

等温热处理对 U-2Nb 合金力学性能的影响

芮克强¹, 尹嘉清¹, 莫文林¹, 汪青海², 法涛¹

(1. 中国工程物理研究院 材料研究所, 四川 绵阳 621900)

(2. 火箭军装备部驻绵阳地区第二军事代表室, 四川 绵阳 621900)

摘要: 采用光学显微镜、扫描电镜、拉伸、压缩实验等分析测试方法, 系统地研究了 U-2Nb 合金 450~635 °C 的等温相变过程及其对应的力学性能变化, 对结构与性能的关联做了分析总结。结果表明, U-2Nb 合金在 550~635 °C 的等温热处理过程中存在两类特征鲜明的显微组织样貌, 影响它们力学性能的主要因素是针状组织或者胞状组织的片层间距, 受温度与时间的共同影响。片层间距主要取决于其形成温度, 温度越高, 片层间距越大, 强度随之降低, 塑性随之提升, 等温时间与片层间距呈正相关。这一温区内获得的最好综合性能为延伸率 22%, 断面收缩率 27.4%, 抗拉强度 875 MPa, 屈服强度 410 MPa。在 450~500 °C 进行淬火并回火的样品主要组织形貌特征为针状马氏体与回火形成的团状组织共存状态, 影响其力学性能的主要因素可能是针状马氏体的组织与回火生成的颗粒状组织的分布与大小, 其整体强度高, 均在 1000 MPa 以上, 塑性差, 延伸率与断面收缩率均在 5% 以内。等温温度对其强度的影响相对塑性更大, 延长等温时间对其塑性有微弱改善。

关键词: 铀钨合金; 等温热处理; 力学性能; 片层结构

中图分类号: TL214

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)01-0271-08

铀金属是非常重要的核工业原料, 在国防与能源领域有着举足轻重的地位。铀合金以其广阔应用前景与易生产加工等特性被更多地关注与研究。在金属铀中只添加少量的 Nb 元素即可显著地改善它的力学性能和抗腐蚀性能, 这使得铀钨合金成为核工业应用中一种比较重要的结构材料^[1]。

显微组织结构影响材料性能, 为获得良好的力学性能并掌握其对应的显微结构特征, 在铀钨合金的制备环节上, 研究人员通过不同熔炼凝固方案^[2,3]、与夹杂物有关的冶炼控制^[4,5]、细化晶粒^[6,7]等手段对其力学性能的变化规律已有较深的认识。

而通过不同热处理方案去研究铀钨合金力学性能的变化规律, 可进一步挖掘材料的性能潜力, 也吸引了研究人员更多的关注。等温热处理作为常见的热处理手段, 在研究温度对组织的影响规律及力学性能改善方面有一定优势, 是研究微观组织演变规律, 量化相变过程的重要手段, 可作为其他热处理方案的关键参考依据。

为探究 U-6Nb 合金低温时效硬化的根源, 国内外研究人员^[8-14]对其时效后的微观结构变化、力学性能变化, 与不连续析出有关的相变机制等^[9,12,13]做了大量

研究。Zhang, Brown^[15]等人用原位分析手段进一步对其相变动力学过程有了更深入的认识。至今, 对高 Nb 含量合金的显微结构变化与力学性能的关联已有较为深入的研究。

通过梳理对 U-2Nb 至 U-6Nb 各个成分^[16-19]进行过的力学性能研究, 可以发现, 国内外对低 Nb 含量的铀钨合金采取等温热处理, 并对其力学性能与显微组织结构的关联进行研究的文献相对稀少。较典型的如 Jackson 等人^[18]对铀钨合金淬火后、不同时效温度后进行了拉伸性能与硬度测试, 也对 U-5.5Nb 合金等温相变过程进行了一定研究。陈勇忠等人^[19]分析了 U-2Nb 合金热处理后的显微组织结构变化、相成分的变化等。但是上述研究对低 Nb 含量铀钨合金力学性能与显微组织的关联缺乏深入的量化分析。

因此探索等温热处理对 U-2Nb 合金力学性能的影响, 不仅可以加深理解 U-2Nb 合金等温相变与其微观结构的对应关系, 还可以为不同力学性能要求的合金提供制备思路与参考依据, 为提升材料性能做一定铺垫。本研究通过分析了不同热处理制度下 U-2Nb 合金等温相变与其微观结构的对应关系, 对结构与力学性能之间的关联做出规律性的总结。

收稿日期: 2020-02-04

基金项目: 核基础科学挑战专题 (TZ2016004); 国家重点研发计划 (2016YFB070040401); 国家自然科学基金 (51701193)

作者简介: 芮克强, 男, 1995 年生, 硕士生, 中国工程物理研究院, 四川 绵阳 621900, 电话: 0816-3626967, E-mail: ruikeqiang@foxmail.com

1 实验

1.1 热处理实验

基于 Castaldelli^[20]等人对 U-2Nb 合金相变过程的早期研究, 本实验设计了如图 1 所示的等温热处理方案。设计的热处理温区在 450~635 ℃ 区间, 所有 U-2Nb 样品均于石英管中抽真空至 10⁻⁴ Pa 进行封装后放入炉子中进行热处理, 以防气溶胶污染与高温氧化。

样品先经 1000 ℃ 保温 12 h 做均匀化处理, 接着将需要在 635、600、550 ℃ 3 个温度点处理的样品迅速转移至对应温度的炉子中进行等温处理, 保温不同时间后水淬。因由 Castaldelli 等提及 U-2Nb 合金的 TTT 转变鼻点位置在 550 ℃ 左右, 仅需几分钟即可分解完毕, 而马氏体转变温度点在 540 ℃ 左右, 从 1000 ℃ 固溶温度直接转移到 540 ℃ 以下时, 应当先发生马氏体转变再出现马氏体的时效分解。若直接将固溶后的样品置于 450~500 ℃ 温区进行等温热处理, 在冷却过程中, 会出现程度不一的相分解情况。

故为了获得一致的初始条件, 对 450~500 ℃ 的样品采取先水淬获得均匀的马氏体组织后, 再转移至对应温度的炉子中保温的热处理方案, 从而消除因冷却过程中造成的相分解影响。

表 1 列出了 U-2Nb 合金样品对应的热处理制度范围, 其对应的样品编号格式为温度-时间, 列出部分作为示例。

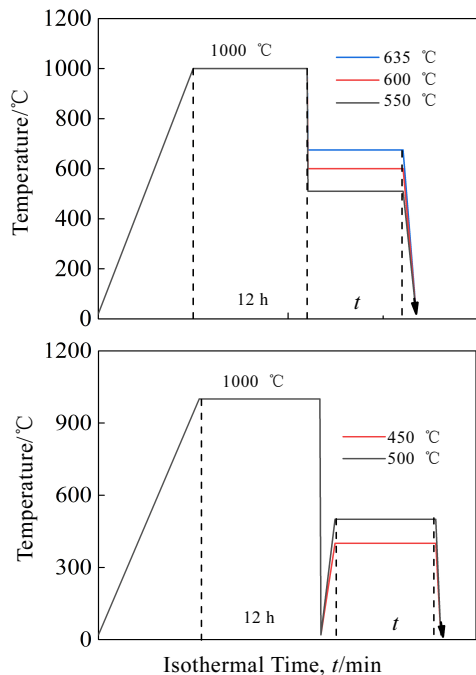


图 1 2 种热处理方案示意图
Fig.1 Schematic of two heat treatment schemes

表 1 U-2Nb 合金的热处理工艺及对应的样品编号
Table 1 Heat treatment process of U-2Nb alloy and corresponding samples

Sample	635-8.5	600-5	550-3	500-12	450-10
Temp./℃	635	600	550	500	450
Isothermal time/min	8.5~1440	5~300	3~240	3~240	10~480

1.2 金相与扫描电镜观察

将热处理的 U-2Nb 合金试样切割出 $\Phi 10\text{ mm} \times 3\text{ mm}$ 的圆片, 经冷镶嵌后用水砂纸逐级打磨至 2400#, 以 2.5 与 1 μm 的抛光剂进行机械抛光, 最后经 5% 磷酸水溶液 2.5 V 电压蚀刻后, 用 Olympus LEXT 4000 型金相显微镜与 FEI Helios 600i 型扫描电镜进行显微形貌表征。

1.3 力学性能测试

硬度测试按照《金属材料洛氏硬度试验》国家标准 GB/T 230.1-2009, 将热处理完毕的样品切割成 $\Phi 10\text{ mm} \times 5.4\text{ mm}$ 的圆柱试样, 用于洛氏硬度测试, 试样表面经 1000# 水砂纸打磨, 保证平坦光滑。于室温下用 UH-250 型全自动万能硬度机进行测试, 采用 C 标尺, 硬度记录为 HRC, 每个样品正式记录前取 1 个点进行硬度测试, 用于校准压头与试样的距离, 再至少取 3 个点的平均硬度值作为该试样的测试结果。

压缩性能测试按照《金属材料室温压缩试验方法》国家标准 GB/T 7314-2005, 将热处理完毕的样品切割成 $\Phi 4\text{ mm} \times 8\text{ mm}$ 的圆柱试样, 用于压缩性能测试。于室温下用 CSS-44100 型电子万能材料试验机进行测试, 应变速率为 2 mm/min。

拉伸性能测试按照《金属材料室温拉伸试验方法》国家标准 GB/T 228.1-2010, 将热处理过的样品用车床加工成 $\Phi 5\text{ mm} \times 25\text{ mm}$ 的 R7 类型标准圆柱拉伸试样, 用于拉伸性能测试。于室温下用 CSS-44100 型电子万能材料试验机进行测试, 应变速率为 2 mm/min。

将拉伸试样的断口切下后于 FEI Helios 600i 型扫描电镜下进行断口形貌观察。

2 结果与讨论

2.1 等温热处理对 U-2Nb 合金显微组织的影响

由文献[21]中的铀铌合金相图可知, 本实验所选取的等温热处理温区在 $\alpha + \gamma_2$ 相区的范围内, 由于在该温区内 Nb 元素的扩散比较缓慢, 达到相平衡状态需要长时间的缓冷或者保温, 而本实验的等温时间相对较短, 水淬的冷却速率足够快, 因此 2 种热处理工艺分别在 635~550 ℃ 发生的转变为 $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma_{1-2}$, 在 500~450 ℃ 范围内发生的转变为 $\gamma \rightarrow \alpha' \rightarrow \alpha + \gamma_{1-2}$ 。

U-2Nb 合金试样经均匀化处理后, 在不同等温热处理的过程中, 生成了外观差异较大的 3 类显微组织, 如图 2 所示。

第 1 种类型为 600~635 °C 这一温区内出现的针状组织, 600 与 635 °C 的组织特征几乎一致, 针状组织从晶界褶皱处与 U(C, N) 等夹杂物边缘形核, 褶皱程度越大, 形核越有利, 针状组织越易生长; 如图 2a 所示, 图 2a₁、2a₂ 对应样品 635-30, 图 2a₃、2a₄ 对应样品 600-10。

第 2 种类型为 550 °C 特有的块状与针状共存组织, 从图 2b₁ 与 2b₃ 金相组织中可以看出, 块状组织从晶界或夹杂物处形核生长, 生长速度远大于同样位置形核生长的针状组织; 且可以明显地从图 2b₂ 与 2b₄ 分辨出块状组织由相对针状组织更为细小的片层结构所组成。

第 3 种类型为 450~500 °C 温区出现的针状马氏体与基于晶界和相界面生长出的团状组织共存, 如 2c₁ 白色箭头所示, 上方的箭头指向晶界附近生成的团状的深褐色组织, 图片下方的箭头指向了白色的针状马

氏体。图 2c₃, 2c₄ 中箭头所指为白色针状马氏体内部被分解时的形貌。EDS 分析表明, 这种针状马氏体的铌含量相对基体 α 相的铌含量更少, 平均铌质量分数仅为 0.85%, 略高于 α 相的铌含量。图 2c₁ 对应样品 450-16, 2c₂ 对应样品 450-45, 2c₃、2c₄ 为 500-30。

随着等温时间的延长, 从金相组织中可以分辨出相转变比例的程度, 当黑褐色的新生成相密布于浅色基体相时, 意味着第 1 阶段 $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma_{1-2}$ 的相转变完成了, 下一阶段可能发生的转变是 $\gamma_{1-2} \rightarrow \alpha + \gamma_2$ 。

针状组织的结构较为复杂, 基于夹杂物为核心三维生长, 但是生长状态不连续, 多数针状组织呈现了分叉生长的子单元构型, 有少部分平行度较好的片层结构。随等温时间的延长, 针状组织在生长前沿相互碰撞后停止生长, 如图 2a₄ 所示。

图 2b₄、2a₄、2a₂ 的 SEM 组织表明, 550~635 °C 的针状组织片层间距随温度变化较大。经统计, 在完成 $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma_{1-2}$ 相转变后, 样品 635-60 的针状组织平均片层

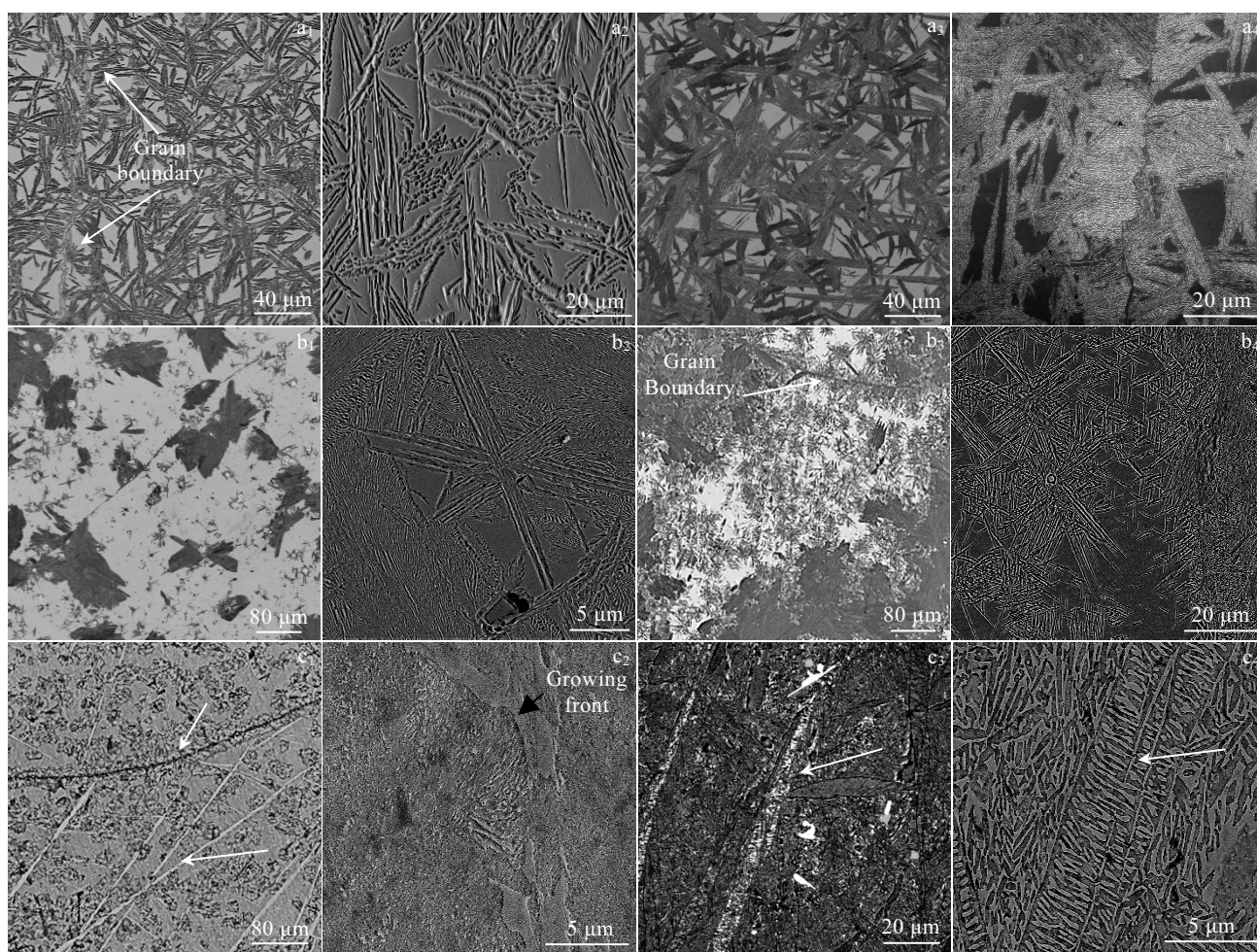


图 2 不同等温温度的 U-2Nb 合金显微组织

Fig.2 OM (1, 3 system) and SEM (2, 4 system) images of U-2Nb alloy after isothermal holding at 635 °C (a₁, a₂), 600 °C (a₃, a₄), 550 °C (b₁~b₄), 500 °C (c₃, c₄), and 450 °C (c₁, c₂)

间距为 $0.6\ \mu\text{m}$, 600-30 的针状组织片层间距在 $0.2\sim 0.3\ \mu\text{m}$ 之间, 550-4.5 针状组织的片层间距在 $0.3\ \mu\text{m}$ 左右, 块状组织片层间距在 $60\ \text{nm}$ 左右。

块状组织的片层间距相较于针状组织的平均片层间距更为细小, 可明显地见于图 2b₂, 且它的生长前沿呈胞状组织, 与珠光体转变或者不连续析出转变生成的胞状组织形貌极为相似, 其生长前沿如图 3 所示。

因 $550\ ^\circ\text{C}$ 的样品整体组织结构以胞状组织为主, 片层间距主要以其胞状组织的平均数值为准。

在 $550\sim 635\ ^\circ\text{C}$ 范围内, 片层间距受等温温度与等温时间的共同影响, 温度越高或者时间越长, 片层间距越大。相较之下, 温度对片层间距的影响更为明显。550-30、600-30、635-30 的片层间距分别为 0.18 、 0.21 和 $0.32\ \mu\text{m}$, 而 635-8.5、635-240 的片层间距分别为 0.24 与 $1.31\ \mu\text{m}$ 。

在 $450\sim 500\ ^\circ\text{C}$ 温区内进行回火等温处理时, 相转变初期, 含过饱和 Nb 元素的 α' 马氏体发生分解反应, 析出相优先在界面处形成, 原晶界与针状马氏体边界是 $\alpha+\gamma_{1-2}$ 的优先生成位置, 生成的团状组织内部同样存在类似于胞状组织的片层状结构, 其生长前沿十分近似胞状组织, 如图 2c₂ 所示, 但生长状态不稳定, 片层组织的平行度较差, 片层间距小, 且生长前沿的后端在等温过程中易球化, 总体呈颗粒状, 因而无法做出更多关于片层间距的有效统计。

随等温时间的延长, 基体相全部转变成为 $\alpha+\gamma_{1-2}$ 相后, 金相中呈白色的针状马氏体内部也开始分解为 $\alpha+\gamma_{1-2}$ 相, 如图 2c₃、2c₄ 所示。2c₃ 中箭头所指位置, 白色的针状马氏体内部已经生成片层结构, 进一步延长等温时间, 直至片层结构均匀分布于整个针状马氏体内部, 原针状马氏体界面开始缓慢消失。

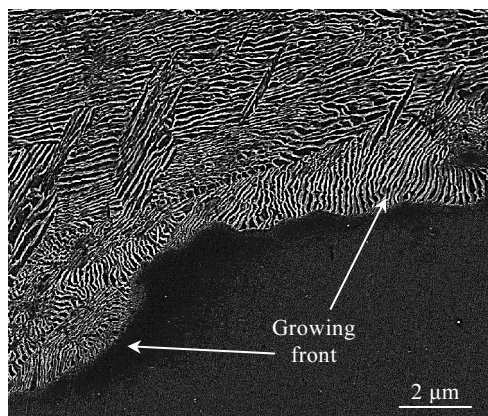


图 3 胞状组织生长前沿

Fig.3 Growing front of cellular structure at $550\ ^\circ\text{C}$ isothermal holding for 3 min

2.2 等温热处理对 U-2Nb 合金力学性能的影响

根据前述的显微组织研究, 以完成双相组织转变为主要设计原则定制了不同热处理工艺并进行了相应的力学性能研究。通过硬度测试、压缩性能实验、拉伸性能实验来分析其力学性能的变化规律。

2.2.1 力学性能测试结果

图 4 显示了不同热处理制度下的 U-2Nb 洛氏硬度变化, 图中 AQ, 即 As-quenched, 表示从 $1000\ ^\circ\text{C}$ 淬火至室温。从图中可看出等温温度的升高与等温时间延长均可造成洛氏硬度的降低。相转变初期洛氏硬度 (HRC) 的降低更为迅速。

图 5 为不同热处理制度下 U-2Nb 合金压缩性能应力应变曲线。随等温温度的升高, 抗压强度逐渐降低, 应变逐渐增大。 550 、 600 、 $635\ ^\circ\text{C}$ 对应的抗压强度呈明显下降状态, 抗压强度从最高 $1498\ \text{MPa}$ 下降到 $1220\ \text{MPa}$ 。在 $\gamma\rightarrow\alpha+\gamma_{1-2}$ 相转变完成后, 抗压强度随时间的变化程度不大, 对应的应变则缓慢增加。

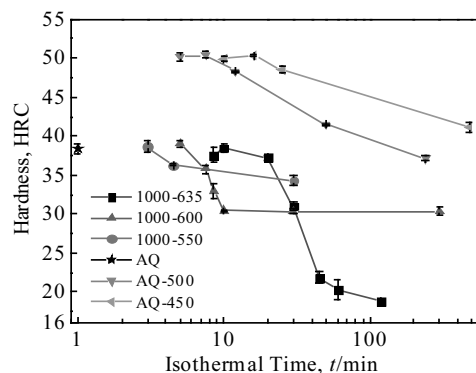


图 4 等温热处理对 U-2Nb 合金硬度的影响

Fig.4 Effects of isothermal temperature and isothermal time on the hardness of U-2Nb alloy

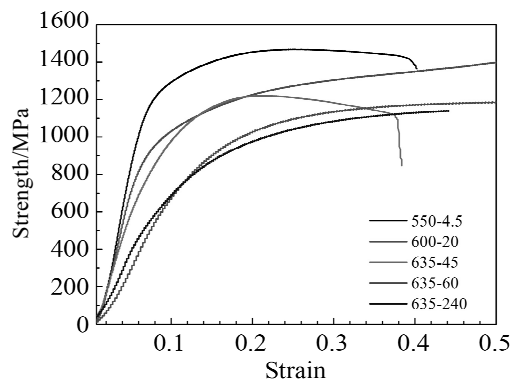


图 5 等温热处理对 U-2Nb 合金压缩性能的影响

Fig.5 Effects of isothermal heat treatment on compression properties of U-2Nb alloy

在参考了硬度测试与压缩性能后, 设计了如图 6 所示的第 1 组拉伸性能测试, 图 6 中所对应的样品为 450-60, 500-30, 550-30, 600-30, 635-60。在测试过程中, 5 个温度点的样品均无明显屈服现象, 测定规定塑性延伸强度 ($R_{p0.2}$) 作为其条件屈服强度, 即 $\sigma_{0.2}$ 。

从图 6 中可见, 在 450~635 °C 区间, 随着等温温度的升高, $\sigma_{0.2}$ 呈不断下降趋势。其中, 在 500~635 °C 区间的下降幅度较大, 从 1041 MPa 降低至 341 MPa。

与此同时, 延伸率与断面收缩率都随着等温温度的升高总体呈上升趋势。其中在 450 与 500 °C 处理的样品几乎没有伸长与缩颈, 属于脆性断裂。635 °C 处理后, 该合金的延伸率(A)与断面收缩率(Z)达到峰值, 分别为 10.8%, 16.8%。

在同一等温温度下, 将样品延长等温时间后, U-2Nb 合金试样第 2 组拉伸测试的结果见图 7, 图中所涉及到的样品为 450-480, 500-300, 550-240, 600-300, 635-240。

图 7 中 5 个温度点的样品随温度变化的趋势与图 6 整体一致。其 $\sigma_{0.2}$ 与 σ_b 等参数值与第 1 组样品相比总体相近, 而 600 与 635 °C 的 $\sigma_{0.2}$ 有微弱提升。5 个温度点的样品对应的延伸率(A)与断面收缩率(Z)均有明显改善。这表明延长保温时间可在不明显降低材料强度的情况下, 改善其塑性。

在该组实验中, 于 635 °C 时获得当前最好综合性能, 其延伸率 22%, 断面收缩率 27.4%, 强度数据适中, 抗拉强度 875 MPa, 屈服强度 410 MPa。

其中在 450~500 °C 范围内处理的样品仍然属于脆性断裂, 伸长与缩颈较小, 相对第 1 组拉伸样品其塑性有微弱的改善, 但整体变化不大。

除此以外, 进行过一组对照用的拉伸实验, 为 AQ-635-240 与 AQ-600-300 2 个样品, 两者的强度、

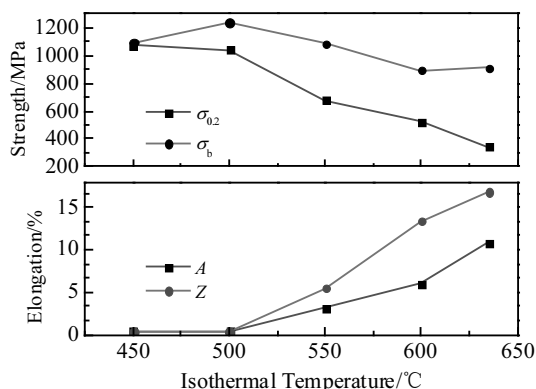


图 6 等温温度对 U-2Nb 合金拉伸性能的影响

Fig.6 Effects of isothermal temperature on tensile properties of U-2Nb alloy

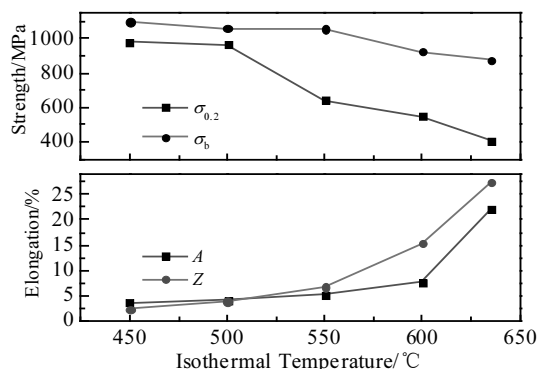


图 7 延长等温时间后等温温度对 U-2Nb 合金拉伸性能的影响

Fig.7 Effects of isothermal temperature on tensile properties of U-2Nb alloy with prolonged isothermal time

塑性数据十分接近, 介于 500-300 与 600-300 2 个样品的性能之间。

2.2.2 拉伸断口形貌观察

图 8 为 U-2Nb 合金经不同等温热处理后的宏观与微观拉伸断口形貌。样品 450-480 (图 8a) 与 500-300 (图 8b) 的宏观断口形貌基本上为放射区, 呈明显的脆性断裂。图中可见河流状的解理裂纹, 在图 8b₂ 中可清晰地见到舌状凹坑, 符合体心立方金属材料的解理断裂特征。从图 8b₃、8b₄ 中可见较大的解理台阶。

图 8c 为 550-30 样品的宏观断口形貌, 可明显地发现其纤维区的比例增加, 结合图 8c₂、8c₃ 微观断口形貌可以看出韧窝的存在。其主要裂纹的形核位置位于晶内, 不少位于夹杂处, 扩展面的连接方式为撕裂棱或者韧窝带, 观察到有较大的凹盆状准解理面, 可以将其归类为准解理断裂。其韧性也比 500 °C 以下的样品稍好。

随等温温度的提升, 在 600 °C (图 8d) 和 635 °C (图 8e) 进行等温处理的样品其断口形貌基本上为纤维区和剪切唇, 有极少的解理面, 整体上呈韧性断口样貌。

比较韧窝形貌后可以发现, 600-30 的样品断口韧窝大小相对浅且细小 (图 8d₁), 局部位置存在解理断裂特征。

比较图 8e₂~8e₄ 与图 8d₂~8d₄ 可以看出, 635 °C 的断口韧窝分布更为密集, 平均尺寸相对较大且深, 分布更为均匀, 仅存在极少量的解理断口。

因而相较之下 635 °C 的样品比 600 °C 的样品韧性更好。韧窝的大小和深浅决定于夹杂物的大小与分布, EDS 分析表明, 坑洞内的夹杂物主要为 U(C,N), Nb₂C 等。

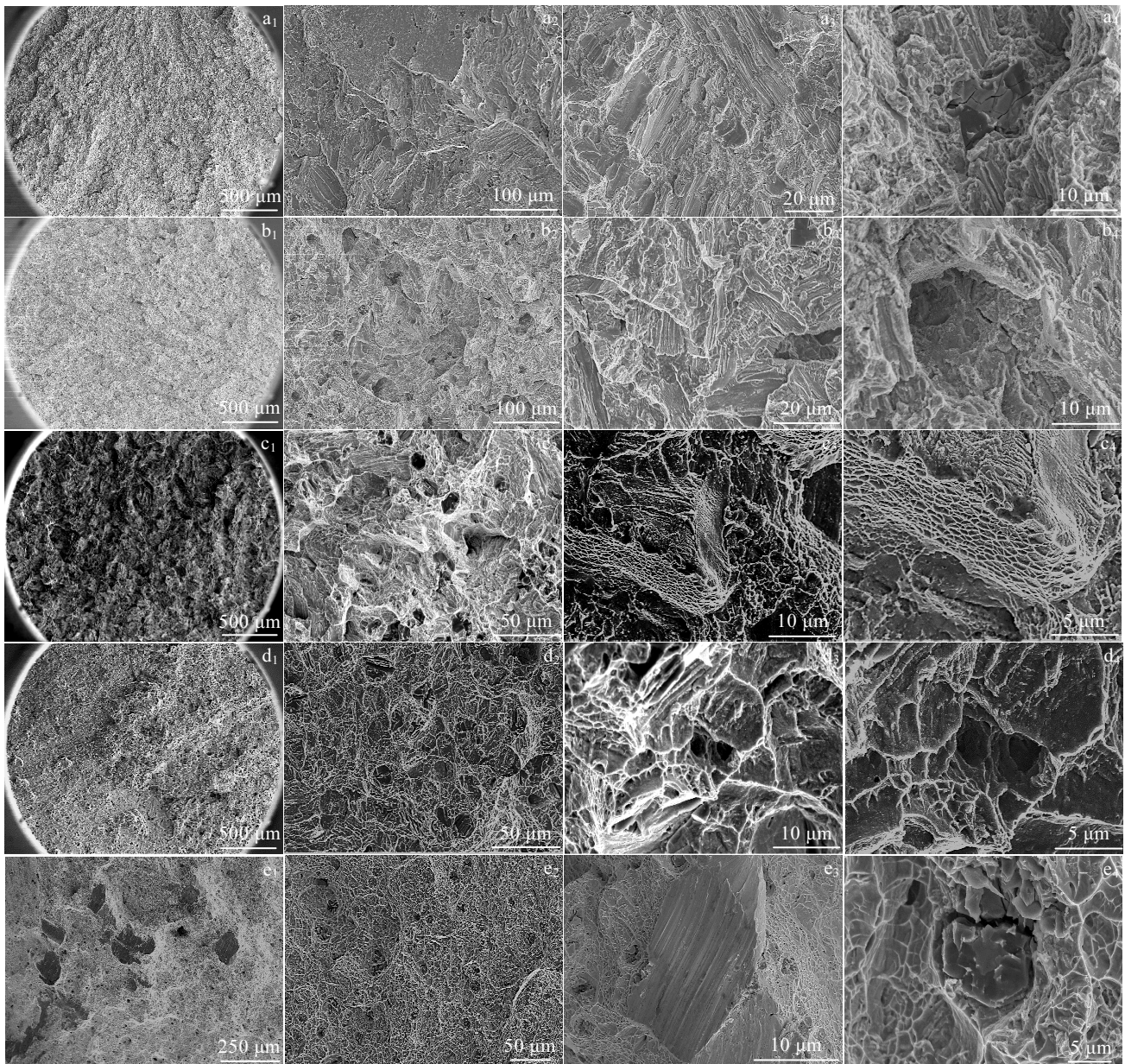


图 8 不同等温温度下的 U-2Nb 合金拉伸断口宏观与微观形貌

Fig.8 Fractographs of U-2Nb alloy after isothermal holding at 450 °C for 480 min (a₁~a₄), 500 °C for 300 min (b₁~b₄), 550 °C for 30 min (c₁~c₄), 600 °C for 30 min (d₁~d₄) and 635 °C for 240 min (e₁~e₄) after extension test at 20 °C

2.2.3 等温热处理对 U-2Nb 合金力学性能的影响分析

如图 4 所示, U-2Nb 合金试样水淬后的洛氏硬度为 38.4 HRC, 由于均匀化时间较长, 平均晶粒尺寸较大为 1~3 mm, 晶粒度对硬度影响不大, 则该值对应了 U-2Nb 合金 α' 相的平均洛氏硬度。而 450~500 °C 的样品在孕育期以及等温相变初期的洛氏硬度达到 50 HRC, 出现了明显的时效硬化现象, 随着等温时间的延长, 其硬度也随着相转变量的增加而逐渐降低, 缓慢降低到 40 HRC 以下。由文献[22,23]中推测的结论, 针状马氏体可能源于淬火过程中生成的等温马氏体。

这些针状马氏体存在大量高密度的位错和变形孪晶, 表现出相对硬而脆的性能。另一方面, 在回火等温相变初期生成了细小的片层状结构, 片层越细相界面越多, 相应的强度、硬度也会提升。而随着等温时间延长, 针状马氏体内部也发生相分解后, 原马氏体界面消失较为缓慢, 导致 450~500 °C 这一温区的样品整体硬度仍大于 635~550 °C 温区样品。

550~635 °C 样品的力学性能与片层间距的变化存在明显关联。这 3 个温度点的样品在 $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma_{1-2}$ 转变完成后, 组织形貌整体相近, 组织演变规律也大致相同,

随等温时间延长, 组织逐渐粗化, 片层间距也会随之逐渐增加。以 635 °C 的等温样品为例, 635-60 的样品针状组织平均片层间距为 0.6 μm , 等温至 240 min 时, 其片层间距增长至 1.3 μm , 导致硬度变小, $\sigma_{0.2}$ 与 σ_b 也随之减小, 相对的, 其塑性有明显的提升, 600 °C 的样品演变规律与 635 °C 的样品近乎一致。与此相比, 550 °C 的样品在第 1 阶段转变完成后组织形貌以胞状组织为主, 片层结构相对针状组织更为细小, 550-30 的样品在整体上已呈现较为均匀的双相结构, 平均片层间距为 0.2 μm , 接近 635-60 片层间距的三分之一, 对应的洛氏硬度、 σ_b 等都高不少, 而其延伸率与断面收缩率相比之下小了很多。

450~500 °C 的样品团状组织的生长前沿接近于 550 °C 的胞状组织, 但其整体形貌与 550 °C 以上等温组织大为不同。在已完成转变的区域, 颗粒状组织形貌占比很高, 相应的力学性能与片层结构有较大差异。针状马氏体的组织也可能是影响力学性能的重要因素, 在第 1 阶段相转变完成后, 由于原针状马氏体界面消除比较缓慢, 在长时间等温后其塑性的提升有限, 强度下降不明显, 其整体强度高, 均在 1000 MPa 以上, 塑性差, 延伸率与断面收缩率均在 5% 以内。

参考对照试验, 样品水淬后于 635 与 600 °C 长时间保温, 其塑性的提升极为有限, 显微组织结构与图 2c₃, 2c₄ 极为接近, 考虑到铌元素的扩散速度在 635 与 500 °C 之间存在量级上的差距, 可以推测经水淬后的样品即便保温时间足够长, 只要原针状马氏体界面无法完全消除, 其塑性的提升都较小。因而要获取强韧比较合适的 U-2Nb 合金, 需要在 550~635 °C 的温度区间进行考虑。

图 9 为 550~635 °C 的 U-2Nb 合金强度、塑性与片层间距的关系, 可以从图中看出, 在这个温区范围内,

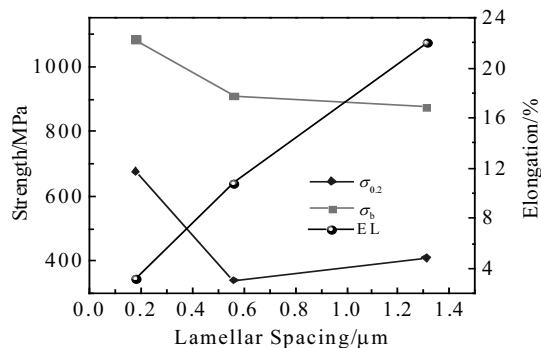


图 9 抗拉强度、屈服强度及延伸率与片层间距的关系

Fig.9 Relationship between tensile strength σ_b , yield strength $\sigma_{0.2}$, elongation EL and lamellar spacing

片层间距与延伸率整体呈正相关。在 0.6 μm 以下时, 片层间距对 U-2Nb 合金的强度与塑性均有较大的影响, 在 0.6 μm 以上时, 其对强度的影响已不明显, 但对塑性仍有较大的影响。

3 结论

1) U-2Nb 合金在 550~635 °C 的等温热处理过程中存在两类显微组织形貌。第 1 类为 600~635 °C 范围内的针状组织形貌。第 2 类为 550 °C 时块状组织与针状组织共存状态, 块状组织的生长前沿呈胞状组织特征。

2) 在 450~500 °C 进行淬火加回火工艺处理的 U-2Nb 合金样品, 其形貌为针状马氏体与团状组织共存状态。

3) 在 550~635 °C 范围内, 片层间距是影响 U-2Nb 合金强度与塑性的关键因素, 合金的塑性与片层间距的增长呈正相关。

4) 在 450~500 °C 范围内, 影响合金力学性能的主要因素可能是针状马氏体的组织与马氏体回火生成的颗粒状组织的分布与大小。

5) 本研究获得的最好综合性能为延伸率 22%, 断面收缩率 27.4%, 强度数据适中, 抗拉强度 875 MPa, 屈服强度 410 MPa。

致谢: 试样的封装与力学性能测试等得到了陈立成、邹东利、刘群、徐芳、杨添等同志的大力协助, 扫描电镜观察得到了廖益传、路超、徐庆东等同志的帮助, 在此表示衷心感谢。

参考文献 References

- [1] Zhang Wenxiang(张文祥), Hu Xiaodan(胡晓丹), Wang Chunsheng(王春生) et al. *Uranium Metallurgy*(铀冶金工艺学)[M]. Beijing: Atomic Press, 2011: 79
- [2] Chen Limin(陈利民). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D], Chengdu: Sichuan University, 2006
- [3] Chen Bo(陈波), Zhao Xiujuan(赵秀娟), Liu Kui(刘奎) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(2): 642
- [4] Jiang Chunli(蒋春丽), Yang Jianxiong(杨建雄), Xiao Hong(肖红) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(1): 98
- [5] Amanda S, Brown D W, Clausen B et al. *Scripta Materialia*[J], 2017, 130: 59
- [6] Ren Z, Ma R, Hu G et al. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2017, 494: 72
- [7] Shen Liang(申亮), Zhang Pengcheng(张鹏程), Chen Xianglin(陈向林) et al. *Rare Metal Material and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2004, 33(10): 1100

- [8] Zhang Yanzhi(张延志). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Mianyang: China Academy of Engineering Physics, 2015
- [9] Clarke A J, Field R D, Hackenberg R E *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2009, 393(2): 282
- [10] Brown D W, Bourke M A M, Clarke A J *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2016, 481: 164
- [11] Sunwoo A J, Hiromoto D S. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2004, 327(1): 37
- [12] Hackenberg R E, Volz H M, Papin P A *et al.* *Solid State Phenomena*[J], 2011, 172-174: 555
- [13] Chen Dong(陈冬), Deng Hongzhang(邓鸿章), Tang Qingfu(唐清富) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2018, 28(8): 139
- [14] Sagaradze V V, Zuev Y N, Bondarchuk S V *et al.* *Physics of Metals & Metallography*[J], 2013, 114(4): 299
- [15] Zhang J, Brown D W, Clausen B *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2019, 50(6): 2619
- [16] Shi Jie(石洁), Wang Xiaoying(王小英), Zhao Yawen(赵雅文) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2014, 43(11): 283
- [17] 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
- [18] Jackson R J, Kangas C V. *Homogenization of Uranium-Base Niobium Alloys*, RFP-1582[R]. United states: Dow Chemical Co, Golden, Colo Rocky Flats Div, 1970
- [19] Chen Yongzhong(陈勇忠), Zhang Youshou(张友寿), Bai Chaomao(柏朝茂). *Nuclear Science and Engineering*(核科学与工程)[J], 2001(4): 352
- [20] Castaldelli L, Fizzotti C, Gandini A G. *Processes of Transformation in Alloys of Uranium Containing 2 Percent Molybdenum and 2 Percent Niobium*[R]. Rome (Italy): Comitato Nazionale Per l' Energia Nucleare, 1970
- [21] Duong T C, Hackenberg R E, Landa A *et al.* *Calphad*[J], 2016, 55: 219
- [22] Field R D, Thoma D J. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2013, 436(1-3): 105
- [23] Field R D, Thoma D J, Dunn P S *et al.* *Philosophical Magazine A*[J], 2001, 81(7): 1691

Effects of Isothermal Heat Treatment on Mechanical Properties of U-2Nb Alloy

Rui Keqiang¹, Yin Jiaqing¹, Mo Wenlin¹, Wang Qinghai², Fa Tao¹

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

(2. Rocket Force Equipment Department, Mianyang 621900, China)

Abstract: The phase transformation of U-2Nb alloy under isothermal condition and the mechanical properties corresponding to the morphological changes were studied within 450~635 °C. By applying the optical microscope, scanning electron microscope techniques, and tensile and compression tests, the relationship between the structure and properties was discussed. The results show that the alloy has two distinct microstructure features during isothermal heat treatment from 550 °C to 635 °C. The main factor affecting the strength and plasticity is the lamellar spacing of the dual-phase in the range of 550~635 °C. which is mainly determined by the formation temperature. The higher the temperature, the greater the lamellar spacing, the lower the strength, and the higher the plasticity. The isothermal holding time is positively correlated to the lamellar spacing. The best general properties obtained in this study are elongation of 22%, reduction area of 27.4%, tensile strength of 875 MPa and yield strength of 410 MPa. Quenching and annealing techniques were applied for samples treated at the temperature within 450~500 °C. The main factors influencing the mechanical properties within this temperature range are speculated to be the texture of the acicular martensite and the distribution or size of the granular structure. All samples with quenching+annealing treatment show strength higher than 1000 MPa, but with low plasticity. Elongation and reduction of area are within 5%. The annealing temperature affects the strength much more than plasticity. The plasticity improves slightly by extending the annealing time.

Key words: uranium-niobium alloy; isothermal heat treatment; mechanical properties; lamellar structure

Corresponding author: Fa Tao, Ph. D., Associate Professor, China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621900, P. R. China, Tel: 0086-816-3626967, Email: fatao@caep.cn