

Ni5Pt 合金再结晶行为的 EBSD 研究

王一晴¹, 闻明¹, 郭俊梅¹, 肖柱², 甘建壮¹, 王传军¹, 谭志龙¹, 管伟明¹

(1. 昆明贵金属研究所 稀贵金属综合利用新技术国家重点实验室, 云南 昆明 650106)

(2. 中南大学 材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410083)

摘要: NiPt 合金溅射靶材是半导体工业重要原材料, 其微观结构的表征和调控对于提高靶材与溅射薄膜的质量具有重要意义。采用 EBSD 分析检测系统对冷轧态 Ni5Pt 合金在退火过程中的再结晶行为进行了研究。结果表明, Ni5Pt 合金经 80% 冷轧变形后主要呈 {112}<021> 织构。450 °C 退火后, 最先在 <110> // ND 形变带以亚晶合并机制形核。550~650 °C 温度范围内退火后再结晶结构平均晶粒尺寸由 1.2 μm 增至 15 μm, 取向分布呈 <110> // ND 趋势, 大角度晶界 (HABS) 和小角度晶界 (LABS) 的演变主导了 Ni5Pt 合金退火过程中结构的变化。550 °C 退火晶粒的生长机制主要是晶粒转动合并机制。而 650 °C 退火后, 晶粒内部大量亚晶及 60° {111} 退火孪晶的出现分别证明了该温度范围内有晶粒转动和晶界迁移 2 种生长机制的共同作用。

关键词: 镍铂合金; 再结晶; 晶界; EBSD; 晶体取向

中图分类号: TG146.1+5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)01-0127-07

NiPt 合金溅射靶材是半导体工业重要的原材料。通过磁控溅射, NiPt 合金溅射靶材可在硅器件表面沉积并生成具有低电阻、低耗硅量及较高高温稳定性的 NiPtSi 薄膜。NiPtSi 薄膜作为接触和互联层, 被广泛应用于集成电路的 28~45 nm 芯片以及肖特基二极管器件中^[1-4]。在薄膜的沉积过程中, 靶材的微观结构是影响磁控溅射效果的重要因素, 靶材性能取决于其微观结构如晶粒的性质、尺寸、相邻晶粒间的取向以及界面结构。通常靶材的晶粒尺寸越小、尺寸分布越均匀, 溅射镀膜的厚度分布越均匀, 溅射速度也越快^[5]。另外, 在一些铁磁性靶材中, 晶粒的取向也影响溅射效率和靶材利用率^[6-8]。因此, 在 NiPt 合金靶材的制备过程中, 实现微观结构的调控对于提高靶材质量具有重要意义。

金属的形变与再结晶是调控金属材料微观结构和性能的重要物理冶金过程之一。NiPt 合金形变后在退火过程中形成的再结晶结构是决定 NiPt 合金靶材结构与性能的关键因素。因此, 加深对 NiPt 合金再结晶行为及微观结构演变规律的认识有助于拓展 NiPt 合金靶材微观结构设计及调控方法。电子背散射衍射 (EBSD) 分析检测系统空间分辨率可达 5 nm, 角分辨率可达 0.1°, 分析速率达 1400 点/秒, 在测定晶粒取向、显微织构及统计晶界结构参数等方面都具有独特优

势, 是进行金属塑性变形和再结晶研究的有力工具^[9-11]。近年来, 越来越多的研究利用 EBSD 取向成像技术研究了形变金属的再结晶行为及结构演变过程^[12,13]。然而, 目前针对冷轧态 Ni5Pt 合金在退火过程中的结构演变研究极少。本工作应用 EBSD 技术对冷轧后的 Ni5Pt 合金在不同温度退火过程的再结晶行为进行了研究, 对其在再结晶过程中的微观结构及织构变化、晶界及亚晶界演变及再结晶形核及长大机制等进行了分析与讨论。

1 实验

本实验原材料为高纯 (纯度 99.99%) 镍片和铂片, 按照所需的质量比 (Ni:Pt=95:5) 称重, 然后将其放入真空感应炉中熔炼, 得到高纯 Ni5Pt 合金铸锭。将 Ni5Pt 铸锭在室温下进行单向轧制使其最终变形量达 80%, 随后采用真空热处理炉对其分别进行 450、550、650 °C 的真空退火, 其间真空度为 7×10^{-3} Pa, 升温速率 15 °C/min, 保温 1 h, 炉冷。采用线切割分别切取不同退火条件的试样, 经 400#~2500# 水砂纸抛光后, 采用 Leica EM TIC 3X 三离子束研磨仪对试样表面进行氩离子抛光, 去除表面应力, 随后使用 FEI-Versa3D 场发射双束扫描电镜和 EDAX-HIKARI SERIES 背散射衍射探头对样品进行步长为 0.1 μm 的 EBSD 扫描测

收稿日期: 2021-01-17

基金项目: 国家重点研发计划项目 (2017YFB0305503); 云南省国际合作计划项目 (2014IA037); 云南省基金青年项目 (201701YE00059); 云南省创新团队项目 (2019HC024)

作者简介: 王一晴, 女, 1991 年生, 硕士, 昆明贵金属研究所稀贵金属综合利用新技术国家重点实验室, 云南 昆明 650106, E-mail: wyq@ipm.com.cn

试, 并通过 TSL OIM Analysis 软件对原始数据进行分析, 得到试样的显微结构、取向分布图以及晶粒尺寸、晶界结构统计数据等相关信息。

2 结果与分析

2.1 Ni5Pt 合金退火过程中微观结构及组织的演变

图 1a~1d 为冷轧 80% 变形量及分别经 450、550、650 °C 退火 1 h 后的 Ni5Pt 合金的晶粒结构形貌, 可观察到退火过程中 Ni5Pt 合金由冷轧形变结构向再结晶结构转变的过程。冷轧 80% 变形的 Ni5Pt 合金为典型条

带状形变结构 (如图 1a 所示)。形变结构的晶界附近分布着一些小晶粒, 根据晶粒尺寸分布统计图 2a 所示, 这些小晶粒的尺寸为 0.9~10.5 μm, 可能是冷轧过程中位错重排导致的晶粒细化形成的。450 °C 退火后在形变严重的形变带上也观察到大量小晶粒 (如图 1b 所示), 其尺寸为 0.6~3 μm, 如图 2b 所示, 略小于图 2a 形变细化后产生的小晶粒的尺寸, 说明形变带上的大量小晶粒是退火过程中产生的再结晶晶粒。由于形变严重区域储能较高, 再结晶晶核优先在应变严重的形变带中生成, 呈现出形变结构与再结晶结构共存的状态。

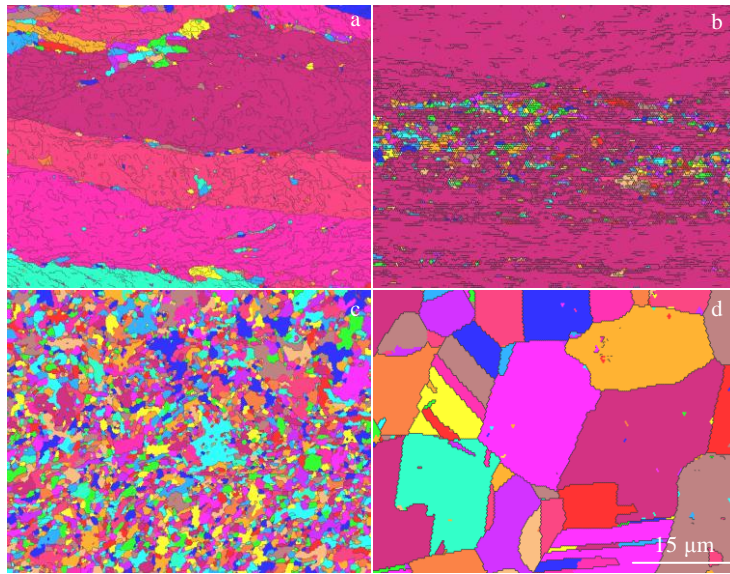


图 1 Ni5Pt 合金轧制态和 450、550、650 °C 退火态的晶粒结构形貌

Fig.1 Grain structures morphologies of Ni5Pt alloy after 8% cold rolling (a) and annealing at 450 °C (b), 550 °C (c), and 650 °C (d) for 1 h

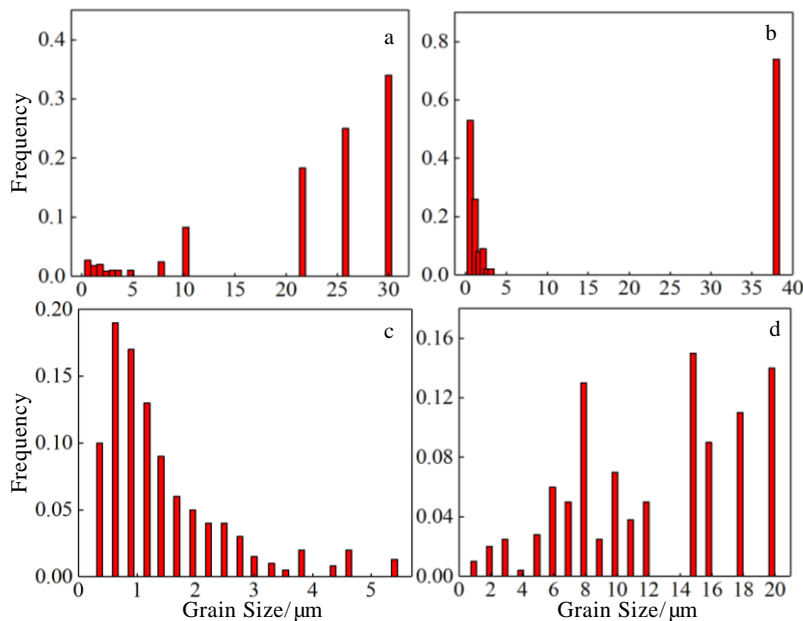


图 2 Ni5Pt 合金轧制态和 450、550、650 °C 退火态的晶粒尺寸分布

Fig.2 Grain size distributions of Ni5Pt alloy after 80% cold rolling (a) and annealing at 450 °C (b), 550 °C (c), and 650 °C (d) for 1 h

随退火温度升高, 550 °C 退火 1 h 后, Ni5Pt 合金形变结构消失, 完全被晶粒细小均匀的再结晶结构取代 (如图 1c 所示)。再结晶晶粒细小均匀, 尺寸为 0.3~4.5 μm, 平均粒径 1.2 μm (如图 2c 所示)。随退火温度升高至 650 °C (如图 1d 所示), 再结晶晶粒迅速长大, 晶粒形状逐渐规则, 尺寸为 1~20 μm, 平均粒径增至 15 μm (如图 2d 所示), 表明 550~650 °C 温度范围内再结晶晶粒均匀生长, 未出现明显晶粒异常长大现象。

图 3a~3e 为冷轧 80% 变形量的 Ni5Pt 合金及分别经 450、550、650 °C 退火 1 h 后的取向成像图和取向分布函数(ODF) ϕ_2 截面图, 可观察到 Ni5Pt 合金退火过

程中的取向及织构变化。

如图 3a 所示, 冷轧后 Ni5Pt 合金形成的条带状形变结构主要呈紫色, 即形成了较强的<112> // ND 织构, 进一步由图 3e1 可得出织构强点出现在 {112}<021> 位置。如图 3b 所示, 经 450 °C 退火 1 h 后, Ni5Pt 合金的取向并未发生明显变化, 仍是较强的<112> // ND 织构, 但局部变形带呈现了<110> // ND 织构, 并且在该区域形核的小晶粒大部分呈现了 {110}<116> 织构 (图 3e2), 大量小晶粒出现在特定变形带上, 表明形核位置具有一定选择性。550 °C 退火后的 Ni5Pt 合金再结晶结构取向分布相对均匀, 如图 3c 所示, 其中紫色<112>、绿色<110> // ND 取向晶粒相对较多,

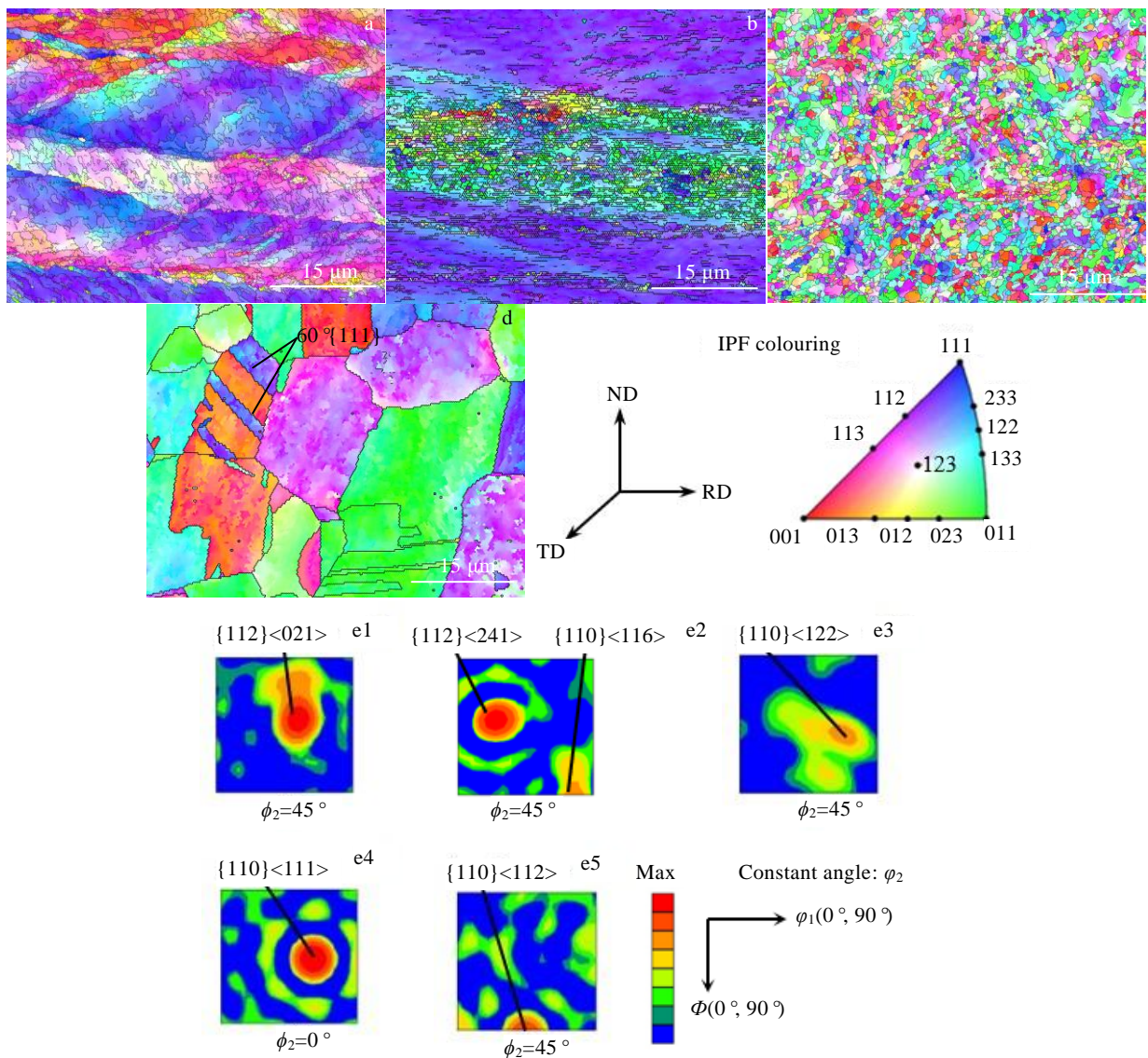


图 3 Ni5Pt 合金轧制态和 450、550、650 °C 退火态的取向成像图(IPF)和取向分布函数(ODF) ϕ_2 截面图

Fig.3 IPF maps (a~d) and ODF sections of $\phi_2=0^\circ$ (e4) and $\phi_2=45^\circ$ (e1~e3, e5) of Ni5Pt alloy after 80% cold rolling (a, e1) and annealing at 450 °C (b, e2), 550 °C (c, e3) and 650 °C (d, e4, e5) for 1 h

且大部分晶粒取向介于<112>和<110>取向之间, 强点在{110}<122>, 但强度相对较低, 并未形成较强织构(图 3e3), 说明再结晶晶粒取向主要与形变织构基本一致, 且<110>//ND 取向晶核生长占有一定优势。合金在<111>易磁化方向取向度较小, 该结构特征更利于提高靶材溅射性能和镀膜质量。随退火温度升高到 650 °C, 晶粒迅速长大, 局部区域还形成了 60°{111}退火孪晶, 如图 3d 所示, Ni5Pt 合金有明显趋于<110>//ND 取向生长趋势, 并出现了{110}<111>和 Bs{110}<112>退火织构(图 3e4, 3e5)。Ni5Pt 合金退火过程中的微观结构及织构演变, 源于储能较高的<110>//ND 形变带形成的与形变带取向相同的晶核, 满足定向成核理论^[14], 在随后再结晶长大过程中, 相邻晶粒合并使得该取向晶粒一直占有生长优势, 说明形核时的择优取向将显著影响再结晶晶粒长大过程中的取向选择及织构形成。

2.2 Ni5Pt 合金再结晶形核、粗化机制

为了分析 Ni5Pt 合金再结晶形核、粗化机制, 采用局部取向差(kernel average misorientation, KAM)来体现试样的局部应变情况, KAM 是通过同个晶粒中给定点与邻近各点的平均取向差的计算来评估试样的局部塑性应变, 通常小于 5°, KAM 值越高颜色越趋于红色, 代表局部塑性应变越大, 位错密度也越高^[15,16]。由图 4a、4b 可看出, 冷轧 80% 与 450 °C 退火 1 h 后的 Ni5Pt 合金局部应变较高, 尤其是晶界附近区域和一

些形变严重的形变带, 都有可能是再结晶的有利形核位置, 对比图 4a 和 4b 可以看出, 显然形变带的局部取向差相对更大, 储能更高。结合晶粒结构(图 1a、1b)及尺寸分布(图 2a、2b)推断, 450 °C 形变带产生的大量新晶粒是退火过程中才产生的, 而不是退火前就存在, 即相对于晶界附近区域, Ni5Pt 合金再结晶新晶粒最先在位错、亚晶界分布密集, 形变储能较高的形变带形核。形变带形核较为常见, 由于形变带中充斥着大量密集排布的亚晶界, 而形变带的亚晶本身是在剧烈应变的基体通过多边形化形成的, 是几乎无位错的低能量地区, 它通过消耗周围的高能量区长大成为再结晶的有效核心, 所以应变越大的形变带, 产生的再结晶核心越多^[17]。

图 5a、5b 为冷轧 80% 变形量的 Ni5Pt 合金及经 450 °C 退火 1 h 后的晶界分布图及大小角度晶界占比。其中用绿色线条表示取向差小于 15° 的小角度晶界(low angle grain boundaries, LABS), 黑色线条表示取向差大于 15° 的大角度晶界(high angle grain boundaries, HABS)。如图 5a 所示, 冷轧后 Ni5Pt 合金的 LABS 占比高达 88.8%, 大量 LABS 是由冷轧过程中位错累积、重排形成的位错墙演变而成的, 因此 LABS 的密集程度也体现了形变结构的位错密度。少量 LABS 在轧制过程中发生转动而转变为 HABS, 主要分布在形变结构的原晶界附近。450 °C 退火 1 h 后的 Ni5Pt 合金由于加热时回复过程导致位错密度降低,

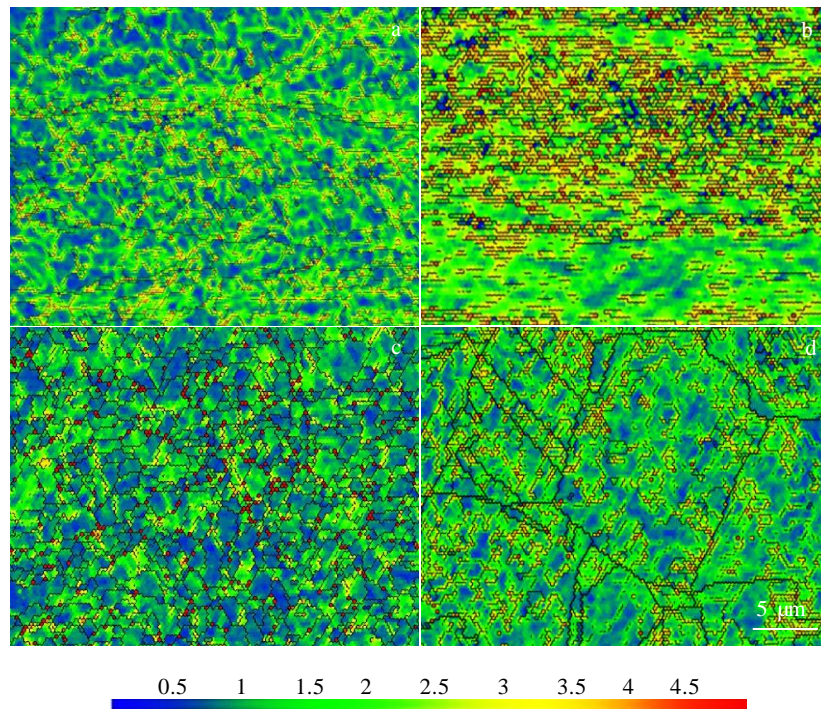


图 4 Ni5Pt 合金轧制态和 450、550、650 °C 退火态 KAM 图

Fig.4 KAM maps of Ni5Pt alloy after 80% cold rolling (a) and annealing at 450 °C (b), 550 °C (c) and 650 °C (d) for 1 h

因此形变结构内分布的 LABS 相比于轧制态已明显减少,但在形变带上,LABS 排布密集,退火导致的形变储能释放使形变带上大量 LABS 转变为 HABS,形成了再结晶晶核,因此 HABS 占比有所升高(如图 5b 所示)。Ni5Pt 合金退火前变形量高达 80%,根据形变程度和形核位置推断 Ni5Pt 合金再结晶形核机制为亚晶形核。亚晶形核可分为亚晶合并与亚晶迁移 2 种机制,均依靠亚晶的粗化来发展为再结晶核心,且亚晶迁移机制主要存在于形变度很大的中低层错能金属中, Ni5Pt 合金中高层错能金属,推断为亚晶合并形核机制^[18]。为进一步验证,结合晶界分布图 5b 大小角度晶界分布情况,可将形变带密集的亚晶尺寸大小看成 1 个像素点即 0.1 μm ,可看到再结晶核心尺寸刚好由若干像素点组成,尺寸在 0.3~0.6 μm ,另外,在稍大些的新晶粒内部仍可观察到小角度晶界,说明亚晶是通过相互合并形核。

550~650 $^{\circ}\text{C}$ 范围内,再结晶晶粒全面形成并迅速生长,晶粒尺寸分布相对均匀,未出现晶粒异常长大,平均晶粒尺寸由 1.2 μm 增至 15 μm 。图 4c 显示,550 $^{\circ}\text{C}$ 退火后 KAM 值已明显降低,晶粒内部主要呈蓝色和绿色,应变较小。但在较小晶粒的晶界附近呈红色,仍存在较高局部取向差和应变,表明退火过程使得冷轧累积的形变储能大部分得到释放,剩余部分主要存在于晶界处,为晶界转变及新晶粒进一步长大提供能量支持。晶界图 5c 显示,550 $^{\circ}\text{C}$ 退火 1 h 后,再结晶组织 HABS

的占比迅速增高至 55.3%,仍有 44.7% 占比的 LABS,且 HABS 和 LABS 相间分布,说明 Ni5Pt 合金正处于通过 HABS 和 LABS 转变来完成晶粒长大的阶段。其中取向差较小的相邻晶粒晶界迁移困难,很可能利用晶界处存有的能量,使晶粒转动接近相邻晶粒取向,从而完成晶粒合并。取向差较大而界面曲率较小的晶界则保存下来,逐渐连接,组成合并后晶粒的晶界。

随着退火温度升高至 650 $^{\circ}\text{C}$,再结晶晶粒迅速长大,如图 4d 所示,观察到较高应变区主要存在于晶粒内部亚晶界区域,推断主要是由于退火时晶粒粗化过程中晶粒转动造成了局部取向差变化。图 5d 显示,晶粒内部存在大量 LABS,占比高达 80.6%,说明 550~650 $^{\circ}\text{C}$ 范围内再结晶晶粒的长大与合并很可能与 HABS 向 LABS 的转变相关。进一步结合取向成像图 3d,观察到各亚晶取向差较小,且亚晶尺寸在 1 μm 左右,接近 550 $^{\circ}\text{C}$ 退火后平均晶粒尺寸,表明在 550~650 $^{\circ}\text{C}$ 范围内 Ni5Pt 合金再结晶晶粒的长大均为通过相邻晶粒间协调转动的方式来实现。当相邻晶粒转动至较小取向差,晶界由大角度晶界向小角度晶界转变,最终两晶粒取向差消失,亚晶界也逐渐消失,完成晶粒合并。

晶粒转动理论最早由 Li^[19]提出,并推导证明了晶粒转动符合热力学第二定律,是一个自发的过程,许多实验也证实了再结晶生长中晶粒转动现象的存在^[20,21]。不同于以曲率推动的晶界迁移粗化机制,多晶

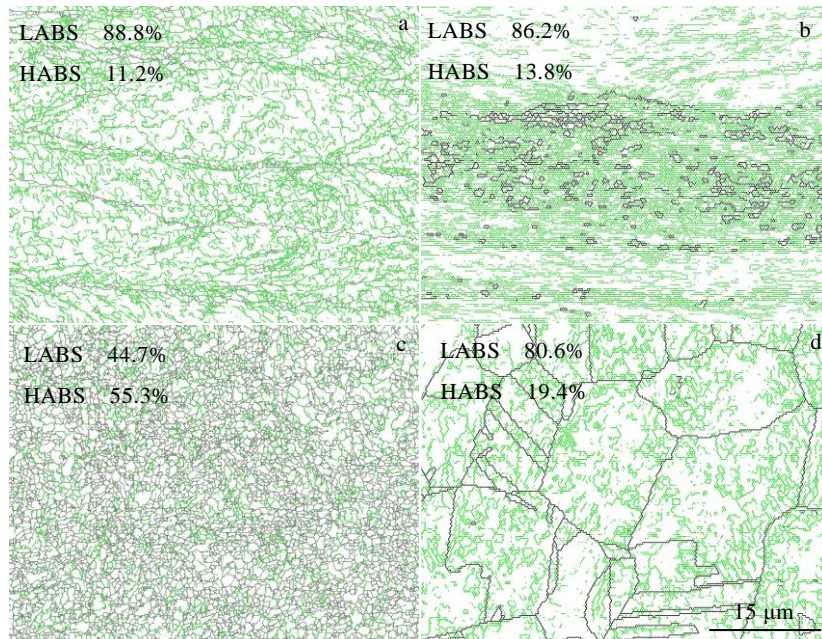


图 5 Ni5Pt 合金轧制态和 450、550、650 $^{\circ}\text{C}$ 退火态的晶界分布图及大小角晶界占比

Fig.5 Grain boundary distribution maps and fractions of LABS and HABS of Ni5Pt alloy after 80% cold rolling (a) and annealing at 450 $^{\circ}\text{C}$ (b), 550 $^{\circ}\text{C}$ (c), and 650 $^{\circ}\text{C}$ (d) for 1 h

体中晶粒转动是一个复杂的过程,通常要求相邻晶粒取向差较小、晶界转动引起的能量总体降低以及两晶粒具有较高的几何对称性才能实现。当晶粒尺寸、取向差较大时,晶粒长大以晶界迁移为主导,当晶粒尺寸、取向差相对较小,以及晶粒的形状对称度较高时,晶粒转动引起的晶粒粗化作用较明显^[21,22]。550 °C退火 1 h 后,晶粒尺寸相对较小且粒径分布均匀,相邻晶粒间取向差也相对较小,晶粒形状相似对称度较高,满足晶粒转动实现粗化的条件,说明该范围内 Ni5Pt 合金再结晶晶粒的粗化主要是以晶粒转动合并来实现的。650 °C退火 1 h 后,一方面晶粒内部仍存在着大量亚晶,说明该温度下晶粒转动粗化机制仍然存在,另一方面晶界逐渐趋向平直化,在一些大角度晶界区域出现了 60°{111}退火孪晶。退火孪晶通常是当晶粒通过晶界迁移而生长时,原子层在晶界面处{111}面上出现的偶然错堆而形成的共格孪晶界,随之在晶界面处形成退火孪晶,并通过大角度晶界的移动而长大^[23-25]。退火孪晶的产生表明,650 °C晶粒粗化机制也存在晶界迁移机制。2 种粗化机制共同存在,协同进行,使得 650 °C晶粒迅速粗化。

3 结 论

1) 冷轧变形 80% 的 Ni5Pt 合金呈 {112}<021> 织构的条带状变形结构。Ni5Pt 合金 450 °C退火时在储能较高的 <110> // ND 形变带上优先形核,形核机制为亚晶合并机制。550~650 °C退火时,再结晶结构完全取代变形结构,平均粒径由 1.2 μm 增至 15 μm,晶粒尺寸分布均匀无异常长大,取向分布有 <110> // ND 趋势。Ni5Pt 合金退火过程中 HABS 和 LABS 的演变主导了结构与织构的变化过程与发展趋势。

2) Ni5Pt 合金 550 °C退火后晶粒的粗化机制主要以晶粒转动为主导,相邻晶粒协调转动至较小取向差完成合并。650 °C退火后,晶粒内部大量亚晶界的存在以及 60°{111}退火孪晶的出现分别证明了该温度下同时存在晶粒转动和晶界迁移 2 种再结晶粗化机制。

3) Ni5Pt 合金经 550 °C退火后晶粒尺寸更细小、分布更均匀,取向在 <112> 和 <110> // ND 间相对均匀分布,且在 <111> 易磁化方向取向度较小,该结构特征更利于提高靶材溅射性能和镀膜质量。

参考文献 References

[1] Lauwers A, Kittl J A, Dal M J H V *et al. Materials Science and Engineering B*[J], 2004, 114-115: 29
 [2] Lai J, Chen Y W, Ho N T *et al. Microelectronic Engineering*[J], 2012, 92(2): 137

[3] Pagès X, Binder R, Vanormelingen K *et al. Microelectronic Engineering*[J], 2017, 171(C): 44
 [4] Rao K V, Khaja F A, Ni C N *et al. Physica Status Solidi*[J], 2014, 11(1): 174
 [5] Li Hongbin(李洪宾), Jiang Xuan(江 轩), Wang Xinping(王欣平). *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2009, 33(3): 442
 [6] Sarkar J. *Sputtering Materials for VLSI and Thin Film Devices*[M]. London: William Andrew, 2014: 501
 [7] Wang X L, Harris H R, Bouldin K *et al. Journal of Applied Physics*[J], 2000, 87(1): 621
 [8] Abburi M, Ramaswami S. *America Patent*, 6521107[P], 2003
 [9] Mukai Hiroki, Austrheim Håkon, Putnis Christine V *et al. Journal of Petrology*[J], 2014, 55(8): 1457
 [10] He D G, Lin Y C, Huang J *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2018, 20(7): 1 800 129
 [11] Kamali M R, Karjalainen L P, Mashregi A R *et al. Materials Characterization*[J], 2019, 158: 109 962
 [12] Li Shaoqiang(李少强), Gong Zhanpeng(弓站朋), Li Hui(李辉) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(9): 3045
 [13] Chen Jianjun, Ding Yutian, Gao Yubi *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2021, 50(1): 14
 [14] Yang Juexian(杨觉先). *Physical Basis for Metal Plastic Deformation*(金属塑性变形物理基础)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1988: 248
 [15] Mohtadi-Bonab M A, Eskandari M, Szpunar J A. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 620: 97
 [16] Calcagnotto M, Ponge D, Demir E *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(10-11): 2738
 [17] Hu Gengxiang(胡赓祥), Cai Xun(蔡 珣), Rong Yonghua(戎咏华). *Basic in Materials Science*(材料科学基础)[M]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University Press, 2010: 183
 [18] Sandström R. *Acta Metallurgica*[J], 1977, 25(8): 897
 [19] Radhakrishnan B, Thompson R G. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1993, 24(1): 2773
 [20] Ringer S P, Li W B, Easterling K E. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1992, 40(2): 275
 [21] Harris K E, Singh V V, King A H. *Acta Materialia*[J], 1998, 46(8): 2623
 [22] Chen Yun(陈 云), Kang Xiuhong(康秀红), Xiao Namin(肖纳敏) *et al. Acta Physica Sinica*(物理学报) [J], 2009, 58(13): 124
 [23] Yang Gang(杨 钢), Sun Lijun(孙利军), Zhang Lina(张丽娜) *et al. Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J],

- 2009, 21(2): 39
- [24] Baudin T, Etter A L, Penelle R. *Materials Characterization*[J], 2007, 58(10): 947
- [25] Jin Y, Lin B, Bernacki M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 597(12): 295

EBSD Study on Recrystallization Behavior of Ni5Pt Alloy

Wang Yiqing¹, Wen Ming¹, Guo Junmei¹, Xiao Zhu², Gan Jianzhuang¹, Wang Chuanjun¹, Tan Zhilong¹,
Guan Weiming¹

(1. State Key Laboratory of Advanced Technologies for Comprehensive Utilization of Platinum Metals, Kunming Institute of Precious Metals, Kunming 650106, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: Nickel-platinum (NiPt) alloy sputtering target is an important raw material in semiconductor industry. Its microstructure characterization and adjustment are of great significance to improve the quality of target and sputtering film. The recrystallization behavior of cold rolled Ni5Pt alloy during annealing treatment was investigated by electron backscatter diffraction (EBSD) analysis system. The results show that the major orientation of cold rolled 80% Ni5Pt alloy is {112}<021> texture. After annealing at 450 °C, the grain nucleation occurs firstly at the deformation zone of <110>//ND with sub-grain coalescence mechanism. For samples annealed between 550 °C and 650 °C, the average grain size of recrystallized grain structure increases from 1.2 μm to 15 μm and the orientation distribution tends to <110>//ND. And the evolution of HABS and LABS dominates the structure evolution of Ni5Pt alloy. For sample annealed at 550 °C, the main grain growth mechanism is grain rotation and coalescence. For sample annealed at 650 °C, the appearance of a large number of sub-grains and 60°{111} annealing twins suggest the co-existence of grain rotation and grain boundary migration mechanism, respectively.

Key words: NiPt alloy; recrystallization; grain boundaries; EBSD; crystal orientation

Corresponding author: Wen Ming, Ph. D., Researcher, State Key Laboratory of Advanced Technologies for Comprehensive Utilization of Platinum Metals, Kunming Institute of Precious Metals, Kunming 650106, P. R. China, E-mail: wen@ipm.com.cn