

退火温度对钽纤维用高纯钽棒再结晶织构及力学行为的影响

康彦^{1,2}, 张小庆², 钟凯², 单智伟¹

(1. 西安交通大学, 陕西 西安 710049)

(2. 西部金属材料股份有限公司, 陕西 西安 710201)

摘要: 对冷变形后的高纯钽棒进行不同温度(850~1050 °C)的退火处理, 研究了退火后的微结构及织构演变规律、再结晶形核与取向的依赖性以及再结晶组织对其力学行为的影响。结果表明, 冷变形组织呈{100}和{111}取向分布的纤维状结构, 以(001)[1 $\bar{1}$ 0]组分为为主的 α -织构。退火处理后, 高纯钽棒组织分别处于回复阶段(850 °C)、完全再结晶(950 °C)以及晶粒长大阶段(1050 °C)。随着退火温度的增加, α -织构逐渐弱化, γ -织构逐渐形成, 尤其是完全再结晶后, α -织构组分完全消失。屈服强度和应变硬化能力随着退火温度的增加而降低, 塑性得到明显改善, 完全再结晶时均匀伸长率达到17.85%。当温度增加到1050 °C时, 二次再结晶晶粒容易发生沿晶断裂, 力学性能较差。

关键词: 高纯钽; 退火温度; 再结晶织构; 力学性能; 应变硬化行为

中图分类号: TG146.4⁺16

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)08-2869-07

随着高新产业的发展, 钽及其合金由于具有耐高温性、耐腐蚀性以及高的低温延展性等优异的物理化学性能, 被广泛应用于医疗、电子、化工及航空航天等众多领域^[1]。钽金属在成型期间往往会不可避免的遭受一系列塑性应变, 如轧制、弯曲以及浅拉伸等冷变形, 从而影响其成型后的综合力学性能^[2-3]。具有体心立方结构的钽金属, 塑性变形时{110}<111>, {112}<111>和{123}<111>3个滑移系容易被激活, 由于其具有相同的滑移方向, 使得位错能够从一个滑移面上移动到另一个滑移面上, 从而在交滑移的作用下在晶体内部形成了大量发展较好的亚结构特征^[4]。这种亚结构虽然在一定程度上具有强化效应, 但也极大地恶化了材料的塑性。

退火处理是提高冷变形金属塑性的有效方法之一, Sandim等^[5]研究认为冷变形期间晶体内部储存的应变畸变是退火处理时回复与再结晶过程的驱动力, 同时也决定了后续的力学性能。高纯钽组织内部变形的不均匀性, 如{001}/ND取向的晶粒更容易观察到剪切带的形成, 很大程度上决定了其再结晶行为的非均质性, 主要表现在再结晶期间晶粒的形核位置、生长速度以及取向分布等^[6]。Liu等^[7]对轧制后的高纯钽进行了不同温度下的退火处理, 结果表明退火温度对显微组织和织构分布具有显著的影响, 随着退火温度的增加, 高纯钽中

亚晶逐渐形核并长大, 由变态{001}<111>组分的 α -织构向 γ -织构转变。Hupaloo等^[8]同样指出再结晶晶核更容易在{111}/ND取向的区域生成, 完全再结晶后, α -织构消失而以{111}<011>为主的 γ -织构加强。

为了进一步明确高纯钽在退火期间的微结构及织构演变规律、再结晶形核与取向的依赖性以及退火后的再结晶组织对其力学行为的影响, 以冷变形后的高纯钽棒为研究对象, 分别对其进行不同温度下的退火处理(850、950和1050 °C)。然后通过电子背散射衍射(EBSD)技术研究微结构演变和再结晶织构等特征, 揭示晶粒取向与再结晶形核、长大之间的关系, 探讨退火后的再结晶组织与织构对力学行为的影响。这项工作将建立退火温度-织构演变-力学性能之间的联系, 为高纯钽纤维的工艺优化和性能提升提供理论支持和科学依据。

1 实验

实验所用钽材为商业高纯钽棒(经冷拉拔处理至直径为8 mm), 其主要化学成分(质量分数, %)为Cr 0.0016、Fe 0.0050、Mo 0.0010、Nb 0.005、Ti 0.0008、W 0.0010、C 0.003、N 0.004、H 0.0012、O 0.0024、Ta 余量。将钽棒分别进行850、950和1050 °C的退火处

收稿日期: 2022-09-28

科研项目: 军队后勤开放研究科研项目(BY218C005)

作者简介: 康彦, 男, 1979年生, 博士生, 高级工程师, 西安交通大学材料科学与工程学院, 陕西 西安 710049, 电话: 029-86968416, E-mail: kangyan@c-wmm.com

理,保温时间为 1 h,退火工艺在选用氮气作为保护气体的 OTF-1200X 开启式真空管式炉中进行,退火结束后随炉冷却至室温。

将退火后的钽棒试样加工成直径为 5 mm、标距为 30 mm 以及总长为 66 mm 的标准圆棒状拉伸试样,并在试样两端制备 M8 的螺纹防止夹持端滑移,然后在 WAW-600C 伺服万能试验机上进行拉伸测试,每组测试重复 3 次,力学性能取平均值。拉伸期间通过试样上安装的引伸计来测量塑性应变。拉伸后的断口通过扫描电子显微镜 (SEM, Hitachi S-4800) 进行断面形貌分析。

将退火后的试样经过研磨及机械抛光后,在由氢氟酸:浓硫酸:甲醇为 3:7:90 (质量分数,%) 组成的电解液中双喷电解抛光 60~80 s,其中温度为 25 °C 和电压为 45 V。电解抛光后,对试样进行电子背散射衍射 (EBSD, JSM-6700F) 观察,其中电压为 20 kV、试样倾角为 70 °、工作距离为 12 mm 和步距为 0.25 μm。

2 结果与讨论

2.1 高纯钽退火期间的组织演变

图 1 展示了高纯钽在不同退火温度后的变形、回复及再结晶组织和频率分布。冷变形后的晶粒呈长条分布的纤维状或扁平状结构,以储存了高应变畸变能的变形态组织为主 (图 1a 和 1e)。850 °C 退火处理后,组织结构与变形态相似,仍保持为纤维状。在退火作用下,高纯钽组织内部发生了位错运动和重新分布,应变畸变能得到有效释放^[8],使得晶粒由变形态转变为回复状态,甚至部分晶粒已经完成了再结晶过程,体积分数达到了 43%,如图 1b 和 1f 所示。950 °C 退火处理后,变形晶粒

全部转变为再结晶状态,主要呈等轴状分布,表明在此温度下高纯钽再结晶程度较好 (图 1c 和 1g)。当温度增加到 1050 °C 时,处于再结晶状态的组织出现了明显的粗化,甚至部分晶粒发生二次再结晶行为,形成异常长大晶粒 (图 1d 和 1h)。

图 2 展示了不同退火后的组织三维取向分布函数 (ODF) 图,根据 $\phi_2=45^\circ$ 的截面图以及体心立方结构的织构类型,可以发现冷变形组织主要以 (001)[1 $\bar{1}$ 0] 织构为主,表现为典型的 α -织构 (RD//<110>),最大织构强度达到 22.2 mud (图 2a)。这归因于高纯钽在塑性变形期间发生的晶粒转动使得其取向表现为一定程度的有序化,形成了强的 α -织构^[7]。850 °C 退火处理后,变形组织逐渐向再结晶组织转变,即 α -织构逐渐弱化, γ -织构 (ND//<111>) 逐渐形成,在 (111)[1 $\bar{1}$ 0]、(111)[1 $\bar{2}$ 1] 以及 (111)[0 $\bar{1}$ 1] 组分上出现了较强的再结晶织构,最大织构强度降低到 17.8 mud (图 2b)。值得注意的是,经过 950 °C 退火后, α -织构组分几乎完全消失,试样中主要为 γ -织构,其中 (111)[0 $\bar{1}$ 1] 组分得到了明显的强化,最大织构强度进一步降低到 13.9 mud (图 2c)。当退火温度升高到 1050 °C 时,试样中的 γ -织构得到强化,其组分为 (111)[1 $\bar{1}$ 0]、(111)[1 $\bar{2}$ 1] 以及 (111)[0 $\bar{1}$ 1],最大织构强度也有所增加 (图 2d)。Fan 等^[9]同样在对金属钽的研究中表明,随着变形程度的增加, α -织构中 {001}<111> 组分会逐渐增强, γ -织构中 {111}<011> 和 {111}<112> 组分逐渐减弱。而再结晶过程中随着温度的增加, α -织构中 {001}<111> 组分逐渐减弱,相反, γ -织构中 {111}<011> 和 {111}<112> 组分会逐渐加强。再结晶期间形核更容易发生在 γ -织构附近,甚至某些具有特定取向的界面迁移

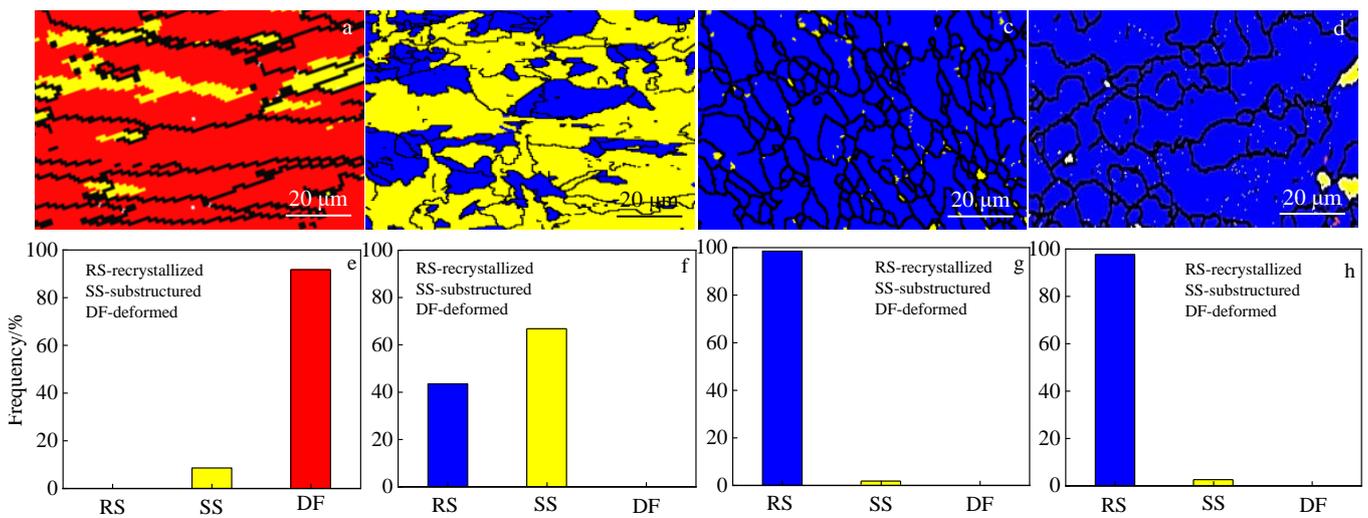


图 1 高纯钽不同温度退火后的变形、回复及再结晶晶粒和频率分布

Fig.1 Recrystallization grains (a-d) and frequency distribution (e-h) of high-purity tantalum annealed at different temperatures: (a, e) deformed structure, (b, f) 850 °C, (c, g) 950 °C, and (d, h) 1050 °C

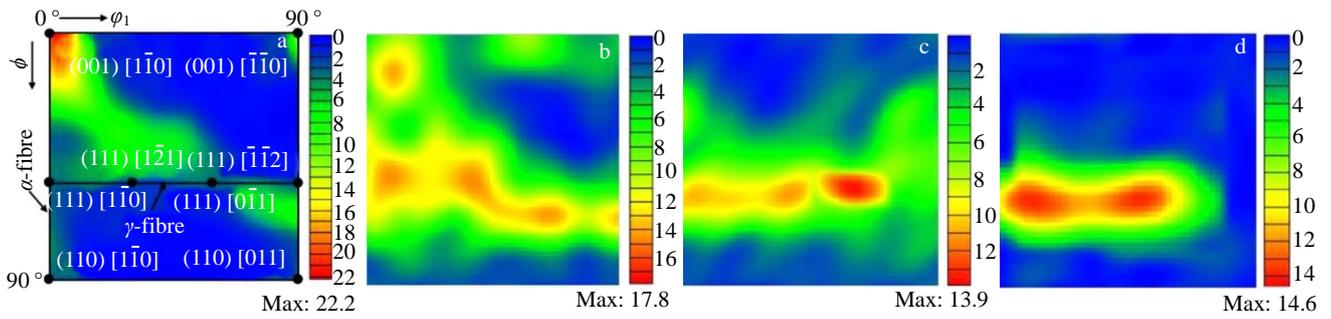


图 2 高纯钽不同温度退火后欧拉角 $\phi_2=45^\circ$ 时 ODF 图

Fig.2 ODF diagrams of high-purity tantalum with Euler angle $\phi_2=45^\circ$ annealed at different temperatures: (a) deformed structure, (b) 850 °C, (c) 950 °C, and (d) 1050 °C

速度较高, 会优先长大并形成如{111}<112>取向等再结晶结构^[5]。Liu 等^[7]在对轧制钽箔退火组织的研究中表明, 晶粒中的储存能呈不均匀性分布, 而{111}晶粒内部储存能较大, 分布着大量微带和微剪切带。保温 1 h 后, 退火温度在 600~800 °C 时, 显微组织未发生明显变化, 只发生了回复阶段, 畸变能较高的{111}晶粒优先形成亚晶。退火温度在 900~1000 °C 时, 形成等轴状的再结晶组织, 但仍包含细长的纤维组织, 且形成{111}<011>和{111}<112>为主要组分的 γ -结构。退火温度在 1200~1300 °C 后, {111}<011>和{111}<112>取向的晶粒逐渐长大, γ -结构增强。本研究中, 变形组织同样为 α -结构的 {001}<111>组分, 并未发现明显的 γ -结构, 这可能与高纯钽试样的冷变形程度有关。再结晶组织则表现为相似的演变特征, 回复阶段时 (850 °C), 表现为 α -结构的弱化以及 γ -结构的形成, 完全再结晶后 (950 °C), 试

样中再结晶组织主要为 γ -结构, 随着温度进一步增加到晶粒长大阶段 (1050 °C), γ -结构得到增强且组织组分为 {111}<011>和 {111}<112>。

2.2 高纯钽退火期间的微观组织生长机制

图 3 展示了高纯钽不同退火温度后的取向分布及组织演变特征。冷变形后的高纯钽取向分布以 {100} 和 {111} 晶粒为主 (图 3a)。图 3b 中的红色线代表低角度晶界 (LAGBs, $2^\circ \sim 15^\circ$), 黑色线代表高角度晶界 (HAGBs, $>15^\circ$)。值得注意的是, {111} 晶粒中的 LAGBs 密度明显高于 {100} 晶粒, 而在单个的 {111} 晶粒中, 其界面附近的 LAGBs 密度高于内部。众所周知, LAGBs 的形成及分布与位错运动和位错壁等亚结构演变相关^[10,11]。这表明冷变形期间 {111} 晶粒具有更高的塑性变形能力, 位错源在晶界附近激活并向晶内发射位错, 从而使其储存了更高的应变畸变能。Fan 等^[12]分别计算了这 2 种取向

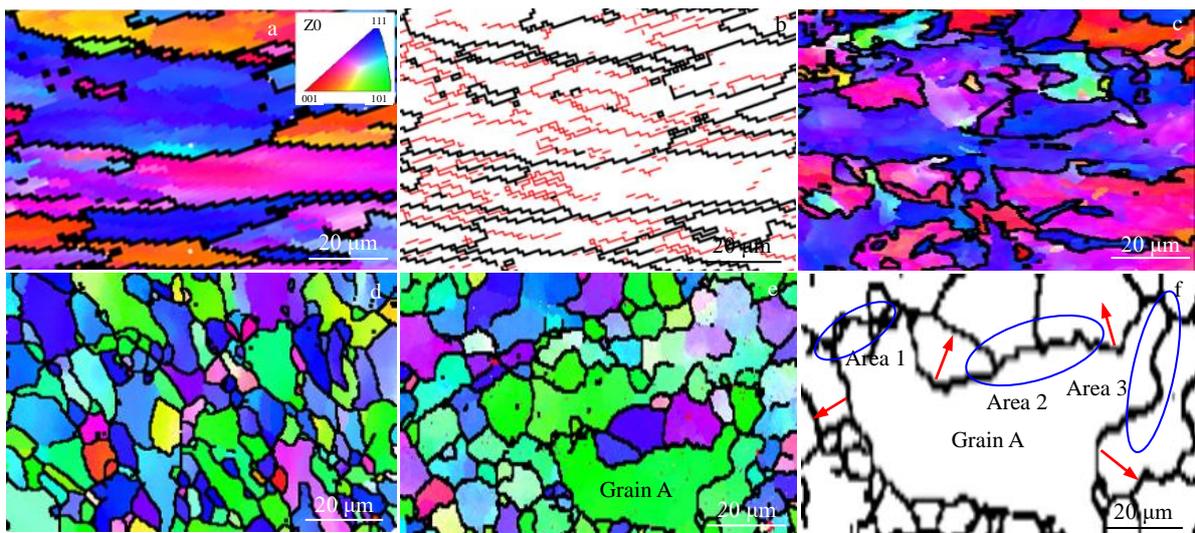


图 3 高纯钽不同温度退火后的取向及组织演变

Fig.3 Orientation and microstructures evolution of high-purity tantalum annealed at different temperatures: (a) deformed structure, (b) grain boundary diagram; (c) 850 °C, (d) 950 °C, (e) 1050 °C; (f) grain boundary migration of grain A (arrows indicate the direction of grain boundary migration)

晶粒以及相应界面附近的畸变储存能，结果表明{111}晶粒界面处的畸变储存能最大，其次为{111}晶粒、{100}界面以及{100}晶粒，再结晶时形核顺序也与之相对应。相比于{100}晶粒，{111}晶粒具有更高的应变畸变能，再结晶时晶核更容易在其界面附近萌生^[13]。850 °C退火处理后，取向分布仍然以{100}和{111}为主，在{111}变形晶粒基体上分布着大量再结晶晶核，呈随机取向分布，再结晶行为并不完全，尚处于回复阶段，如图 3c 所示。950 °C退火处理后，高纯钽组织没有表现出明显的择优取向，变形晶粒均达到了完全再结晶状态（图 3d）。当退火温度增加到 1050 °C后，在局部区域形成了{110}择优取向，并且更容易发生二次再结晶现象，如图 3e 中标记的晶粒 A。这种异常长大晶粒具有以下明显特征，首先其界面的不同曲率是造成晶界迁移及晶粒长大的直接原因^[14]。晶粒长大时，晶界总是朝着界面曲率中心的方向移动，晶粒 A 的界面曲率更有利于晶界向外迁移和晶粒长大，如图 3f 所示。其次，具有{110}取向的晶粒更容易发生择优生长，在晶粒 A 的界面迁移期间，明显受到周边其他晶粒取向的影响，如具有相同{110}晶粒取向的区域 1 和 3，界面迁移受到阻碍或迁移速率较低，而取向差异较大的界面区域 2 附近晶粒更适合生长。

上述结果表明拉拔后的高纯钽组织以{100}和{111}取向的纤维状晶粒为主，且具有较高的应变畸变能，如图 4 所示。850 °C退火处理时，再结晶晶核首先在畸变能最高的{111}取向晶粒界面附近产生。具有低储存能的{100}取向晶粒不可避免的会对晶核产生钉扎作用^[15]，抑制其在该取向上的生长，导致低温退火时再结晶行为主要发生在{111}取向变形晶粒内。当退火温度增加到 950 °C时，高的回复驱动力使得{111}取向晶粒内的畸变能得到充分释放。因此整个变形组织内的储存能分布更

加均匀，再结晶晶粒沿着{111}取向的生长优势逐渐减弱，并可以向{100}取向晶粒方向生长，展现出各向同性生长^[5]。值得注意的是，再结晶完成后晶粒呈随机取向分布而不是单独的{100}或{111}取向。随着温度进一步增加到 1050 °C时，再结晶晶粒逐渐长大，尤其是部分具有特定取向的{110}再结晶晶粒会相互结合吞并，形成异常长大晶粒。

2.3 高纯钽退火后的力学性能及应变硬化行为

图 5 和表 1 分别展示了高纯钽不同退火温度后的应力-应变曲线和力学性能。冷变形后的高纯钽具有较高的屈服强度和抗拉强度，分别为 392 和 436 MPa，但塑性较差，均匀伸长率仅为 6.28%。经过 850 °C退火处理后，钽材的屈服强度和抗拉强度显著降低至 344 MPa 和 397 MPa，均匀伸长率达到 11.73%。值得注意的是，经过 950 °C退火处理后，强度有所降低，但是均匀伸长率进一步提高到 17.85%，高纯钽的塑韧性得到有效改善。当退火温度过高时，由于晶粒粗化以及二次再结晶等因素，钽材的强度和塑性均显著降低，如本实验中 1050 °C退火处理后，屈服强度、抗拉强度和均匀伸长率分别降低至 273 MPa、301 MPa 和 4.34%。

Kocks-Mecking (K-M) 应变硬化模型描述了材料的流动应力与应变硬化率之间的关系^[16-17]。对于高纯钽等多晶材料，不同退火处理后的 K-M 曲线主要展现为阶段 III、阶段 IV 和阶段 V 的三级应变硬化行为，如图 6 所示。其中，阶段 III 的显著特征是应变硬化率随着流动应力的增加而降低，这与位错等微结构的动态恢复有关。在阶段 IV 中，动态恢复的不完全性以及位错的重新堆积等因素引起的硬化速率重新改善。阶段 V 则表明内部微孔等缺陷的形成以及应变硬化行为的终结^[18]。表 2 统计了 K-M 曲线中各阶段之间转变点的流动应力及应变硬化

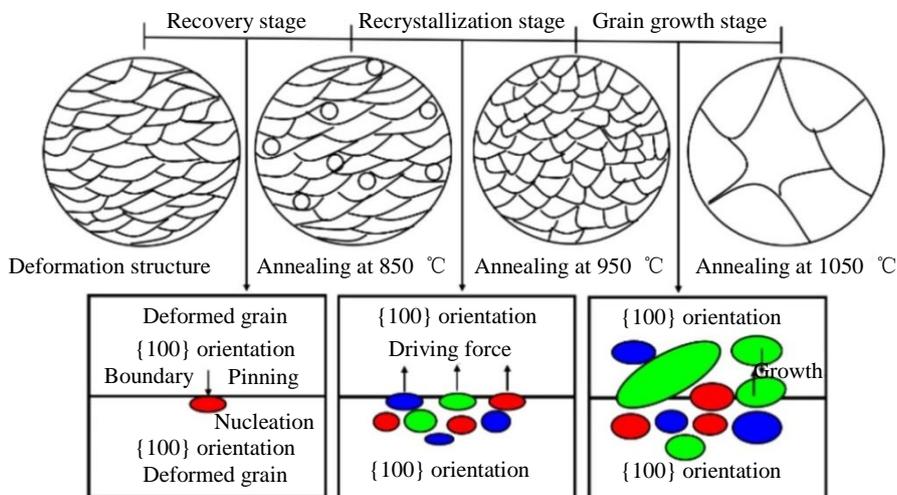


图 4 高纯钽不同温度退火时的微观组织演变示意图

Fig.4 Schematic of microstructure evolution of high-purity tantalum when being annealed at different temperatures

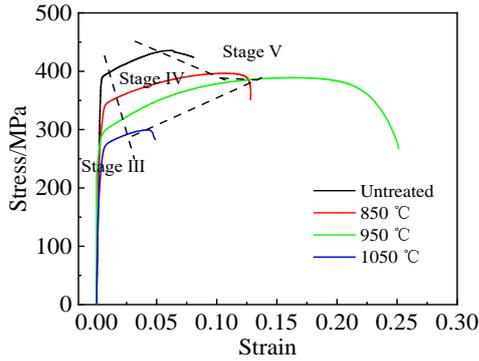


图 5 高纯钽不同温度退火后的应力-应变曲线

Fig.5 Stress-strain curves of high-purity tantalum annealed at different temperatures

表 1 高纯钽不同温度退火后的力学性能

Table 1 Mechanical properties of high-purity tantalum annealed at different temperatures

Temperature/°C	Yield strength/MPa	Tensile strength/MPa	Yield-strength ratio	Uniform elongation/%
Untreated	392	436	0.90	6.28
850	344	397	0.87	11.73
950	294	393	0.75	17.85
1050	273	301	0.91	4.34

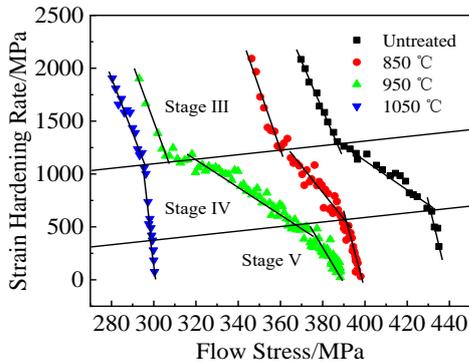


图 6 高纯钽不同温度退火后的 K-M 曲线

Fig.6 K-M curves of high-purity tantalum at annealed different temperatures

率。同时, K-M 硬化模型中的三阶段特征在应力应变曲线中进行了标注(图 5)。随着退火温度的增加,阶段 III 向阶段 IV 以及阶段 IV 向阶段 V 转变的流动应力 (σ_{III-IV} , σ_{IV-V}) 和应变硬化率 (θ_{III-IV} , θ_{IV-V}) 均显著降低, 尤其是对于粗化后的晶粒, 应变硬化能力急剧恶化。冷变形组织具有高的位错密度, 变形期间新产生的位错与固有

表 2 K-M 曲线中各阶段之间转变点的流动应力及应变硬化率

Table 2 Flow stress (σ) and strain hardening rate (θ) obtained from K-M analysis (MPa)

Temperature/°C	σ_{III-IV}	σ_{IV-V}	θ_{III-IV}	θ_{IV-V}
Untreated	387	430	1285	693
850	361	391	1223	549
950	312	374	1146	439
1050	295	298	1084	352

位错之间容易发生交互作用, 从而表现出高的强度和应变硬化能力^[19]。随着退火温度的增加, 冷变形组织中由位错引起的畸变能得到释放, 固有位错密度也随之降低, 变形期间可移动位错的阻碍减弱, 因此强度和应变硬化能力均降低。

K-M 模型是根据位错密度来表征材料的加工硬化行为, 公式 (1) 描述了流动应力与位错密度之间的关系^[20]:

$$\sigma = M\alpha\mu b\sqrt{\rho} \quad (1)$$

式中, σ 、 M 、 α 、 μ 、 b 和 ρ 分别是流动应力、泰勒系数、几何因子、剪切模量、伯氏矢量和位错密度。同时, 微结构演变和位错密度之间的内在联系可以通过公式 (2) 获得^[20]:

$$d\rho/d\sigma = M(k_1\sqrt{\rho} - k_2\rho) \quad (2)$$

式中, k_1 和 k_2 分别是位错存储因子和位错湮没因子, 联合公式 (1), 可以获得公式 (3):

$$d\sigma/d\varepsilon = \frac{1}{2}M^2\alpha\mu bk_1 - \frac{1}{2}Mk_2\sigma \quad (3)$$

公式 (3) 中引入参数 K_1 和 K_2 , 并简化为:

$$d\sigma/d\varepsilon = K_1 - K_2\sigma \quad (4)$$

式中, $d\sigma/d\varepsilon$ 表征材料的应变硬化率, K_1 和 K_2 分别表征加工硬化期间位错的存储和湮没参数。通过对不同退火处理后的 K-M 曲线中阶段 III 和阶段 IV 进行线性拟合, 分别获得了 2 个硬化阶段的 K_1 和 K_2 值, 如图 7 所示。众所周知, 材料的强度和塑性是相互竞争的关系, 变形期间位错的存储有利于强度的提高, 而位错的湮灭则有利于塑性的改善^[21]。冷变形组织和回复态组织由于固有位错对可移动位错的阻碍, 使其具有较高的位错存储能力(图 7a)。完全再结晶后的组织内部固有位错密度较低, 可移动位错滑移阻碍较弱, 且位错间的相互反应导致其具有高的湮灭能力(图 7b)。

图 8 展示了不同退火工艺后拉伸断口形貌, 可以发现断裂方式受高纯钽内部组织影响较大。对于冷变形组织, 拉伸断口中分布着大量的韧窝形貌, 表明以韧性断裂为主, 同时也可以观察到一些大的解理面, 这与组织内部高位错密度下的局部解理断裂有关(图 8a)。经过 850 °C 退火处理后, 断口处的韧窝呈均匀且致密的排列,

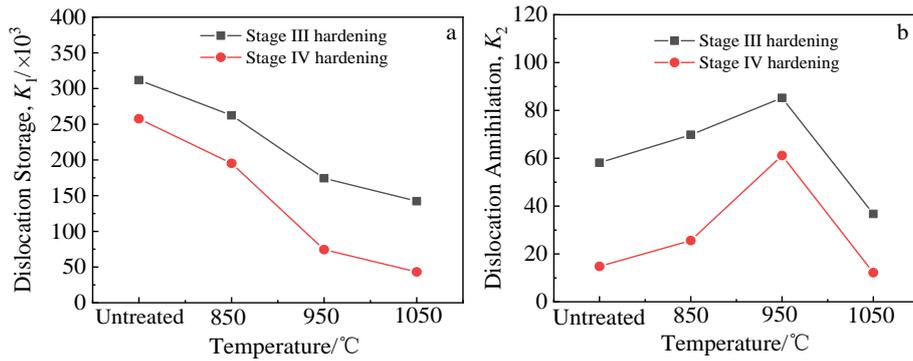


图 7 高纯钽不同温度退火后的位错存储和湮灭参数

Fig.7 Dislocation storage K_1 (a) and annihilation parameters K_2 (b) of high-purity tantalum annealed at different temperatures

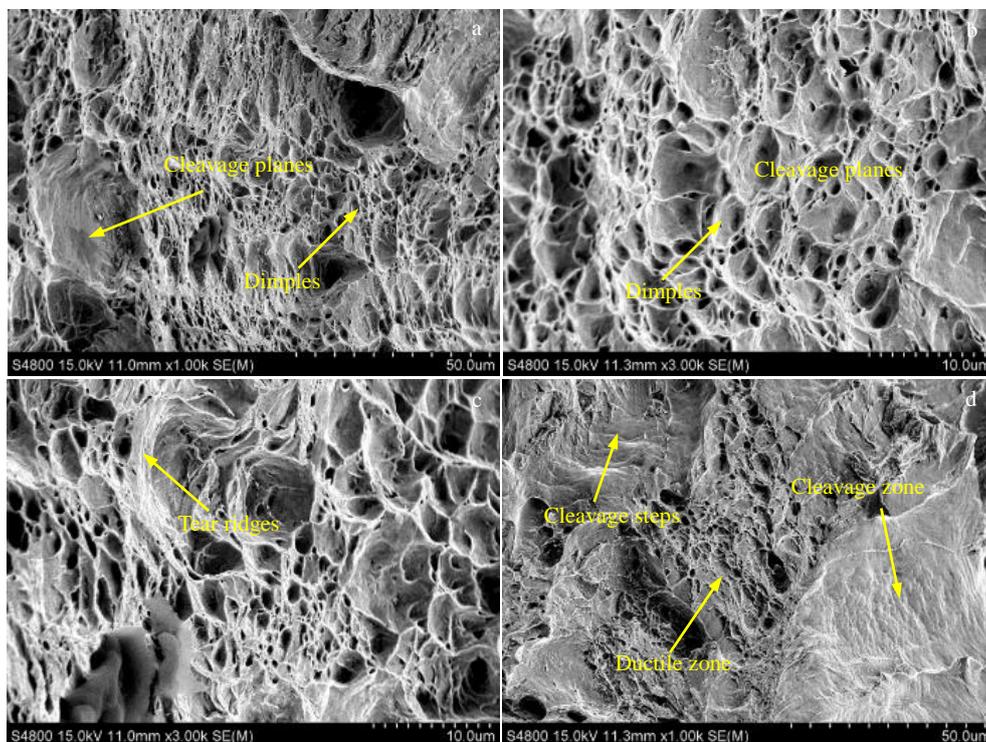


图 8 高纯钽不同温度退火后断口形貌

Fig.8 Fracture morphologies of high-purity tantalum annealed at different temperatures: (a) deformation structure, (b) 850 °C, (c) 950 °C, and (d) 1050 °C

表明再结晶过程引起了塑韧性的改善，然而在局部区域仍然存在一些小的解理面，如图 8b 所示，这与{100}面上的冷变形组织回复不完全有关。当退火温度增加到 950 °C 后，断面上可以观察到明显的韧窝撕裂脊(图 8c)，这也进一步证明了优异的塑韧性。退火温度过高时(1050 °C)，拉伸断口同时可以观察到以解理台阶为主的脆性断裂区和以韧窝为主的韧性断裂区，并且在韧性断裂区内分布这大量解理面(图 8d)。二次再结晶晶粒与周边晶粒取向及尺寸差异较大，导致其协调变形能力较差，塑性变形时应力集中容易在界面附近形成而得不

到有效释放，最终导致晶界开裂而形成脆性断裂区。

3 结 论

1) 冷变形后的高纯钽主要以(001)[1 $\bar{1}$ 0]结构为主，为典型的 α -结构。随着退火温度的增加， α -结构逐渐弱化， γ -结构逐渐形成，尤其是完全再结晶后， α -结构组分完全消失，形成组分为(111)[1 $\bar{1}$ 0]、(111)[1 $\bar{2}$ 1]以及(111)[0 $\bar{1}$ 1]的 γ -结构。

2) 在 850~1050 °C 退火处理时，高纯钽组织分别处于回复阶段、完全再结晶以及晶粒长大阶段。冷变形组

织以{100}和{111}取向的纤维状晶粒为主,随着退火温度的增加,再结晶晶核首先在{111}取向晶粒界面附近产生,并逐渐转变为随机取向分布。此外,具有{110}取向的晶粒更容易发生二次再结晶。

3) 随着退火温度的增加(950 ℃),高纯钽强度和应变硬化能力不断降低,完全再结晶时,由于其具有较高的位错湮灭能力,均匀伸长率达到 17.85%,塑性最佳。当退火温度高达 1050 ℃时,二次再结晶晶粒容易发生沿晶断裂,导致力学性能恶化。

参考文献 References

- [1] Liu Shufeng, Liu Yanghua, Li Lei *et al.* *Journal of Materials Science*[J], 2018, 53: 2985
- [2] Kang Xinting(康新婷), Li Yaning(李亚宁), Li Guangzhong(李广忠) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(4): 1092
- [3] Weinberger Christopher, Boyce Brad, Battaile Corbett. *International Material Reviews*[J], 2013, 58: 296
- [4] Deng Chao, Liu Shifeng, Hao Xiaobo *et al.* *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2014, 46: 24
- [5] Sandim Hugo, Martins Juliana, Padilha Angelo. *Scripta Materialia*[J], 2001, 45: 733
- [6] Lin Nan, Liu Shifeng, Liu Yahui *et al.* *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2019, 78: 51
- [7] Liu Yahui, Liu Shifeng, Deng Chao *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2018, 34: 2178
- [8] Hupalo Marcio, Sandim Hugo. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 318: 216
- [9] Fan Haiyang, Liu Shifeng, Deng Chao *et al.* *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2018, 72: 244
- [10] Humphreys Frederick. *Journal of Materials Science*[J], 2001, 36: 3833
- [11] Wang Nan, Chen Yongnan, Wu Gang *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 836: 142 728
- [12] Fan Haiyang, Liu Shifeng, Liu Li *et al.* *Materials & Design*[J], 2016, 97: 464
- [13] Sandim Hugo, Martins Juliana, Pinto Andre *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 392: 209
- [14] Guo Weiguo(郭伟国). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 45(1): 23
- [15] Raabe Dierk, Schlenkert Guenter, Weisshaupt Herbert *et al.* *Materials Science and Technology*[J], 1994, 10: 299
- [16] Mecking Hinrich, Kocks Fred. *Acta Metallurgica*[J], 1981, 29: 1865
- [17] Rollett Anthony, Kocks Fred. *Solid State Phenomena*[J], 1993, 35: 1
- [18] Galindo-Nava Enrique, Sietsma Jilt, Rivera-D íz-del-Castillo Pedro. *Acta Materialia*[J], 2012, 60(6-7): 2615
- [19] Hughes Darcy, Hansen Niels. *Acta Materialia*[J], 1997, 45: 3871
- [20] Estrin Yuri, Mecking Hinrich. *Acta Metallurgica*[J], 1984, 32: 57
- [21] Sandeep Pandre, Varun Mhatre, Nitin Kotkunde *et al.* *Materials Today: Proceedings*[J], 2020, 46(19): 9323

Effect of Annealing Temperature on Recrystallization Texture and Mechanical Behavior of High Purity Tantalum Used for Tantalum Fiber

Kang Yan^{1,2}, Zhang Xiaoqing², Zhong Kai², Shan Zhiwei¹

(1. Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

(2. Western Metal Materials Co., Ltd, Xi'an 710201 China)

Abstract: The high-purity tantalum after cold deformation was annealed at different temperatures (850-1050 ℃). The regularity of microstructure and texture evolution, the dependence of recrystallized nucleation and orientation, and the effect of recrystallized structure on its mechanical behavior were studied after annealing. The results show that the cold-deformed microstructure is the fibrous structure with {100} and {111} orientations, which is dominated by the α -fibre of (001)[1 $\bar{1}$ 0] component. After annealing, the microstructure of high-purity tantalum is in the recovery stage (850 ℃), complete recrystallization (950 ℃) and grain growth stage (1050 ℃). With the increase in annealing temperature, the α -fibre gradually weakens and then the γ -fibre gradually forms, especially the α -fibre disappears completely after recrystallization. The yield strength and strain hardening ability decrease with the increase in annealing temperature, and the plasticity is significantly improved, especially the uniform elongation reaches 17.85% after recrystallization. When the annealing temperature is increased to 1050 ℃, the intergranular fracture of the secondary recrystallized grains is prone to occur, resulting in poor mechanical properties.

Key words: high-purity tantalum; annealing temperature; recrystallized texture; mechanical properties; strain hardening behavior

Corresponding author: Shan Zhiwei, Professor, School of Materials Science and Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, P. R. China, E-mail: zwshan@mail.xjtu.edu.cn