



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 110373589 B

(45) 授权公告日 2021.06.15

(21) 申请号 201910608535.X

C22C 27/06 (2006.01)

(22) 申请日 2019.07.08

C23C 14/18 (2006.01)

(65) 同一申请的已公布的文献号

C23C 14/35 (2006.01)

申请公布号 CN 110373589 A

H01L 43/10 (2006.01)

(43) 申请公布日 2019.10.25

(56) 对比文件

(73) 专利权人 中国科学院物理研究所

CN 107658382 A, 2018.02.02

地址 100190 北京市海淀区中关村南三街8号

WO 2009040986 A1, 2009.04.02

US 2017229160 A1, 2017.08.10

审查员 刘锦霞

(72) 发明人 白鹤 蔡建旺

(74) 专利代理机构 北京泛华伟业知识产权代理有限公司 11280

代理人 王勇 李科

(51) Int. Cl.

H01L 43/06 (2006.01)

C22C 27/04 (2006.01)

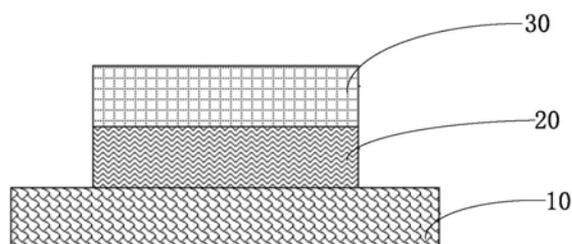
权利要求书1页 说明书8页 附图12页

(54) 发明名称

W-Cr合金和包含W-Cr合金的纯自旋流器件

(57) 摘要

本发明提供一种W-Cr合金,其化学式为 W_xCr_{1-x} ,其中,x表示W的原子百分比含量,并且 $5\% \leq x \leq 95\%$ 。本发明的W-Cr合金具有较大的自旋霍尔角,为纯自旋流器件提供了自旋流生成材料,能够广泛应用于纯自旋流器件中。



1. 一种纯自旋流器件,其包括W-Cr合金,所述W-Cr合金的化学式为 W_xCr_{1-x} ,其中,x表示W的原子百分比含量,并且 $5\% \leq x \leq 95\%$ 。
2. 根据权利要求1所述的纯自旋流器件,其中, $40\% \leq x \leq 60\%$ 。
3. 根据权利要求2所述的纯自旋流器件,其中, $x=50\%$ 。
4. 根据权利要求1所述的纯自旋流器件,其为YIG/W-Cr合金异质结或TIG/W-Cr合金异质结。
5. 根据权利要求4所述的纯自旋流器件,其中,所述YIG/W-Cr合金异质结包括单晶钷镓石榴石衬底、所述单晶钷镓石榴石衬底之上的YIG薄膜、以及所述YIG薄膜之上的W-Cr合金薄膜。
6. 根据权利要求4所述的纯自旋流器件,其中,所述TIG/W-Cr合金异质结包括单晶钷镓石榴石衬底、所述单晶钷镓石榴石衬底之上的TIG薄膜、以及所述Y TIG薄膜之上的W-Cr合金薄膜。
7. 根据权利要求1所述的纯自旋流器件,其为 $W_{30}Cr_{70}/CoFeB/MgO$ 磁性隧道结或W-Cr合金/ $FeNiB/MgO$ 磁性隧道结。
8. 一种W-Cr合金在纯自旋流器件中的用途,其中所述W-Cr合金的化学式为 W_xCr_{1-x} ,其中,x表示W的原子百分比含量,并且 $5\% \leq x \leq 95\%$ 。
9. 根据权利要求8所述的用途,其中, $40\% \leq x \leq 60\%$ 。
10. 根据权利要求9所述的用途,其中, $x=50\%$ 。

W-Cr合金和包含W-Cr合金的纯自旋流器件

技术领域

[0001] 本发明涉及自旋电子学技术领域,尤其是涉及一种W-Cr合金材料和包含W-Cr合金的纯自旋流器件。

背景技术

[0002] 自旋电子学关注自旋相关的输运特性,其中自旋极化流扮演了重要的角色。近年来,纯自旋流取得了人们越来越多的关注,也取得了很多关键性进展。纯自旋流的优势在于它能在最大限度传递自旋角动量的同时产生最少的焦耳热,这对于目前的自旋电子学器件是非常重要的。目前与纯自旋流的产生和探测有关的技术有自旋塞贝克效应、自旋泵浦效应、自旋霍尔效应和逆自旋霍尔效应等,其中非磁材料的自旋霍尔角以及相关铁磁/非磁异质结构的界面自旋混合电导是核心参数。自旋霍尔角表征纯自旋流和电荷流之间的转化效率,自旋霍尔角越大,转化效率越大;自旋混合电导表征材料对自旋流在相关异质结构界面的穿透能力,自旋混合电导越大,穿透能力也越大。因此如何提高非磁材料的自旋霍尔角和相关异质结构的界面自旋混合电导成为当前研究的首要议题。

[0003] 现有技术中已经发现,5d金属 β 相钨(W)有很大的自旋霍尔角,可以用来作为纯自旋流的探测材料,也可以利用 β -W的大自旋霍尔效应在“ β -W/铁磁层”异质结构中利用自旋转移力矩效应来调控铁磁层的磁化方向。但 β -W的热稳定性不好,在“ β -W/铁磁层”异质结构中 β -W容易变成自旋霍尔角较小的 α -W。因此,进一步提高非磁材料W的自旋霍尔角,并同时增强“铁磁层/W”异质结构的界面自旋混合电导对于自旋电子学应用来说具有重要意义。

发明内容

[0004] 因此,本发明的目的在于克服上述现有技术的缺陷,提供一种W-Cr合金,其化学式为 W_xCr_{1-x} ,其中,x表示W的原子百分比含量,并且 $5\% \leq x \leq 95\%$ 。

[0005] 根据本发明的W-Cr合金,优选地, $40\% \leq x \leq 60\%$ 。

[0006] 根据本发明的W-Cr合金,优选地, $x = 50\%$ 。

[0007] 本发明还提供了一种W-Cr合金的制备方法,其中,采用磁控溅射技术在衬底上制备所述W-Cr合金。

[0008] 本发明又提供了一种纯自旋流器件,其包括根据本发明的W-Cr合金。

[0009] 根据本发明的纯自旋流器件,优选地为YIG/W-Cr合金异质结或TIG/W-Cr合金异质结。

[0010] 根据本发明的纯自旋流器件,优选地,所述YIG/W-Cr合金异质结包括单晶钆镓石榴石衬底、所述单根据本发明的纯自旋流器件,优选地晶钆镓石榴石衬底之上的YIG薄膜、以及所述YIG薄膜之上的W-Cr合金薄膜。

[0011] 根据本发明的纯自旋流器件,优选地,所述TIG/W-Cr合金异质结包括单晶钆镓石榴石衬底、所述单晶钆镓石榴石衬底之上的TIG薄膜、以及所述Y TIG薄膜之上的W-Cr合金薄膜。

[0012] 根据本发明的纯自旋流器件,优选地为 $W_{30}Cr_{70}/CoFeB/MgO$ 磁性隧道结或 $W-Cr$ 合金/ $FeNiB/MgO$ 磁性隧道结。

[0013] 本发明还提供了根据本发明的 $W-Cr$ 合金在纯自旋流器件中的用途。

[0014] 与现有技术相比,本发明的 $W-Cr$ 合金具有较大的自旋霍尔角,为纯自旋流器件提供了自旋流生成材料,能够广泛应用于纯自旋流器件中。

附图说明

[0015] 以下参照附图对本发明实施例作进一步说明,其中:

[0016] 图1为根据本发明实施例1的 Cr 靶和 W 条的示意性配置图;

[0017] 图2为根据本发明实施例2的 $YIG/W-Cr$ 合金异质结构的结构示意图;

[0018] 图3为根据本发明实施例2的热电压测量的测量配置图;

[0019] 图4示出根据本发明实施例2的样品a和样品1-5的逆自旋霍尔效应电压值随外加磁场的变化关系;

[0020] 图5a-5b分别示出根据本发明实施例3的 $YIG/W_{50}-Cr_{50}(t)$ 和 $YIG/W(t)$ 的热电压随非磁层薄膜厚度 t 的变化关系;

[0021] 图5c-5d分别示出根据本发明实施例3的 $YIG/W_{50}-Cr_{50}(t)$ 和 $YIG/W(t)$ 的电阻率随非磁层薄膜厚度 t 的变化关系;

[0022] 图5e-5f分别示出根据本发明实施例3的 $YIG/W_{50}-Cr_{50}(t)$ 和 $YIG/W(t)$ 的热电压与电阻率的比值关于非磁层薄膜厚度 t 变化的曲线;

[0023] 图6a示出根据实施例4的 $YIG(50)/W_{50}Cr_{50}(3)$ 的逆自旋霍尔电压随外加磁场的变化曲线;

[0024] 图6b和6c分别示出根据实施例4的 $YIG(50)/W_{50}Cr_{50}(t)$ 和 $YIG(50)/W(t)$ 样品的自旋泵浦电压随非磁层厚度 t 的变化关系;

[0025] 图6d和6e分别示出根据实施例4的 $YIG(50)/W_{50}Cr_{50}(t)$ 和 $YIG(50)/W(t)$ 样品的自旋泵浦电压与电阻率的比值关于非磁层薄膜厚度的曲线;

[0026] 图7a示出根据实施例5的50nm厚纯 YIG 薄膜的铁磁共振吸收波谱;

[0027] 图7b示出根据实施例5的 $YIG(50)/W(4)$ 和纯 $YIG(50)$ 的线宽随频率变化的关系图;

[0028] 图7c示出根据实施例5的 $YIG(50)/WCr(4)$ 和纯 $YIG(50)$ 的线宽随频率变化的关系图;

[0029] 图7d-7e分别示出根据实施例5的 $YIG/W_{50}Cr_{50}$ 和 YIG/W 的衰减常数增值和铁磁层厚度倒数的关系曲线;

[0030] 图8示出根据实施例6的 $YIG/W_{50}Cr_{50}(t)$ 和 $YIG/W(t)$ 样品的自旋混合电导关于非磁层厚度变化的曲线;以及

[0031] 图9a-9c分别示出根据实施例7的 $W_{30}Cr_{70}/CoFeB(0.6)/MgO$ 、 $W_{30}Cr_{70}/CoFeB(0.8)/MgO$ 和 $W_{30}Cr_{70}/CoFeB(1.0)/MgO$ 三个样品的磁滞回线。

具体实施方式

[0032] 为了使本发明的目的、技术方案及优点更加清楚明白,以下结合附图通过具体实施例对本发明进一步详细说明。应当理解,此处所描述的具体实施例仅仅用以解释本发明,

并不用于限定本发明。

[0033] 实施例1

[0034] 该实施例提供一种钨-铬 (W-Cr) 合金,其化学式为 W_xCr_{1-x} ,其中,x表示W的原子百分比含量,并且 $5\% \leq x \leq 95\%$ 。该实施例的W-Cr合金的制备方法如下:

[0035] 取厚度约为0.2mm的单晶硅衬底,采用多源 (multi-source) 的方法生长W-Cr合金,具体实施手段为:在纯Cr靶上放置若干数量的W条进行磁控溅射,W条数量越多,W-Cr合金中W的组分就越大。W条尺寸为 $3\text{mm} \times 15\text{mm}$,沿Cr靶轴心发散状放置,具体配置如图1所示,该图1仅示出采用8条W条的情况。

[0036] 发明人分别采用1条、6条、8条、10条、12条、14条和15条W条生长了7种不同组分的样品 $W_{1-x}Cr_x$ ($5\% \leq x \leq 95\%$),分别是: W_5Cr_{95} 、 $W_{20}Cr_{80}$ 、 $W_{40}Cr_{60}$ 、 $W_{50}Cr_{50}$ 、 $W_{60}Cr_{40}$ 、 $W_{80}Cr_{20}$ 和 $W_{95}Cr_5$ 。W-Cr合金的生长气压为0.5Pa,成膜速率为0.27埃每秒。在制备样品之前,通过电感耦合等离子体原子发射光谱法 (ICP-AES) 来确定采用一条W条所获得产品的W和Cr的相对组分,然后就可以根据需要进行选择W条的数量,从而制备不同组分的样品 $W_{1-x}Cr_x$ 。

[0037] 在接下来的实施例中,发明人将该实施例制备的W-Cr合金应用于不同的器件并进行相关性能的测试。

[0038] 实施例2

[0039] 该实施例提供一种YIG/W-Cr合金异质结构,具体参见图2,其包括单晶钆镓石榴石 ($Gd_3Ga_5O_{12}$) 衬底10、衬底10之上的单晶钇铁石榴石 ($Y_3Fe_5O_{12}$,简称YIG) 薄膜20、以及YIG薄膜20之上的W-Cr合金薄膜30。该YIG/W-Cr合金异质结构的制备方法包括如下步骤:

[0040] 1) 取厚度约为0.5mm的单晶钆镓石榴石 ($Gd_3Ga_5O_{12}$) 作为衬底;

[0041] 2) 采用液相外延法 (LPE) 在单晶钆镓石榴石 ($Gd_3Ga_5O_{12}$) 衬底的 (111) 表面上生长厚度为 $5.5\mu\text{m}$ 的YIG薄膜;

[0042] 3) 采用磁控溅射的方法在外延生长的YIG薄膜的 (111) 表面上沉积厚度为3nm的非磁性金属W-Cr合金薄膜从而获得YIG/W-Cr合金异质结构。磁控溅射的条件为:背底真空度为 $5 \times 10^{-5}\text{Pa}$,Ar为溅射气体,溅射气压为0.5Pa。具体地,在该实施例中,发明人分别沉积了 $W_{20}Cr_{80}$ 、 $W_{40}Cr_{60}$ 、 $W_{50}Cr_{50}$ 、 $W_{60}Cr_{40}$ 和 $W_{80}Cr_{20}$,从而得到五种YIG/W-Cr合金异质结构样品,分别记为样品1、样品2、样品3、样品4和样品5,均用于测试W-Cr合金的热电压。

[0043] 为了体现本发明的效果,发明人还制备了两种比较样品,具体地,在上述步骤3)中,分别在外延生长的YIG薄膜的 (111) 表面上沉积厚度为3nm的纯W和纯Cr,从而获得YIG/W异质结构和YIG/Cr异质结构,分别记为样品a和样品b。

[0044] 分别基于所制备的五种样品和两种比较样品进行热电压测量。由于在磁控溅射生长过程中样品表面固定了掩模版,非磁性金属W-Cr薄膜呈现霍尔条 (Hall bar) 的形状。测量时在W-Cr薄膜的法线方向 (z轴) 施加一温度梯度 ΔT ,外磁场H施加在Hall bar的短轴方向 (y轴),在长轴 (x轴) 方向测量电压。具体测量配置如图3所示。

[0045] 由于自旋塞贝克 (spin Seebeck effect) 效应,在外加温度梯度的情况下,YIG薄膜中会产生沿z轴的纯自旋流并注入到相邻的非磁性金属层中,在金属薄膜中的自旋流会进一步通过逆自旋霍尔效应 (inverse spin Hall effect) 在x轴方向产生能够被探测到的电压。

[0046] 测试样品a (W)、样品1 ($W_{20}Cr_{80}$)、样品2 ($W_{40}Cr_{60}$)、样品3 ($W_{50}Cr_{50}$)、样品4 ($W_{60}Cr_{40}$) 和

样品5 ($W_{80}Cr_{20}$) 的逆自旋霍尔效应电压值随外磁场的变化关系在图4中显示出来,在图4中,异质结构化学式中的“(5)”和“(7)”分别表示W-Cr合金层或W层的厚度为5nm和7nm。测量时样品的上、下表面的温度差约为13K。

[0047] 从图4可以看出,由于W-Cr合金引入的外禀散射, $W_{40}Cr_{60}$ 、 $W_{50}Cr_{50}$ 、 $W_{60}Cr_{40}$ 三种组分的W-Cr合金薄膜都表现出了比W更大的逆自旋霍尔效应电压。并且,当合金中W和Cr的原子比为1:1时(即样品3中 $W_{50}Cr_{50}$)获得的增强效应最大,电压值大约为纯W的2倍。由此确定,为了提供更大的逆自旋霍尔效应电压,W-Cr合金的最佳原子掺杂比例50:50。

[0048] 概括来说,逆自旋霍尔电压受两个因素影响:自旋霍尔角和自旋混合电导。所以在自旋混合电导一定的情况下,自旋霍尔角越大,产生的逆自旋霍尔电压越大。同理,自旋霍尔角一定的情况下,自旋混合电导越大,逆自旋霍尔电压越大。

[0049] 因此,W-Cr合金具有较大的自旋霍尔角,该实施例制备的YIG/W-Cr合金异质结构是性能优良的纯自旋流器件。

[0050] 实施例3

[0051] 该实施例提供一种YIG/ $W_{50}-Cr_{50}$ 异质结构,其制备方法包括如下步骤:

[0052] 1) 取厚度约为0.5mm的单晶钆镓石榴石($Gd_3Ga_5O_{12}$)作为衬底;

[0053] 2) 采用磁控溅射的方法在单晶钆镓石榴石($Gd_3Ga_5O_{12}$)衬底的(111)表面上生长厚度为50nm的YIG薄膜。这里采用磁控溅射方法生长YIG薄膜是因为在之后的测量中,需要得到有关铁磁/非磁异质结铁磁共振线宽的数据,液相外延YIG薄膜不能满足该需求;

[0054] 3) 采用磁控溅射的方法在YIG薄膜的(111)表面上沉积 $W_{50}Cr_{50}$ 薄膜以得到YIG/ $W_{50}Cr_{50}$ 异质结构。磁控溅射的条件为:背底真空度为 5×10^{-5} Pa,Ar为溅射气体,溅射气压为0.5Pa。

[0055] 为了体现本发明的效果,在该实施例中,发明人还制备了YIG/W异质结构比较样品,具体地,在上述步骤3)中在YIG薄膜的(111)表面上沉积纯W。

[0056] 分别基于该实施例制备的YIG/ $W_{50}Cr_{50}$ 异质结构和YIG/W异质结构测试W-Cr合金和纯W的塞贝克效应、自旋泵浦效应、铁磁共振线宽及电阻。由于在磁控溅射生长过程中样品表面固定了掩膜版,非磁性金属 $W_{50}Cr_{50}$ 和纯W薄膜呈现Hall bar的形状。采用四探针法测量薄膜电阻,电流沿x轴方向,而在Hall bar的两短轴之间测量电压。

[0057] 测量YIG/ $W_{50}-Cr_{50}$ (t)和YIG/W(t)的热电压,t表示非磁层薄膜厚度,结果如图5a-5b所示;采用四探针法测定YIG/ $W_{50}-Cr_{50}$ (t)和YIG/W(t)的电阻,其电阻率随厚度t的变化关系如图5c-5d所示;然后,基于图5a-5d,得到热电压与电阻率的比值关于非磁层薄膜厚度变化的曲线,如图5e-5f所示,其中,点线中的各个点分别为图5a和5b中某个厚度样品的电压值除以图5c和5d中相应的同一厚度样品的电阻率,实线就是以点线为依据,根据公式 $\frac{V_{ISHE}}{\rho} \propto \lambda_{sf} \tanh(\frac{t_{NM}}{2\lambda_{sd}})$ 拟合出来的一条拟合曲线,根据这个公式就可以拟合出自旋扩散长度。

可以看出,随着非磁层薄膜厚度的增加,热电压逐渐减小,电阻也随之减小,符合铁磁/非磁异质结塞贝克电压的特点。

[0058] 有文献[D.Qu et al, Phys.Rev.B 89,140407(R) (2014)]指出在热注入自旋流方案中逆自旋霍尔电压与非磁金属层厚度t有关系:

$$[0059] \quad \Delta V_{th}(t) = 2[CL\Delta T][\rho(t)\theta_{SH}][\left(\frac{\lambda_{sd}}{t}\right)\tanh\left(\frac{\lambda_{sd}}{t}\right)]$$

[0060] 其中 ΔV_{th} 表示热电压 (逆自旋霍尔电压), C 是自旋流注入系数, L 是 Hall bar 长轴长度, ΔT 为温度梯度, ρ 是 $W_{50}-Cr_{50}$ 合金薄膜电阻率, θ_{SH} 和 λ_{sd} 分别代表 $W_{50}-Cr_{50}$ 的自旋霍尔角和自旋扩散长度。用此公式对实验数据进行拟合, 如图 5e-5f 中的拟合曲线所示, $W_{50}-Cr_{50}$ 的自旋扩散长度为 1.0nm, 纯 W 的自旋扩散长度为 0.98nm, 二者相差不大。

[0061] 从该实施例可以看出, 包含 $W_{50}Cr_{50}$ 的异质结构的热电压比包含纯 W 的异质结构的热电压大一倍以上, 这是非常令人振奋的, 因为 W 已经是目前研究中自旋轨道耦合效应很大的材料, $W_{50}Cr_{50}$ 的发现无疑是一种更为理想的研究纯自旋流的材料。

[0062] 实施例 4

[0063] 铁磁共振 (ferromagnetic resonance, FMR) 是指铁磁物质处于一定的外加恒定磁场和一定频率的微波磁场偏置下, 当满足共振条件时产生强烈吸收共振的现象。铁磁金属中的铁磁共振激发了非平衡态的自旋, 非平衡态自旋通过铁磁/非磁金属界面扩散到非磁金属中, 形成自旋流, 自旋流通过逆自旋霍尔效应转化电压被检测到, 称为自旋泵浦电压, 即逆自旋霍尔电压。

[0064] 在该实施例中, 采用与实施例 3 中相同的方法得到含有 YIG/ $W_{50}Cr_{50}(t)$ 合金薄膜异质结构的多层膜结构样品。一共制作了 $t=3, 3.5, 4, 4.5, 5, 5.5, 6, 6.5, 7, 8, 10$ nm 共 11 个不同厚度的样品, 采用铁磁共振方法测定样品逆自旋霍尔电压的曲线。图 6a 是 YIG (50) / $W_{50}Cr_{50}(3)$ 的测试结果。我们可以观察到明显的共振吸收峰。

[0065] 利用铁磁共振的方法测量了 YIG (50) / $W_{50}Cr_{50}(t)$ 和 YIG (50) / W (t) 样品的自旋泵浦电压随非磁层厚度的变化关系, 趋势如图 6b-6c 所示。随着非磁层厚度增加, 自旋泵浦效应逐渐减小。可以看出 YIG/ $W_{50}Cr_{50}$ 的自旋泵浦效应是 YIG/W 的 2.8 倍左右。

[0066] 然后基于图 6b 和 6c 以及前面的图 5c 和 5d, 得到自旋泵浦电压与电阻率的比值关于非磁层薄膜厚度变化的曲线, 如图 6d-6e 所示, λ_{sd} 指自旋扩散长度。

[0067] 参考文献【H.L.Wang et al, Appl, Phys, Lett 104, 202405 (2014)】说明, 铁磁共振引起的自旋泵浦电压与非磁层厚度的关系可以用公式:

$$[0068] \quad V_{ISHE} = -e\theta_{SH}wR\lambda_{sd}\tanh\left(\frac{t_{NM}}{2\lambda_{sd}}\right)g_{\uparrow\downarrow}fP\left(\frac{r h_{rf}}{4\pi\alpha f}\right)^2$$

[0069] 表示, 其中, e 为电子电荷, θ_{SH} 是材料的自旋霍尔角, σ_N 是非磁层电导率, t_N 是非磁层厚度, σ_F 是铁磁层电导率, t_F 是铁磁层厚度, λ_{SD} 是材料的自旋扩散长度, $g_{\uparrow\downarrow}$ 是界面自旋混合电导, f 是铁磁共振的频率, L 是样品长度, P 起源于铁磁共振磁矩进动中的椭圆率, γ 是旋磁比, $h_{rf}=0.250e$, α 是衰减因子。公式中的未知量有: λ_{sd} 、 $g_{\uparrow\downarrow}$ 和 θ_{SH} , 其余都可以通过测量直接得到。通过实施例 3 我们已经得到了自旋扩散长度。通过对图 6d-6e 的拟合, 可以得到铁磁共振实验中非磁层的自旋扩散长度, 分别是: $W_{50}Cr_{50}$ 自旋扩散长度为 1.4nm, W 的自旋扩散长度为 1.3nm。这与热电压的结果是吻合的。接下来需要通过铁磁共振求得 $g_{\uparrow\downarrow}$ (自旋混合电导) 和 θ_{SH} (自旋霍尔角)。

[0070] 实施例 5

[0071] 在该实施例中, 采用与实施例 3 相同的方法制备 YIG/ $W_{50}Cr_{50}(4)$ 和 YIG/W (4) 多层膜异质结构样品, 其中“(4)”表示非磁层的厚度为 4nm。在该实施例中, 保持非磁层 $W_{50}Cr_{50}$ 和纯

W层的厚度不变,用磁控溅射方法生长不同厚度的YIG薄膜,例如厚度为30nm,50nm,70nm,90nm,这样可以得到8组样品。

[0072] 对铁磁层YIG薄膜进行检测。最常见的方法是共面波导(coplanar waveguide, CPW)和矢量网络分析仪(vector network analyzer)。结合CPW和VNA技术,样品置于G-S-G(地-信号-地)CPW的信号线(S)上,微波磁场通过CPW驱动铁磁材料中的FMR,利用固定磁场下扫描微波的频率,由VNA测量不同频率下的S参数,并由此得到微波的吸收谱。共振过程中,铁磁层和非磁层之间传输的自旋流越多,自旋角动量转移得越多,微波吸收谱越强烈,YIG磁矩进动衰减得越强烈,从而得到更宽的波谱,用下面公式描述:

$$[0073] \quad \Delta H = \Delta H_{inh} + \frac{4\pi\alpha f}{\sqrt{3\gamma}}$$

[0074] 其中, ΔH 是线宽增值, ΔH_{inh} 是不均匀展宽, α 是衰减常数。图7a示出50nm厚纯YIG薄膜的铁磁共振吸收波谱,横轴表示磁场大小,纵轴表示信号强度。波峰和波谷之间的横坐标的距离就是 ΔH 。该吸收波谱是针对50nm厚纯YIG样品的线宽示意图,生长了非磁层后线宽会加宽,但线型不变。

[0075] 通过铁磁共振方法测试YIG、YIG/W₅₀Cr₅₀(4)和YIG/W(4)的线宽随频率变化的关系,结果如图7b-7c所示,7b和7c是根据 $\Delta H = \Delta H_{inh} + \frac{4\pi\alpha f}{\sqrt{3\gamma}}$ 进行拟合,横坐标是频率f,纵坐标是线宽 ΔH ,斜率就是衰减常数 α 。图7b是YIG(50)/W(4)和纯YIG(50)的线宽随频率变化的关系图,7c是YIG(50)/WCr(4)和纯YIG(50)线宽随频率变化的关系图。可以看出,YIG/W₅₀Cr₅₀(4)和YIG/W(4)的线宽都比纯YIG的宽,即自旋流由铁磁层传输到非磁层中,自旋转移力矩增大,共振加强,磁矩进动明显,衰减得更多,线宽加宽。

[0076] 在本实施例中,对8个样品都进行铁磁共振测量,绘制衰减常数增值和铁磁层厚度倒数的图像,结果如图7d-7e所示,图7d针对YIG/W₅₀Cr₅₀而图7e针对YIG/W(4)。 G^{eff} 表示自旋混合电导。图中结果可以用下面公式拟合:

$$[0077] \quad g_{\uparrow\downarrow} = \frac{4\pi M_s t_F}{g\mu_B} (\alpha_{YIG/NM} - \alpha_{YIG})$$

[0078] 其中, $4\pi M_s$ 是铁磁层YIG的饱和磁化强度, t_F 是铁磁层的厚度, μ_B 是玻尔磁子, g 是朗德因子, $\alpha_{YIG/NM}$ 是铁磁/非磁异质结的衰减常数, α_{YIG} 是纯YIG的衰减常数。将7d-7e的数据用该公式进行拟合,可以得出YIG/W₅₀Cr₅₀的自旋混合电导为 $1.42 \times 10^{18} m^{-2}$,而YIG/W的自旋混合电导只有 $5.98 \times 10^{17} m^{-2}$ 。虽然本发明的混合电导在数值上比文献中已给出的小,但是由于使用YIG的质量不同。通过阅读文献就可以发现,自旋霍尔角、自旋混合电导的数值不同的实验组有差异很大的结果,进行绝对值的比较是没有意义的。在此发明人只进行相对值的比较。相对于同样条件下的YIG/W界面,YIG/W₅₀Cr₅₀的自旋混合电导增加了一倍左右,是非常大的进步。

[0079] 实施例6

[0080] 在该实施例中,采用与实施例3中相同的方法得到YIG/W₅₀Cr₅₀(t)和YIG/W(t)样品,t=3,3.5,4,4.5,5,5.5,6,6.5,7,8,10nm等11个不同厚度,在每一个固定非磁层厚度下,改变YIG的厚度,重复实施例5的实验过程,确定每个非磁层厚度下界面的自旋混合电导。这样就得到了YIG/NM(t)结构下,自旋混合电导关于非磁层厚度变化的关系,结果如图8

所示。由图8可以看出，YIG/NM(t)的界面自旋混合电导基本不随非磁层厚度变化，对于 $W_{50}Cr_{50}$ 和W都是这样。发明人认为这是由于拟合得到的 $W_{50}Cr_{50}$ 和W的自旋扩散长度都很短，只有1.4nm和1.3nm，而制备的样品厚度都远超过这个数值，自旋流在扩散过程已经达到了饱和，所以自旋混合电导没有太大变化。

[0081] 以上计算得知自旋混合电导后，发明人又用了下面的公式进行自旋霍尔角的计算

$$[0082] \quad V_{ISHE} = \frac{-e\theta_{SH}}{\sigma_N t_N + \sigma_F t_F} \lambda_{SD} \tanh\left(\frac{t_N}{2\lambda_{SD}}\right) g_{\uparrow\downarrow} fLP\left(\frac{\gamma h_f}{2\alpha\omega}\right)^2$$

[0083] 计算得到的结果表明， $W_{50}Cr_{50}$ 的自旋霍尔角最大时可以达到W自旋霍尔角的1.3倍。这是很惊奇的发现。Cr和W属于同一副族，自旋轨道耦合比W小，相应的自旋霍尔角比W小。但当将二者掺杂到一起，不仅没有降低W本身的自旋霍尔角，同时自旋混合电导也增大了一倍。 $W_{50}Cr_{50}$ 合金材料为自旋电子学研究提供了一种新的材料，且该 $W_{50}Cr_{50}$ 二元合金材料可以广泛地应用到基于自旋流效应的相关器件中。

厚度	参数	
	自旋混合电导 $\times 10^{17} m^{-2}$	
	$W_{50}Cr_{50}$	W
3	13.28316	6.13496
3.5	13.14436	7.66176
4	14.32416	6.82896
[0084] 4.5	13.35256	8.49456
5	13.77216	8.63336
6	11.84816	7.52296
6.5	12.74216	6.63196
7	13.34436	6.62196
8	13.37216	7.62396

[0085] 实施例7

[0086] 自旋转移力矩效应 (STT) 又称为电流诱导磁化翻转效应，是指在外磁场作用下自旋极化电流与铁磁体中的磁矩发生相互作用，自旋极化电流将携带的自旋角动量转移给铁磁体的磁矩，使铁磁体的磁矩发生偏转，当自旋极化流密度达到临界值时，铁磁体的磁矩就会发生翻转。其中关于MgO磁性隧道结的STT工作引起了人们的极大兴趣，其中以CoFeB/MgO为核心结构的磁性隧道结被广泛研究。在本实施例中，发明人制备了 $W_{30}Cr_{70}$ /CoFeB/MgO磁性隧道结，其包括MgO层、 $W_{30}Cr_{70}$ 层和介于MgO层与 $W_{30}Cr_{70}$ 层之间的CoFeB层。然后利用VSM仪器测量样品的面内、面外磁化曲线，结果如图9a-9c所示。图9a、9b、9c分别展示了 $W_{30}Cr_{70}$ /CoFeB(0.6, 0.8, 1.0)/MgO三个样品的磁滞回线，它们都表现出完美的面外磁滞回线，表明这三个样品都获得了很好地垂直磁各向异性。与此同时发明人也测量了 $W_{30}Cr_{70}$ 合金在退火前后的电阻率变化，发明人发现，相比于W在400度高温下退火后由高阻态 β -W变成低阻态 α -W，而 α -W低自旋霍尔角远小于 β -W，不能用于翻转。 $W_{1-x}Cr_x$ 合金在退火(350度, 1小时)前后都

保持着 $120\mu\Omega \cdot \text{cm}$ 的高阻态,且有较大的自旋霍尔角和自旋混合电导,这些优越性能使 $\text{W}_{1-x}\text{Cr}_x$ 合金能够被应用在STT相关的磁化翻转实验中。该实施例制备的 $\text{W}_{30}\text{Cr}_{70}/\text{CoFeB}/\text{MgO}$ 磁性隧道结也是一种性能优良的纯自旋流器件。

[0087] 根据本发明的其他实施例, $\text{TIG}(\text{Tm}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12})/\text{W-Cr}$ 合金异质结、 W-Cr 合金/ FeNiB/MgO 磁性隧道结也都是性能优良的纯自旋流器件。

[0088] 在本发明中,由于 W-Cr 合金具有较大的自旋霍尔角,包含 W-Cr 合金的器件是优越的纯自旋流器件。

[0089] 虽然本发明已经通过优选实施例进行了描述,然而本发明并非局限于这里所描述的实施例,在不脱离本发明范围的情况下还包括所作出的各种改变以及变化。

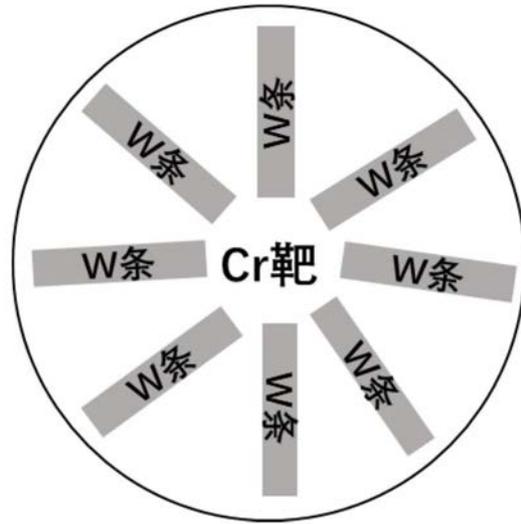


图1

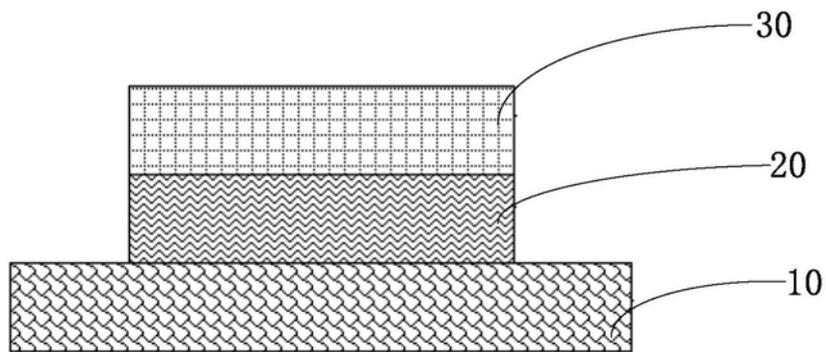


图2

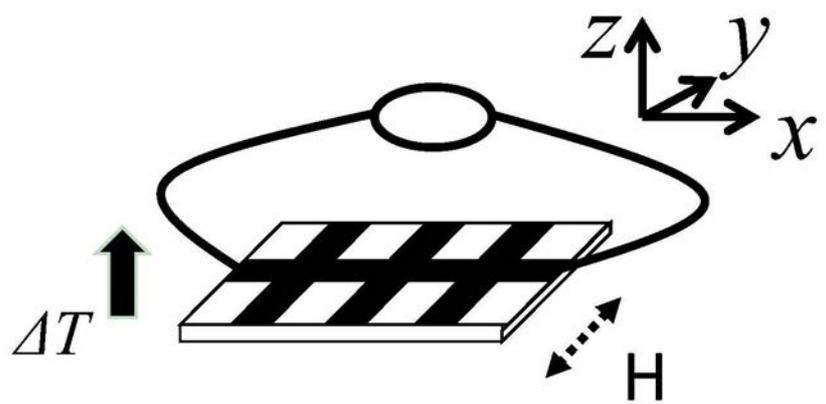


图3

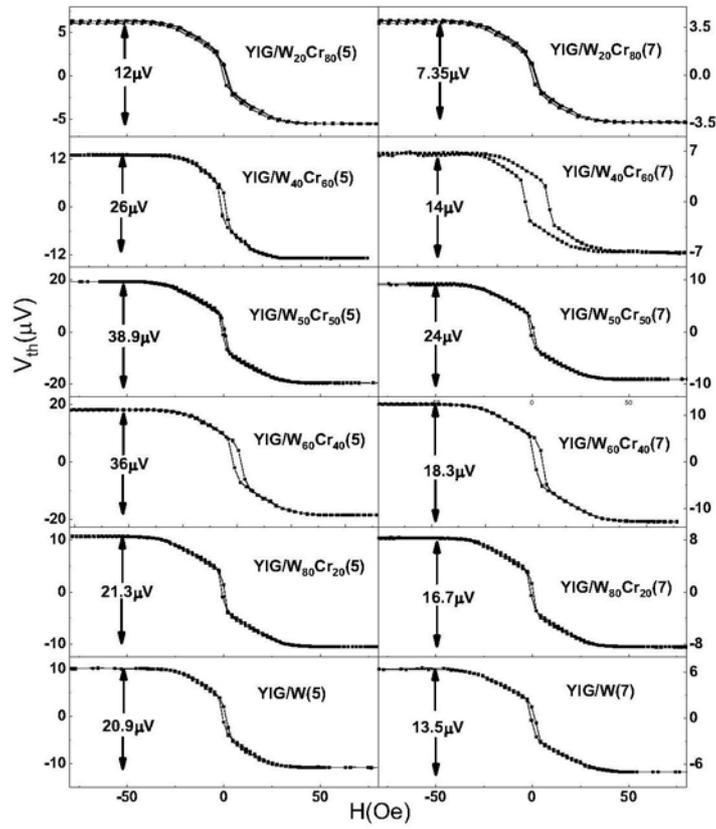


图4

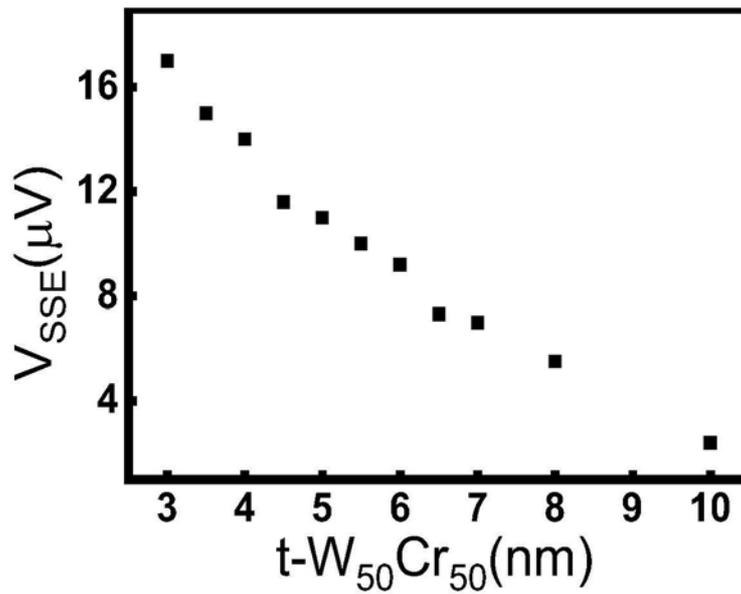


图5a

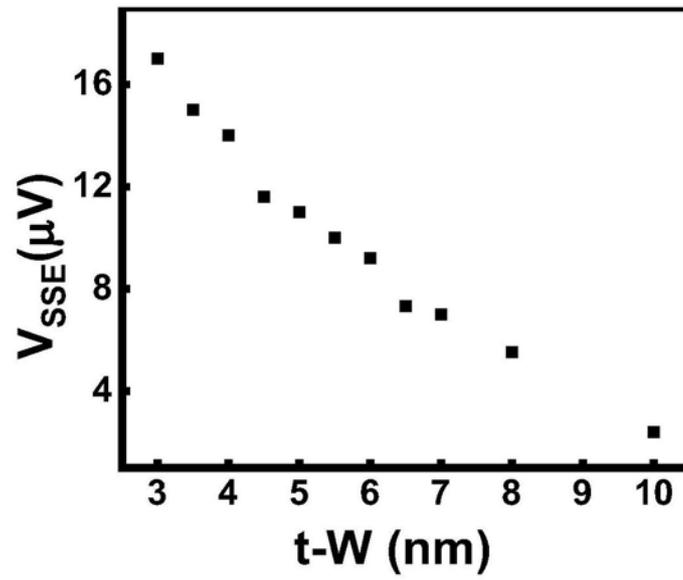


图5b

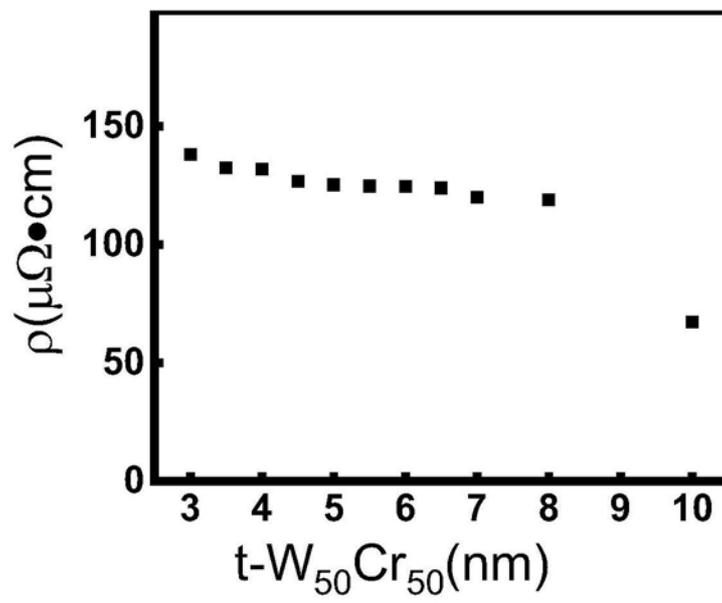


图5c

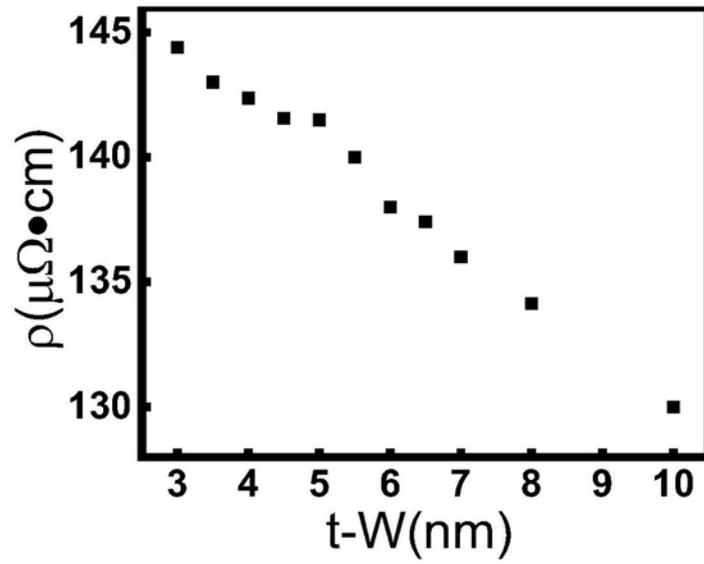


图5d

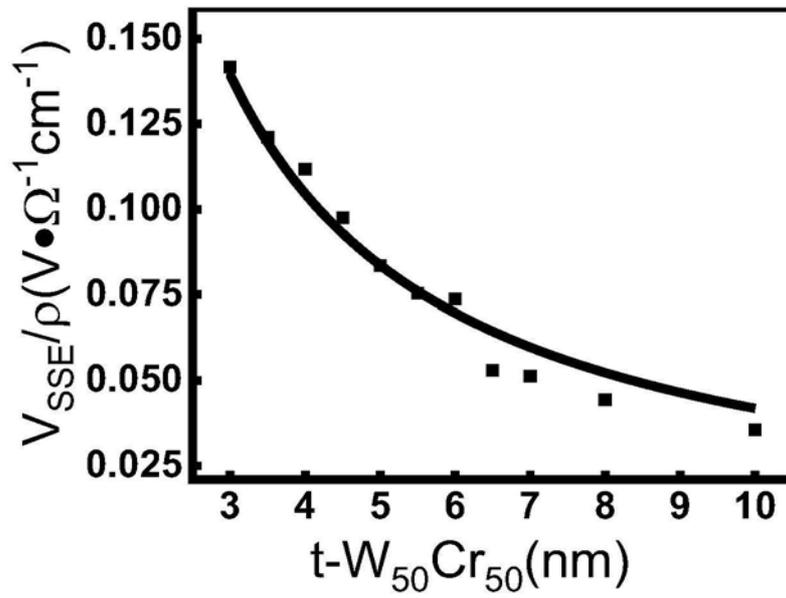


图5e

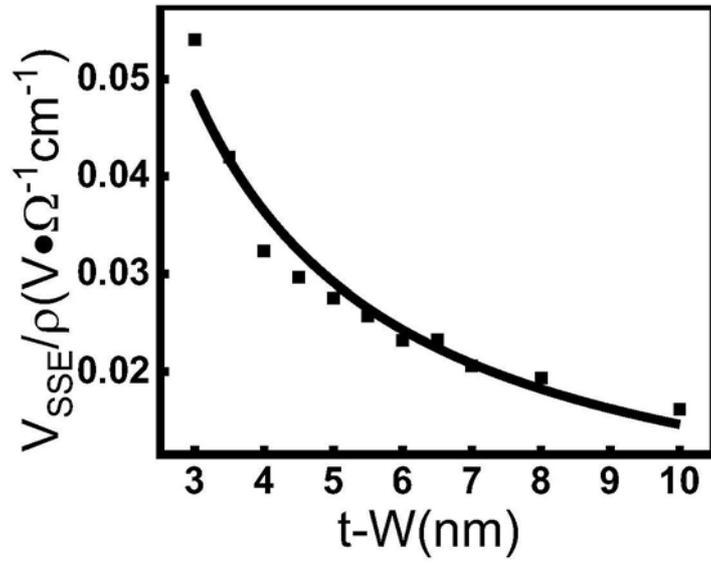


图5f

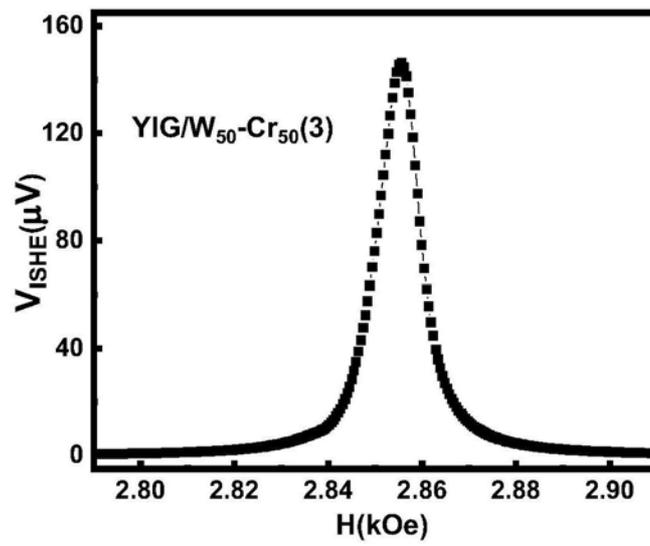


图6a

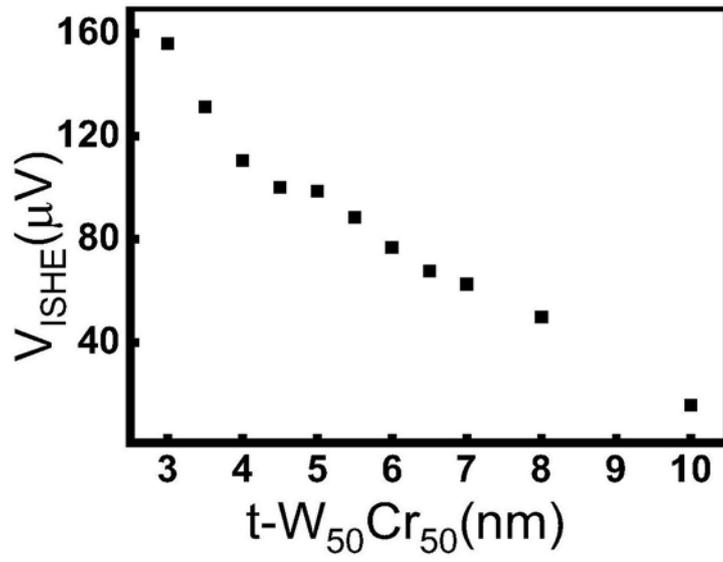


图6b

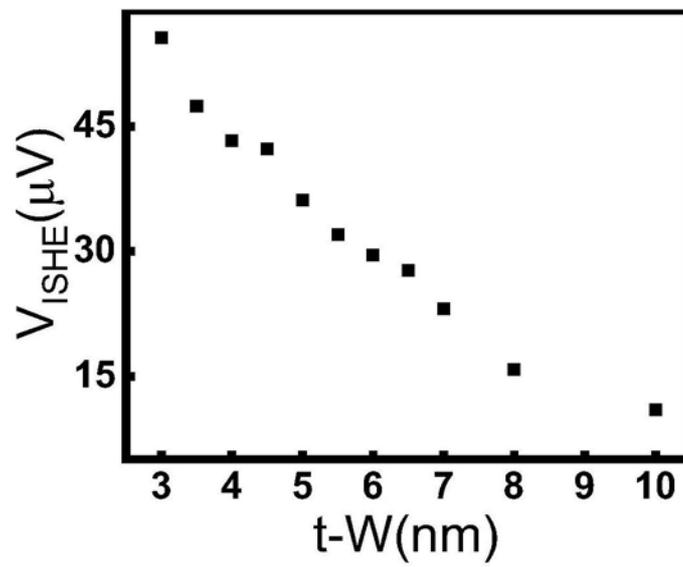


图6c

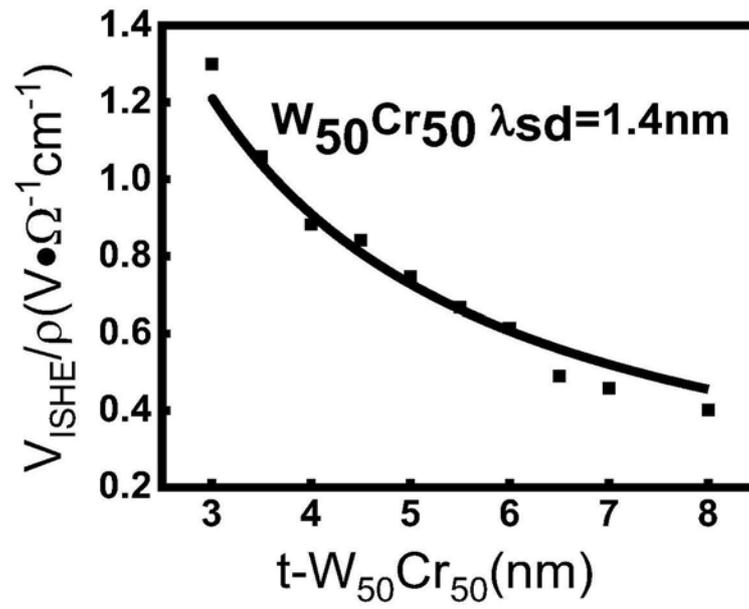


图6d

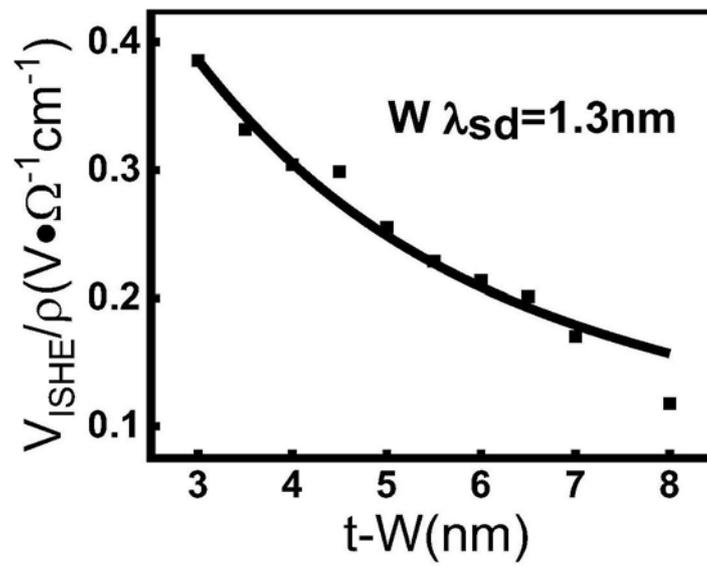


图6e

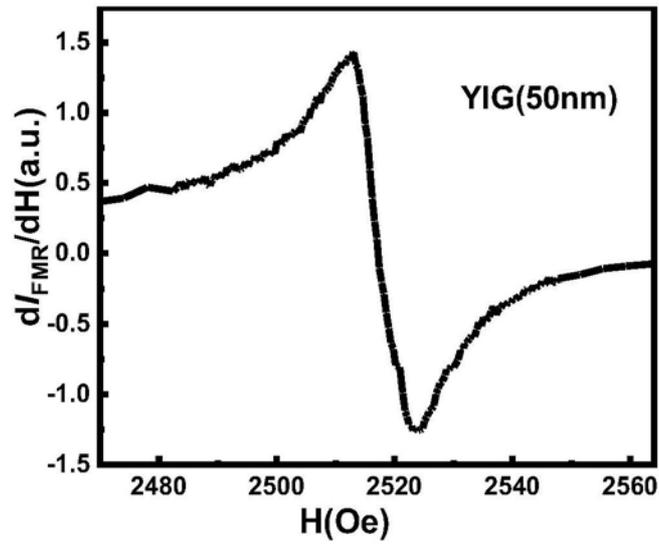


图7a

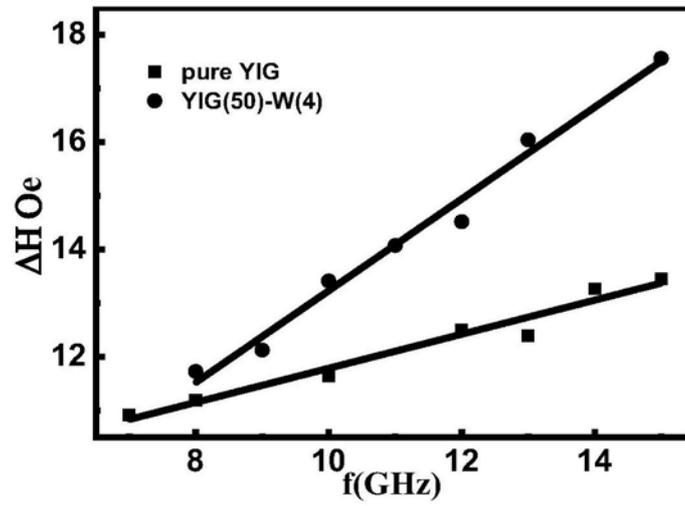


图7b

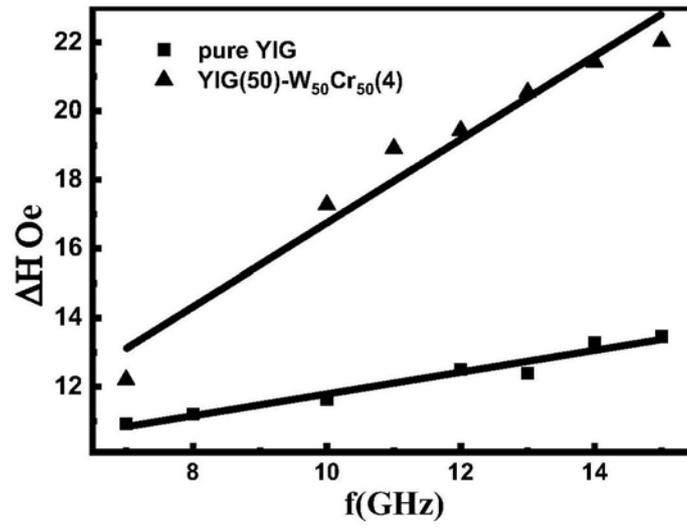


图7c

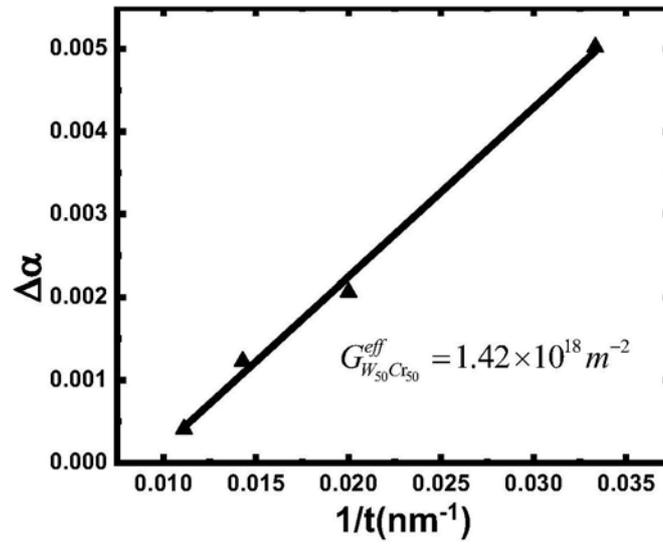


图7d

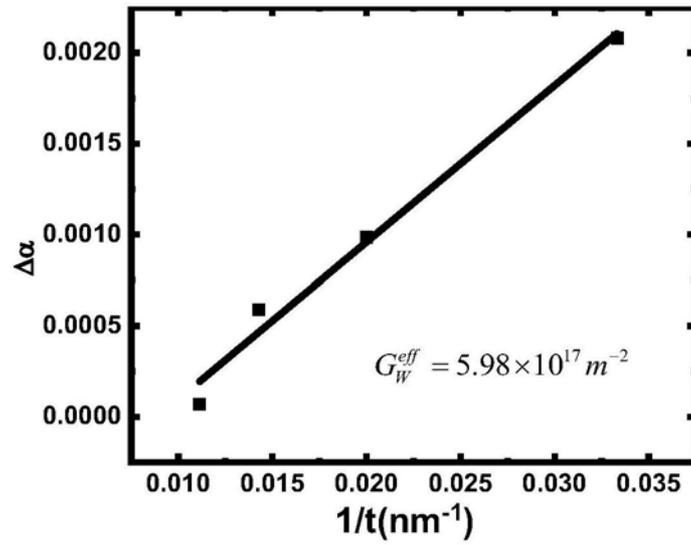


图7e

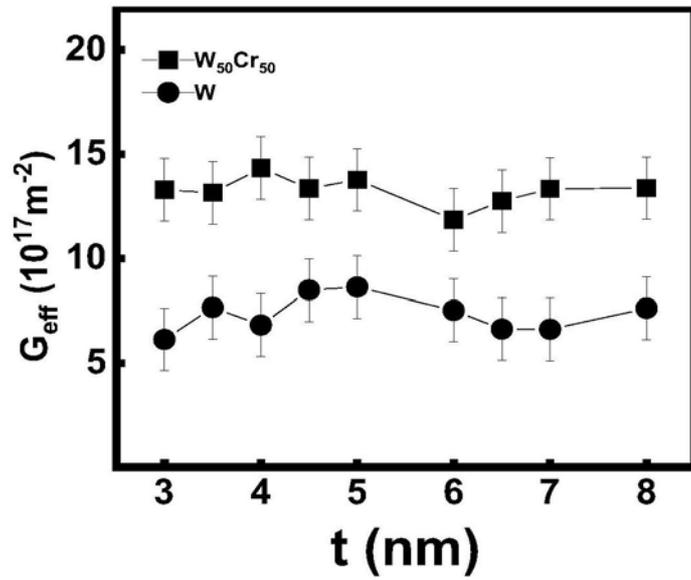


图8

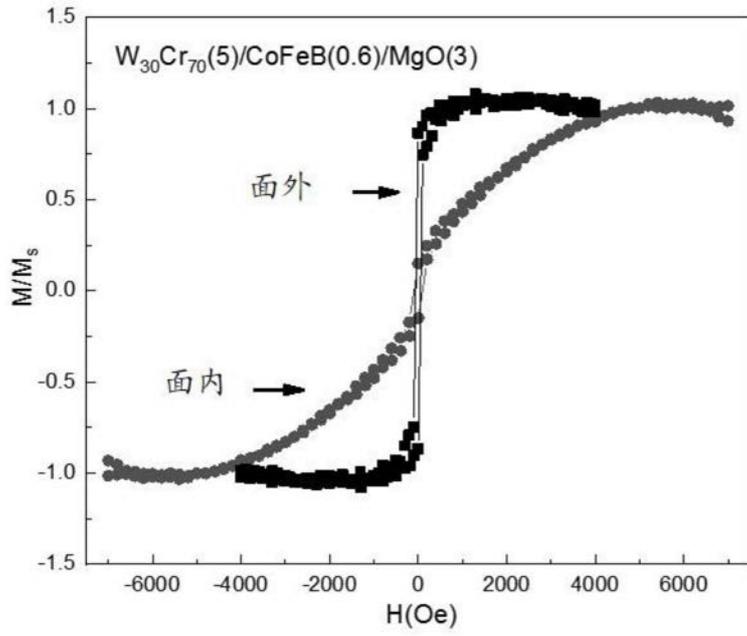


图9a

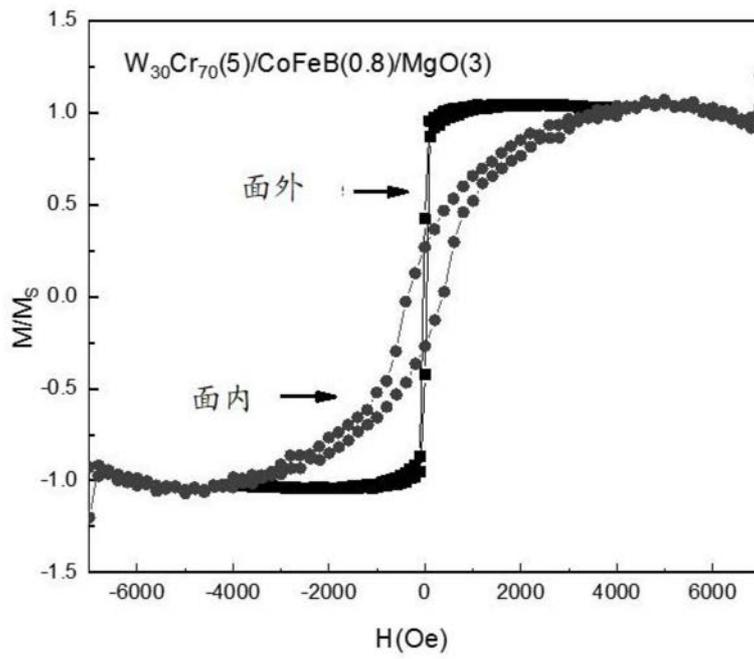


图9b

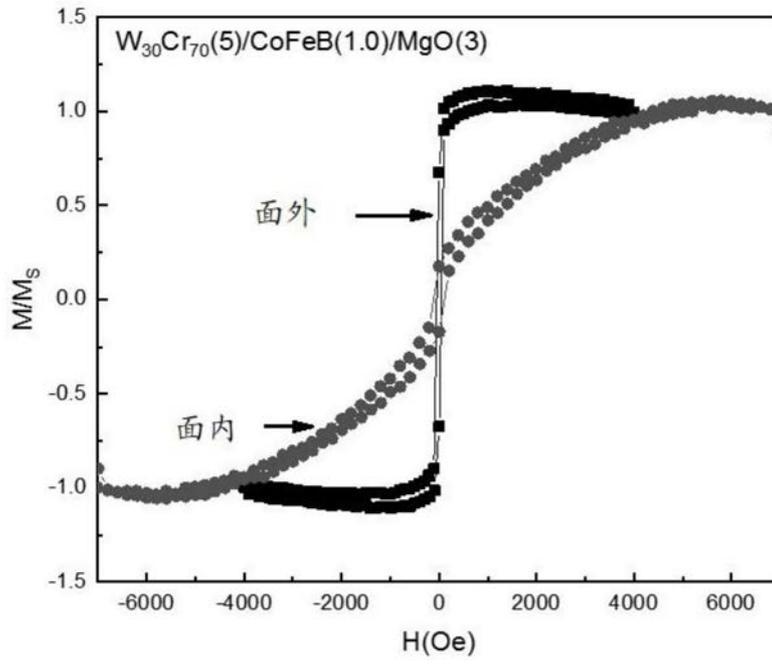


图9c