

溅射沉积 Cu-Mo 薄膜的结构和性能

郭中正, 孙 勇, 周 钺, 沈 黎, 殷国祥

(昆明理工大学 云南省新材料制备与加工重点实验室, 昆明 650093)

摘 要: 用磁控溅射法制备含钼 2.19%~35.15%(摩尔分数)的 Cu-Mo 合金薄膜, 运用能谱仪(EDX)、X 射线衍射仪(XRD)、透射电镜(TEM)、扫描电镜(SEM)、显微硬度仪和电阻计对薄膜成分、结构和性能进行研究。结果表明: Mo 添加使 Cu-Mo 薄膜晶粒显著细化, Cu-Mo 膜呈纳米晶结构, 存在 Mo 在 Cu 中的 FCC Cu(Mo)非平衡亚稳过饱和固溶体; 随 Mo 含量的增加, Mo 固溶度逐渐增加, 而薄膜微晶体尺寸则逐渐减小, Mo 的最大固溶度为 30.6%。与纯 Cu 膜对比表明, Cu-Mo 膜的显微硬度和电阻率随 Mo 含量的上升而持续增加。经 200、400 和 650 °C 热处理 1 h 后, Cu-Mo 膜的显微硬度和电阻率均降低, 降幅与热处理温度呈正相关; 经 650 °C 退火后, Cu-Mo 膜基体相晶粒长大, 并出现亚微米-微米级富 Cu 第二相。在 Cu-Mo 膜的 XRD 谱中观察到 Mo(110)特征峰, Cu-Mo 薄膜结构和性能形成及演变的主要原因是添加 Mo 引起的晶粒细化效应以及热处理中基体相晶粒的生长。

关键词: Cu-Mo 合金薄膜; 纳米晶结构; 热处理; 显微硬度; 电阻率

中图分类号: TB43; TG146.4⁺11

文献标志码: A

Structures and properties of Cu-Mo thin films deposited by magnetron sputtering

GUO Zhong-zheng, SUN Yong, ZHOU Cheng, SHEN Li, YING Guo-xiang

(Key Laboratory of Advanced Materials of Yunnan Province, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China)

Abstract: The Cu-Mo alloy thin films with Mo content of 2.19%–35.15% (mole fraction) were prepared by magnetron sputtering. The compositions, structures and properties of thin films were investigated by EDX, XRD, TEM, SEM, microhardness instrument and resistivity meter. The results show that Mo addition refines the grain of Cu-Mo thin films significantly. Cu-Mo thin films possess nanocrystalline structure with the presence of FCC Cu(Mo) nonequilibrium metastable supersaturated solid solution, the Mo solubility gradually increases and the microcrystal size of thin films decreases comparatively with increasing Mo content, and the maximum Mo solubility is 30.6%. The comparison with pure Cu films reveals that both the microhardness and electrical resistivity of Cu-Mo thin films continuously increase with increasing Mo content. After heat-treated at 200, 400 and 650 °C for 1 h, the microhardness and resistivity of Cu-Mo coating decrease. The descending range of the microhardness and resistivity are correlated positively with heat treatment temperature. Moreover, the grain of matrix phase grows continuously, and the appearance of submicron-micron Cu-rich second-phase in Cu-Mo films is found, the Mo(110) characteristic peak is observed in Cu-Mo films after annealed at 650 °C. The formation and evolution of structures and properties of Cu-Mo thin films are mainly contributed to the grain refinement effect caused by Mo addition as well as the growth of matrix phase grain during annealing.

Key words: Cu-Mo alloy thin films; nanocrystalline structure; heat treatment; microhardness; electrical resistivity

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50871049); 云南省自然科学基金重点资助项目(2004E0004Z); 云南省教育厅科学研究基金资助项目(09Y0091)

收稿日期: 2010-06-28; **修订日期:** 2010-09-20

通信作者: 孙 勇, 教授, 博士; 电话: 0871-5334093; E-mail: xybysun@sina.com

电子和航空航天等领域的发展要求材料兼具高导电、导热性和高温应力疲劳抗性,铜-难熔金属(如 Mo、W、Nb 和 Ta 等)合金因具备此类性能而受重视^[1]。Cu/Mo/Cu 层状材料的热膨胀系数和弹性模量可调,导热、导电性和加工性能优异^[2]。Cu-Mo 合金将高熔点、高强度的钼与高导电、导热性的铜复合^[3],通常钼弥散分布于铜基体,显著提高合金强度,导电、导热性和应力疲劳抗性优异,在微电子、航空、热交换、低散热发动机领域前景广阔。研究发现,Cu-Mo 薄膜电信号延迟小、电阻率低($<10^3\ \mu\Omega\cdot\text{cm}$)、电迁移抗性($>10^6\ \text{A}\cdot\text{cm}^{-2}$)高于 Al 基膜,可避免 Cu/Si 间反应生成硅化铜,可用于 ULSI 器件作无阻挡层互联^[4-5]。PVD 法制备的 Cu-Mo 膜呈纳米晶结构,力学性能优良,可用于光伏装置增加粘附性^[6]。Cu-Mo 涂层耐磨损,可作为高温固体润滑膜^[7]。虽 Cu-Mo 呈正生成焓(28 kJ/mol),属难混溶体系,但实验表明,因远离平衡态,溅射沉积的 Cu-Mo^[8]和 Cu-Nb^[9]等薄膜中存在固溶度延展、亚稳相形成、缺陷密度急剧变化、导电性及硬度增强^[10]等现象,与机械合金化的 Cu-Mo^[11-12]材料相似,具有重要意义而受关注。本文作者采用磁控共溅射工艺制备 Cu-Mo 薄膜,探讨 Mo 含量及热处理对 Cu-Mo 薄膜结构和性能的影响规律和内在原因。

1 实验

采用 FJL520 型高真空磁控与离子束联合溅射仪制样,在 $d\ 50\ \text{mm}$ 圆片型 Cu 靶(纯度 99.99%)的环状溅射刻蚀区制备均匀分布的 $d\ 6\ \text{mm}$ 坑孔,等径 Mo 圆柱靶(纯度 99.95%)嵌于孔中构成 Cu-Mo 复合靶,改变 Mo 嵌入靶数量以调整 Mo 靶在该区的面积比,从而控制膜成分,直流磁控溅射成膜。玻璃衬底依次以

丙酮、乙醇和去离子水超声清洗作预处理,沉积前再经 $1\ \text{keV}\ \text{Ar}^+$ 束轰击 $10\ \text{min}$ 以进一步清洗。本底真空 $3.5\times 10^{-4}\ \text{Pa}$,工作气体为分析纯 Ar(纯度优于 99.99%),溅射气压 $2.0\ \text{Pa}$,衬底与靶材平面平行,靶基距 $135\ \text{mm}$,基片以 $10\ \text{r/min}$ 的转速旋转以提高膜均匀性。衬底水冷,靶功率密度较小($6.8\sim 9.8\ \text{W}/\text{cm}^2$)以减小二次电子和离子轰击引起衬底温升,衬底温度为 $20\sim 50\ ^\circ\text{C}$ 。石英晶振仪实时监控膜厚,膜厚为 $850\sim 960\ \text{nm}$,预沉积一层 $30\ \text{nm}\ \text{Ti}$ 膜作缓冲层,以增加粘附性并降低膜基热应力。制备等厚纯 Cu 膜作对比。用于透射电镜测试的薄膜厚度约 $150\ \text{nm}$,衬底为 PVF 膜。真空炉中进行热处理,升温速率为 $10\sim 15\ ^\circ\text{C}/\text{min}$,保温时间为 $1\ \text{h}$,随炉冷却。

用 PHOENIX 能谱仪(EDX)测定薄膜成分,结构分析采用 D8-Advance 型 X 射线衍射仪,Cu K_α 线,波长 $0.154\ 06\ \text{nm}$,管压 $30\ \text{kV}$,管流 $20\ \text{mA}$,石墨单色滤波,扫描步长 0.02° 。采用 TECNAI G^2 透射电镜进行结构测试,加速电压 $200\ \text{kV}$;采用 Philips XL30ESEM 扫描电镜观察表面形貌,加速电压 $20\ \text{kV}$ 。采用 HX-1 型显微硬度计测试力学性能, 136° 四菱锥形金刚石压头,负载 $98\ \text{mN}$,压入深度 $250\sim 350\ \text{nm}$,保压时间 $10\sim 15\ \text{s}$,采样点 $5\sim 10$ 个,舍去极值点,结果取均值。采用北京华创 D41-11D/ZM 型微控四探针(FPP)仪测试电性能,恒流 $100\ \text{mA}$ 自动测试,探针负载 $1.96\ \text{N}$ 。测试在常温下进行。

2 结果与讨论

2.1 Cu-Mo 薄膜成分、沉积率与 Mo 靶面积分数的关系

表 1 所列为不同 Mo 靶面积比时 Cu-Mo 薄膜的沉

表 1 不同 Mo 靶面积分数的 Cu-Mo 薄膜钼含量、沉积参数及膜厚

Table 1 Mo content, deposition parameters and thickness of Cu-Mo thin films with different area fractions of Mo target				
Area fraction of Mo target/%	Mole fraction of Mo in film/%	Deposition rate/($\text{nm}\cdot\text{min}^{-1}$)	Deposition time/min	Thin film thickness/nm
4.0	2.19	11.4	80	910
8.0	2.32	11.1	80	890
12.0	7.84	9.6	100	960
16.0	9.89	9.4	100	940
20.0	15.12	8.5	100	850
24.0	20.26	7.8	120	935
36.0	32.78	5.8	160	930
40.0	35.15	5.5	160	880

积参数、Mo 含量和膜厚。由表 1 可看出, 随 Mo 靶面积比增加, 薄膜 Mo 含量渐增, 沉积率则从 11.4 nm/min 渐减至 5.5 nm/min。当 Mo 靶面积比小于 16% 时, 薄膜 Mo 浓度缓慢增加, 这是因为在相同 Ar^+ 入射能量下, Mo 溅射产额约比 Cu 的低 1.96 倍, 铜择优溅射明显。但当 Mo 靶面积比增至 24% 时, 薄膜 Mo 含量迅速达到 20.26%, 这可能是因提高 Mo 靶面积比须在溅射刻蚀区制备更多坑孔以供嵌入, 坑孔的增多改变刻蚀区的结构几何, 使成分自动补偿效应趋于明显。

2.2 Cu-Mo 合金薄膜结构

2.2.1 Cu-Mo 合金薄膜 XRD 分析

图 1 所示为 8 种成分 Cu-Mo 薄膜沉积态和热处理后的 XRD 谱。由图 1 可看出, 沉积态 Cu-Mo 膜仅有 Cu 特征峰, 呈强 Cu(111) 择优取向, 这是由于主基体 FCC Cu(111) 面的表面自由能最低。相对 JCPDS 衍射数据(卡号 04-0836), Cu(111) 等峰位向低角度方向偏移 (Cu(111) 标准峰位为 43.317°)。随 Mo 含量增加, Cu(111) 峰偏移量渐增, 而峰宽化渐趋显著, 表明薄膜晶粒趋于细化。用 MDI Jade 5.0 XRD 分析软件, 选重心法测定图 1 中 Cu(111) 主峰峰位, 结果见表 2。薄膜 XRD 谱峰偏移的主因是晶格常数变化和应力因素, 沉积 Ti 膜作缓冲层显著降低了铜钼膜与衬底间因热膨胀系数差引起的热应力; 同时, 薄膜生长时间长, 持续受等离子体轰击获得能量, 有充足时间调整结构并释放生长内应力, 因此, 峰偏移应考虑晶格常数因素。由 Bragg 方程, Cu 峰偏移显示其点阵常数增加, Mo 和 Cu 原子半径分别为 0.136 3 nm 和 0.127 8 nm, 推测 Mo 在 Cu 中形成 FCC Cu(Mo) 亚稳过饱和置换式固溶体, 使铜晶格常数增大, Cu-Mo 薄膜存在固溶度扩展。配位数为 12 时, Mo 原子半径为 0.139 nm, 用 Vegard 定律^[13]估算铜钼膜中 FCC Cu(Mo) 过饱和固溶度, 结果显示, 随钼含量增加, Cu(Mo) 固溶度渐增, Cu-35.15%Mo 膜 Mo 的固溶度达 30.6%(摩尔分数)。对主峰 Cu(111) 进行粒度分析表明, 随 Mo 含量上升, Cu 基体相晶粒尺寸逐渐小(见表 2)。因此, 添加 Mo 促进薄膜中 Cu(Mo) 固溶度扩展并细化晶粒, Cu-Mo 膜呈纳米晶结构, 与 ZHAO 等^[14]报道的相似。Mo 形核自由能很低, 沉积中近原位附着倾向高, 提供更多形核位置, 随后约束 Cu 基体晶粒生长, 产生细晶效应^[4]。沉积原子扩散距离也影响相结构^[15], Cu 迁移激活能较高, 在基片上长程扩散几率低, 不易聚集生长, 以致形成粗晶粒, 因此, Cu-Mo 膜呈纳米晶结构。同时, 较低的溅射功率降低沉积能量, 而较高的溅射气

压增加原子碰撞几率、进一步降低动能, 减弱随后的扩散迁移, 促进固溶扩展和纳米晶结构的形成。如图 1(b) 及表 2 所示, 经 650°C 退火 1 h 后, 薄膜 Cu(111) 峰向高角度方向移动, 低 Mo 含量膜的 Cu(111) 峰已与标准峰位一致, 部分样品新出现 Cu(200)、Cu(220)、Cu(311) 及 Mo(110) 峰, 说明 Cu(111) 择优取向度减弱, FCC Cu(Mo) 固溶度降低, 显示该亚稳固溶体的脱溶析出以及退火后高分散富 Mo 相某种程度的聚集。同时,

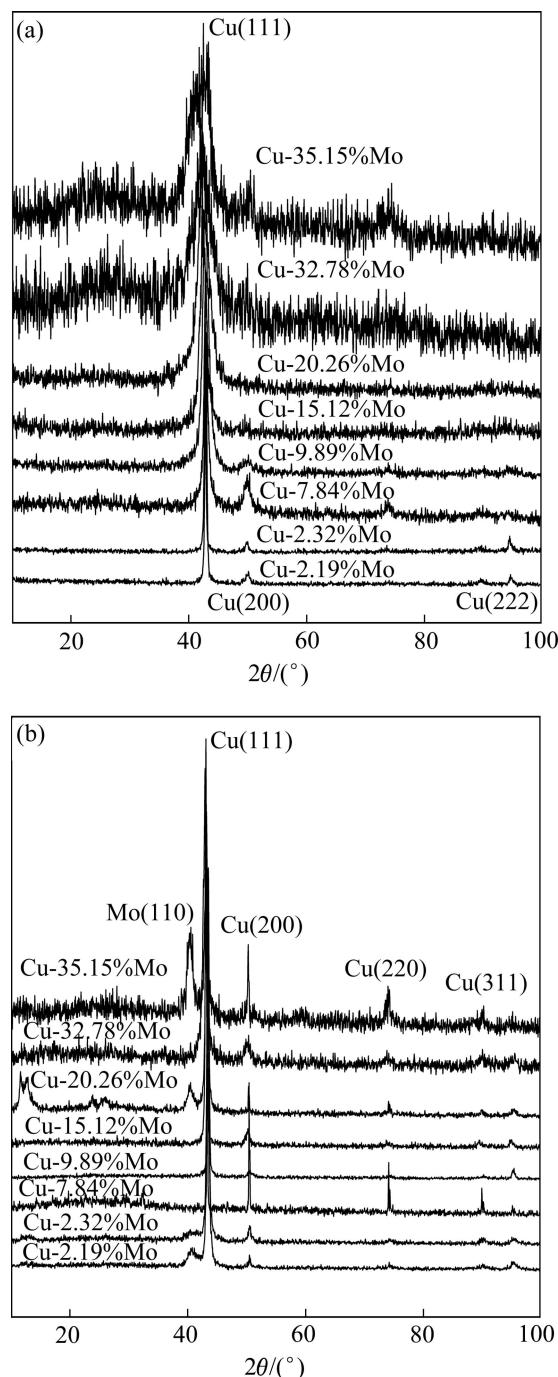


图 1 Cu-Mo 薄膜样品的 XRD 谱

Fig.1 XRD patterns of Cu-Mo thin films: (a) As-deposited; (b) Post-annealed

退火后 Cu 峰宽化减弱, 显示基体相的晶粒生长, 高 Mo 含量薄膜增幅更明显。

2.2.2 沉积态 Cu-Mo 合金薄膜的 TEM 分析

图 2 所示为沉积态 Cu-Mo 薄膜 TEM 明场像及电子衍射(SAD)谱(选区范围 d 100~200 nm)。可见, 薄膜

呈多晶态, 晶粒度为纳米级, Cu-7.84%Mo 膜晶界较明显(见图 2(a))。随 Mo 含量增加, 薄膜晶粒度逐渐减小(见图 2(b)和(c)), 与 XRD 分析结果相同。图 2 中的明场像衬度源于存在一些分散富 Mo 相, 以及薄膜微观厚度起伏和膜中存在孔洞等缺陷。图 2 显示, Cu-Mo

表 2 Cu-Mo 薄膜 XRD 谱分析结果

Table 2 XRD patterns analysis of Cu-Mo thin films

Mole fraction of Mo in film/%	Measured Cu(111) peak position of as-deposited Cu-Mo film/(°)	Calculated interplanar distance/nm	FCC Cu(Mo) solid solubility/%	Grain size of matrix/nm
2.19	43.25	0.209 1	2.0	22.7
2.32	43.21	0.209 1	2.1	25.6
7.84	43.05	0.210 2	7.0	10.6
9.89	42.93	0.210 5	9.6	8.3
15.12	42.84	0.210 9	11.9	7.4
20.26	42.67	0.211 7	16.1	5.5
32.78	42.33	0.213 3	24.9	4.7
35.15	42.13	0.214 3	30.6	3.5

Mole fraction of Mo in film/%	Measured Cu(111) peak position of post-annealed Cu-Mo film/(°)	Calculated interplanar distance/nm	FCC Cu(Mo) solid solubility/%	Grain size of matrix/nm
2.19	43.32	0.208 7	<0.1	29.5
2.32	43.32	0.208 7	<0.1	30.2
7.84	43.31	0.208 7	<0.1	27.8
9.89	43.10	0.209 7	5.4	26.0
15.12	43.00	0.210 2	8.2	26.5
20.26	42.95	0.210 4	9.1	18.7
32.78	42.65	0.211 8	16.7	12.8
35.15	42.60	0.212 1	18.3	20.7

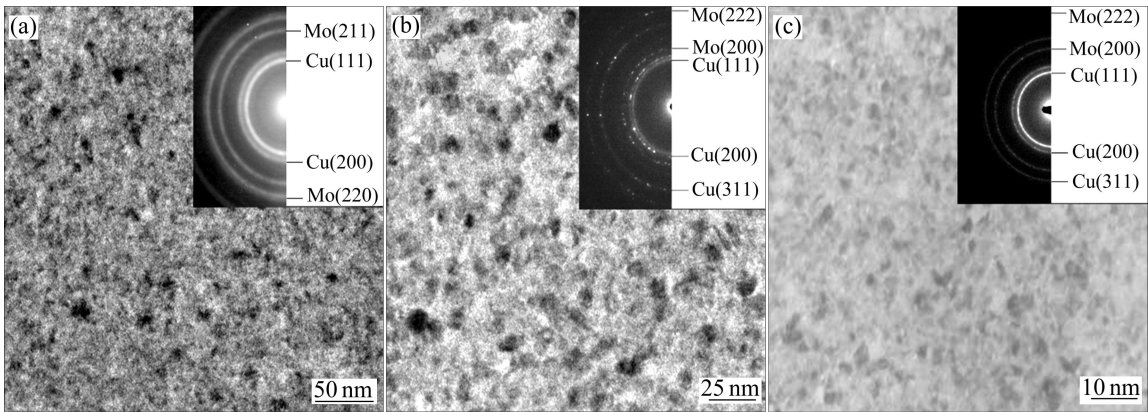


图 2 沉积态 Cu-Mo 薄膜的 TEM 像

Fig.2 TEM images of as-deposited Cu-Mo thin films: (a) Cu_{92.16}Mo_{7.84}; (b) Cu_{79.74}Mo_{20.26}; (c) Cu_{64.85}Mo_{35.15}

膜均存在 Cu 和 Mo 衍射谱, Mo 元素衍射谱出现于较高指数晶面, 这表明沉积态 Cu-Mo 膜 XRD 谱中 Mo 峰的缺失不能简单认为是因钼完全溶于铜中形成超饱和固溶体, 而应考虑钼以高弥散态存在、铜钼衍射能力差异等因素。表 3 所列为由 SAD 谱得出的晶面间距 d 和点阵参数 a , $\text{Cu}_{100-x}\text{Mo}_x(x=7.84, 20.26, 35.15)$ 膜中 Cu 点阵参数均值分别为 0.364 nm、0.366 nm 和 0.371 nm, Vegard 定律估算 FCC Cu(Mo)固溶度分别为 6.5%、15%和 29%, 与 XRD 分析相近, SAD 谱分析误差主要源于电镜相机常数及衍射环半径测差。

2.2.3 Cu-Mo 合金薄膜的 SEM 分析

图 3 和 4 所示分别为 Cu-Mo 沉积态及退火态薄膜的背散射电子(BSE)像。图 3(a)为沉积态纯 Cu 膜 BSE 像。与其相较, 图 3(b)~(e)表示 $\text{Cu}_{100-x}\text{Mo}_x(x=2.32, 7.84, 20.26, 35.15)$ 膜的 BSE 像无明显衬度, 无明显聚集的富 Mo 相, 薄膜晶粒尺寸小, 说明添加 Mo 有显著细

晶化效应, 且 Cu 和 Mo 以较小尺度均匀混合, 与 XRD 和 TEM 分析一致。图 4 所示为经 650 °C 热退火 1 h 后, Cu-Mo 膜基体相晶粒长大, 其中较明亮的粒子是第二相, 粒度为亚微米-微米级, 粒度与 Mo 含量无明显关系, 但第二相的量却有随 Mo 含量增加而增多的趋势。EDX 显示, 第二相并非富 Mo, 而存在 Cu 富集, 这可能是由于 Cu 熔点较低, 再结晶温度也低, 在 650 °C 的温度下发生再结晶生长所致, 也可能兼因退火中 FCC Cu(Nb)亚稳固溶体发生脱溶, 从而残留富 Cu 相。

2.3 Cu-Mo 合金薄膜性能及热处理的影响

图 5(a)所示为 Cu-Mo 膜沉积态及不同温度热处理后的显微硬度值, 图 5(b)所示为薄膜电阻率值, 等厚 Cu 膜测值用于对比。由图 5(a)和(b)可以看出, 添加少量 Mo 能显著提高膜硬度。这主要由 Mo 添加的细晶效应引起。沉积态 Cu-Mo 膜硬度值随 Mo 浓度增加而

表 3 Cu-Mo 薄膜的 SAD 谱分析

Table 3 SAD pattern analysis of Cu-Mo thin films

Cu _{92.16} Mo _{7.84}				Cu _{79.74} Mo _{20.26}				Cu _{64.85} Mo _{35.15}			
d/nm	(hkl)	a/nm	Intensity	d/nm	(hkl)	a/nm	Intensity	d/nm	(hkl)	a/nm	Intensity
2.10	Cu(111)	3.64	VS ¹⁾	2.11	Cu(111)	3.66	VS	2.14	Cu(111)	3.71	VS
1.82	Cu(200)	3.63	S ¹⁾	1.83	Cu(200)	3.66	S	1.86	Cu(200)	3.71	S
1.11	Mo(220)	3.15	M ¹⁾	1.11	Cu(311)	3.67	M	1.30	Cu(311)	3.66	M
1.29	Mo(211)	3.15	VW ¹⁾	0.91	Mo(222)	3.15	VW	0.91	Mo(222)	3.15	W

1) VS: Very strong; S: Strong; M: Middle; W: Weak; VW: Very weak.

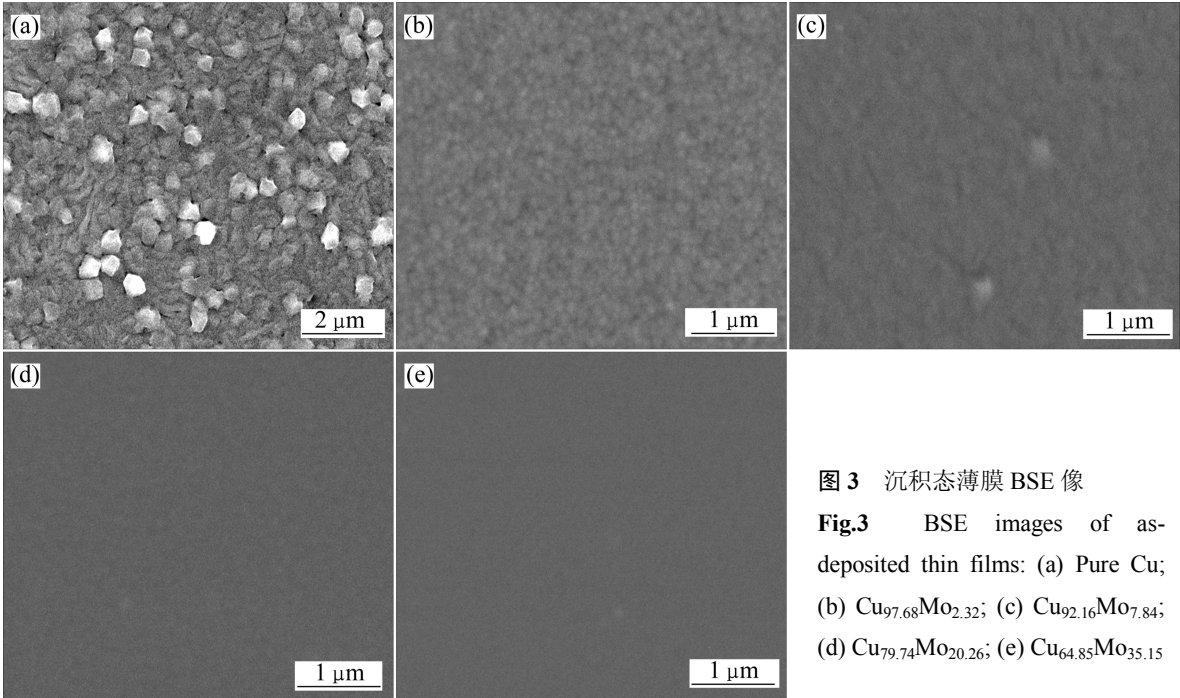


图 3 沉积态薄膜 BSE 像
Fig.3 BSE images of as-deposited thin films: (a) Pure Cu; (b) $\text{Cu}_{97.68}\text{Mo}_{2.32}$; (c) $\text{Cu}_{92.16}\text{Mo}_{7.84}$; (d) $\text{Cu}_{79.74}\text{Mo}_{20.26}$; (e) $\text{Cu}_{64.85}\text{Mo}_{35.15}$

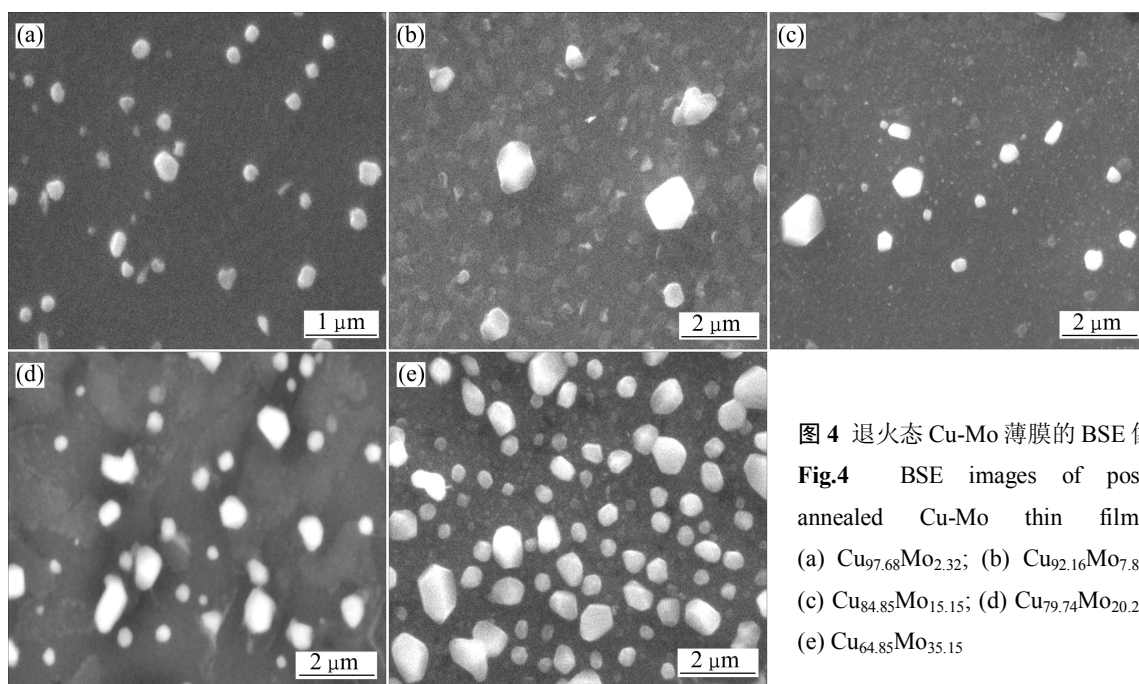


图 4 退火态 Cu-Mo 薄膜的 BSE 像

Fig.4 BSE images of post-annealed Cu-Mo thin films: (a) $\text{Cu}_{97.68}\text{Mo}_{2.32}$; (b) $\text{Cu}_{92.16}\text{Mo}_{7.84}$; (c) $\text{Cu}_{84.85}\text{Mo}_{15.15}$; (d) $\text{Cu}_{79.74}\text{Mo}_{20.26}$; (e) $\text{Cu}_{64.85}\text{Mo}_{35.15}$

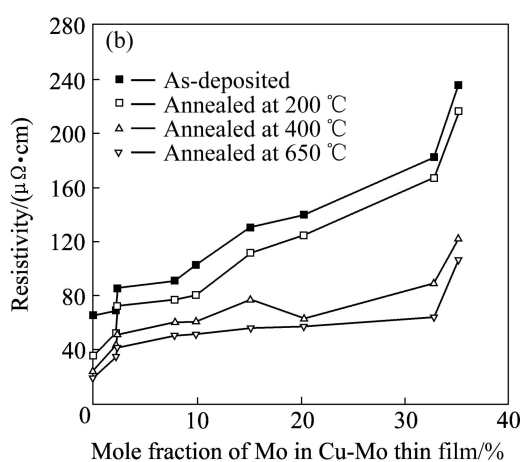
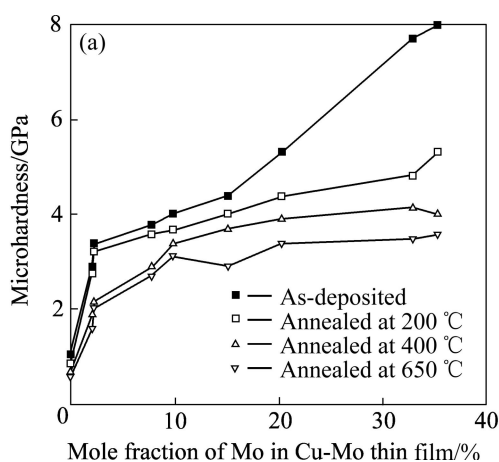


图 5 Cu-Mo 合金薄膜性能

Fig.5 Properties of Cu-Mo alloy thin films: (a) Microhardness; (b) Electrical resistivity

持续提高, 退火后 Cu-Mo 膜硬度均有所下降, 但总体上硬度仍与 Mo 含量呈正相关, 且硬度随退火温度升高而进一步降低。热处理后, 薄膜硬度下降主要归因于退火中薄膜基体晶粒的生长, 高 Mo 含量 Cu-Mo 膜退火后硬度降幅较大, 显然与其退火中晶粒长幅较大有关(见图 5(a)和表 2)。沉积态 Cu-Mo 膜的电阻率也随 Mo 含量增加而持续增大, 这是因 Mo 添加的细晶作用使薄膜晶界密度增加, 晶界电子散射效应增强^[16], 以及 Mo 的杂质散射效应等, 使电阻率增加(见图 5(b))。热处理后, 薄膜的电阻率下降, 并随热处理温度提高而进一步降低, 电导性得以增强, 这主要是因热处理中 Cu-Mo 膜基体晶粒的长大降低了晶界和界面密度, 减弱了界面电子散射效应。图 5 还表明,

含 2.19%~20.26%Mo 的 Cu-Mo 膜经 200 °C 热处理 1 h 后, 硬度和电阻率变化较小, 400 °C 热处理 1 h 后, 硬度仍较高, 电导率进一步增加, 说明该成分范围的 Cu-Mo 薄膜具有一定的温度稳定性。

3 结论

1) Mo 添加具有细晶化作用, 含 2.19%~35.15%Mo (摩尔分数)的 Cu-Mo 薄膜呈纳米晶结构, 薄膜晶粒度随 Mo 含量增加而持续减小。Cu-Mo 薄膜中出现 Mo 在 Cu 中的固溶度扩展, 存在 FCC Cu(Mo)亚稳非平衡过饱和固溶体, Mo 在 Cu 中固溶度随薄膜中 Mo 浓度

增加而上升, 最高为 30.6%Mo。热处理使 Cu-Mo 薄膜基体相晶粒生长, 出现 FCC Cu(Mo)固溶体的脱溶现象, 使固溶度下降。经 650 °C 退火 1 h 后, Cu-Mo 薄膜基体相的晶粒度增大但仍处于纳米级, 薄膜微结构中出现亚微米-微米级富 Cu 第二相。

2) 添加 Mo 显著提高 Cu-Mo 薄膜的显微硬度和电阻率, 沉积态 Cu-Mo 薄膜显微硬度和电阻率与 Mo 含量呈正相关。热处理降低 Cu-Mo 薄膜的硬度及电阻率, 且随退火温度升高, 降幅增大, 退火中薄膜基体相晶粒发生长大是出现上述现象的主要原因。

REFERENCES

- [1] WANG Hong, ZALUZEC M J, RIGSBEE J M. Microstructure and mechanical properties of sputter-deposited $\text{Cu}_{1-x}\text{Ta}_x$ alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 1997, 28(3): 917–925.
- [2] 杨 杨, 李正华, 程信林, 朱筱北, 裴大荣, 高文柱. Cu/Mo/Cu 爆炸复合界面组织特征[J]. 稀有金属材料与工程, 2001, 30(5): 339–341.
YANG Yang, LI Zheng-hua, CHENG Xin-lin, ZHU Xiao-bei, PEI Da-rong, GAO Wen-zhu. Microstructure of Cu/Mo/Cu explosive clad interface[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2001, 30(5): 339–341.
- [3] 韩胜利, 宋月清, 崔 舜. 烧结参数对钼-铜合金组织和性能的影响[J]. 稀有金属, 2009, 33(5): 666–669.
HAN Sheng-li, SONG Yue-qing, CUI Shun. Effect of sintering parameters on properties and microstructure of Mo-Cu alloys[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2009, 33(5): 666–669.
- [4] LIN C H, CHU J P, MAHALINGAM T, LIN T N, WANG S F. Sputtered copper films with insoluble Mo for Cu metallization: A thermal annealing study[J]. Journal of Electronic Materials, 2003, 32(11): 1235–1239.
- [5] CHU J P, LIN C H. Thermal stability of Cu(W) and Cu(Mo) films for advanced barrierless Cu metallization: Effects of annealing time[J]. Journal of Electronic Materials, 2006, 35(11): 1933–1936.
- [6] GOUDEAU P, MIMAULT J, GIRARDEAU T, REKLAOU K, PROUX O, BRANGER V. Residual stresses influence on the structural evolution of Cu-Mo solid solutions studied by X-ray diffraction[J]. Thin Solid Films, 1996, 275: 25–28.
- [7] WAHL K J, SEITZMAN L E, BOLSTER R N, SINGER I L, PETERSON M B. Ion-beam deposited Cu-Mo coatings as high temperature solid lubricants[J]. Surface and Coatings Technology, 1997, 89: 245–251.
- [8] XIAO H Z, CHUNG Y L, LAI S L, MA Z, ROCKETT A. Structural properties of metastable Cu-Mo solid solution thin films synthesized by magnetron sputtering[J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1995, 32(3): 353–358.
- [9] MAHALINGAM T, LIN C H, WANG L T, CHU J P. Preparation and characterization of sputtered Cu films containing insoluble Nb[J]. Materials Chemistry and Physics, 2006, 100: 490–495.
- [10] ZONG R L, WEN S P, ZENG F, GAO Y, PAN F. Nanoindentation studies of Cu-W alloy films prepared by magnetron sputtering[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 464: 544–549.
- [11] AGUILAR C, ORDÓÑEZ S, MARÍN J, CASTRO F, MARTÍNEZ V. Study and methods of analysis of mechanically alloyed Cu-Mo powders[J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 464: 288–294.
- [12] XI Sheng-qi, ZUO Ke-sheng, LI Xiao-gang, RAN Guang, ZHOU Jin-gen. Study on the solid solubility extension of Mo in Cu by mechanical alloying Cu with amorphous Cr(Mo)[J]. Acta Materialia, 2008, 56: 6050–6060.
- [13] 潘金生, 仝健民, 田民波. 材料科学基础[M]. 北京: 清华大学出版社, 1998: 91–102.
PAN Jin-sheng, TONG Jian-min, TIAN Min-bo. Fundamentals of materials science[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 1998: 91–102.
- [14] ZHAO B, LI D M, ZENG F, PAN F. Ion beam induced formation of metastable alloy phases in Cu-Mo system during ion beam assisted deposition[J]. Applied Surface Science, 2003, 207: 334–340.
- [15] SAUNDERS N, MIODONBNIK A P. Phase formation in co-deposited metallic alloy thin films[J]. Journal of Materials Science, 1987, 22: 629–637.
- [16] QIU Hong, WANG Feng-ping, WU Ping. Effect of deposition rate on structural and electrical properties of Al films deposited on glass by electron beam evaporation[J]. Thin Solid Films, 2002, 414: 150–153.

(编辑 李艳红)