb-Ti 与 U-Nb 合金应具有相近的层错能或孪晶能，进而具有相似的变形过程。因此，等原子量的 Ti 替代 Nb 既不会引起进一步的固溶强化，也不会带来层错能等重要物理量的变化，从而导致同合金元素原子比的 U-Nb-Ti 与 U-Nb 合金在强度、塑性等力学性能表现出极大的相似性。而当总合金含量上升至 20% (原子分数) 后，U-Nb-Ti 和 U-Nb 合金均以 bcc 相为主，其变形机制由马氏体相的需孪晶协调塑性变形的多个过程变为单一的以位错滑移为主的典型 bcc 金属的塑性变形，其屈服强度变为由 bcc 相位错的临界分切应力所决定，因而两者的硬度值都大幅提升。

### 3 结 论

1) 随着 Ti 含量的增加，淬火态 U-5.7Nb-xTi 合金内首先会在  $\alpha''$  相中形成  $\gamma^0$  相，并随后完全转化为  $\gamma^0$  相，当 Ti 含量进一步上升至 1.8% 时整个材料表现出高温奥氏体相。

2) 根据 U 合金马氏体相变机制，由于 Ti 和 Nb 具有相似的原子半径和体模量等物理参量，对于母相具有相似的固溶强化效果，因此在总合金含量一致时获得相同的马氏体相变产物。

3) U-5.7Nb-xTi 合金力学性能演化也与同合金元素原子比的 U-Nb 类似，随着总合金含量的增加其硬度先降低后升高。

4) 通过对 U-5.7Nb 合金应力作用下组织结构演化过程进行分析, 发现其组织化所需应力和组织程度对材料的强度和塑性起决定性作用。而由于 Ti 和 Nb 具有相似的原子半径和力学参数, 两者对 U-Nb 合金的层错能或孪晶能的改变影响相当, 进而对组织化过程贡献相当, 因此相同原子比的 U-Nb-Ti 与 U-Nb 合金力学性能表现出较好的一致性。

5) 该物理机制也可适用于其它合金元素(如 Mo、Zr、V 等), 因此对于 U-Nb-X 三元合金(或更多元合金)的设计, 可通过寻找在原子半径和体模量等物理参量与 Nb 存在较大差异的合金元素 X, 预期可对力学性能产生较大的影响, 为 U-5.7Nb 合金的进一步强化设计提供了理论依据和指导。

#### 参考文献 References

- [1] Li Guaxing(李冠兴), Wu Sheng(武 胜). *Nuclear Fuels*(核燃料)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2007: 13
- [2] Paukov M, Tkach I, Huber F *et al. Applied Surface Science*[J], 2018, 441: 113
- [3] Banos A, Harker N J, Scott T B. *Corrosion Science*[J], 2018, 136: 129
- [4] Bazley S G, Petherbridge J R, Glascott J. *Solid State Ionics*[J], 2012, 211: 1
- [5] Li F F, Lu L, Meng X D *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 820: 153 124
- [6] Meyer M K, Hofman G L, Hayes S L *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2002, 304(2-3): 221
- [7] Tangri K, Chaudhuri D K. *Journal of Nuclear Materials*[J], 1965, 15(4): 278
- [8] Cathcart J V, Petersen G F. *Journal of Nuclear Materials*[J], 1972, 43(2): 86
- [9] Eckelmeyer K H, Romig A D, Weirick L J. *Metallurgical Transactions A*[J], 1984, 15: 1319
- [10] Staker M R. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 1998, 266(1-2): 167
- [11] Speer J G, Edmonds D V. *Acta Materialia*[J], 1999, 47(7): 2197
- [12] Eckelmeyer K H. *Effects of Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of U-0.75 wt% Ti* [R]. Albuquerque, New Mexico: Physical Metallurgy Division Sandia Laboratories, 1976
- [13] Bussiba A, Alus H, Katz Y *et al. Scripta Materialia*[J], 1999, 40(4): 425
- [14] Field R D, Thoma D J, Dunn P S *et al. Philosophical Magazine A*[J], 2001, 81(7): 1691
- [15] Brown D W, Bourke M A M, Stout M G *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2001, 32: 2219
- [16] Clarke A J, Field R D, McCabe R J *et al. Acta Materialia*[J], 2008, 56(11): 2638
- [17] Field R D, Brown D W, Thoma D J. *Philosophical Magazine*[J], 2005, 85(13): 1441
- [18] Zhao Yawen(赵雅文), Liu Kezhao(刘柯钊), Xiao Dawu(肖大武) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(2): 484
- [19] Li Yubin(李玉斌), Wang Xiangdong(王向东), Wang Wei(王巍) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(2): 391
- [20] Wu A S, Brown D W, Clausen B *et al. Scripta Materialia*[J], 2017, 130: 59
- [21] Lopes D A, Restivo T A G, Padilha A F. *Nuclear Engineering and Design*[J], 2013, 265: 619
- [22] Ghoshal K, Kutty T R G, Mishra S *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2013, 432(1-3): 20
- [23] Ghoshal K, Kaity S, Mishra S *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2014, 446(1-3): 217
- [24] Tangri K, Williams G I. *Journal of Nuclear Materials*[J], 1961, 4(2): 226
- [25] Toda-Caraballo I, Rivera-D áz-del-Castillo P E J. *Acta Materialia*[J], 2015, 85: 14
- [26] Pauling L. *Journal of the American Chemical Society*[J], 1947, 69(3): 542
- [27] Gale W F, Totemeier T C. *Smithells Metals Reference Book*[M]. Oxford: Elsevier Butterworth-Heinemann, 2004: 15
- [28] Zhang Y Z, Wang X L, Xu Q Y *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2015, 456: 41
- [29] Tupper C N, Brown D W, Field R D *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2012, 43: 520
- [30] McCabe R J, Capolungo L, Marshall P E *et al. Acta Materialia*[J], 2010, 58(16): 5447
- [31] Swygenhoven H V, Derlet P M, Frøseth A G. *Nature Materials*[J], 2004, 3: 399
- [32] Li W, Lu S, Hu Q M *et al. Journal of Physics: Condensed Matter*[J], 2014, 26: 265 005
- [33] Ogata S, Li J, Yip S. *Science*[J], 2002, 298(5594): 807
- [34] Li W, Lu S, Hu Q M *et al. Philosophical Magazine*[J], 2016, 96(6): 524
- [35] Field R D, Thoma D J. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2013, 436(1-3): 105
- [36] Shang S L, Wang W Y, Zhou B C *et al. Acta Materialia*[J], 2014, 67: 168

## Effects of Ti Addition on Phase Structure and Mechanical Properties of U-5.7Nb-xTi Alloys

Wu Min, Zhang Lei, Shi Tao, Mo Wenlin, Zhang Pei, Zhang Pengguo, Zou Dongli, Fa Tao

(Institute of Materials, China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621900, China)

**Abstract:** U-5.7Nb-xTi (wt%) alloys with different Ti contents were fabricated by arc-melting, and the evolution of phase structure and mechanical properties were studied. The results show that with the increase of Ti content,  $\gamma^0$  phase is first to appear in the  $\alpha''$  phase matrix, followed by its propagation. After completely transforming to  $\gamma^0$  phase in U-5.7Nb-1.2Ti, additional Ti alloying leads to the formation of the equilibrium  $\gamma^{12}$  phase. When the Ti content is increased to 1.8wt%, the whole material exhibits the body-centered cubic phase of austenite at high temperature. After the Ti atom is equivalently converted to the equilibrium niobium concentration  $Nb_{eq}$ , the boundary of each phase composition is very consistent with the U-Nb alloy. Meanwhile, the hardness of U-5.7Nb-xTi alloys is similar with those of U-Nb alloys with same total atomic contents. By analyzing the mechanism of transformation of the U-alloy and the theory of solid solution strengthening of the metal materials, the phase structure and mechanical behavior are considered to be closely related to the yield strength of the parent phase and twinning energies, respectively. Due to their similar physical parameters including atomic radii and bulk modulus, the solution strengthening effects of the parent phase and variation of the twinning energies led by Ti or Nb alloying are similar, which are responsible for the similarities of the phase structure and the mechanical properties in U-Nb-Ti and U-Nb alloys. According to the same physical mechanism, the phase structure and the mechanical properties of U-Nb-X ternary alloys (or multi-element alloys) can be more accurately predicted by analyzing physical parameters such as the atomic radius and bulk modulus of alloying element X. These results and analyses provide theoretical basis and guidance for further strengthening design of U-5.7Nb alloy.

**Key words:** U-Nb-Ti alloys; phase structure; mechanical properties

---

Corresponding author: Shi Tao, Ph. D., Associate Professor, Institute of Materials, China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621900, P. R. China, Tel: 0086-816-3626767, E-mail: shitao@caep.cn