



冷轧过程中 NiPt5 合金的结构演变及磁性能

王一晴^{1,2}, 许彦亭¹, 闻 明^{1,2}, 管伟明¹, 陈家林², 甘建壮¹, 郭俊梅¹

(1. 贵研铂业股份有限公司 稀贵金属综合利用国家重点实验室, 昆明 650106;

2. 昆明贵金属研究所, 昆明 650106)

摘 要: NiPt 合金溅射靶材是半导体工业制备 NiPtSi 接触层的重要原材料。本文对 NiPt5 合金在冷轧过程中的结构演变及磁性能进行研究。结果表明: NiPt5 合金在冷轧过程中微观结构的演变经历位错缠结、位错壁、含小角晶界的拉长亚晶粒、新晶界形成 4 个阶段。晶粒细化主要是位错的聚集、湮灭和重排所导致。NiPt5 的矫顽力随着轧制变形量的增加而增加, 这归因于冷轧诱导的缺陷及内应力对畴壁移动的阻碍。剩磁与 NiPt5 合金择优取向密切相关, (200)织构导致剩磁升高。Ni 合金较高的磁各向异性使〈200〉取向的织构对提高靶材质量十分有利。

关键词: 溅射靶材; NiPt 合金; 冷轧; 位错; 磁性能

文章编号: 1004-0609(2020)-03-0559-07

中图分类号: TG335

文献标志码: A

NiPt 合金溅射靶材是半导体工业的重要原材料, 广泛应用于半导体集成电路和肖特基二极管的制造中。半导体工业一般是通过磁控溅射法在硅基底上沉积 NiPt 薄膜, 并在一定温度下与硅反应生成 NiPtSi 薄膜, 从而实现接触和互连的功能^[1-4]。NiPt 合金靶材具有一定磁性, 磁性靶材在磁控溅射时通常会出现严重磁屏蔽效应和等离子体磁聚现象^[5-7], 直接影响了靶材的溅射效率及靶材利用率, 因此磁性能是衡量 NiPt 合金溅射靶材质量的重要指标。冷变形加工是控制合金结构、改变合金性能的重要手段, 有专利通过冷变形加工的方法来细化晶粒, 提高磁透率, 控制 NiPt 合金的组织结构与磁性能, 从而提高靶材质量^[8-9]。对于 NiPt 合金在冷变形加工过程中结构与性能的研究是制备高质量 NiPt 合金靶材的基础, 但目前关于 NiPt 合金微观结构与磁性能演变规律及其内在关联的研究国内外均较少。

本文以磁性较强的 NiPt5 合金为研究对象, 对 NiPt5 合金在冷轧过程中的结构演变及磁性能进行了研究。探索了冷轧形变过程中 NiPt5 合金微观结构与磁性能演变规律及其内在关联, 从而优化 NiPt5 合金

的制备工艺, 为 NiPt5 合金靶材的生产提供参考。

1 实验

本实验原材料为高纯(纯度 $\geq 99.99\%$)镍片和铂片, 按照所需的成分配比 95% Ni 和 5% Pt(质量分数), 称量后将其放入真空感应炉中熔炼, 得到高纯 NiPt5 合金铸锭。将 NiPt5 铸锭在室温下进行单向轧制, 其中道次变形量约为 5%, 最终变形量为 80%, 最终厚度为 6 mm。当变形量为 10%、35%、50%和 80%时, 分别采集样品。由于轧制面通常作为合金靶材的溅射面, 本实验在轧制面(RD-TD 面)上对试样进行了结构表征和磁学性能测试。

采用 Rigaku-D/max 2400 型 X 射线粉末衍射仪(12 kW, Cu K α , $\lambda=0.1540562$ nm)测定了 NiPt5 合金的相组成并分析择优取向。采用 Tecnai G2-F30 型电子透射显微镜(TEM)在 300 kV 加速电压下对合金显微结构进行观察。采用 NIM-2000H 型一般永磁磁特性测量仪对 NiPt5 合金的磁性能进行检测。

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); 云南省应用基础研究面上项目(2016FB086); 云南省基金青年项目(201701YE00059); 云南省创新团队项目(2019HC024)

收稿日期: 2019-03-28; **修订日期:** 2019-11-05

通信作者: 闻 明, 研究员, 博士; 电话: 13108712925; E-mail: wen@ipm.com.cn

2 实验结果

图1所示为铸态及不同变形量冷轧态 NiPt5 合金的 XRD 谱。显示 NiPt5 合金由单相镍基固溶体组成, 属面心立方(FCC)结构, 在随后的冷轧过程中未发生相变。随着冷轧变形量增加, 衍射峰宽度略有增加, 说明冷轧过程中发生晶粒细化和应变积累。衍射峰相对强度也随冷轧变形量增加而变化, 冷轧过程中 NiPt5 合金轧制面(RD-TD)主要呈(200)晶面择优取向。为了更精确地反应 NiPt5 合金冷轧过程中择优取向的变化, 本文通过取向度 Lotgering 因子^[10-11] $L(hkl)$ 的计算来将 XRD 谱所反应的择优取向变化量化, 合金择优取向度因子 $L(hkl)$ 可表示为

$$L(hkl) = \frac{p(hkl) - p^0(hkl)}{1 - p^0(hkl)} \quad (1)$$

其中,

$$p(hkl) = I(hkl) / \sum_j I_j \quad (2)$$

$$p^0(hkl) = I^0(hkl) / \sum_j I_j^0 \quad (3)$$

式中: $p(hkl)$ 和 $p^0(hkl)$ 分别是实测衍射强度与标准卡衍射强度(相对强度); $I(hkl)$ 和 $I^0(hkl)$ 分别是实测任意衍射强度与标准卡任意衍射峰强度(相对强度); 若 $L(hkl) > 0$, 则 (hkl) 晶面有择优取向, 并且 L 值越大取向度越高; $L(hkl) < 0$, 则 (hkl) 晶面出现的概率减小; 若 $L(hkl) = 0$, 则无择优取向。

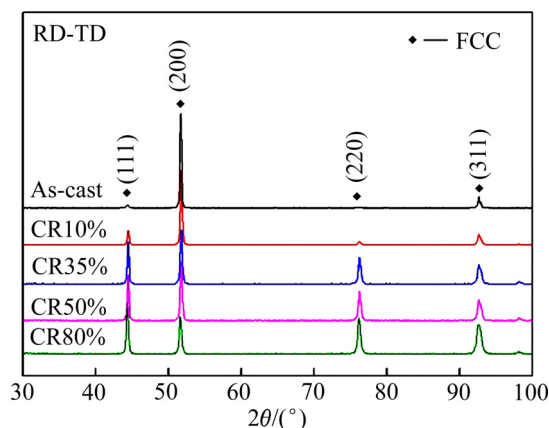


图1 NiPt5 合金铸态和冷轧态的 XRD 谱

Fig. 1 XRD patterns of NiPt5 alloy in as-cast and cold-rolled states

图2所示为经计算处理得到的 NiPt5 合金各晶面取向度因子 $L(hkl)$ 随变形量的变化趋势图。可看出随着冷轧变形量的增大, (200)晶面择优取向先增大后逐渐减弱, 其他晶面取向度没有大幅变化; (311)及(111)晶面取向度变化趋势与(200)晶面相反, 说明冷轧变形过程中晶粒发生转动导致取向分布发生变化。

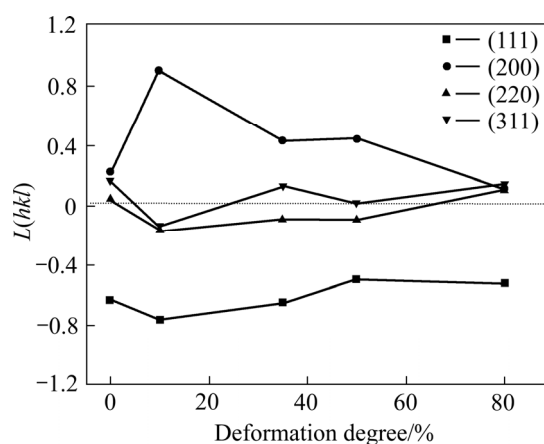


图2 NiPt5 合金各晶面取向度因子 $L(hkl)$ 随变形量的变化趋势

Fig. 2 Change tendency of orientation factor $L(hkl)$ of crystal plane of NiPt5 alloy with deformation

为了进一步研究冷轧过程中的微观结构演变, 本文采用透射电镜观察了不同状态 NiPt5 合金的微观结构。图3所示分别为 NiPt5 合金在铸态及不同冷轧变形量下的明场 TEM 图像和对应的选区电子衍射花样。如图3(a)所示, 铸态 NiPt5 合金的晶粒内部几乎未观察到位错, 衍射斑点规则排列, 显示晶粒内部没有取向差。冷轧变形 10%时, 晶粒内部位错显著增加, 形成了位错缠结, 相应的电子衍射花样也出现了轻微的取向偏差, 表明晶粒内部形成了小角度晶界(见图3(b))。当变形量增加至 35%时, 晶粒内部出现致密位错, 并形成位错壁, 将原始晶粒分割成带状组织, 衍射斑点有趋于环状的变形, 表明晶粒内部取向偏差进一步增大(见图3(c))。随着冷轧变形至 50%, 合金呈现出低位错密度的拉长带晶组织, 亚晶界和位错壁共存, 结合逐渐趋于环状的电子衍射斑点可看出, 冷轧过程中亚晶大量形成, 晶粒明显细化(见图3(d))。当冷轧变形量达到 80%时, 如图3(e)所示, 拉长带晶组织的宽度和位错密度与图3(d)中的相比进一步减小, 界面变得尖锐和清晰, 衍射斑点已经完全趋于环状, 说明亚晶界由小角晶界逐渐演变为大角度晶界, 晶粒彻底细化。不同状态的 TEM 图像和衍射花样共同体现了 NiPt5 合金的冷轧过程中微观结构的演变过程,

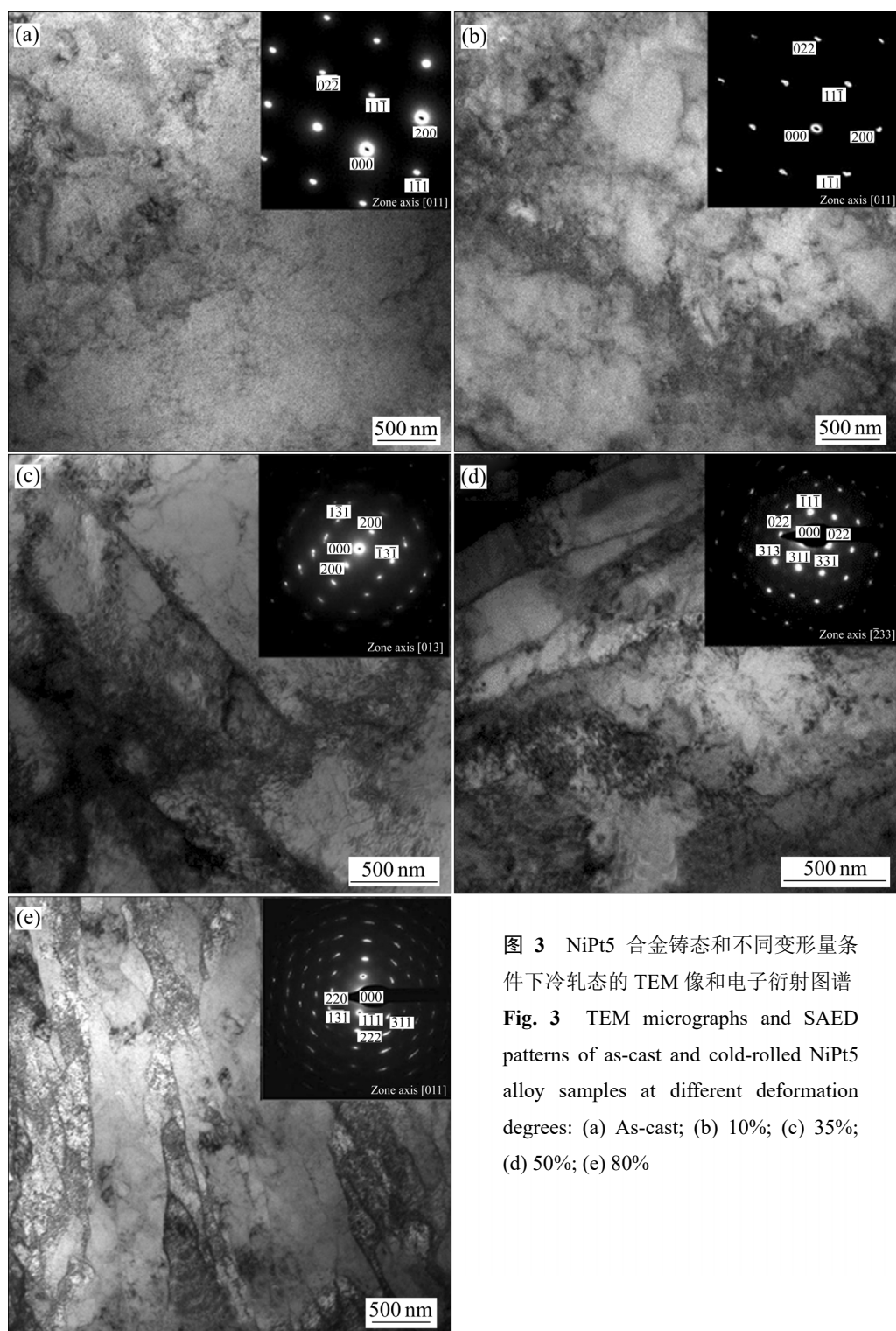


图 3 NiPt5 合金铸态和不同变形量条件下冷轧态的 TEM 像和电子衍射图谱
Fig. 3 TEM micrographs and SAED patterns of as-cast and cold-rolled NiPt5 alloy samples at different deformation degrees: (a) As-cast; (b) 10%; (c) 35%; (d) 50%; (e) 80%

说明在冷轧过程中发生了晶粒细化, 位错的积累、湮没和重排导致的新晶界形成是晶粒细化的主要原因。

图 4 所示为 NiPt5 合金铸态和不同变形量冷轧条件下的 $B-H$ 磁滞回线。可看到 NiPt5 合金不同条件下的饱和磁感应强度基本不变。将磁滞回线中心部分局部放大后, 观察到冷轧后磁滞回线封闭区域明显增

加, 矫顽力 H_c 、剩余磁感应强度 B_r 都有较大提高。

表 1 所列为由图 4 磁滞回线得到的不同状态 NiPt5 合金的主要磁学数据。根据表 1 作图可分别得到 NiPt5 合金在冷轧变形过程中饱和磁感应强度 B_s 、矫顽力 H_c 、剩余磁感应强度 B_r 和最大磁能积 $(B_H)_{\max}$ 的变化趋势图, 结果如图 5((a)~(d))所示。其中饱和磁感应强度

B_s 在冷轧过程中几乎不变(见图 5(a)), 说明冷轧对 NiPt5 合金的 B_s 无影响。合金的矫顽力 H_c 随冷轧变形量的增加显著增加, 且在较低变形量和高变形量下增幅较大(见图 5(b))。剩磁 B_r 的变化趋势与矫顽力不同, 随着冷轧变形量的变化出现先增加后降低的趋势, 当冷轧变形量 10% 时 B_r 显著增高, 之后 B_r 随变形量的增大逐渐降低(见图 5(c))。最大磁能积 $(B_H)_{\max}$ 随变形量增加而增加, 在较低变形量增加显著(见图 5(d))。矫顽力、剩磁和最大磁能积的变化趋势说明冷轧导致的结构演变对 NiPt5 合金磁性能有显著影响。

表 1 NiPt5 合金不同变形量冷轧条件下的主要磁学性质

Table 1 Magnetic properties of NiPt5 alloy at different cold rolling deformations

Condition	B_s/T	$H_c/(kA \cdot m^{-1})$	B_r/T	$(B_H)_{\max}/(kJ \cdot m^{-3})$
As-cast	0.95	1.35	0.09	0.04
CR10%	0.95	2.55	0.26	0.16
CR35%	0.97	3.18	0.24	0.22
CR50%	0.98	3.42	0.23	0.26
CR80%	0.93	4.85	0.20	0.29

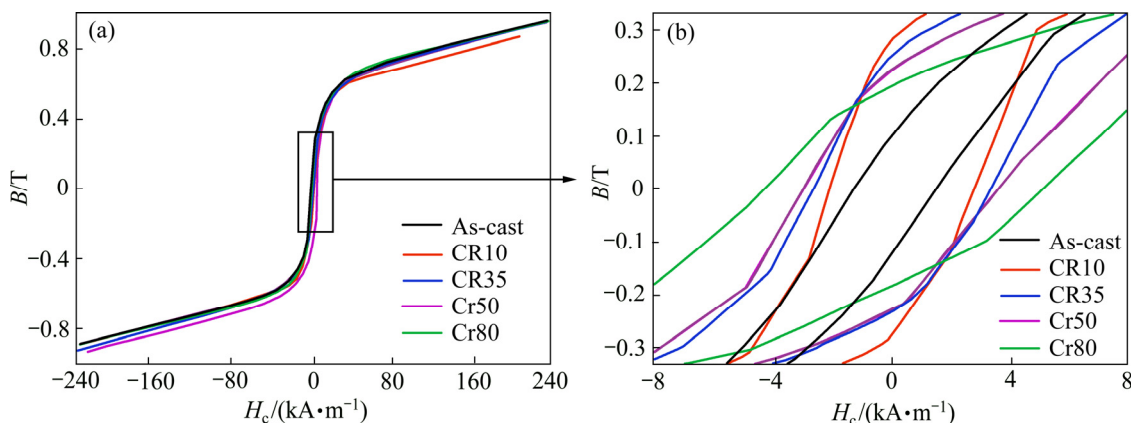


图 4 NiPt5 合金铸态和不同冷轧条件下的 $B-H$ 磁滞回线图

Fig. 4 $B-H$ hysteresis loop of NiPt5 alloy in as cast and different deformation condition

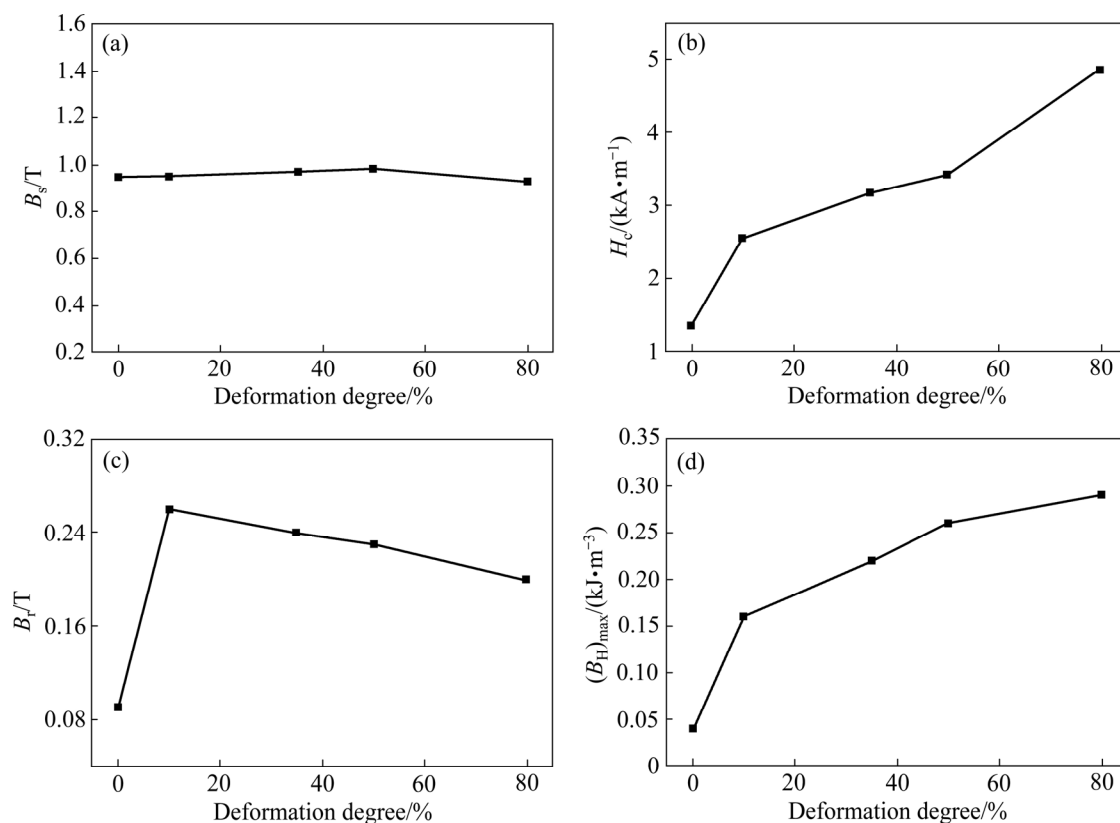


图 5 NiPt5 在冷轧变形中饱和磁感应强度(B_s)、矫顽力 H_c 、剩余磁感应强度 B_r 和最大磁能积 $(B_H)_{\max}$ 的变化趋势

Fig. 5 Change trend of B_s (a), H_c (b), B_r (c) and $(B_H)_{\max}$ (d) of NiPt5 alloy with cold-rolling deformation

3 讨论

3.1 冷轧过程中 NiPt5 合金的微观结构演变规律

本实验对铸态 NiPt5 合金进行单向冷轧, 最终轧制变形量达 80%。XRD 谱(见图 1)表明, NiPt5 合金在变形过程中由 FCC 单相镍基固溶体组成, 轧制面(RD-TD)呈(200)晶面择优取向。铸态 NiPt5 合金在晶粒内部几乎没有缺陷(见图 3(a)), 随着冷轧变形量的增加, 位错在某些滑移面上移动遇到位错等障碍时, 位错的密度急剧增加, 形成位错缠结(见图 3(b))。当位错密度达到临界值时, 这些位错被湮灭并重新排列成位错壁, 并在位错壁之间形成越来越多的位错缠结(见图 3(c))。随着变形量的进一步增加, 位错壁将原始晶粒细分为较小的区域, 一些位错壁也转变成为低角度晶界, 原始粗晶粒被分割成许多亚晶(见图 3(d))。随着变形量不断增加, 亚晶界持续吸收位错, 导致亚晶转动, 亚晶界两侧晶粒取向差也逐渐增大, 最终小角度的亚晶界转变为晶界, 形成了新的晶粒(见图 3(e)), 该过程中, 大角度晶界的形成是高应变条件下亚结构充分发展的结果^[12-13]。总之, NiPt5 合金在冷轧过程中其微观结构由位错缠结演变为位错壁, 再转变为含位错壁和小角晶界的拉长亚晶粒, 最后形成了具有明锐晶界的拉长晶粒。位错运动主导了合金的冷轧变形过程, 位错的积累、湮灭和重排导致了新晶界形成, 促进了晶粒的细化^[14]。

3.2 冷轧过程中 NiPt5 合金微观结构与磁性能的内在关联

NiPt5 合金的磁感应强度 B_s 在冷轧变形过程中几乎不变, 这是因为饱和磁感应强度 B_s 主要由材料的化学成分和晶体结构来决定, 属于磁性材料的非结构敏感参量(内禀参量)^[15]。冷轧过程未改变材料成分和晶体结构, 所以 B_s 不变。矫顽力 H_c 的变化规律与微观结构演变密切相关。铸态 NiPt5 合金晶粒粗大, 内部缺陷少, 合金磁化过程中畴壁移动阻力较小, 因此矫顽力仅有 1.35 kA/m。冷轧变形 10% 后, 晶内位错迅速增殖、缠结, 使得磁化过程中畴壁移动阻力增大, 导致矫顽力 H_c 迅速增大。随冷轧变形量增大至 35%~50% 阶段, 位错壁和小角晶界形成, 但分割晶粒不明显, 矫顽力增幅减慢。变形量达到 80% 时, 新晶界大量形成, 内应力不断积累, 这对畴壁移动和磁矩转动

造成更大阻力, 矫顽力显著提高。因此, 冷轧在合金内部产生的大量缺陷与内应力, 导致磁化过程中畴壁移动和磁矩转动的阻碍, 是造成矫顽力增加的重要因素^[16]。与矫顽力不同, 在冷轧过程中, 随变形量的增大剩磁 B_r 出现先增加后降低的趋势, 冷轧变形量 10% 时更显著增高, 之后随变形量的增大, NiPt5 合金剩磁 B_r 逐渐降低。该趋势说明剩磁 B_r 对位错、缺陷等微观结构并不敏感, 将冷轧过程中剩磁 B_r 的变化趋势(见图 5(c))与轧面不同晶面取向度变化趋势(见图 2)进行对比, 发现冷轧过程中 B_r 的变化趋势与(200)晶面取向度变化趋势一致, 当轧面呈现较高的(200)取向时, 剩磁 B_r 明显增加了, 说明剩磁与 NiPt5 合金择优取向密切相关, (200)织构导致了剩磁的升高。最大磁能积与磁滞回线方形度有关, 即与 B_r 与 H_c 均相关, 由于整个过程中矫顽力的变化较大, 成为影响最大磁能积的主导因素, 所以最大磁能积(BH)_{max} 的变化趋势与矫顽力变化趋势基本一致。

3.3 冷轧变形对 NiPt5 合金溅射靶材磁性能的影响分析

在实际生产中, 磁透率(Pass through flux, PTF)是衡量靶材磁性能的重要指标。磁透率(PTF)指的是透过靶材的磁场与施加磁场的比例。磁透率越高, 则意味着溅射时越少的磁场被靶材所分流, 溅射效果越理想。目前提高磁透率的方法主要有添加合金元素、减小靶材厚度或者冷变形加工^[17-18]。本文对 NiPt5 合金在冷轧过程中的结构演变及磁性能的基础研究, 对提升 NiPt5 合金溅射靶材的磁透率也有重要意义。从本研究可知, 一方面, 冷轧导致 NiPt5 合金晶粒内部位错、晶界等缺陷和内应力大量增加, 造成了矫顽力的显著提高, 即增大了合金磁化过程的阻力, 当外界施加磁场时, 合金难以被磁化, 磁场保持在靶材表面不被分流, 从而保证了较高的 PTF; 另一方面, 冷轧过程中, 晶粒发生转动, 择优取向发生改变, Ni 合金有着较高的磁各向异性系数 K , 即沿不同晶向磁化率不同, 其中[100]是难磁化轴, [111]是易磁化轴, 当呈现(200)择优取向时, 晶向刚好与难磁化轴方向一致, 合金难以磁化, 所以(200)取向的织构对于提高靶材质量十分有利, 而大量(111)取向织构的存在却十分不利。总之, 冷轧导致的缺陷、内应力与难磁化取向织构均增加了合金磁化的难度, 这是冷轧能够提高 PTF 的根本原因。因此, 通过冷轧细化晶粒并尽可能多的获取(200)取向的织构是 NiPt5 合金靶材的微观结构调控

原则。

4 结论

1) NiPt5 合金在冷轧过程中其微观结构由位错缠结演变为位错壁,再转变为含位错壁和小角晶界的拉长亚晶粒,最后形成了具有明锐晶界的拉长晶粒。晶粒细化主要受位错的积累、湮没和重排控制。

2) NiPt5 合金饱和磁感应强度 B_s 为非结构敏感参量,在冷轧过程中几乎不变。矫顽力随着轧制变形量的增加而增加,归因于冷轧诱导的位错缺陷及内应力对磁畴壁移动及磁矩转动的阻碍。剩磁 B_r 随冷轧变形量增加先增加后降低,与 NiPt5 合金择优取向密切相关,(200)晶面择优取向导致剩磁升高。NiPt5 合金冷轧过程 $(B_H)_{\max}$ 随冷轧变形量增加而增加,矫顽力 H_c 的大幅增加是导致 $(B_H)_{\max}$ 增加的主导因素。

3) 冷轧导致 NiPt5 合金晶粒内部位错、晶界等缺陷和内应力对畴壁移动的阻碍,使得合金难以磁化,外加磁场不易分流,保证了靶材较高的磁透率 PTF。Ni 合金较高的磁各向异性使〈200〉取向的组织对提高靶材质量十分有利,通过冷轧细化晶粒并且尽可能多的获取〈200〉取向的组织是 NiPt5 合金的微观结构调控原则。

REFERENCES

- [1] PAGÈS X, BINDER R, VANORMELINGEN K, SMITS M, GRANNEMAN E, WEISHEIT M. The effect of the second annealing step on the $Ni_{1-x}Pt_xSi$ film thermal stability[J]. Microelectronic Engineering, 2017, 171: 44–52.
- [2] RAO K V, KHAJA F A, NI C N, MUTHUKRISHNAN S, DARLAK A, LEI J. NMOS contact resistivity reduction with implants into silicides[J]. Physica Status Solidi, 2014, 11(1): 174–177.
- [3] DEMEULEMEESTER J, SMEETS D, COMRIE C M, BARRADAS N P, VIEIRA A, VAN BOCKSTAEL C. On the growth kinetics of Ni(Pt) silicide thin films[J]. Journal of Applied Physics, 2013, 113(16): 1–8.
- [4] 王一晴, 郭俊梅, 管伟明, 闻明, 谭志龙, 张俊敏, 王传军. 镍铂合金溅射靶材在半导体制造中的应用及发展趋势[J]. 贵金属, 2016, 37(3): 87–92.
WANG Yi-qing, GUO Jun-mei, GUAN Wei-ming, WEM Ming, TAN Zhi-long, ZHANG Jun-min, WANG Chuan-jun. Application and development trend of NiPt alloy sputtering target in semiconductor manufacturing[J]. Precious Metals, 2016, 37(3): 87–92.
- [5] 杨长胜, 程海峰, 唐耿平, 李效东, 楚增永, 周永江. 磁控溅射铁磁性靶材的研究进展[J]. 真空科学与技术学报, 2005, 25(5): 372–377.
YANG Chang-sheng, CHENG Hai-feng, TANG Geng-ping, LI Xiao-dong, CHU Zeng-yong, ZHOU Yong-jiang. Review of ferromagnetic targets for magnetron sputtering[J]. Journal of Vacuum Science and Technology, 2005, 25(5): 372–377.
- [6] SARKAR J. Chapter 7—Ferromagnetic sputtering targets and thin films for silicides and data storage[J]. Sputtering Materials for Vlsi & Thin Film Devices, 2014: 501–565.
- [7] WANG X, HARRIS H R, BOULDIN K, GANGOPADHYAY S, STRATHMAN M D. et al. Structural properties of fluorinated amorphous carbon films[J]. J Appl Phys, 2000, 87(1): 621.
- [8] PERRY A C, KOENIGSMANN H J, DOMBROWSKI D E, HUNT T J. High-purity ferromagnetic sputter targets and method of manufacture. US, WO03/102976A1[P]. 2003–12–11.
- [9] 王传军, 谭志龙, 张俊敏, 闻明, 毕珺, 沈月. 一种镍铂合金溅射靶材及其制备方法: 中国, CN 104018128A[P]. 2014–09–23.
WANG Chuan-jun, TAN Zhi-long, ZHANG Jun-min, WEM Ming, BI Jun, SHEN Yue. Ni-Pt alloy sputter target and its preparation method: China, 104018128A[P]. 2014–09–23.
- [10] NI D W, ZHANG G J, KAN Y M, SAKKA Y. Highly textured ZrB-based ultrahigh temperature ceramics via strong magnetic field alignment[J]. Scripta Materialia, 2009, 60(8): 615–618.
- [11] 陈翼. 冷变形及热处理对 Cu-12%Fe 合金组织与性能的影响[D]. 杭州: 浙江大学, 2010.
CHEN Yi. Effect of cold deformation and heat treatment on microstructure and properties of Cu-12%Fe alloy[D]. Hangzhou: Zhejiang University, 2010.
- [12] 韩宝军, 徐洲. 强变形过程中铁镍合金的微观结构演化机制[J]. 钢铁研究学报, 2009, 21(3): 31–36.
HAN Bao-jun, XU Zhou. Microstructure evolution mechanism of Fe-Ni alloy during severe plastic deformation[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2009, 21(3): 31–36.
- [13] 左锦荣, 侯陇刚, 史金涛, 崔华, 庄林忠, 张济山. 两阶段轧制变形过程中高强铝合金析出相与晶粒结构演变及其对性能的影响[J]. 金属学报, 2016, 52(9): 1105–1114.
ZUO Jin-rong, HOU Long-gang, SHI Jin-tao, CUI Hua,

- ZHUANG Lin-zhong, ZHANG Ji-shan. Precipitates and the evolution of grain structures during double-step rolling of high-strength aluminum alloy and related properties[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2016, 52(9): 1105–1114.
- [14] WEN M, LIU G, GU J F, GUAN W M, LU J. Dislocation evolution in titanium during surface severe plastic deformation[J]. *Applied surface science*, 2009: 255(12): 6097–6102.
- [15] 巴肖 K H J. 金属与陶瓷的电子及磁学性质(II)[M]. 北京: 科学出版社, 2001.
- BASHAW K H J. Electronic and magnetic properties of metals and ceramics (II)[M]. Beijing: Science Press, 2001.
- [16] 严 密, 彭晓领. 磁学基础与磁性材料[M]. 杭州: 浙江大学出版社, 2014.
- YAN Mi, PENG Xiao-ling. Magnetic fundamentals and magnetic materials[M]. Hangzhou: Zhejiang University Press, 2014.
- [17] SARKAR J. Sputtering materials for VLSI and thin film devices[M]. London: William Andrew, 2013.
- [18] BARTHOLOMEUSZ M, TSAI M. Stretching of magnetic materials to increase pass-through-flux (PTF). US, US6514358B1[P]. 2003–02–04.

Microstructure evolution and magnetic properties of Ni-5Pt alloy during cold rolling

WANG Yi-qing^{1,2}, XU Yan-ting¹, WEN Ming^{1,2}, GUAN Wei-ming¹, CHEN Jia-ling², GAN Jian-zhuang¹, GUO Jun-mei¹

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

2. Kunming Institute of Precious Metals, Kunming 650106, China)

Abstract: Nickel-platinum (NiPt) alloy sputtering target was used in semiconductor industries for the formation of Ni-Pt-silicide to realize the contact and interconnection function. The microstructure evolution and magnetic properties of NiPt5 alloy were studied during cold-rolling process. The results show that, during the cold-rolling process, the microstructure evolution of NiPt5 alloy includes four stages: dislocation entanglement, dislocation wall, elongated sub-grain with small angle grain boundary, and the formation of new grain boundary. The grain refinement is mainly attributed to the accumulation, annihilation and rearrangement of dislocations. The coercivity of NiPt5 increases with increasing the rolling deformation, which is attributed to the defects and internal stress induced by cold rolling that can obstruct the movement of domain wall. The remanence is closely related to the preferred orientation of the NiPt5 alloy. (200) plane texture leads to the increase of remanence. The high magnetic anisotropy of Ni alloy makes <200> plane texture enable to improve the quality of target material.

Key words: sputtering target; NiPt alloy; cold rolling; dislocation; magnetic properties

Foundation item: Project(2017YFB0305503) supported by the National Basic Research Development Program of China; Project(2014IA037) supported by the Yunnan International Cooperation Project; Project(2016FB086) supported by the General Project of Yunnan Provincial Natural Science Foundation; Project (201701YE00059) supported by the Youth Project of Yunnan Provincial Natural Science Foundation, China; Project(2019HC024) supported by the Yunnan Innovation Team Project, China

Received date: 2019-03-28; **Accepted date:** 2019-11-05

Corresponding author: WEN Ming; Tel: +86-13108712925; E-mail: wen@ipm.com.cn

(编辑 龙怀中)