

Ta-7.5%W 合金箔材的冷轧变形织构与微观结构*

王 珊 汪明朴 陈 畅 夏福中 杨巧然

(中南大学材料科学与工程学院 长沙 410083)

摘 要 研究了 140 μm 的 Ta-7.5%W 合金箔材在冷轧变形前后的织构和微观组织, 结果表明: 冷轧态和退火态的 Ta-7.5%W 合金箔材中主要形成了 $\{001\}\langle 110\rangle$ 、 $\{113\}\langle 110\rangle$ 、 $\{112\}\langle 110\rangle$ 、 $\{111\}\langle 110\rangle$ 四种结构组分; 在冷轧的 Ta-7.5%W 合金箔材中, 合金的 $\{100\}\langle 110\rangle$ 取向和 $\{113\}\langle 110\rangle$ 取向的晶粒中都形成了位错胞结构, 且在 $\{100\}\langle 110\rangle$ 方向上主要为大的等轴状位错胞结构, 位错胞的平均大小在 500 nm 左右, 而在 $\{111\}\langle 110\rangle$ 取向形成了微带组织, 这些微带互相平行, 微带之间的平均间距在 200 nm 左右; 微带主要由 GNBs(geometrically necessary boundaries, 几何必须位错界面) 和 IDBs(incidental dislocation boundaries, 附生位错界面) 两种位错界面结构组成, GNBs 中含有一组相互平行的高密度位错, 位错之间的间距在 5 nm 左右。

关键词 金属材料, 冷轧, Ta-W 合金, 织构, 变形组织

分类号 TG146

文章编号 1005-3093(2011)05-0476-07

The Microstructures and Textures of the Cold-rolled Ta-7.5%W Alloy Foils

WANG Shan WANG Mingpu** CHEN Chang XIA Fuzhong YANG Qiaoran
(School of Material Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083)

* Supported by National High Technology Research and Development Program of China No.2006AA03Z517 and Natural Science Foundation of Hunan Province No.05JJ30095.

Manuscript received June 29, 2011; in revised form July 9, 2011.

** To whom correspondence should be addressed, Tel:(0731)88830264, E-mail:wangmp@mail.csu.edu.cn

ABSTRACT The microstructure and texture in both the annealing and cold-rolled conditions of 140 μm Ta-7.5%W alloy foils were investigated by TEM and orientation distribution function (ODF) analysis. It is found that the main texture components of the annealing and cold-rolled Ta-7.5%W alloys are $\{001\}\langle 110\rangle$, $\{113\}\langle 110\rangle$, $\{112\}\langle 110\rangle$ and $\{111\}\langle 110\rangle$. In the cold-rolled Ta-7.5%W alloy foils, the dislocation cell structures were formed in both $\{001\}\langle 110\rangle$ and $\{113\}\langle 110\rangle$ orientations. There were a lot of equiaxed cell structures with an average size of 500 nm in the grains of $\{001\}\langle 110\rangle$ texture. The microband structures were developed in the $\{111\}\langle 110\rangle$ grains, which are distributed parallelly in the grains with a mean space length of 200 nm. The microbands consist of GNBs and IDBs. In the GNBs, there were a set of high density parallel dislocations with the spacing of about 5 nm.

KEY WORDS metallic materials, cold-rolled, Ta-W alloy, textures, deformation structures

钽及钨钼合金具有高密度、高熔点、良好的加工性能、良好的热传导和断裂韧性、耐腐蚀、可焊接等优点, 可作为许多领域的工程结构材料和功能材料^[1,2]。作为 BCC 结构的金属, 如钒、铌、钼、钽和钨, 其中除了钽, 都显示出了塑脆转变现象, 这些金属

及合金的形变特征受杂质、合金元素、晶体结构、温度、应变率等因素的显著影响^[3-7]。钽钨合金是替代式连续固溶体, 仍保持钽基体的体心立方, 钨的添加可以起到很好的固溶强化效果, 合金的室温拉伸强度和应变硬化率随钨含量的增加而明显增高^[8]。

目前国内外对变形机理的研究主要集中在 FCC 材料上, 如 Al、Ni 和 Cu 等, 对于 BCC 材料的研究主要集中在 Fe 及 IF 钢等上, 而作为另一类重要的 BCC 工业材料—难熔金属, 对其研究却较少。与 FCC 材料相比, BCC 晶体的形变主要表现出以下特性^[9-12]:

* 国家高新技术研究发展计划 2006AA03Z517 和湖南省自然科学基金 05JJ30095 资助项目。

2011 年 6 月 29 日收到初稿; 2011 年 7 月 9 日收到修改稿。

本文联系人: 汪明朴, 教授

滑移可以在 (111) 晶带内任一晶体学面上进行; BCC 晶体的滑移行为违反 Schmid 定律, 即临界分切应力随施力方向的改变而发生变化; BCC 金属的 Peierls 力在 10^{-2} – $10^{-3}\mu$ 范围内 (μ 为剪切模量), 比面心立方 (FCC) 晶体高 2–3 个数量级; BCC 金属的流变应力在低温时急剧增加等。钽及钽钨合金作为一种重要的难熔金属, 具有很好的塑性, 且在变形和退火过程中不会发生结构转变和相变^[13,14], 因此, 钽钨合金适合作为体心立方金属变形规律的研究对象。

本文选用一种重要的工业合金 Ta-7.5%W(质量分数, 下同) 合金作为研究对象, 主要研究其在冷轧过程中的变形行为及该合金在轧制变形过程中形成的组织和织构, 目前国内外对这方面的研究鲜见报道。通过本文研究, 希望对钽钨合金箔材的生产和加工具有指导意义, 并进一步理解体心立方金属的塑性变形机理。

1 实验方法

采用粉末冶金法制备 Ta-7.5%W 合金坯锭, 对合金锭坯经过 1200 °C 中间退火, 轧制得到厚度为 140 μm 的 Ta-7.5%W 合金箔材。轧制道次变形量控制在 5%–10%, 每两次退火之间的总变形量控制在 50% 左右。将 140 μm 的 Ta-7.5%W 合金箔材在真空条件下进行 1200 °C 退火 1 h, 然后对其冷轧变形获得 70 μm Ta-7.5%W 合金箔材。

极图测量采用反射法, 实验样品在 140 μm 和 70 μm 两种箔材的轧面方向进行取样, 样品大小 10 mm×10 mm。ODF(orientation distribution functions, 取向分布函数) 分析是通过测定 Ta-7.5%W 合金箔材轧面的 {110}、{200}、{211} 三个不完整极图 (极图测量范围 $\alpha=0^\circ$ – 75° , $\beta=0^\circ$ – 360°), 由实测值算得极密度 $\hat{\rho}(\alpha, \beta)$, 进行归一化处理得到真实极密度 $\rho(\alpha, \beta)$, 极图数据经修正和对称 (立方正交对称性) 处理后, 采用 Bunge 球谐函数分析与级数展开法^[15] 即可计算相应的取向分布函数 (ODF), 并将 C_l^{mn} 系数表示至 $l_{\max}=22$ 。透射电镜观察在 JEOL 2010 上进行, 操作电压 200 kV。电镜样品减薄在 MTP-1 双喷减薄仪上进行, 电解液用氢氟酸: 硫酸: 甲醇 = 1 : 5 : 94, 电流为 200 mA。

2 结果与讨论

2.1 织构分析

对 BCC 金属及合金进行轧制变形后, 会在 BCC 材料中形成某些微观位错结构。这样即使是一种初始取向无织构的材料中也会形成某些特定的轧制织构。这些织构可以通过取向分布函数 ODF 来描述。发展好的轧制织构包括 α 和 γ 纤维织构, α 纤维织构是 (110) 平行于轧向的一系列取向, γ 纤维织构是

(111) 平行于板面法向的一系列取向^[16]。在 Euler 空间 Bunge 系统中, 恒 $\phi_2=45^\circ$ 的截面图中包含了 BCC 轧制织构的足够信息, 如图 1a 所示。图 1b 和图 1c 分别给出了 140 μm Ta-7.5%W 合金箔材样品冷轧前后所形成的织构在 ODF 中恒 $\phi_2=45^\circ$ 的截面图分析结果。由图可以看出, 轧制前后材料中所形成的织构类型类似, 主要还是 α 纤维和 γ 纤维织构, 其中主要是 {001}⟨110⟩、{113}⟨110⟩、{112}⟨110⟩、{111}⟨110⟩ 等织构组分, 还有较弱的 {110}⟨110⟩ 织构组分, 相比而言, 轧制后的织构更强、更集中。另外, 在经 1200 °C 退火的 140 μm 的 Ta-7.5%W 合金箔材中还形成了较弱的 {223}⟨223⟩ 织构组分。

图 2 给出了轧制前后 Ta-7.5%W 合金箔材中 α 纤维和 γ 纤维两种取向线上的取向密度变化规律。从图 2a 中 α 取向线可以看出, 冷轧态和退火态的 Ta-7.5%W 合金箔材沿 α 取向线在 $\phi=0^\circ$ 、 20° 、 35° 、 50° 处分别出现了 4 个峰值, 也就是说在这两种状态的合金中主要存在 {001}⟨110⟩、{113}⟨110⟩、{112}⟨110⟩ 和 {111}⟨110⟩ 四种织构组分, 在 $\phi=80^\circ$ 的地方出现了另外一个小峰, 其中织构组分为 {110}⟨110⟩。对比可以发现, 冷轧后的 Ta-7.5%W 合金箔材中 α 取向线上各取向的取向密度都较退火态的有所提高, 只是在 {001}⟨110⟩ 的取向密度有所降低。从图 2b 中 γ 取向线可以看出, 冷轧态 Ta-7.5%W 合金中 {111}⟨110⟩ 织构的取向密度比退火态的 {111}⟨110⟩ 要高, 而冷轧态 Ta-7.5%W 合金中 {111}⟨112⟩ 织构的取向密度比退火态的 {111}⟨112⟩ 要低。由此可以发现, 退火后的 Ta-7.5%W 合金箔材经冷轧变形 50% 后, 合金中形成了一些位错亚结构来协调合金的塑性变形, 一些晶粒发生了旋转, 导致了这种织构的变化。

2.2 TEM 组织观察

图 3 给出了冷轧态 70 μm Ta-7.5%W 合金箔材变形过程中在晶体的不同取向产生的位错结构。由图中可以看出, 变形后合金中产生了大量位错, 这些位错主要形成了两种组织, 分别为位错胞结构 (dislocation cell structures) 和微带 (microbands) 组织, 且在不同取向的晶粒中产生了结构差别很大的位错结构, 这主要是因为这些不同取向的晶粒在轧制过程中受力不同导致的。由于受力不同, 这些晶粒在变形过程中开启的滑移系数量和滑移系统也必然不同, 因此产生的位错数量和形成的位错结构也会不同。

图 3a 给出了冷轧态 Ta-7.5%W 合金箔材在 {001}⟨110⟩ 取向的晶粒中形成的位错结构及其对应的电子衍射花样 (SADP), 由图可以看出, 在 {001}⟨110⟩ 取向上形成了大量等轴状的位错胞组织, 胞壁上大量位错缠结, 而胞内几乎没有位错, 位

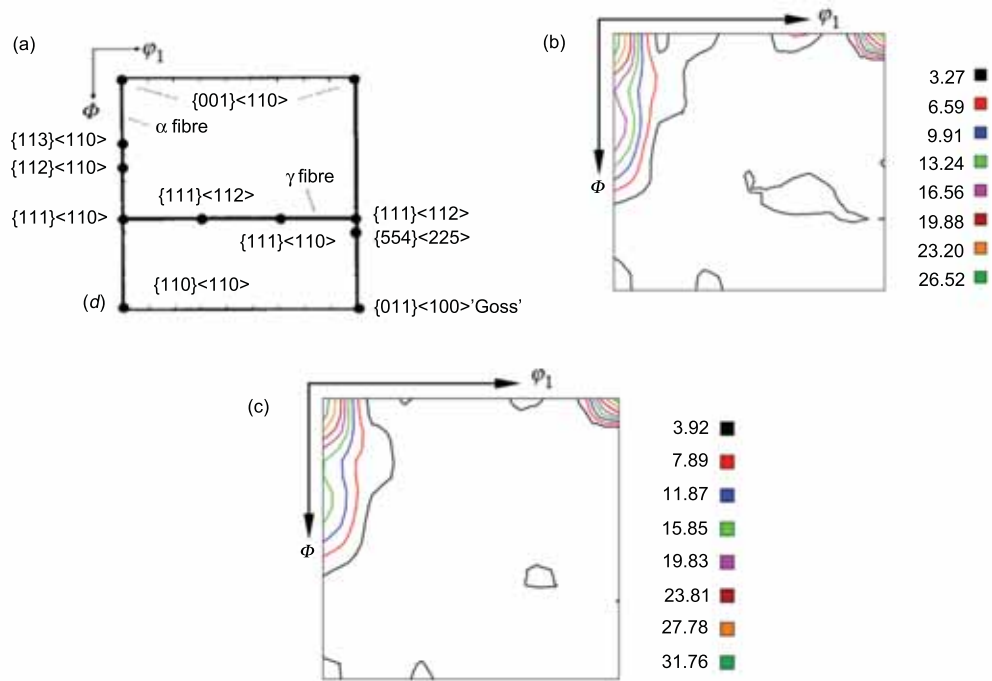


图 1 (a) 欧拉空间中 $\phi_2=45^\circ$ 的截面图中的主要结构组分示意图; (b) 140 μm Ta-7.5%W 箔材在 1200 $^\circ\text{C}$ 退火 1 h 后形成的结构; (c) Ta-7.5%W 箔材冷轧变形 50% 后形成的结构

Fig.1 (a) The $\phi_2=45^\circ$ section of Euler space showing the major components of the α and γ fibers; (b) the annealing texture of material annealed at 1200 $^\circ\text{C}$ for 1 h; (c) the cold rolling texture after 50% reduction

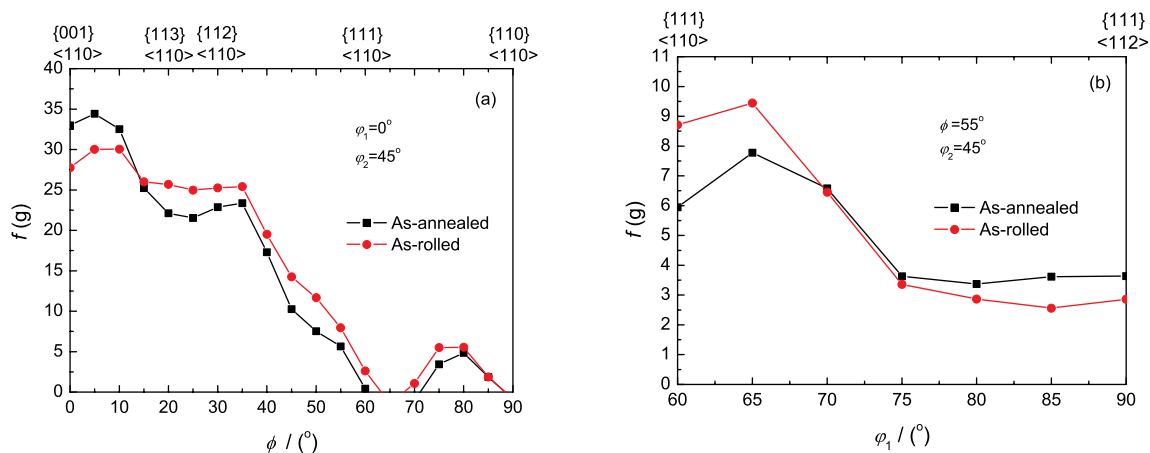


图 2 Ta-7.5%W 合金 α 纤维 (a) 和 γ 纤维 (b) 取向线取向密度分析

Fig.2 The orientation density of α -fibers (a) and γ -fibers (b) of Ta-7.5% W alloy

错胞的大小在 500 nm 左右。对该区域的电子衍射花样显示出了小的斑点分裂, 说明这些圆形的位错胞之间也存在着小的取向差, 取向差在 0.5° 左右。由此可见合金在 $\{001\}\langle 110\rangle$ 取向上形成的位错组织相对均匀。而在 Ta-7.5%W 合金箔材的 $\{111\}\langle 110\rangle$ 取向上, 如图 3b 所示, 经轧制后, 显示出了较强的变形不均匀性, 某些局部变形更加严重, 图中可以看到一些高位错密度的微带, 在这些微带之间的区域为相对

均匀的高密度位错缠结区。这些微带互相平行, 微带之间的间距在 200 nm 左右。对该区域的电子衍射花样分析可以看出, $\{111\}\langle 110\rangle$ 取向的轧制样品的衍射花样中的斑点分裂很大, 这说明在变形过程中, 该区域的晶体发生了局部旋转, 微带之间的取向差可达 10° 左右。图 3c 示出了冷轧态 Ta-7.5%W 合金箔材在 $\{113\}\langle 110\rangle$ 取向的晶粒中形成的位错结构及其对应的 SADP, 由图可以看出, 在此取向上主要形成了

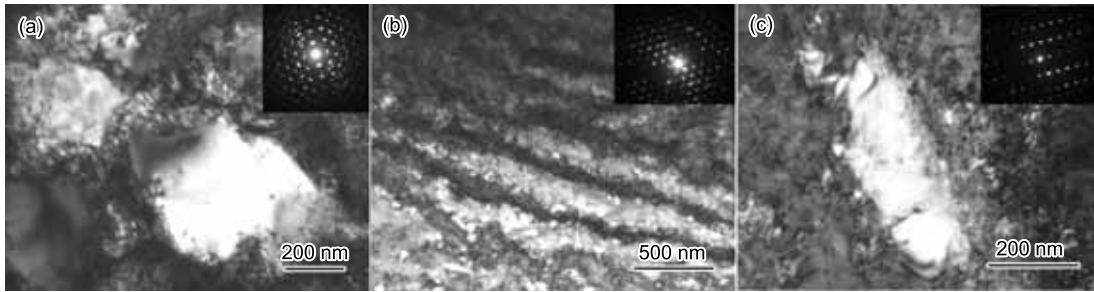


图 3 冷轧态 70 μm Ta-7.5%W 合金箔带中不同取向形成的位错结构

Fig.3 The dislocation microstructures of the 70 μm cold-rolled Ta-7.5%W alloy at different orientations, (a) the dislocation structures in $\{100\}\langle 110 \rangle$ and the corresponding SADP; (b) the dislocation structures in $\{111\}\langle 110 \rangle$ and the corresponding SADP; (c) the dislocation structures in $\{113\}\langle 110 \rangle$ and the corresponding SADP

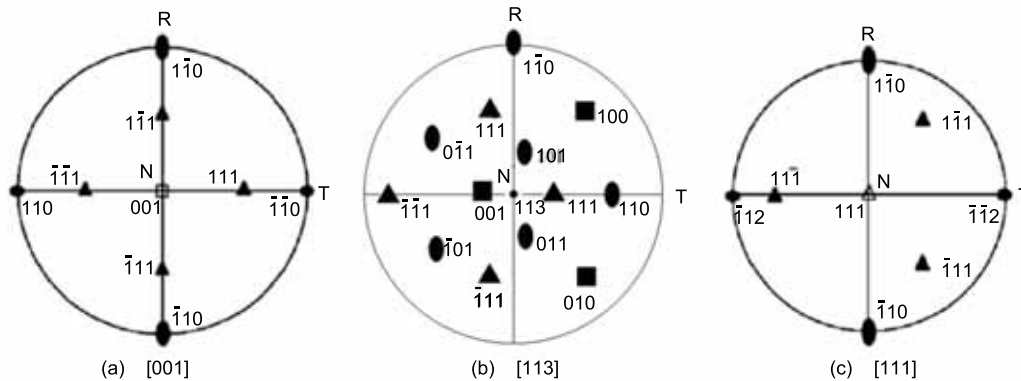


图 4 沿着轧向为 R $[1\bar{1}0]$ 的 Ta-7.5%W 合金中不同取向的极图, 其中轧面方向与极图的中心重合, T 为横向

Fig.4 Pole figures along (a) $[001]$, (b) $[110]$, and (c) $[111]$ in Ta-7.5%W alloy rolled along R $[1\bar{1}0]$

很高密度的位错, 这些位错组成了一个长条形的位错胞结构, 胞的长度在 500 nm 左右, 宽度在 200 nm 左右, 在胞内几乎看不到位错。对该区域进行大范围的电子衍射分析可以发现, 衍射斑发生了连续的分裂, 这说明这些位错胞之间存在着小的晶体取向差, 取向差大小在 1° 以内。对比可以发现, $\{100\}\langle 110 \rangle$ 取向上的位错密度没有 $\{113\}\langle 110 \rangle$ 和 $\{111\}\langle 110 \rangle$ 方向上的位错密度高。

2.3 分析与讨论

由上面织构分析可知, Ta-7.5%W 合金箔材在经 50% 冷轧变形后主要形成了 $\{001\}\langle 110 \rangle$ 、 $\{113\}\langle 110 \rangle$ 、 $\{112\}\langle 110 \rangle$ 和 $\{111\}\langle 110 \rangle$ 四种织构组分。TEM 组织观察表明, 合金在这些不同的取向上形成了不同的位错结构。一般认为, 在体心立方金属变形过程中, 随着变形程度的不同, 位错排列出现一种等级层次^[17]。在冷轧过程中, 在塑性应变为 1%–4% 时, 形成相对较直的位错相互交叉的位错网格; 当应变为 2%–50% 时, 形成位错胞, 在一定程度上也取决于晶体位向; 当应变为 6%–70% 时, 形成微带, 微带是一种片状结构, 宽度在 0.2–0.5 μm , 可以充满整个晶粒范围, 强

烈的取决于晶体的位向, 从 LS 截面上来看, 其与轧向成 20° – 40° ; 当应变达到 40%–95% 时, 在形成了微带的晶粒中形成剪切带。从本质上来说, 剪切带是宏观上剪切应变高度集中的区域, 这种剪切带组织可以是晶体学的, 也可以是几种主滑移的组合, 因此在宏观上也可以是非晶体学的, 这与原始晶粒的取向有关, 取决于晶体加工硬化的状态, 一般从 LS 截面上来看也是与轧向成 20° – 40° ^[18]。另有人通过研究 IF 钢^[19], 发现在 α 织构组分中, 在 $\{100\}\langle 110 \rangle$ 织构附近包含了大量大的位错胞结构, 胞之间的取向差很小, 在 $\{112\}\langle 110 \rangle$ 到 $\{111\}\langle 110 \rangle$ 之间的 α 织构组分的晶粒中产生了微带结构, 从 LS 截面观察, 这些微带与轧向夹角在 0° – 35° 。在 γ 纤维织构的晶粒中是由微带组成, 在 LS 面上观察与轧向成 0° – 35° , 有些晶粒被一组或二组剪切带切割, 剪切带与 RD 方向成 25° – 45° , 在 γ 纤维晶粒中很少观察到位错胞或亚晶。本文研究发现, 在冷轧的 Ta-7.5%W 合金箔材中, 合金的 $\{100\}\langle 110 \rangle$ 取向和 $\{113\}\langle 110 \rangle$ 取向都形成了位错胞结构, 且在 $\{100\}\langle 110 \rangle$ 方向上主要形成大的等轴状的位错胞结构, 而在 $\{111\}\langle 110 \rangle$ 取向形成了微带组

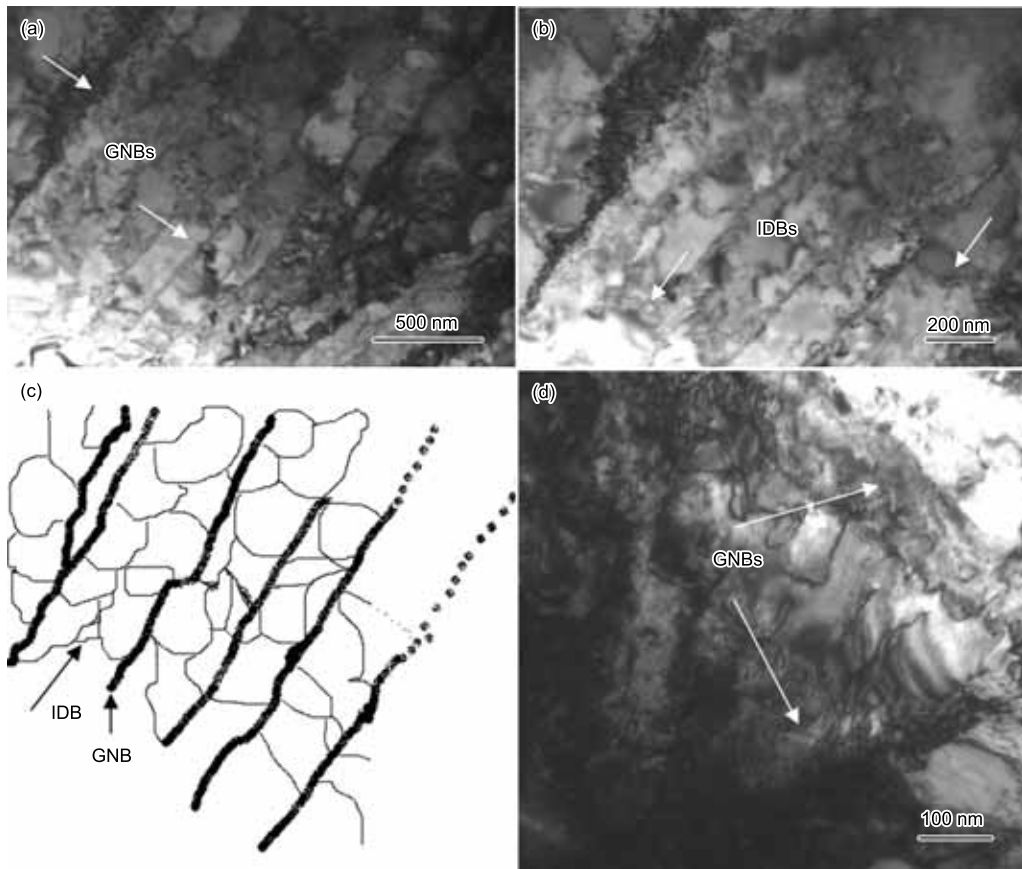


图 5 冷轧态 70 μm Ta-7.5%W 合金箔带中形成的微带结构

Fig.5 The microband structures of the cold-rolled 70 μm Ta-7.5%W alloy foils, (a)parallel microbands and the GNBs; (b)IDBs; (c)the sketch of the microband; (d)the magnification of GNBs

织,这与IF钢中形成的组织类似。

为什么在这些不同的取向会形成这些差异这么大的位错结构呢?在低温轧制变形的BCC金属,通常会出现典型的非常长且直的螺位错,这类位错移动性很低^[20]。Ta-7.5%W合金经轧制后,通过{113}带轴的衍射花样可以看出,在该带轴的衍射花样中的斑点只有少量的分裂,说明在{113}<110>取向上样品中产生了一定量的局部应变集中,但是这不足以对促进位错胞的形成和大范围的位错运动进行重排产生影响。在{111}<110>方向上,晶粒中会形成高取向差区域,由{111}带轴附近的衍射花样中的斑点分裂程度可以看出在{111}<110>样品中存在 10° - 15° 的取向差,说明在该样品中聚集了大量的应变能,这可能需要点阵的旋转来进行协调。

在轧制过程中,一般可将材料所受的力分为沿着轧面法向N的压应力,由于摩擦产生的沿着轧向R垂直于横向T的拉应力,和一个较小的沿着横向T的拉应力^[20]。本文实验条件下,因为是轧制箔带,箔材很薄,只有140 μm ,可以认为此时箔材所受的应力是平面应变状态的应力,把沿着箔材厚度方向上

的改变作为仅有的或主要的应变分量。当轧制沿着(001)[$\bar{1}\bar{1}0$]方向时,忽略摩擦力,可以认为此时晶体只受单一方向上的压应力,这时晶体中所获得的激活的位错含有四种柏氏矢量,分别为 $a/2[111]$, $a/2[\bar{1}\bar{1}1]$, $a/2[1\bar{1}1]$ 和 $a/2[\bar{1}11]$ 。假定此时Ta-7.5%W金属中所有可能的滑移系统都起作用,即在这种情况下,由图4a可以看到,在剪切方向上存在一个四次对称性,并且在N-R(110)上存在二次对称性的平面应变状态。同样对于(113)[$\bar{1}\bar{1}0$]取向上晶粒的轧制,在剪切方向上存在一个二次对称性,并且在N-R面上存在二次对称性的平面应变状态。然而,对于(111)[$\bar{1}\bar{1}0$]取向上晶粒的轧制,在压制力下,存在一个剪切方向的三次对称性,这并不与N-R面的平面应变晶体学对称性相符合。可以看出,当轧制方向为(001)[$\bar{1}\bar{1}0$]时,只有在(001)和(113)轧面上会存在小范围的二次对称性的应力状态,对比(001)[$\bar{1}\bar{1}0$]和(113)[$\bar{1}\bar{1}0$]轧制,(001)[$\bar{1}\bar{1}0$]所存在的对称性可能更高。因此,在(113)[$\bar{1}\bar{1}0$]轧制下存在一些局部的应变集中区,而在(001)[$\bar{1}\bar{1}0$]轧制下没有观察到这样的现象。上面分析的结果显示在(001)[$\bar{1}\bar{1}0$]和(113)[$\bar{1}\bar{1}0$]轧制下样品

中发生的剪切可以通过在轧面中小的晶体旋转来完成,因为在一个方向上的旋转可以通过其它等效的方向上的旋转来协助完成,总体效果是一样的。而对于(111)[1 $\bar{1}$ 0]轧制来说,这就需要很大的晶体旋转来协调所产生的应变,虽然两种柏氏矢量 $b = a/2[1\bar{1}1]$ 和 $b = a/2[1\bar{1}\bar{1}]$ 位错的协同作用可以减小晶体旋转。以上讨论说明,在{100}<110>和{113}<110>取向上的晶粒在轧制过程中,不一定需要形成高取向差的位错微带结构,但是在{111}<110>取向上,样品中需要形成这种微带结构来协调晶体变形和晶体旋转。

一般高层错能金属,如 Al、Ni、Fe 等,当冷轧到中低应变量下,材料中的晶粒内部会产生大量的位错,这些位错会形成胞块 (cell blocks, 简称 CBs) 结构,胞块结构将晶粒破碎,胞块内部由位错胞组成,位错胞块之间为了协调相邻胞块之间的应变而形成的界面称为几何必须位错界面 (geometrically necessary boundaries, 简称 GNBs),位错胞之间的界面是由塑性变形过程中激活的滑移位错与林位错的交互作用而形成,称为附生位错界面 (incidental dislocation boundaries, 简称 IDBs)^[21]。图 5a 示出了冷轧态 70 μm Ta-7.5%W 合金箔材中形成的微带组织,可以看出这些微带组织由平行的 GNBs 和 IDBs 组成,在两条平行的 GNBs 之间形成了很多 IDBs(图 5c),其中粗线条代表 GNBs,细线条代表 IDBs。GNBs 上形成的位错密度较高,GNBs 两边基体的取向差较大,而 IDBs 上的位错密度稍低,其两边基体之间的取向差小。对 GNBs 进行放大观察可以发现,在 GNBs 中含有一组相互平行的位错,位错之间的间距很小,只有 5 nm 左右(图 5d)。这种高密度的同号位错组成的界面必然会使界面两侧的基体产生较大的取向差。

3 结 论

1. 冷轧态和退火态的 Ta-7.5%W 合金箔材中主要形成了{001}<110>、{113}<110>、{112}<110>和{111}<110>四种织构组分。

2. 冷轧后的 Ta-7.5%W 合金箔材中 α 取向上各取向的取向密度都较退火态的有所提高,只是在{001}<110>的取向密度有所降低;在 γ 取向上,冷轧后的 Ta-7.5%W 合金中{111}<110>织构的取向密度较退火态要高,{111}<112>织构的取向密度较退火态要低。

3. 冷轧的 Ta-7.5%W 合金箔材中,在合金的{100}<110>取向和{113}<110>取向都形成了位错胞结构,且在{100}<110>方向上主要形成大的等轴状的位错胞结构,位错胞的大小在 500 nm 左右;而在{111}<110>取向形成了微带组织,这些微带互相平行,微带之间的间距在 200 nm 左右。

4. 微带主要由 GNBs 和 IDBs 两种位错界面结构组成,GNBs 中含有一组相互平行的高密度位错,位错之间的间距在 5 nm 左右。

参 考 文 献

- 1 W.Ensinger, Ion-beam sputter coating of tantalum tube inner walls for protection against hydrogen embrittlement, *Surface and Coatings Technology*, **84**(1), 434(1996)
- 2 F.Cardarlli, P.Taxil, A.Sayall, Tantalum protective thin coating techniques for the chemical process industry: Molten salts electrocoating as a new alternative, *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, **14**(5), 365(1996)
- 3 T.Laurila, K.Zeng, J.K.Kivilahti, J.Molarius, T.Riekkinen, I.Suni, Tantalum carbide and nitride diffusion barriers for Cu metallization, *Microelectronic Engineering*, **60**(1), 71(2002)
- 4 S.Li, H.S.Park, M.H.Liang, T.H.Yip, O.Prabhakar, Effects of Cu diffusion behaviors on electronic property of Cu/Ta/SiO₂/Si structure, *Thin Solid Films*, **462-463**, 192(2004)
- 5 T.Balaji, R.Govindaiah, M.K.Sharma, Y.Purnshotan, A.Kumar, T.L.Prakash, Sintering and electrical properties of tantalum anodes for capacitor applications, *Materials Letters*, **56**(4), 560(2002)
- 6 J.P.Delplanque, W.D.Cai, R.H.Rangel, E.J.Lavernia, Spray atomization and deposition of tantalum alloys, *Acta Materialia*, **45**(12), 5233(1997)
- 7 H.R.Z.Sandim, J.P.Martins, A.L.Pinto, A.F.Padiha, Recrystallization of oligocrystalline tantalum deformed by cold rolling, *Materials Science and Engineering*, **392**(1), 209(2005)
- 8 E.Hosseini, M.Kazeminezhad, Dislocation structure and strength evolution of heavily deformed tantalum, *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, **27**(3), 605(2009)
- 9 Q.Z.Chen, B.J.Duggan, On cells and microbands formed in an interstitial-free steel during cold rolling at low to medium reductions, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **35A**(11), 3423(2004)
- 10 D.Dorothee, Z.Stefan, R.Dierk, Retention of the Goss orientation between microbands during cold rolling of an Fe3%Si single crystal, *Acta Materialia*, **55**(7), 2519(2007)
- 11 M.Z.Quadir, B.J.Duggan, Deformation banding and recrystallization of a fibre components in heavily rolled IF steel, *Acta Materialia*, **52**(13), 4011(2004)
- 12 L.L.Hsiung, On the mechanism of anomalous slip in bcc metals, *Materials Science and Engineering A*, **528**(1), 329(2010)
- 13 S.N.Nasser, R.Kapoo, Deformation behavior of tantalum and a tantalum tungsten alloy, *International Journal of Plasticity*, **17**(10), 1351(2001)
- 14 S.Nemat-Nasser, J.B.Isaacs, Direct measurement of isothermal flow stress of metals at elevated temperatures and high strain rates with application to Ta and Ta-W alloys, *Acta Materialia*, **45**(3), 907(1997)
- 15 H.J.Bunge, *Texture Analysis in Materials Science* (London, Butterworths, 1982) p.47

- 16 Y.Y.Tse, B.J.Duggan, Orientation imaging microscopy studies of recrystallization in interstitial-free steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **37A**(3), 1055(2006)
- 17 C.J.Briant, D.H.Lassila, The effect of tungsten on the mechanical properties of tantalum, *Transactions of the ASME*, **121**(2), 172(1999)
- 18 N.Hansen, X.Huang, G.Winther, Grain orientation, deformation microstructure and flow stress, *Materials Science and Engineering A*, **494**(1), 61(2008)
- 19 Y.B.Park, D.N.Lee, G.Gottstein, The evolution of recrystallization textures in body centred cubic metals, *Acta Materialia*, **46**(10), 3371(1998)
- 20 R.Srinivasan, G.B.Viswanathana, V.I.Leyvita, H.L.Frasera, Orientation effect on recovery and recrystallization of cold rolled niobium single crystals, *Materials Science and Engineering*, **507**(1), 179(2009)
- 21 Z.J.Li, G.Winther, N. Hansen, Anisotropy in rolled metals induced by dislocation structure, *Acta Materialia*, **54**(2), 401(2006)