



ใบรับรองวิทยานิพนธ์
บัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

วิทยาศาสตร์มหาบัณฑิต (ฟิสิกส์)

ปริญญา

ฟิสิกส์

สาขา

ฟิสิกส์

ภาควิชา

เรื่อง การศึกษาสมบัติเชิงโครงสร้าง แม่เหล็ก ความร้อน และ GMR ของฟิล์ม Co/Cu แบบหลาย
ชั้นสำหรับประยุกต์เป็นเซนเซอร์

Studies on Structural, Magnetic, Thermal and GMR Properties of Co/Cu Multilayer Film
for Sensing Application

นามผู้วิจัย นายรัชชัย จันทร์ทอง

ได้พิจารณาเห็นชอบโดย

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก

(อาจารย์วัชร รัตนสกุลทอง, ประ.ด.)

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม

(อาจารย์อภิชาติ โรจนโรวรรณ, Ph.D.)

หัวหน้าภาควิชา

(อาจารย์วิวัฒน์ วงศ์ก่อเกื้อ, วท.ด.)

บัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์รับรองแล้ว

(รองศาสตราจารย์กัญญา ธีรกุล, D.Agr)

คณบดีบัณฑิตวิทยาลัย

วันที่ เดือน พ.ศ.

สืบสันทิ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

วิทยานิพนธ์

เรื่อง

การศึกษาสมบัติเชิงโครงสร้าง แม่เหล็ก ความร้อน และ GMR ของฟิล์ม Co/Cu แบบหลายชั้น
สำหรับประยุกต์เป็นเซนเซอร์

Studies on Structural, Magnetic, Thermal and GMR Properties of Co/Cu Multilayer Film
for Sensing Application

โดย

นายรัชชัย จันทร์ทอง

เสนอ

บัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์
เพื่อความสมบูรณ์แห่งปริญญาวิทยาศาสตรมหาบัณฑิต (ฟิสิกส์)

พ.ศ. 2556

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

รัชชัย จันทร์ทอง 2556: การศึกษาสมบัติเชิงโครงสร้าง แม่เหล็ก ความร้อน และ GMR ของฟิล์ม Co/Cu แบบหลายชั้นสำหรับประยุกต์เป็นเซนเซอร์ ปรินญาวิทยาศาสตร์
มหาบัณฑิต (ฟิสิกส์) สาขาฟิสิกส์ ภาควิชาฟิสิกส์ อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก:
อาจารย์วัชร รัตนสกุลทอง, ปร.ด. 111 หน้า

การวิจัยนี้ศึกษาสมบัติเชิงโครงสร้าง ความร้อน แม่เหล็กและปรากฏการณ์ GMR ของฟิล์ม Ni, Co, Co/Cu/Co และฟิล์ม Co/Cu แบบหลายชั้นบนฐานรองแก้วที่เตรียมด้วยเทคนิคอาร์เอฟสปีดเตอร์ริงภายใต้บรรยากาศก๊าซอาร์กอน ฟิล์ม Ni ที่ระยะต่าง ๆ กัน (เวลา 30, 60, 90, 120 และ 150 นาติ) แสดงเฟส Ni แบบ FCC ในระนาบ (111) ฟิล์ม Ni ที่เคลือบเวลา 90 นาติ แสดงสมบัติแอนไอโซโทรปีแม่เหล็กตั้งฉากกับพื้นผิวของฟิล์มสูงสุด ฟิล์ม Co เคลือบนาน 25, 35, 45 และ 55 นาติแสดงเฟส Co แบบ HCP ในระนาบ (002) และสมบัติแม่เหล็กเฟอร์โรที่อุณหภูมิห้อง ความขรุขระของพื้นผิวเพิ่มขึ้นตามระยะเวลาเคลือบ โดยฟิล์ม Co ที่เคลือบนานกว่า 35 นาติ โดยแมกนีไทเซชันอิ่มตัวเพิ่มขึ้นและความต้านทานไฟฟ้าลดลง เนื่องจากการยึดออกเกรนแม่เหล็กในแนวตั้งฉากกับพื้นผิวของฟิล์มมากขึ้น ฟิล์ม Co/Cu/Co ที่เคลือบชั้น Cu นาน 5 นาติ และชั้น Co นาน 30, 60, 90, 120 และ 150 นาติ แสดงเฟส Co แบบ HCP ในระนาบ (220) และเฟส Cu แบบ FCC ในระนาบ (111) และสมบัติทางแม่เหล็กเป็นแบบเฟอร์โรแมกนีติกที่อุณหภูมิห้อง โดยฟิล์ม Co/Cu/Co ที่เคลือบ Co นาน 120 นาติเกิดปรากฏการณ์ GMR สูงสุด 0.15% ณ อุณหภูมิห้อง ฟิล์ม Co/Cu แบบหลายชั้น (ชั้น Co: 45 และ 90 นาติ ชั้น Cu: 4 นาติ) ฟิล์มทั้ง 2 ชุด แสดงเฟส Co แบบ HCP ในระนาบ (002) และเฟส Cu แบบ FCC ในระนาบ (111), (200) และ (220) โดยมีความหนาแต่ละคู่ชั้นประมาณ 272.38 และ 296.25 nm ตามลำดับ ฟิล์มทั้ง 2 ชุดแสดงสมบัติทางแม่เหล็กเฟอร์โรแมกนีติกที่อุณหภูมิห้อง และค่า H_c , M_r , H_k , M_r และ M_r/M_s มีการเปลี่ยนแปลงเล็กน้อยตามจำนวนชั้นของฟิล์ม ฟิล์ม Co/Cu: 45/4 จำนวน 8 ชั้นเกิดปรากฏการณ์ GMR สูงสุด 0.24% และฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาติ จำนวน 10 ชั้นเกิดปรากฏการณ์ GMR สูงสุด 0.20% โดยความขรุขระพื้นผิวของฟิล์มที่แสดงปรากฏการณ์ GMR สูงสุดประมาณ 0.8 nm

Thawatchai Chanthong 2013: Studies on Structural, Magnetic, Thermal and GMR Properties of Co/Cu Multilayer Film for Sensing Application. Master of Science (Physics), Major field: Physics, Department of Physics. Thesis Advisor: Miss Watcharee Rattanasakulthong, Ph.D. 111 pages.

In this study, structural, thermal, magnetic and GMR properties of the magnetic Ni, Co, Co/Cu/Co films and the multilayered-Co/Cu films on glass substrate prepared by RF-sputtering in Argon atmosphere were investigated. Ni films with different sputtering times (30, 60, 90, 120 and 150 min) show Ni (FCC) phase in (111) direction. A Ni film deposited for 90 min exhibits the highest perpendicular magnetic anisotropy. The Co films deposited for 25, 35, 45 and 55 min consist of Co (HCP) phase in (002) plane and show the ferromagnetic phase at room temperature. Surface roughness of Co films is increased with sputtering time increasing. For the Co films deposited longer than 35 min, saturation magnetization is increased whereas the film resistance is decreased because of the expansion of the magnetic granules perpendicular to the film surface. Co/Cu/Co films with various Co-layer sputtering times of 30, 60, 90, 120 and 150 min and Cu-layer deposited for 5 min display Co (HCP) in (220) direction and Cu (FCC) in (111) orientation and ferromagnetic phase at room temperature. The maximum GMR ratio of 0.15% at room temperature is found in Co/Cu/Co film sputtered for 120 min. Co/Cu multilayer films with different bilayers (Co layer: 45 and 90 min and Cu layer: 4 min) composed of Co (HCP) phase in (002) direction and Cu (FCC) in (111), (200) and (220) directions with the bilayers thickness of 272.38 and 296.25 nm, respectively. All films exhibit ferromagnetic phase at room temperature and H_c , M_s , H_s , M_i and M_i/M_s value are slightly varied with a number of film layers. The 8-layers Co/Cu: 45/4 and 10-layers Co/Cu: 90/4 films show the maximum GMR ratio of 0.20% and 0.24%, respectively. The surface roughness of the maximum GMR films is about 0.8 nm.

Student's signature

Thesis Advisor's signature

กิตติกรรมประกาศ

ผู้วิจัยขอกราบขอบพระคุณ ดร.วัชร รัตนสกุลทอง อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลักที่สั่งสอน ให้ข้อคิด แนวทาง คำปรึกษาและความรู้ในด้านการค้นคว้าวิจัย ตลอดจนการตรวจสอบแก้ไขวิทยานิพนธ์จนกระทั่งเสร็จสมบูรณ์

ขอขอบพระคุณ ดร.อภิชาติ โรจนโรวรรณ อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม ที่ให้คำปรึกษาแนะนำในการทำวิจัย

ขอบพระคุณ รศ. ดร. ชิตณรงค์ ศิริสถิตย์กุล ที่ให้คำปรึกษาแนะนำในการทำวิจัย

ขอบพระคุณ ผศ. ดร.พงศกร จันทรัตน์ ที่ให้คำปรึกษาแนะนำในการทำวิจัย

ขอบขอบคุณ รุ่นพี่ เพื่อน ๆ และน้อง ๆ ในภาควิชาฟิสิกส์ สำหรับคำปรึกษา และความช่วยเหลือในด้านต่าง ๆ

ขอขอบคุณมหาวิทยาลัยราชภัฏภูเก็ต สำหรับการสนับสนุนทุนการศึกษาตลอดระยะเวลาศึกษา

ขอกราบขอบคุณบิดา มารดา พี่ และน้อง ที่เป็นกำลังใจ และให้ความช่วยเหลือในทุก ๆ ด้านจนผู้วิจัยสามารถทำวิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จลุล่วง

ธวัชชัย จันทร์ทอง

มีนาคม 2556

สารบัญ

หน้า

สารบัญ	(1)
สารบัญตาราง	(2)
สารบัญภาพ	(3)
คำนำ	1
วัตถุประสงค์	2
การตรวจเอกสาร	4
อุปกรณ์และวิธีการ	24
อุปกรณ์	24
วิธีการ	31
ผลและวิจารณ์	35
สรุปและข้อเสนอแนะ	88
เอกสารและสิ่งอ้างอิง	90
ภาคผนวก	93
ประวัติการศึกษา และการทำงาน	111

สารบัญตาราง

ตารางที่		หน้า
1	เปรียบเทียบข้อดีของเซนเซอร์ GMR กับเซนเซอร์ Hall และเซนเซอร์ AMR	14
2	พารามิเตอร์ทางแม่เหล็กของฟิล์ม Ni ที่ระยะเวลาเคลือบต่าง ๆ กัน	38
3	ค่าสนามโคเออร์ซีฟ (H_c), แมกนีไทเซชันอิ่มตัว (M_s) และแมกนีไทเซชันคงค้าง (M_r) ของฟิล์ม Co ที่เวลาเคลือบต่างๆ กัน	49
4	ค่าสนามโคเออร์ซีฟ (H_c), แมกนีไทเซชันอิ่มตัว (M_s), สนามแม่เหล็กอิ่มตัว (H_s), แมกนีไทเซชันคงค้าง (M_r) และสแควร์เนส (M_r/M_s) ของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co ต่าง ๆ กัน	59
5	ค่าความต้านทานไฟฟ้า และ % GMR ของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co ต่าง ๆ กัน	66
6	ค่าสนามโคเออร์ซีฟ (H_c), แมกนีไทเซชันอิ่มตัว (M_s), สนามแม่เหล็กอิ่มตัว (H_s), แมกนีไทเซชันคงค้าง (M_r) และสแควร์เนส (M_r/M_s) ของฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที่ ที่จำนวนคู่ชั้นต่าง ๆ กัน	73
7	ค่าสนามโคเออร์ซีฟ (H_c), แมกนีไทเซชันอิ่มตัว (M_s), สนามแม่เหล็กอิ่มตัว (H_s), แมกนีไทเซชันคงค้าง (M_r) และสแควร์เนส (M_r/M_s) ของฟิล์ม Co/Cu : 90/4 นาที่ ที่จำนวนคู่ชั้นต่าง ๆ กัน	75
8	ค่าความต้านทานและ % MR ของฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที่ และฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาที่เปลี่ยนแปลงจำนวนชั้นของฟิล์ม	86

สารบัญภาพ

ภาพที่		หน้า
1	แสดงปรากฏการณ์ GMR ในฟิล์ม Fe/Cr แบบหลายชั้น ความหนาต่าง ๆ กันที่อุณหภูมิ 4.2 เคลวิน	4
2	ขนาด GMR กับความหนาของชั้น Cr ที่อุณหภูมิ 4.2 เคลวิน ของฟิล์ม Si (111) /Cr (100Å) /[Fe (20Å)/Cr(t)]N/Cr (50Å) โดยการเคลือบที่อุณหภูมิต่างๆ: สามเหลี่ยมทึบและสี่เหลี่ยมทึบอุณหภูมิ 40°C; วงกลม อุณหภูมิ 125°C	5
3	(ก) การกระเจิงของอิเล็กตรอนผ่านชั้นที่แมกนีไทเซชันเรียงแบบแอนติเฟอร์โรแมกนีติก (H = 0) ส่งผลให้ ความต้านทานรวมสูง (ข) การกระเจิงของอิเล็กตรอนเมื่อแมกนีไทเซชันของชั้นแม่เหล็กเรียงแบบเฟอร์โรแมกนีติกเมื่อมีสนามแม่เหล็กทำให้ความต้านทานรวมต่ำ	10
4	(ก) ระบบอาร์เอฟสปัตเตอร์ และ (ข) กระบวนการสปัตเตอร์	15
5	แสดงส่วนประกอบและหลักการทำงานของเครื่อง AFM	16
6	(ก) แสดงส่วนประกอบและการทำงานของเครื่อง SEM (ข) อันตรกิริยาระหว่างอิเล็กตรอนและตัวอย่าง	17
7	แสดงแผนภาพของ (ก) เทคนิค XRD และ (ข) การเลี้ยวเบนที่ระนาบโครงสร้างผลึก	19
8	ระบบพื้นฐานของชุดวิเคราะห์ความร้อนอนุพันธ์ (DTA)	20
9	แสดงส่วนประกอบต่างๆ ของเครื่องมือวัดสมบัติทางแม่เหล็กแบบสั่นตัวอย่าง	21
10	เทคนิคการวัดความต้านทานแบบ 4 จุด	23
11	เป่าที่ใช้ในการเตรียมฟิล์มตัวอย่าง (ก) Cu และ (ข) Co	24
12	เครื่องอาร์เอฟสปัตเตอร์ UNIVEX รุ่น 300	25
13	กล้องจุลทรรศน์แบบแรงอะตอม รุ่น MFP-3D (Bio)	26
14	กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด รุ่น JSM 6000 Series	27
15	เครื่องเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ ของบริษัท bruker รุ่น D8 Advance	27
16	เครื่องแมกนีโตมิเตอร์แบบสั่นตัวอย่าง Lake shore VSM รุ่น 7400	28
17	เครื่องวิเคราะห์ความร้อนอนุพันธ์ ยี่ห้อ Perkin Elmer Series DTA7	29
18	เครื่องกำเนิดสนามแม่เหล็ก ของบริษัท walker scientific, Inc.	29

สารบัญภาพ (ต่อ)

ภาพที่		หน้า
19	ตัวยึดจับตัวอย่างแบบหัววัด 4 จุด	30
20	ผล XRD ของฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบต่าง ๆ กัน	36
21	ผล VSM ของฟิล์ม Ni (ก) สนามแม่เหล็กตั้งฉากกับพื้นผิวของฟิล์ม และ (ข) สนามแม่เหล็กขนานกับระนาบของฟิล์ม	37
22	ผล DTA ของฟิล์ม Ni ที่ระยะเวลาเคลือบต่าง ๆ กัน	39
23	ผล AFM ของฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบ 30 นาที พื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$	39
24	ผล AFM ของฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบ 60 นาที พื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$	40
25	ผล AFM ของฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบ 90 นาที พื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$	40
26	ผล AFM ของฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบ 120 นาที พื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$	41
27	ผล AFM ของฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบ 150 นาที พื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$	41
28	ผล AFM ของฐานรองแก้วพื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$	42
29	ความขรุขระของฐานรองแก้วและฟิล์ม Ni ที่ระยะเวลาเคลือบต่าง ๆ กัน 30 นาที, 60 นาที, 90 นาที, 120 นาที และ 150 นาที ที่พื้นที่สแกนต่าง ๆ กัน	43
30	ความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบต่าง ๆ กัน 31 ผล XRD ของ ฟิล์ม Co ที่เวลาเคลือบต่าง ๆ กัน	44
31	ผล XRD ของฟิล์ม Co ที่เวลาเคลือบต่าง ๆ กัน	45
32	แสดงผล SEM ของฟิล์ม Co (ก) 25 นาที (ข) 35 นาที (ค) 45 นาที และ (ง) 55 นาที	46
33	ความหนาของฟิล์ม Co ที่เวลาเคลือบต่าง ๆ กัน	47

สารบัญภาพ (ต่อ)

ภาพที่		หน้า
34	ผล VSM ของฟิล์ม Co ในกรณีสนามแม่เหล็ก (ก) ตั้งฉาก และ (ข) ขนานกับ พื้นผิวของฟิล์ม Co ที่ระยะเวลาเคลือบต่าง ๆ กัน	48
35	ผล DTA ของฟิล์ม Co ที่ระยะเวลาเคลือบต่าง ๆ กัน	49
36	ผล AFM ของฟิล์ม Co ที่เวลาเคลือบ 25 นาที่ พื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$	50
37	ผล AFM ของฟิล์ม Co ที่เวลาเคลือบ 35 นาที่ พื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$	51
38	ผล AFM ของฟิล์ม Co ที่เวลาเคลือบ 45 นาที่ พื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$	51
39	ผล AFM ของฟิล์ม Co ที่เวลาเคลือบ 55 นาที่ พื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$	52
40	ความขรุขระของฟิล์ม Co ที่ระยะเวลาเคลือบต่าง ๆ กัน 25, 35, 45 และ 55 นาที่ บนพื้นที่สแกนต่าง ๆ กัน	53
41	ความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์ม Co ที่ความหนาต่าง ๆ กัน	54
42	แสดงผล XRD ของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่ระยะเวลาเคลือบ Co 30 นาที่	55
43	แสดงผล XRD ของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่ระยะเวลาเคลือบ 60, 90, 120 และ 150 นาที่	56
44	ผล SEM ของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co (ก) 30 นาที่ (ข) 60 นาที่ (ค) 90 นาที่ (ง) 120 นาที่ และ (จ) 150 นาที่	57
45	ความหนาแน่นของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่เวลาเคลือบชั้น Co ต่าง ๆ กัน	58
46	ผลการวิเคราะห์สมบัติทางแม่เหล็กของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co 30, 60, 90, 120 และ 150 นาที่	59
47	ผล AFM ของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่เวลาเคลือบชั้น Co 30 นาที่ ขนาดพื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$	60
48	ผล AFM ของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่เวลาเคลือบชั้น Co 60 นาที่ ขนาดพื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$	61

สารบัญภาพ (ต่อ)

ภาพที่		หน้า
49	ผล AFM ของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่เวลาเคลือบชั้น Co 90 นาที่ ขนาดพื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$	61
50	ผล AFM ของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่เวลาเคลือบชั้น Co 120 นาที่ ขนาดพื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$	62
51	ผล AFM ของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่เวลาเคลือบชั้น Co 150 นาที่ ขนาดพื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$	62
52	ความขรุขระของพื้นผิวของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่เวลาเคลือบชั้น Co ต่าง ๆ กัน	63
53	ความสัมพันธ์ระหว่างเวลาเคลือบ Co กับความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์ม Co/Cu/Co	64
54	ผล GMR ของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co ต่าง ๆ กัน ณ อุณหภูมิห้อง	65
55	แสดงผล XRD ของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu บนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co นาน 45 นาที่ และของฟิล์ม Cu เคลือบนาน 4 นาที่ จำนวนชั้น 4-12 ชั้น	67
56	แสดงผล XRD ของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu บนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co นาน 90 นาที่ และของฟิล์ม Cu เคลือบนาน 4 นาที่ จำนวน 4 – 12 ชั้น	68
57	ผล SEM ของฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที่ (ก) 4 ชั้น (ข) 8 ชั้น และ (ค) 12 ชั้น	69
58	ผล SEM ของฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาที่ (ก) 4 ชั้น (ข) 8 ชั้น และ (ค) 12 ชั้น	70
59	ความสัมพันธ์ระหว่างจำนวนชั้นและความหนาของฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที่	71
60	อิตเตอร์ชีสลุป (ก) ชั้น Cu และ (ข) ชั้น Co ของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu บนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบ Co นาน 45 นาที่ และของฟิล์ม Cu เคลือบนาน 4 นาที่ ที่จำนวน 4 - 12 ชั้น	72
61	อิตเตอร์ชีสลุป (ก) ชั้น Cu และ (ข) ชั้น Co ของฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาที่ ที่จำนวน 4- 12 ชั้น	74
62	ผล AFM ขนาดพื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ ของฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที่ ที่จำนวน 4 ชั้น	76
63	ผล AFM ขนาดพื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ ของฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที่ ที่จำนวน 6 ชั้น	77

สารบัญภาพ (ต่อ)

ภาพที่		หน้า
64	ผล AFM ขนาดพื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ ของฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที่ ที่จำนวน 8 ชั้น	77
65	ผล AFM ขนาดพื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ ของฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที่ ที่จำนวน 10 ชั้น	78
66	ผล AFM ขนาดพื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ ของฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที่ ที่จำนวน 12 ชั้น	78
67	ผล AFM ขนาดพื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ ของฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาที่ ที่จำนวน 4 ชั้น	79
68	ผล AFM ขนาดพื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ ของฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาที่ ที่จำนวน 6 ชั้น	80
69	ผล AFM ขนาดพื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ ของฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาที่ ที่จำนวน 8 ชั้น	80
70	ผล AFM ขนาดพื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ ของฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาที่ ที่จำนวน 10 ชั้น	81
71	ผล AFM ขนาดพื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ ของฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาที่ ที่จำนวน 12 ชั้น	81
72	ความขรุขระพื้นผิวของฟิล์มฟิล์มแบบหลายชั้นของ (ก) Co/Cu: 45/4 นาที่ และ (ข) Co/Cu: 90/4 นาที่ ที่พื้นที่สแกนต่าง ๆ กัน	82
73	ความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที่ และฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาที่ ที่จำนวนคู่ชั้นของฟิล์มต่าง ๆ กัน	83
74	ผล DTA ของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu (ก) เวลาเคลือบ Co นาน 45 นาที่ และ(ข) เวลาเคลือบ Co นาน 90 นาที่ ที่จำนวนคู่ชั้นต่าง ๆ กัน	84
75	ผล GMR ของฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที่ ที่จำนวน 4, 6, 8, 10 และ 12 ชั้น	85
76	ผล GMR ของฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาที่ ที่จำนวน 4, 6, 8, 10 และ 12 ชั้น	86

การศึกษาสมบัติเชิงโครงสร้าง แม่เหล็ก ความร้อน และ GMR ของฟิล์ม Co/Cu แบบหลายชั้นสำหรับประยุกต์เป็นเซนเซอร์

Studies on Structural, Magnetic, Thermal and GMR Properties of Co/Cu Multilayer Film for Sensing Application

คำนำ

เซนเซอร์ทางแม่เหล็กมีประโยชน์ และสำคัญมากทั้งทางเทคนิคและทางอุตสาหกรรม ได้มีการพัฒนา และประดิษฐ์เซนเซอร์แม่เหล็กในรูปแบบและย่านต่าง ๆ อย่างมากมาย เพื่อตอบสนองความต้องการวัดทางแม่เหล็กทางด้านอุตสาหกรรม เซนเซอร์แม่เหล็กอาศัยหลักการเปลี่ยนแปลงสนามแม่เหล็กของระบบที่เกิดจากการเปลี่ยนแปลงของตำแหน่ง ความดัน การหมุน มุม กระแสไฟฟ้า และอื่น ๆ ซึ่งสามารถตรวจวัดสัญญาณการเปลี่ยนแปลงได้โดยไม่ต้องมีการสัมผัส

ฟิล์มไอแอนด์แมกนีโตรีซิสทีฟเป็นเซนเซอร์ (Giant Magnetoresistive Sensor) แม่เหล็กที่อาศัยปรากฏการณ์ไอแอนด์แมกนีโตรีซิสแตนซ์ (Giant Magnetoresistance: GMR) ซึ่งเป็นปรากฏการณ์ที่ความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์มมีการเปลี่ยนแปลงลดลง เมื่อวางอยู่ในสนามแม่เหล็ก เซนเซอร์ GMR มีความไวสูง อัตราส่วนสัญญาณต่อสัญญาณรบกวนที่ดี และสามารถวัดค่าสนามแม่เหล็กในย่านกลางได้ ในต่างประเทศเซนเซอร์ไอแอนด์แมกนีโตรีซิสแตนซ์ (GMR sensor) ได้รับการพัฒนาในเชิงพาณิชย์เป็นหัวอ่านในเทคโนโลยีฮาร์ดดิสก์ เทคโนโลยีสารกึ่งตัวนำ นอกจากนี้เซนเซอร์ GMR ยังได้รับการพัฒนานำไปประยุกต์ใช้ในอุตสาหกรรมอื่น ๆ อีกมากมาย

งานวิจัยนี้ ศึกษาปรากฏการณ์ GMR ของฟิล์มบางแบบหลายชั้นของโคบอลต์-ทองแดง (Co/Cu) ที่สังเคราะห์ด้วยการสปีดเตอร์ โดยจะศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างความหนา และจำนวนชั้นของฟิล์มในการสปีดเตอร์ที่ทำให้ฟิล์มตัวอย่างเกิดปรากฏการณ์ GMR สูงที่สุด และมีประสิทธิภาพเหมาะสมสำหรับการนำไปประยุกต์ใช้เป็นเซนเซอร์แม่เหล็กทั่วไปที่มีราคาประหยัด ซึ่งจะเป็นแนวทางในการพัฒนาเซนเซอร์แม่เหล็กที่มีความซับซ้อนมากขึ้น และพัฒนาในเชิงพาณิชย์ต่อไป

วัตถุประสงค์

1. เพื่อศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างความหนา และจำนวนชั้นของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu เตรียมด้วยเทคนิคสปีดเตอร์ที่ทำให้ฟิล์มตัวอย่างแสดงปรากฏการณ์ GMR สูงสุด
2. เพื่อศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติเชิงโครงสร้าง แม่เหล็ก และความร้อนกับการเกิดปรากฏการณ์ GMR ในฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu ที่เตรียมด้วยการสปีดเตอร์
3. เพื่อพัฒนาเซนเซอร์ GMR จากฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu เป็นเซนเซอร์แม่เหล็กทั่วไป
4. เพื่อศึกษาความเป็นไปได้ในการผลิตเซนเซอร์แม่เหล็กราคาประหยัดจากฟิล์ม GMR

ขอบเขตการศึกษาวิจัย

การวิจัยครั้งนี้เป็นการศึกษาสมบัติเชิงโครงสร้าง แม่เหล็ก ความร้อน และปรากฏการณ์ GMR ของฟิล์มบางแบบหลายชั้นของ Co/Cu ที่สังเคราะห์ด้วยเทคนิคสปีดเตอร์บนฐานรองแก้ว โดยเปลี่ยนแปลงเงื่อนไขต่าง ๆ คือ ความหนาของชั้น Co และจำนวนชั้นของฟิล์ม Co/Cu โดยการวิจัยนี้จะทำการเตรียมฟิล์มตัวอย่างจำนวน 4 ชุด ดังนี้

1. ฟิล์ม Ni
2. ฟิล์ม Co
3. ฟิล์ม Co/Cu/Co โดยเปลี่ยนระยะเวลาเคลือบของชั้น Co ต่าง ๆ กัน ในช่วง 30 – 150 นาที
4. ฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu ที่มีจำนวนชั้น 4, 6, 8, 10 และ 12 ชั้น ตามลำดับ

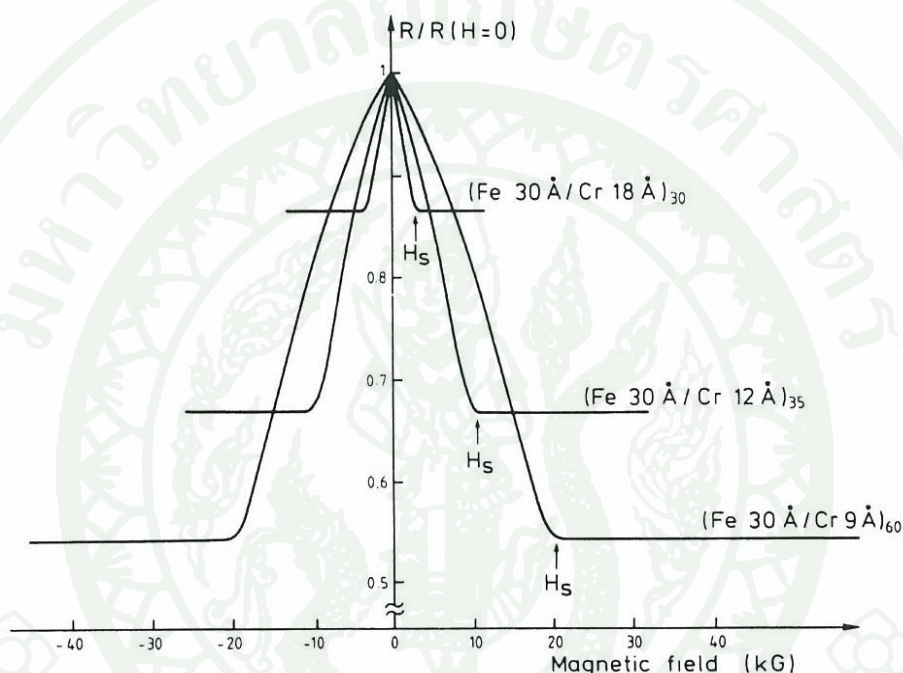
โดยทำการเตรียมฟิล์มด้วยเทคนิคอาร์เอฟสปีดเตอร์ริง และวิเคราะห์โครงสร้างของฟิล์มด้วยเทคนิค XRD ลักษณะความขรุขระของพื้นผิวหน้าด้วย AFM วัดความหนาด้วยเทคนิค SEM สมบัติทางแม่เหล็กด้วยเทคนิค VSM และ SMOKE สมบัติทางความร้อนด้วยเทคนิค DTA และวัดปรากฏการณ์ GMR ด้วยเทคนิคแบบสี่จุด เพื่อพัฒนาฟิล์มตัวอย่างที่เกิดปรากฏการณ์ GMR สูงที่สุด

และมีประสิทธิภาพเหมาะสมสำหรับการนำไปประยุกต์ใช้เป็นเซนเซอร์แม่เหล็กทั่วไปราคา
ประหยัด



การตรวจเอกสาร

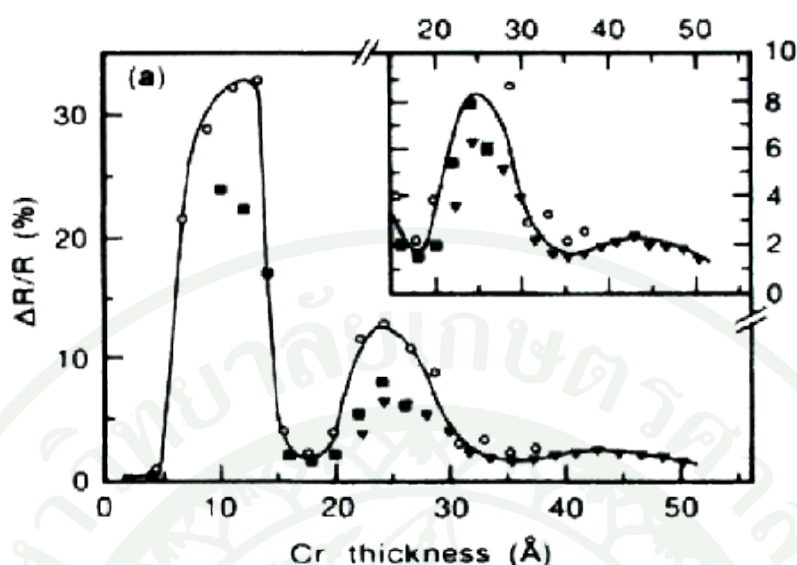
ปรากฏการณ์ GMR ค้นพบครั้งแรกในโครงสร้างแบบหลายชั้นของ Fe/Cr ในปี ค.ศ. 1988 โดย Baibich *et al.* (1988) แสดงกราฟ GMR ที่ค้นพบครั้งแรกในฟิล์มบาง Fe/Cr ดังภาพที่ 1



ภาพที่ 1 แสดงปรากฏการณ์ GMR ในฟิล์ม Fe/Cr แบบหลายชั้น ความหนาต่าง ๆ กันที่อุณหภูมิ 4.2 เคลวิน

ที่มา: Baibich *et al.* (1988)

หลังการค้นพบปรากฏการณ์ GMR ครั้งแรก ต่อมาในปี ค.ศ.1990 Parkin *et al.* (1990) ศึกษาปรากฏการณ์ GMR ของฟิล์มบาง Fe/Cr แบบหลายชั้น เตรียมด้วยเทคนิคดีซีแมกนีตรอนสปัตเตอริง (DC magnetron sputtering) บนฐานรอง Si (111) ที่ความดันก๊าซอาร์กอนประมาณ 3.2 mTorr โดยเปลี่ยนความหนาของชั้น Cr จาก 5 ถึง 50 Å พบว่า ขนาด GMR เปลี่ยนแปลงกับความหนาของชั้น Cr และขนาดของปรากฏการณ์ GMR สูงที่สุดที่ความหนาประมาณ 9 Å และ 25 Å ตามลำดับ ดังภาพที่ 2



ภาพที่ 2 ขนาด GMR กับความหนาของชั้น Cr ที่อุณหภูมิ 4.2 เคลวิน ของฟิล์ม Si(111)/Cr(100Å)/[Fe(20Å)/Cr(t)]N/Cr(50Å) โดยการเคลือบที่อุณหภูมิต่างๆ: สามเหลี่ยมทึบและสี่เหลี่ยมทึบอุณหภูมิ 40°C ; วงกลม อุณหภูมิ 125°C

ที่มา: Parkin *et al.* (1990)

นอกจากนี้ Parkin *et al.* (1990) ยังได้ศึกษาความหนาของชั้นทองแดงที่มีต่อปรากฏการณ์ GMR ในฟิล์ม Co/Cu แบบหลายชั้น ซึ่งเตรียมด้วยเทคนิคอีพิตอกเซียลที่ความดันประมาณ 2×10^{-9} Torr พบว่า ค่า MR ของฟิล์ม Co/Cu แบบหลายชั้นขึ้นอยู่กับความหนาของชั้น Cu ซึ่งสามารถอธิบายได้ 2 ปัจจัย คือ ความหนาของชั้น Cu ที่บริเวณรอยต่อของฟิล์ม Co/Cu จะเป็นตัวปิดเปิดให้กระแสไหลผ่านชั้น Cu และการกระเจิงของอิเล็กตรอนสปินภายในชั้น Cu สูงขึ้นตามความหนาของชั้น Cu มีผลทำให้ค่า MR ลดลงแบบเอกซ์โพเนนเชียล สำหรับฟิล์ม Co/Cu แบบหลายชั้นที่ประกอบด้วยชั้นบาง

ในปี คศ. 1997 Oepts *et al.* (1997) ใช้โมเดลสองช่องสปิน (twospin Channels) อธิบายการเคลื่อนที่ของอิเล็กตรอนของปรากฏการณ์ GMR ในฟิล์ม Co/Cu แบบหลายชั้นบนฐานรองอินเดียมฟอสไฟด์ (Indium phosphide; InP) โดยเปรียบเทียบการเคลือบที่ต่างกัน 2 วิธี คือ MBE (Molecular beam epitaxy) และการระเหย (Evaporation) ด้วยลำอิเล็กตรอน โดยเปลี่ยนพารามิเตอร์ความสมมาตรของสปิน พบว่า เมื่อสนามแม่เหล็กตั้งฉากกับระนาบของตัวอย่างค่า MR ของฟิล์มแบบ

หลายชั้นทั้ง 2 วิธีแตกต่างกัน ค่า MR ของฟิล์มที่เคลือบด้วยเทคนิคการระเหยด้วยลำอิเล็กตรอนมีค่าน้อยกว่าการเคลือบด้วยเทคนิค MBE ซึ่งอธิบายได้ว่าที่รอยต่อระหว่างสารแม่เหล็กและโลหะการกระเจิงไม่ขึ้นอยู่กับสปีนจะสูงมาก และพบว่า พารามิเตอร์ความสมมาตรของสปีนของตัวอย่างทั้งสองใกล้เคียงกัน ส่วนพารามิเตอร์การกระเจิงที่ขึ้นกับสปีนของตัวอย่างทั้งสองวิธีเปลี่ยนแปลงตามอุณหภูมิ ค่าเฉลี่ยของ MR จะลดลงเมื่อวัดในแนวตั้งฉากกับสนามแม่เหล็ก

ในปี ค.ศ. 2000 Siritaratiwat *et al.* (2000) ศึกษาผลของการให้ความร้อนต่อการเกิดปรากฏการณ์ GMR ของฟิล์ม $[\text{NiFe/Cu}]_{\text{BL}}$ แบบหลายชั้น ที่เตรียมด้วยเทคนิคการระเหยด้วยลำอิเล็กตรอน พบว่า ฟิล์ม $[\text{NiFe/Cu}]_{\text{BL}}$ ที่ไม่ได้ให้ความร้อนเกิดปรากฏการณ์ GMR น้อยกว่า 0.6 % แต่เมื่อนำฟิล์ม $[\text{NiFe/Cu}]_{\text{BL}}$ ไปให้ความร้อนในสุญญากาศที่ความดัน $< 1 \times 10^{-7}$ มิลลิบาร์ ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2.5 ชั่วโมง พบว่าเกิดปรากฏการณ์ GMR $\sim 1\%$ และเมื่อนำฟิล์มดังกล่าวไปให้ความร้อนในก๊าซอาร์กอนที่อุณหภูมิและเวลาเดียวกัน พบว่า ปรากฏการณ์ GMR สูงขึ้น $\sim 4 - 4.5\%$ ซึ่งสอดคล้องกับงาน Smith *et al.* ที่เสนอไว้ในปี ค.ศ. 1996 นอกจากนี้ Ming Xu *et al.* (2000) ได้ศึกษาปรากฏการณ์ GMR ด้วยวิธีการคำนวณโดยเปลี่ยนแปลงความหนาของชั้นแม่เหล็กและชั้นโลหะไม่ใช่แม่เหล็ก พบว่า ขนาด GMR ลดลง เมื่อความหนาของชั้นโลหะไม่ใช่แม่เหล็กเพิ่มขึ้น ทั้งในฟิล์ม NiFe/Cu/NiFe และ Co/Cu/Co โดยเปอร์เซ็นต์การเกิด GMR สัมพันธ์กับความหนาของชั้นโลหะดังนี้

$$\frac{\Delta\sigma}{\sigma_{\phi=0}} \propto \exp\left(-\frac{t_{\text{Cu}}}{l_{\text{Cu}}}\right) \quad (1)$$

โดยที่ l_{Cu} คือ ระยะที่แสดงลักษณะการแพร่ (characteristic diffusion length) ซึ่งมีค่าเท่ากับครึ่งหนึ่งของระยะอิสระเฉลี่ย (λ)

และ พบว่า เมื่อความหนาของชั้นโลหะไม่ใช่แม่เหล็ก (t_{Cu}) เท่ากับ $20 \text{ \AA}$ ทำให้เกิด GMR สูงสุด เมื่อความหนาของชั้นเฟอร์ไรต์แมกนีติก (t_{NiFe}) เป็น 46, 28, 32 และ $23 \text{ \AA}$ ตามลำดับ ขณะที่ความหนาของชั้นโลหะไม่ใช่แม่เหล็ก (t_{Cu}) เท่ากับ $30 \text{ \AA}$ ทำให้เกิด GMR สูงสุดเมื่อความหนาของชั้นเฟอร์ไรต์แมกนีติก (t_{NiFe}) เป็น 53, 32, 39 และ $28 \text{ \AA}$ ตามลำดับ และเมื่อให้ความหนาของชั้นโลหะไม่ใช่แม่เหล็กในฟิล์ม Co/Cu/Co คงที่ที่ 20 และ $30 \text{ \AA}$ ตามลำดับ พบว่า ความหนาของชั้นโลหะไม่ใช่แม่เหล็ก (t_{Cu}) เท่ากับ $20 \text{ \AA}$ ทำให้เกิด GMR สูงสุดเมื่อความหนาของชั้นเฟอร์ไรต์แมกนีติก (t_{Co}) เป็น 43, 26 และ $30 \text{ \AA}$ ตามลำดับ ขณะที่ความหนาของชั้นโลหะไม่ใช่แม่เหล็ก (t_{Cu}) เท่ากับ

30 A° ทำให้เกิด GMR สูงสุดเมื่อความหนาของชั้นเฟอร์โรแมกเนติก (t_{Co}) เป็น 51, 34, 37 และ 28 A° ตามลำดับ

ในปี คศ. 2001 Gieberler *et al.* (2001) ศึกษาความทนทานของเซนเซอร์ GMR สำหรับตรวจวัดมุมและความเร็วรอบ โดยการพัฒนาเซนเซอร์แม่เหล็กสำหรับใช้ในอุตสาหกรรมยานยนต์ เมื่อทำการเปรียบเทียบกับเซนเซอร์ชนิดอื่น ๆ พบว่า เซนเซอร์ GMR มีเสถียรภาพทางความร้อนและแม่เหล็กดีมาก เซนเซอร์ GMR แสดงสมรรถนะที่เชื่อถือได้ ที่อุณหภูมิสูงถึง 170 °C และสนามแม่เหล็กสูงกว่า 200 kA/m โดยในอุตสาหกรรมยานยนต์เซนเซอร์วัดความเร็วรอบจะกำหนดข้อมูลจำเพาะที่สำคัญ เนื่องจากเซนเซอร์มีความไวสูง ต่อมา Rieger *et al.* (2001) ได้พัฒนาฟิล์มบาง Co/Cu แบบหลายชั้น ซึ่งเกิดปรากฏการณ์ GMR ~5% เป็นเซนเซอร์แม่เหล็กสำหรับใช้บันทึกตำแหน่งแบบไม่สัมผัส สำหรับการประยุกต์ใช้ในงานด้านอุตสาหกรรม และยานยนต์ เช่น วัดระยะทาง อัตราเร็ว มุม อัตราเร็วของการหมุน และการนับจำนวนรอบของการหมุน ทั้งนี้เนื่องจากเซนเซอร์แม่เหล็กสามารถทำงานภายใต้เงื่อนไขที่หลากหลายและมีฝุ่นได้ จากการศึกษาพบว่าเซนเซอร์ GMR มีข้อเด่น คือ สามารถแก้ไขข้อด้อยของเซนเซอร์ MR (Magnetoresistance Sensors) และ เซนเซอร์ Hall (Hall sensors) เพราะเซนเซอร์เหล่านี้มีความไวต่อระยะทางที่เปลี่ยนแปลงได้น้อยกว่าเซนเซอร์ GMR

ในปี คศ. 2007 Sakrani *at el.* (2007) ศึกษาปรากฏการณ์ GMR ของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่เตรียมด้วยการสปีดเตอริง โดยเปลี่ยนเงื่อนไขต่าง ๆ ได้แก่ ความหนาของชั้นฟิล์ม อุณหภูมิให้ความร้อน จำนวนชั้นของ Co/Cu และความดันก๊าซอาร์กอนขณะทำการเคลือบฟิล์มโดยทำการวัดปรากฏการณ์ GMR ในสนามแม่เหล็ก 2.5 kOe ณ อุณหภูมิห้อง พบว่า ขนาด GMR มีการเปลี่ยนแปลงขึ้นลงตามการเพิ่มความหนาของชั้น Co ซึ่งขนาดของปรากฏการณ์ GMR มีค่าสูงสุด 9.8 % ในฟิล์มตัวอย่างที่มีชั้น Co หนา 6 นาโนเมตร ซึ่งแนวโน้มการเปลี่ยนแปลงขนาดของ GMR ของฟิล์มที่เปลี่ยนความหนาจะคล้าย ๆ กับกลุ่มตัวอย่างที่ให้ความร้อน โดยฟิล์มที่ให้ความร้อนที่อุณหภูมิ 400 °C มีขนาด GMR สูงสุด 23.7% นอกจากนี้ยังพบว่าขนาด GMR มีแนวโน้มการเปลี่ยนแปลงตามจำนวนคู่ชั้นของ Co/Cu และความดันก๊าซอาร์กอนในระหว่างการเคลือบฟิล์ม โดยขนาด GMR สูงสุด 33.5% พบในฟิล์มตัวอย่างที่มีจำนวนคู่ชั้น Co/Cu ที่ $n = 15$ และ 11.4% ในฟิล์มตัวอย่างที่เคลือบที่ความดัน 2.6 mTorr ตามลำดับ

ในปี คศ. 2009 Wang *et al.* (2009) ศึกษาปรากฏการณ์ GMR และคุณสมบัติทางแม่เหล็กของฟิล์ม Fe/In/Fe แบบ 3 ชั้น โดยเปลี่ยนแปลงความหนาของชั้นอินเดียม (In) ($t_{\text{In}} = 0.6 - 2.4$ nm) ส่วนความหนาของชั้นเหล็ก (Fe) คงที่ 12 nm สำหรับ Fe เตรียมโดยไอออนบีมสปัตเตอริง (ion beam sputtering) และ สำหรับ In เตรียมโดยแมกนีตรอนสปัตเตอริงลงบนแผ่นแก้ว ผลการศึกษาปรากฏการณ์ GMR ในฟิล์ม Fe(12 nm)/In(t_{In})/Fe(12 nm) แบบ 3 ชั้น พบว่า ฟิล์มที่มีชั้น In หนา 1.05 nm เกิดปรากฏการณ์ GMR 0.38% ณ อุณหภูมิ 20 K และ 0.21% ณ อุณหภูมิห้อง ตามลำดับ และ พบว่า GMR ขึ้นอยู่กับอุณหภูมิ ซึ่งที่อุณหภูมิต่ำ GMR เกือบจะคงที่ และลดลงเป็นเชิงเส้นตามอุณหภูมิที่สูงขึ้น จากคุณสมบัติทางแม่เหล็กของฟิล์ม Fe/In(t_{In})/Fe พบว่า แมกนีไตเซชันของตัวอย่างฟิล์ม Fe/In(1.53nm)/Fe มีการเปลี่ยนแปลงอย่างรวดเร็วภายในสนามแม่เหล็ก 30 Oe และอิ่มตัวภายใต้สนามแม่เหล็ก 50 Oe ส่วนแมกนีไตเซชันของตัวอย่างฟิล์ม Fe/In(1.05)/Fe ถึงจุดอิ่มตัวได้ยากกว่าตัวอย่างฟิล์ม Fe/In(1.53)/Fe มาก และโดยอิ่มตัวภายใต้มีสนามแม่เหล็ก 500 Oe โดยได้ข้อสรุปว่า แมกนีไตเซชันของชั้น Fe ที่อยู่ติดกันของตัวอย่างฟิล์ม Fe/In(1.05)/Fe มีการจัดเรียงแบบแอนติเฟอร์โรแมกนีติก (AFM) และแมกนีไตเซชันของชั้น Fe ในฟิล์ม Fe/In(1.53)/Fe มีการจัดเรียงแบบเฟอร์โรแมกนีติก (FM)

Pandya *et al.* (2009) ศึกษาผลของความหนาของชั้น Co และ Cu ที่มีต่อขนาด และ พฤติกรรมของ GMR ในฟิล์ม Co/Cu แบบหลายชั้น เตรียมด้วยวิธีการเคลือบด้วยไฟฟ้า (Electrodeposition) โดยเตรียมฟิล์มสลับชั้นระหว่าง Co และ Cu จำนวน 100 ชั้น ($n = 50$, $n =$ จำนวนคู่ชั้น (number of bilayer)) จากการศึกษาผลของความหนา พบว่า ชั้น Co และ Cu ในช่วง 2 – 20 nm จะให้ค่า GMR สูงถึง 12 – 14 % และ ค่า GMR จะเพิ่มขึ้นตามความหนาของชั้น Co ในช่วงความหนา 5 – 20 nm โดยจะอิ่มตัวภายใต้สนามแม่เหล็กเพิ่มขึ้นตามความหนาของชั้น Co และค่า GMR และสนามแม่เหล็กที่ทำให้อิ่มตัวจะเปลี่ยนแปลงตามความหนาของชั้น Cu สำหรับความหนาของชั้น Cu ในช่วง 4 -6 nm กราฟ $M-H$ ลูป แสดงให้เห็นได้อย่างชัดเจนว่าชั้นฟิล์มแม่เหล็กจะมีการจัดเรียงเป็นแบบแอนติเฟอร์โร

ในปี คศ. 2010 Dulal and Charles (2010) ได้ศึกษาผลของจำนวนชั้นฟิล์มต่อปรากฏการณ์ GMR ของฟิล์ม Ni(Cu)/Cu, Co(Cu)/Cu และ Ni-Co(Cu)/Cu แบบหลายชั้น โดยเปลี่ยนแปลงจำนวนคู่ชั้นในช่วงระหว่าง 50 และ 400 ชั้น ซึ่งเตรียมด้วยวิธีการเคลือบด้วยไฟฟ้า (Electrodeposition) จากการศึกษาพบว่า เมื่อจำนวนชั้นเพิ่มขึ้นฟิล์มทั้ง 3 ชนิด มีค่า GMR เพิ่มขึ้นแบบเชิงเส้น ผลที่ได้ยืนยันว่าจำนวนชั้นของฟิล์มมีผลต่อปรากฏการณ์ GMR จากการเปรียบเทียบฟิล์มตัวอย่างทั้ง 3 ชนิด

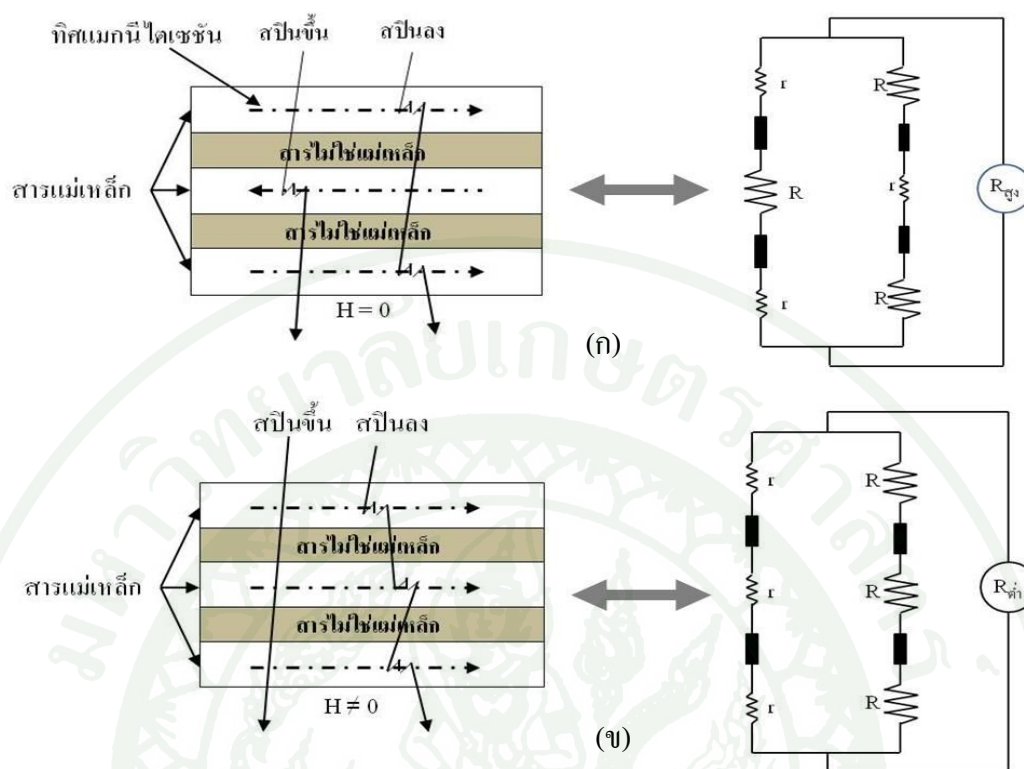
พบว่าฟิล์ม Ni-Co(Cu)/Cu เกิด GMR สูงกว่าฟิล์ม Ni(Cu)/Cu และ Co(Cu)/Cu โดยทั้งนี้อาจเนื่องมาจากโครงสร้างที่ต่างกันของชั้นฟิล์ม

ปรากฏการณ์ไจแอนแมกนีโตรซิสแทนท์

การค้นพบปรากฏการณ์ GMR (Giant magnetoresistance) ในปี ค.ศ. 1988 เป็นการค้นพบปรากฏการณ์ที่น่าสนใจในฟิล์มบางแม่เหล็ก หนึ่งทศวรรษของการค้นพบปรากฏการณ์ GMR ทำให้มีอุปกรณ์ทางการค้าในท้องตลาดที่มีพื้นฐานของปรากฏการณ์ GMR มาประยุกต์ใช้ เช่น ฮาร์ดดิสก์ หัวอ่าน เซนเซอร์สนามแม่เหล็ก และหน่วยความจำแม่เหล็ก ความสำเร็จเหล่านี้เกิดขึ้นไม่ได้ถ้าไม่มีความเข้าใจฟิสิกส์ของ GMR ซึ่งเป็นปรากฏการณ์ระดับควอนตัมในโครงสร้างแม่เหล็กที่เกี่ยวข้องกับการนำไฟฟ้าของอิเล็กตรอนที่ขึ้นอยู่กับสปิน

ปรากฏการณ์ GMR คือ ปรากฏการณ์ที่วัสดุมีความต้านทานไฟฟ้าลดลงอย่างมากเมื่อถูกเหนี่ยวนำด้วยสนามแม่เหล็ก ค้นพบในฟิล์ม Fe/Cr แบบหลายชั้น ต่อมาได้มีการค้นพบปรากฏการณ์ GMR ในฟิล์มบางแบบหลายชั้น อื่นๆ อีก เช่น Co/Cu , Co/Cr และอื่นๆ

ปรากฏการณ์ GMR เกิดจากการนำไฟฟ้าที่ขึ้นกับสปินของอิเล็กตรอนสปินขึ้น (Spin up) และอิเล็กตรอนสปินลง (Spin down) เนื่องจากการกระเจิงที่ขึ้นกับสปิน (Spin dependent-scattering) ในสนามแม่เหล็ก ทฤษฎีของ Mott ที่เสนอไว้ตั้งแต่ปี 1936 เกี่ยวกับการนำไฟฟ้าที่แตกต่างกันของอิเล็กตรอนสปินขึ้น (Spin up) และอิเล็กตรอนสปินลง (Spin down) ซึ่งกล่าวว่าอิเล็กตรอนสปินขึ้น และอิเล็กตรอนสปินลง จะมีการนำไฟฟ้าเป็นอิสระจากกันเปรียบเทียบเหมือนตัวต้านทานที่ต่อแบบขนานกัน และมีอัตราการกระเจิงขึ้นกับสปิน เมื่ออิเล็กตรอนผ่านชั้นแม่เหล็กอิเล็กตรอนที่มีสปินขนานกับทิศของแมกนีโตเซชันของชั้นฟิล์มมีอัตราการกระเจิงต่ำกว่าอิเล็กตรอนที่สปินมีทิศตรงข้ามกับแมกนีโตเซชันของชั้นฟิล์ม การเคลื่อนที่ของอิเล็กตรอนผ่านชั้นต่าง ๆ ของฟิล์ม สามารถเขียนเป็นแผนภาพ และวงจรไฟฟ้าเสมือนได้ ดังภาพที่ 3



ภาพที่ 3 (ก) การกระเจิงของอิเล็กตรอนผ่านชั้นที่แมกนีไตเซชันเรียงแบบแอนติเฟอร์โรแมกนีติก ($H = 0$) ส่งผลให้ ความต้านทานรวมสูง (ข) การกระเจิงของอิเล็กตรอนเมื่อแมกนีไตเซชันของชั้นแม่เหล็กเรียงแบบเฟอร์โรแมกนีติกเมื่อมีสนามแม่เหล็กทำให้ความต้านทานรวมต่ำ

ที่มา: ชิตณรงค์และวัชร (2550)

จากภาพที่ 3(ก) เมื่อฟิล์มบางแบบหลายชั้นมีการจัดตัวแบบทิสแมกนีไตเซชันตรงข้ามกัน หรือแอนติเฟอร์โรแมกนีติก อิเล็กตรอนที่มีสปีนขึ้นสามารถผ่านชั้นของสารแม่เหล็กชั้นแรกได้สะดวก เพราะมีอัตราการกระเจิงต่ำ แต่จะมีอัตราการกระเจิงสูงในชั้นแม่เหล็กชั้นถัดไปถ้าทิสปินตรงข้ามกับแมกนีไตเซชันในชั้นนั้น ในทางกลับกันอิเล็กตรอนที่มีสปีนลงจะมีอัตราการกระเจิงสูงในชั้นแรกและต่ำในชั้นถัดไป ภาพที่ 3(ข) เมื่อฟิล์มบางอยู่ในสนามแม่เหล็ก แมกนีไตเซชันจะมีการจัดตัวในทิศเดียวกัน หรือเฟอร์โรแมกนีติก อิเล็กตรอนที่มีสปีนลงจะมีอัตราการกระเจิงสูงเมื่อผ่านชั้นแม่เหล็กที่มีสปีนทิศตรงข้ามกับแมกนีไตเซชันของฟิล์มแม่เหล็ก ในขณะที่อิเล็กตรอนที่มีสปีนขึ้นสามารถผ่านสารแม่เหล็กทุกชั้นอย่างสะดวก เปรียบเสมือนเป็นตัวต้านทานที่ลัดวงจรให้วัสดุมีความต้านทานรวมลดลงตามวงจรไฟฟ้าเปรียบเทียบกับขวามือ

โดยทั่วไปขนาดของปรากฏการณ์ GMR สามารถคำนวณจากสมการ (2)

$$\%GMR = \frac{R(H) - R(0)}{R(0)}$$

หรือ

(2)

$$\%GMR = \frac{\rho(H) - \rho(0)}{\rho(0)}$$

เมื่อ $R(0)$ คือ ความต้านทานไฟฟ้าในตอนเริ่มต้นเมื่อสนามแม่เหล็กเป็นศูนย์ ($H = 0$)

$R(H)$ คือ ความต้านทานไฟฟ้าในสนามแม่เหล็ก H ภายนอกใดๆ

$\rho(0)$ คือ สภาพต้านทานไฟฟ้าในตอนเริ่มต้นเมื่อสนามแม่เหล็กเป็นศูนย์ ($H = 0$)

$\rho(H)$ คือ สภาพต้านทานไฟฟ้าในสนามแม่เหล็ก H ภายนอกใด ๆ

จากงานวิจัยที่ผ่านมา พบว่า ปัจจัยต่าง ๆ ที่มีผลต่อการเกิดปรากฏการณ์ GMR ในฟิล์มบางแบบหลายชั้นทั้งในชั้นเตรียมสารและชั้นการวัด มีดังต่อไปนี้

1. ชนิดของสารแม่เหล็กและโลหะที่เป็นองค์ประกอบ
2. จำนวนชั้นของฟิล์ม
3. อัตราส่วนระหว่างสารแม่เหล็กกับโลหะที่ไม่ใช่แม่เหล็ก
4. ความหนาของฟิล์มแม่เหล็กและฟิล์มโลหะ
5. ความหยาบของรอยต่อระหว่างฟิล์มแม่เหล็กกับฟิล์มโลหะที่ไม่ใช่แม่เหล็ก
6. ขนาดของสนามแม่เหล็กภายนอก
7. อุณหภูมิที่ทำการวัด

ความนำไฟฟ้าที่ขึ้นกับสปิน

จากทฤษฎีของมอทท์ (Mott) ที่เสนอขึ้นเป็นครั้งแรกเกี่ยวกับสภาพนำไฟฟ้า (Conductivity; σ) ของโลหะว่าเกิดจากผลรวมของสภาพนำไฟฟ้าของอิเล็กตรอนสปินขึ้นและสปินลงที่เป็นอิสระต่อกัน ดังตามสมการ (3)

$$\sigma = \sigma_{\uparrow} + \sigma_{\downarrow} \quad (3)$$

เมื่อ σ คือ สภาพนำไฟฟ้ารวม

$\sigma_{\uparrow}$ คือ สภาพนำไฟฟ้าของอิเล็กตรอนสปินขึ้น

$\sigma_{\downarrow}$ คือ สภาพนำไฟฟ้าของอิเล็กตรอนสปินลง

โดยสภาพนำไฟฟ้าของแต่ละสปินถูกกำหนดโดยปัจจัยต่าง ๆ ตามสูตรของดรูด (Drude formula) ดังสมการ (4)

$$\sigma_{Drude} = \frac{e^2}{\pi \hbar} \frac{k_F^2}{6\pi} \lambda \quad (4)$$

โดยที่ σ_{Drude} คือ สภาพนำไฟฟ้าของดรูดต่อสปิน

$\frac{e^2}{\pi \hbar} \approx 0.387 \times 10^{-4}$ คือ สภาพนำไฟฟ้าเชิงควอนตัม (spin conductance quantum)

k_F คือ โมเมนตัมเฟอร์มี (Fermi momentum)

λ คือ ระยะทางอิสระเฉลี่ย (mean free path)

โดยระยะทางอิสระเฉลี่ยคือ ระยะที่อิเล็กตรอนเคลื่อนที่ได้ได้อย่างอิสระก่อนชน นิยามจากผลคูณระหว่างช่วงเวลาทีอิเล็กตรอนแต่ละสปินเคลื่อนที่ก่อนชน (Relaxation time ; τ) และความเร็วเฟอร์มี (Fermi velocity ; v_F) ตามสมการ (5)

$$\lambda = v_F \tau \quad (5)$$

โดยการสมมติในกรณีทั่ว ๆ ไปทุกปริมาณจะขึ้นอยู่กับสปิน โดยสูตรของครูดสำหรับอิเล็กตรอนอิสระเป็นที่ยอมรับ และเป็นสูตรที่ใช้ประโยชน์ทำให้เข้าใจปัจจัยที่มีผลต่อสภาพนำไฟฟ้าของสปินที่ต่างกัน

นอกจากนี้สภาพนำไฟฟ้าของอิเล็กตรอนถูกกำหนดโดยระดับพลังงานเฟอร์มิ (E_F) จากหลักการกีดกันของเพาลี อิเล็กตรอนที่ระดับพลังงานเฟอร์มิไม่สามารถเพิ่มจำนวนพลังงานสูงขึ้นได้จากการใช้สนามไฟฟ้าน้อยๆ เพราะทุกสถานะมีระดับพลังงานที่สูงมาก จากสมการ (4) จะเห็นได้ว่า สภาพนำไฟฟ้าจะเป็นสัดส่วนโดยตรงกับพื้นที่ภาคตัดขวางของผิวเฟอร์มิ และมีค่าประมาณ $\sim k_F^2$, ซึ่งเป็นลักษณะเฉพาะของสภาพนำไฟฟ้าที่ขึ้นอยู่กับจำนวนอิเล็กตรอน ค่าระยะทางอิสระเฉลี่ยจะขึ้นอยู่กับความเร็วเฟอร์มิ (v_F) และโดยช่วงเวลาที่อิเล็กตรอนเคลื่อนที่ก่อนชน (τ) ซึ่งสามารถหาได้จากกฎเฟอร์มิโกลเด้น (Fermi golden rule) ตามสมการ (6)

$$\tau^{-1} = \frac{2\pi}{\hbar} \langle V_{scat}^2 \rangle n(E_F) \quad (6)$$

เมื่อ $\langle V_{scat}^2 \rangle$ คือ ค่าเฉลี่ยของศักย์ในการกระเจิง (average value of the scattering potential)

$n(E_F)$ คือ ความหนาแน่นของสถานะทางไฟฟ้าที่ระดับพลังงานเฟอร์มิ

กรณีทั่ว ๆ ไปทุกปริมาณที่ขึ้นอยู่กับสปินจะหาได้จากสมการ (4) – (6) แต่จุดกำเนิดของการกระเจิงที่ขึ้นกับสปินจะแตกต่างกัน โดยโมเมนตัมเฟอร์มิ (k_F) และความเร็วเฟอร์มิ (v_F) ซึ่งเป็นสมบัติเฉพาะของโลหะซึ่งหาได้จากแถบพลังงานของโลหะนั้น สำหรับโลหะเฟอร์โรแมกเนติก ค่าโมเมนตัมและความเร็วเฟอร์มิจะแตกต่างกันระหว่างอิเล็กตรอนสปินขึ้น และอิเล็กตรอนสปินลง สำหรับปรากฏการณ์ GMR มอทที่ได้พิจารณาจากอัตราการกระเจิงที่ต่างกันของสปินที่ต่างกัน ในโลหะเฟอร์โรแมกเนติก

เซนเซอร์ GMR

เซนเซอร์แม่เหล็กมีการประยุกต์ใช้มายาวนาน เช่น ตรวจวัดกระแส ตรวจวัดฟลักซ์เพื่อง่ายต่อการตรวจวัดตำแหน่งเชิงเส้นและการหมุน ตรวจวัดความเร็วรอบ ตรวจวัดการเคลื่อนที่ เป็นต้น เซนเซอร์แม่เหล็ก โดยทั่วไปมีข้อดีในเรื่องขนาด สิ่งนี้ถือเป็นความจริงแม้กระทั่งสำหรับการใช้งาน

ที่ความถี่สูง เซนเซอร์แม่เหล็กมีหลักการทำงานโดยการเปลี่ยนแปลงสนามแม่เหล็กเป็นแรงดันไฟฟ้าหรือความต้านทาน การตรวจวัดสามารถทำได้ง่ายในพื้นที่ขนาดเล็ก

เซนเซอร์ GMR เป็นเซนเซอร์แม่เหล็กที่มีความแม่นยำมากมีเสถียรภาพทางอุณหภูมิสูง เซนเซอร์ GMR มีความไวต่อสนามแม่เหล็ก ดังนั้น การตรวจวัดโลหะที่เป็นเหล็กหรือแม่เหล็กจะช่วยให้มีความแม่นยำ ในปัจจุบันมีการประยุกต์ใช้งานเซนเซอร์ GMR คือ ตรวจจับการเคลื่อนที่เชิงเส้นหรือการหมุนและความเร็ว ตรวจจับตำแหน่งเชิงเส้นและการหมุน ตรวจจับสนามแม่เหล็ก และตรวจจับกระแสไฟฟ้า เป็นต้น

เมื่อเปรียบเทียบเซนเซอร์ GMR กับเซนเซอร์ Hall และเซนเซอร์ AMR เซนเซอร์ GMR มีข้อดี คือ การเปลี่ยนแปลงความต้านทานขึ้นอยู่กับสนามแม่เหล็ก สัญญาณขาออกมีขนาดใหญ่และมีความสามารถในการตรวจวัดระหว่างช่องว่างอากาศที่มีขนาดใหญ่ได้ (ระยะจากเซนเซอร์ถึงเป้า) กลไกส่วนประกอบของระบบเชิงกลมีความคงทน นอกจากนี้เซนเซอร์ GMR เป็นอุปกรณ์ที่ไม่มีความเสี่ยงจากสนามแม่เหล็กขนาดใหญ่

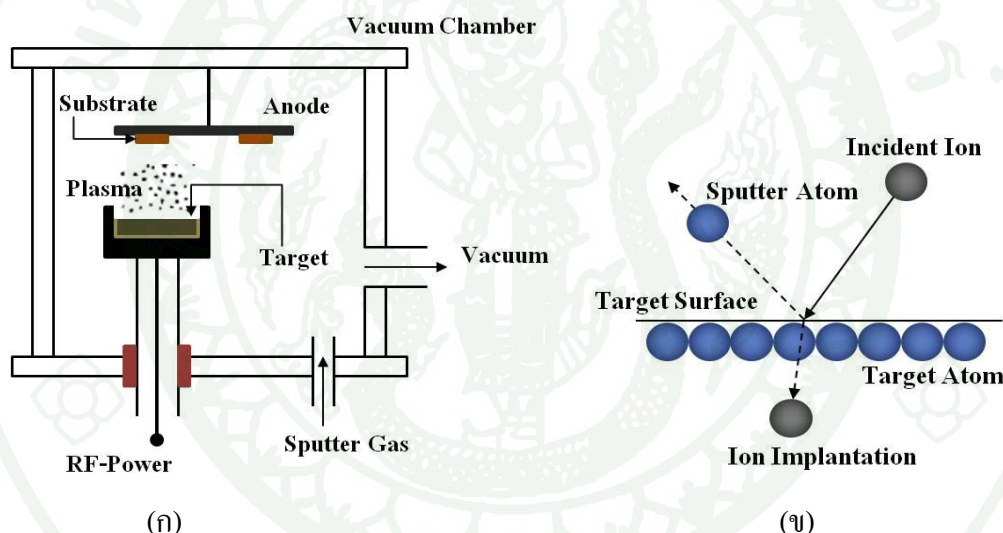
ตารางที่ 1 เปรียบเทียบข้อดีของเซนเซอร์ GMR กับเซนเซอร์ Hall และเซนเซอร์ AMR

พารามิเตอร์	GMR	Hall	AMR
ขนาด	เล็ก	เล็ก	ใหญ่
สัญญาณ	สูง	ต่ำ	ปานกลาง
ความไว	สูง	ต่ำ	สูง
เสถียรภาพของอุณหภูมิ	สูง	ต่ำ	ปานกลาง
การสิ้นเปลืองกำลังงาน	ต่ำ	ต่ำ	สูง
ราคา	ถูก/ปานกลาง	ถูก	สูง

เทคนิคต่าง ๆ ในการวิจัย

1. เทคนิคสปัตเตอริง

การสปัตเตอริง (Sputtering) คือ กระบวนการทำให้เกิดการหลุดออกของอะตอมที่ผิวบน โดยการให้อนุภาคที่มีพลังงานสูงเข้าชนกับอะตอมบนพื้นผิวหน้าของวัสดุโลหะแล้วเกิดการถ่ายโอนพลังงานให้กับอะตอมที่ผิวของวัสดุโลหะที่เป็นเป้าทำให้อะตอมที่ผิวหลุดออกมาไปเรียงตัวเป็นฟิล์มบางบนฐานรอง (Substrate) อนุภาคนิยมนำใช้เร่งเป็นไอออนของก๊าซอาร์กอนเนื่องจากไอออนของก๊าซอาร์กอนเหล่านี้ไม่ทำปฏิกิริยากับอะตอมของสารที่ผิวหน้า



ภาพที่ 4 (ก) ระบบอาร์เอฟสปัตเตอริง และ (ข) กระบวนการสปัตเตอริง

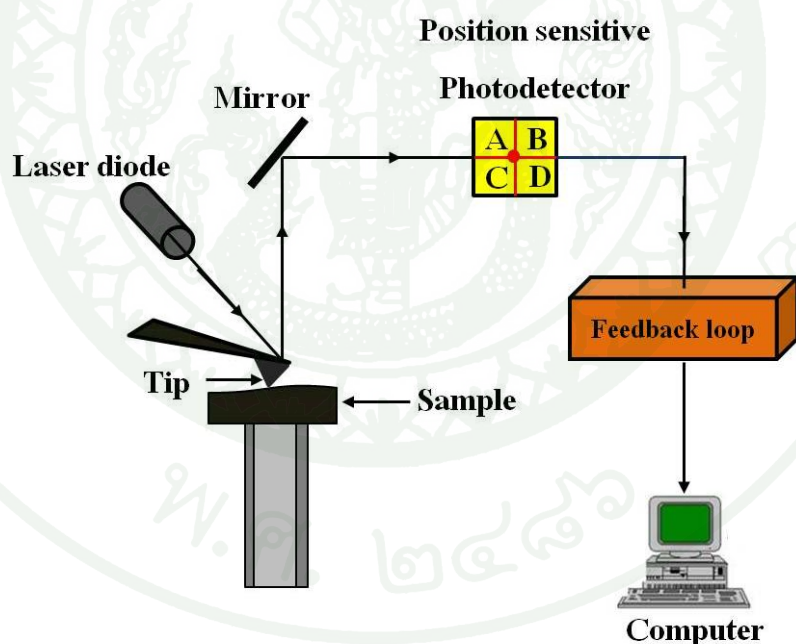
ที่มา: Wasa *et al* (2004)

สำหรับการเคลือบฟิล์มด้วยวิธีอาร์เอฟสปัตเตอริง (RF-Sputtering) เป็นกระบวนการที่ใช้ไฟฟ้ากระแสสลับความถี่วิทยุ (Radio Frequency) ในการเคลือบฟิล์ม ภาพที่ 4 แสดงระบบและกระบวนการอาร์เอฟสปัตเตอริง ความถี่วิทยุที่ใช้ในวิธีนี้อยู่ในช่วง 13.56- 40.80 MHz ซึ่งมีความถี่ที่ทำให้เกิดการแตกตัวสูง การเคลื่อนที่ของอิเล็กตรอนเข้าสู่ผิวของขั้วไฟฟ้าทั้งสองสลับกันทำให้การสปัตเตอริงเกิดขึ้นได้อย่างต่อเนื่อง เมื่ออิเล็กตรอนที่เคลื่อนที่กลับไปกลับมาเกิดการแตกตัวของก๊าซอาร์กอนเป็นพลาสมาที่มีพลังงานสูงพอ และไปชนกับอะตอมของเป้าโลหะทำ

ให้อะตอมหลุดไปเกิดเป็นฟิล์มบนแผ่นฐานรอง การเคลื่อนที่กลับไปกลับมาของอิเล็กตรอนเป็นการเพิ่มปริมาณอิเล็กตรอนของอาร์กอนในระบบ โดยไม่ต้องใช้อิเล็กตรอนชุดที่สองจากขั้วไฟฟ้า และช่วยให้พลาสมาสามารถคงสภาพอยู่ได้ที่มีความดันก๊าซต่ำลง ซึ่งเป็นการลดปริมาณของก๊าซที่อาจปนเปื้อนลงในฟิล์มได้

2. เทคนิคกล้องจุลทรรศน์แบบแรงอะตอม

เทคนิค AFM (Atomic force microscope) เป็นเครื่องมือที่ใช้ในการตรวจสอบลักษณะพื้นผิวของฟิล์มบาง ภาพที่ 5 แสดงส่วนประกอบและหลักการทำงานของเครื่อง AFM โดยอาศัยหลักการของอันตรกิริยาของแรงระหว่างอะตอมที่ผิวกับอะตอมที่ปลายหัวเข็ม (Tip) ในระดับนาโนกับพื้นผิวของสารตัวอย่าง และทำการประมวลผลออกในลักษณะของภาพพื้นผิว



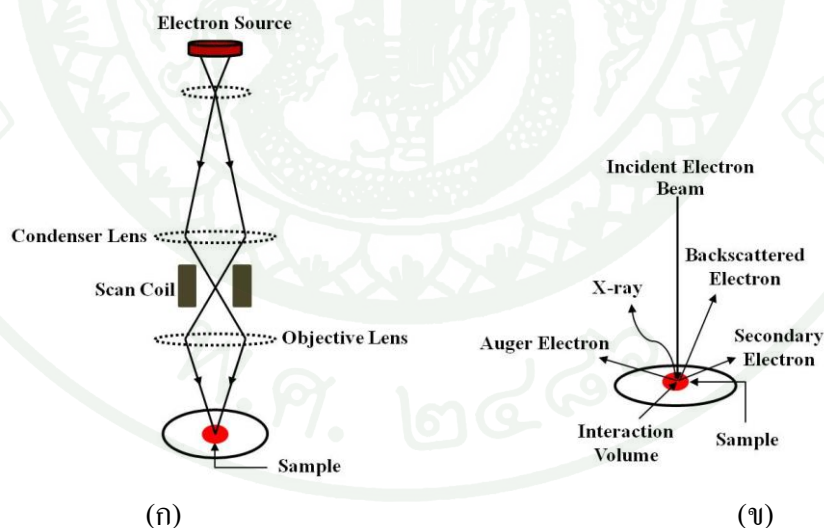
ภาพที่ 5 แสดงส่วนประกอบและหลักการทำงานของเครื่อง AFM

จากภาพที่ 5 เครื่อง AFM ประกอบด้วยแคนทิลเวอร์ (cantilever) ที่มีปลายแหลมเล็ก หรือ หัวเข็มติดอยู่ที่ปลายของคานยื่นที่โก่งงอได้ โดยมีหลักการทำงาน คือ ทำการลากหัวเข็มผ่านตัวอย่าง โดยให้แสงเลเซอร์ตกกระทบบส่วนปลายของคานยื่น การโก่งตัวของคานยื่นเนื่องจากแรงระหว่าง

อะตอมที่หัวเข็มกับอะตอมหรือโมเลกุลบนพื้นผิว และจะถูกตรวจวัดได้ด้วยแสงเลเซอร์ที่ส่องผ่านไปกระทบที่ส่วนปลายของคานยื่น และสะท้อนมายังตัวรับแสง (Photodetector) สัญญาณจากตัวรับแสงและอุปกรณ์ควบคุมตำแหน่งถูกนำมาแปรสัญญาณและประมวลผลด้วยระบบคอมพิวเตอร์เพื่อนำมาสร้างเป็นภาพสามมิติของพื้นผิวที่มีกำลังขยายสูงไปแสดงบนจอภาพ ได้ภาพที่แสดงลักษณะโครงสร้างเชิงพื้นผิวโดยให้รายละเอียดเกี่ยวกับความขรุขระ และลักษณะเกรน และการกระจายตัวของเกรนที่ผิวหน้าของตัวอย่างได้

3. เทคนิคกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน

เทคนิค SEM (Scanning electron microscope) เป็นกล้องจุลทรรศน์ที่มีกำลังขยายสูงถึงประมาณ 200,000 เท่า การสร้างภาพทำได้โดยการตรวจวัดอิเล็กตรอนที่สะท้อนจากพื้นผิวหน้าของตัวอย่าง เทคนิค SEM ใช้ในการศึกษาสัณฐานวิทยา (morphology) หรือ โครงสร้างทางจุลภาคของพื้นผิวของสารหรือภาคตัดขวางของตัวอย่าง ดังภาพที่ 6 แสดงส่วนประกอบและการทำงานของเครื่อง SEM



ภาพที่ 6 (ก) แสดงส่วนประกอบและการทำงานของเครื่อง SEM (ข) อันตรกิริยาระหว่างอิเล็กตรอนและตัวอย่าง

SEM ประกอบด้วยแหล่งกำเนิดอิเล็กตรอน (Electron Source) โดยกลุ่มอิเล็กตรอนจะถูกเร่งด้วยสนามไฟฟ้า ผ่านเลนส์รวมอิเล็กตรอน (condenser lens) ทำให้เป็นลำอิเล็กตรอน และโฟกัสโดยเลนส์ใกล้วัตถุ (objective lens) ลงไปบนผิวของตัวอย่าง ลำอิเล็กตรอนที่โฟกัสบนผิวตัวอย่างจะกระเจิงจากผิวตัวอย่าง เรียกว่า อิเล็กตรอนทุติยภูมิ (secondary electron) ความเข้มและการกระจายของพลังงานของอิเล็กตรอนจะถูกบันทึกแปลงไปเป็นสัญญาณทางอิเล็กทรอนิกส์ และถูกนำไปสร้างเป็นภาพบนจอแสดงผล

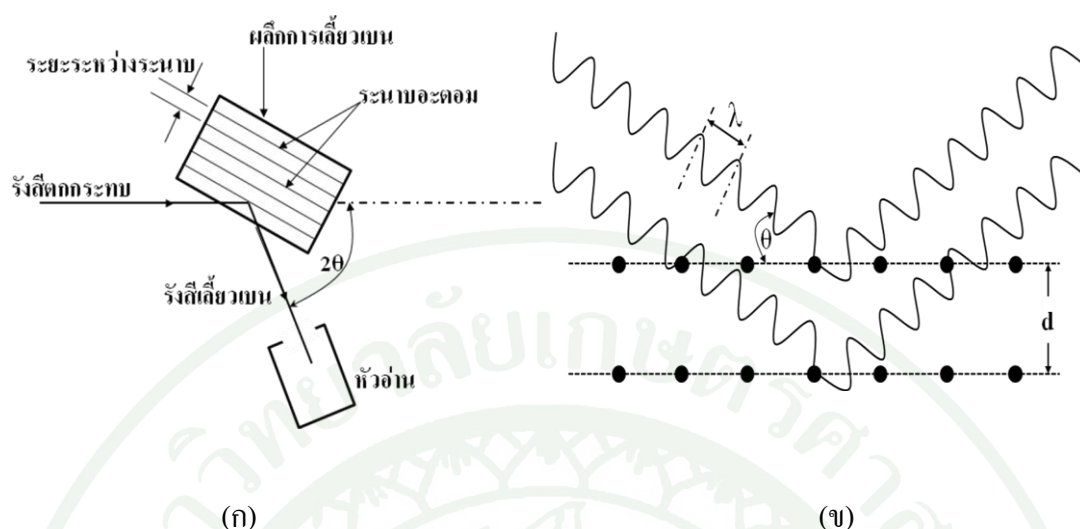
4. เทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์

เทคนิค XRD (X-ray diffractometer) เป็นเทคนิคที่ใช้ในการศึกษาโครงสร้างของผลึก ความเครียด ขนาดของอนุภาค และการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมี โดยเทคนิค XRD ให้ผลการวิเคราะห์ในรูปความสัมพันธ์ระหว่างมุมของการเลี้ยวเบนกับความเข้มสัมพัทธ์ของสัญญาณที่ตรวจวัดได้

โดยมีหลักการทำงาน คือ ให้รังสีเอกซ์ความยาวคลื่นเดี่ยวตกกระทบตัวอย่าง แสดงดังภาพที่ 7 โดยการเลี้ยวเบนจะเกิดขึ้นเมื่อระนาบผลึกเอียงทำมุมกับแนวรังสีตกกระทบเป็นมุมที่สอดคล้องตามเงื่อนไขของแบรกก์ (Bragg's law) ตามสมการ (7)

$$n\lambda = 2d \sin\theta \quad (7)$$

โดยที่	λ	เป็นความยาวคลื่น
	n	เป็นลำดับของการแทรกสอด
	d	เป็นระยะระหว่างระนาบในโครงสร้างผลึก
และ	θ	เป็นมุมระหว่างรังสีตกกระทบและระนาบของการกระเจิง



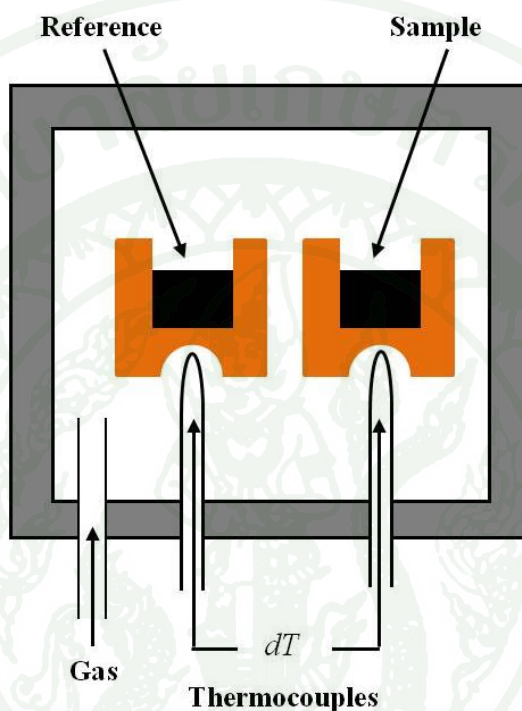
ภาพที่ 7 แสดงแผนภาพของ (ก) เทคนิค XRD และ (ข) การเลี้ยวเบนที่ระนาบโครงสร้างผลึก

5. เทคนิควิเคราะห์ความร้อนอนุพันธ์

เทคนิค DTA (Differential Thermal Analysis) เป็นเทคนิควิเคราะห์สมบัติทางความร้อนต่างๆ ของวัสดุ เช่น อุณหภูมิหลอมเหลว (Melting temperature; T_m) เอนทัลปี (Enthalpy) หรือความร้อนของการหลอมเหลว (Heat of fusion: ΔH) และความจุความร้อน (Heat capacity) โดยพิจารณาการไหลของความร้อนเป็นฟังก์ชันกับอุณหภูมิของสารตัวอย่างที่เพิ่มขึ้นหรือลดลง โดยการเพิ่มขึ้นหรือลดลงของอุณหภูมิจะเป็นค่าคงตัว การเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิของสารตัวอย่างแบบไม่คงที่ที่เกิดจากปฏิกิริยาการดูดความร้อน (Endothermic reaction) หรือปฏิกิริยาการคายความร้อน (Exothermic reaction) ที่เกิดจากการเปลี่ยนเฟส การเปลี่ยนโครงสร้างผลึก การเดือดหรือการหลอมเหลว โดยทั่วไปการเปลี่ยนเฟส การสลายตัวของสารบางชนิด การคายน้ำออก และการเจือจางของสารจะทำให้เกิดปฏิกิริยาแบบดูดความร้อน ในทางตรงข้ามกับการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างผลึก การออกซิเดชัน การรวมตัวกับสารอื่น ๆ จะทำให้เกิดปฏิกิริยาแบบคายความร้อน

เทคนิค DTA ประกอบด้วยเทอร์โมคัปเปิล (Thermocouple) 2 อัน แสดงดังภาพที่ 8 โดยเทอร์โมคัปเปิลอันหนึ่งวางในวัสดุอ้างอิงมาตรฐาน ขณะที่อีกอันวางในวัสดุที่ต้องการทดสอบ โดยให้ความร้อนกับสารตัวอย่างและสารอ้างอิงในอัตราเดียวกันเทอร์โมคัปเปิลจะอ่านค่าอุณหภูมิของสารตัวอย่างและสารอ้างอิงโดยแสดงผลระหว่างความร้อนที่แตกต่างของสารอ้างอิงกับสารตัวอย่าง

กับเวลา (t) หรืออุณหภูมิ (T) เส้นกราฟ DTA ที่ไม่ต่อเนื่องแสดงให้เห็นการเปลี่ยนแปลงแบบต่าง ๆ ของสารที่อุณหภูมินั้น และความชันของเส้นกราฟจะแสดงถึงความจุความร้อนของสารแต่ละชนิด โดยพื้นที่ใต้กราฟบอกถึงการเปลี่ยนแปลงเอนโทรปีของปฏิกิริยานั้น ๆ



ภาพที่ 8 ระบบพื้นฐานของชุดวิเคราะห์ความร้อนอนุพันธ์ (DTA)

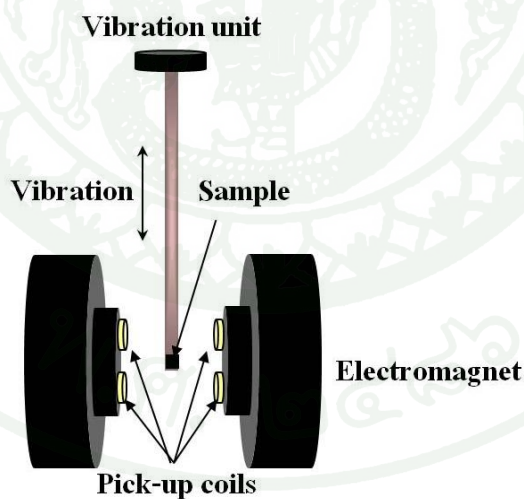
6. เทคนิคแมกนีโตมิเตอร์แบบสั่นตัวอย่าง

เทคนิค VSM (Vibrating sample magnetometer) เป็นเทคนิคที่ใช้ศึกษาสมบัติทางแม่เหล็กของวัสดุทั้งในรูปแบบผง ฟิล์มบาง และของเหลว โดยวัดเป็นฮิสเทอรีซิสลูป (Hysteresis loop) โดยแสดงความสัมพันธ์ระหว่างสนามแม่เหล็ก (H) ที่ให้ และค่าแมกนีไทเซชันของวัสดุ (M) ซึ่งสามารถให้ค่าตัวแปรทางแม่เหล็ก เช่น โคเออร์ซิวิตี (H_c) การแมกนีไทเซชันอิ่มตัว (M_s) ค่ารีมานนซ์แมกนีไทเซชัน (M_r) และอื่น ๆ ภาพที่ 9 แสดงส่วนประกอบของเทคนิค VSM ที่อาศัยการเหนี่ยวนำทางแม่เหล็กเมื่อตัวอย่างถูกทำให้สั่นด้วยความถี่คงที่ในสนามแม่เหล็กสม่ำเสมอแล้วทำให้เกิดแรงเคลื่อนไฟฟ้าเหนี่ยวนำ โดยแรงเคลื่อนไฟฟ้าเหนี่ยวนำที่เกิดขึ้นจะเป็นสัดส่วนโดยตรงกับโมเมนต์แม่เหล็กของวัสดุ (m) ดังสมการ (8)

$$\xi = mAfS \quad (8)$$

เมื่อ ξ เป็นแรงเคลื่อนไฟฟ้าเหนี่ยวนำ
 f เป็นความถี่ในการสั่นของวัสดุตัวอย่าง
 A เป็นแอมพลิจูดของการสั่น
 S เป็นความไวในการตรวจวัดของขดลวด

จากภาพที่ 9 ตัวอย่างจะถูกติดไว้ที่ปลายเครื่องสั่นที่สั่นด้วยความถี่คงที่ในสนามแม่เหล็กสม่ำเสมอ โดยขดลวดตรวจวัด (Pick-up coil) ที่อยู่รอบ ๆ ตัวอย่างจะทำการตรวจวัดการเปลี่ยนแปลงฟลักซ์แม่เหล็กที่เป็นสัดส่วนโดยตรงกับแรงเคลื่อนไฟฟ้าเหนี่ยวนำ ซึ่งแรงเคลื่อนไฟฟ้าเหนี่ยวนำเป็นสัดส่วนโดยตรงกับโมเมนต์แม่เหล็กของตัวอย่างดังสมการ (8) ผลที่ได้จากเทคนิค VSM จะเป็นฮิสเตอร์ซิสลูปที่แสดงความสัมพันธ์ระหว่างสนามแม่เหล็ก (H) ที่ให้กับแมกนีโตเซชัน (M) ของตัวอย่าง



ภาพที่ 9 แสดงส่วนประกอบต่าง ๆ ของเครื่องมือวัดสมบัติทางแม่เหล็กแบบสั่นตัวอย่าง

7. ความต้านทาน และการวัดความต้านทานไฟฟ้า

ความต้านทานไฟฟ้าของวัสดุเป็นสมบัติที่บอกระดับการต้านทานการไหลของกระแสไฟฟ้าผ่านวัสดุนั้น ๆ ซึ่งสัมพันธ์กับความต่างศักย์ (V) กับกระแส (I) ดังสมการ (9) ตามกฎของโอห์ม (Ohm's law)

$$R = \frac{V}{I} \quad (9)$$

โดยที่ R เป็นความต้านทานไฟฟ้าหน่วยเป็นโอห์ม (Ω), V เป็นความต่างศักย์ไฟฟ้า หน่วยเป็นโวลต์ (V) และ I เป็นกระแสไฟฟ้า หน่วยเป็นแอมแปร์ (A) ที่ผ่านวัสดุ โดยความต้านทานจะเป็นสัดส่วนโดยตรงกับค่าสภาพต้านทานไฟฟ้าและความยาว (l) และจะแปรผกผันกับพื้นที่หน้าตัด (A) ดังสมการ (10)

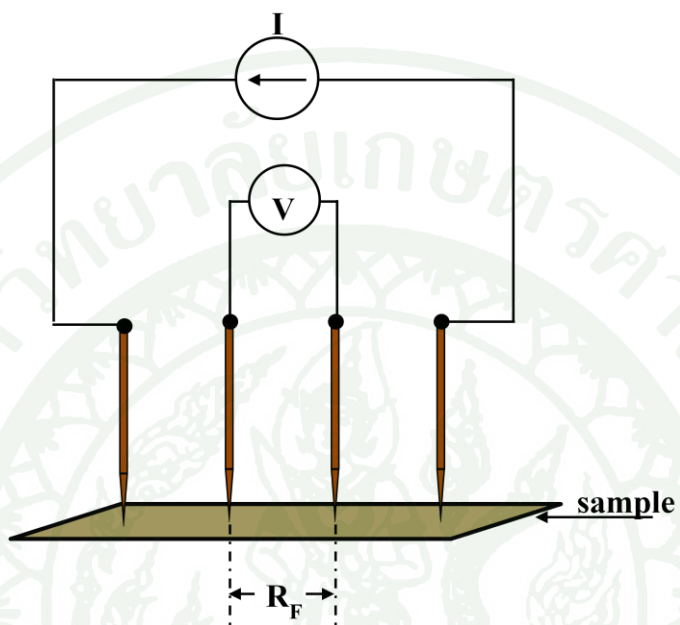
$$R = \rho \frac{l}{A} \quad (10)$$

โดยที่ l เป็นความยาว หน่วยเป็นเมตร (m), A เป็นพื้นที่หน้าตัดของทรงกระบอก หน่วยเป็นตารางเมตร (m^2) และ ρ เป็นสภาพต้านทานไฟฟ้าหน่วยต่อโอห์ม (Ω^{-1})

การวัดความต้านทานของฟิล์มสามารถทำได้หลายวิธีด้วยกันที่นิยมที่สุดและสะดวก คือ การวัดความต้านทานด้วยเทคนิคแบบ 4 จุด (Four - point probe technique)

เทคนิคแบบ 4 จุด เป็นการวัดความต้านทานของตัวอย่าง แสดงดังภาพที่ 10 โดยใช้จุดทั้ง 4 จุด สัมผัสกับตัวอย่างที่จะวัดค่าความต้านทานโดยระยะระหว่างจุดทั้งสี่เท่ากัน แล้วจ่ายกระแสไฟฟ้าให้ผ่านจุดสัมผัสคู่หนึ่ง และทำการวัดความต่างศักย์ไฟฟ้าระหว่างจุดสัมผัสสองจุดคู่ ในเนื่องจากจุดวัดกระแส (I) และความต่างศักย์ (V) เป็นคนละจุดกันทำให้เกิดความคลาดเคลื่อนได้น้อยกว่าการวัดแบบอื่น โดยความต้านทานของตัวอย่างด้วยเทคนิคแบบ 4 จุด (R_F) หรือความต้านทานของตัวอย่าง (R_S) หาได้จากความสัมพันธ์ตามสมการ (11)

$$R_F = \frac{V}{I} = R_s \quad (11)$$



ภาพที่ 10 เทคนิคการวัดความต้านทานแบบ 4 จุด

อุปกรณ์และวิธีการ

อุปกรณ์และเครื่องมือที่ใช้ในการทำวิจัยสามารถแบ่งได้เป็นสองส่วนคือ วัสดุและอุปกรณ์ในการเตรียมฟิล์มตัวอย่าง และเครื่องมือที่ใช้ในการวิเคราะห์สมบัติต่าง ๆ ของฟิล์มตัวอย่าง ส่วนวิธีการแบ่งได้เป็นวิธีการเตรียมฟิล์มและวิธีการในการวิเคราะห์สมบัติต่าง ๆ ของฟิล์มตัวอย่าง โดยมีรายละเอียดดังต่อไปนี้

อุปกรณ์

1. วัสดุ และอุปกรณ์ในการเตรียมฟิล์มตัวอย่าง

1.1 วัสดุที่ใช้เป็นเป้า (Target) คือ เป้าโคบอลต์ (Co) และทองแดง (Cu) ที่มีความบริสุทธิ์ 99.99% ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 3 นิ้ว หนา 0.25 นิ้ว ผลิตจากบริษัท Kurt J. Lesker ประเทศสหรัฐอเมริกา แสดงดังภาพที่ 11



(ก)



(ข)

ภาพที่ 11 เป้าที่ใช้ในการเตรียมฟิล์มตัวอย่าง (ก) Cu และ (ข) Co

1.2 วัสดุฐานรอง คือ แผ่นสไลด์แบบมาตรฐานของ China glass slide ขนาด 2.5 x 7.5 x 0.1 cm ผลิตจากประเทศสาธารณรัฐประชาชนจีน

1.3 เครื่องอัลตราโซนิก

1.4 เครื่องเป่าลมร้อน

1.5 อะซิโตน

1.6 เมทิลแอลกอฮอล์

1.7 น้ำ D.I.

1.8 ปากคีบจับชิ้นงาน

1.9 กระดาษทิชชูแบบไร้ฝุ่น

1.10 ถังมือยางแบบไม่มีแป้น (ไร้ฝุ่น)

1.11 กล่องสำหรับเก็บแผ่นสไลด์

1.12 เครื่องเคลือบฟิล์ม UNIVEX รุ่น 300 ผลิตโดยบริษัท LEYBOLD-HERAEUS GMBH GOTTINGEN ประเทศเยอรมัน แสดงดังภาพที่ 12 ติดตั้งอยู่ที่ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์ ซึ่งระบบสปีดเตอริง ประกอบด้วย

- 1) เครื่องสปีดเตอริง UNIVEX รุ่น 300
- 2) แหล่งจ่ายความต่างศักย์แบบ RF-Generator ความถี่ 13.5 MHz
- 3) เครื่องหล่อเย็น
- 4) ก๊าซอาร์กอนบริสุทธิ์
- 5) เครื่องควบคุมก๊าซอาร์กอน (Mass Flow) รุ่น MC Series ผลิตจากบริษัท

ALICAT SCIENTIFIC, Inc. ประเทศสหรัฐอเมริกา



ภาพที่ 12 เครื่องอาร์เอฟสปีดเตอริง UNIVEX รุ่น 300

2. เครื่องมือที่ใช้ในการศึกษาสมบัติต่าง ๆ ของฟิล์มตัวอย่าง

2.1 กล้องจุลทรรศน์แบบแรงอะตอม

กล้องจุลทรรศน์แบบแรงอะตอมใช้ในการศึกษาสมบัติเชิงพื้นผิวของฟิล์มตัวอย่าง แสดงดังภาพที่ 13 รุ่น MFP-3D (Bio) ผลิตโดยบริษัท Asylum Research ประเทศสหรัฐอเมริกา ติดตั้งอยู่ที่คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ภาพที่ 13 กล้องจุลทรรศน์แบบแรงอะตอม รุ่น MFP-3D (Bio)

2.2 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด

กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดใช้ในการศึกษาสมบัติเชิงพื้นผิว ความหนาของฟิล์มตัวอย่าง รุ่น JSM 6000 Series ผลิตจากบริษัท JEOL จำกัดประเทศสหรัฐอเมริกา แสดงดังภาพที่ 14 ติดตั้งอยู่ที่ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ (MTEC)



ภาพที่ 14 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด รุ่น JSM 6000 Series

2.3 เครื่องเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์

เครื่องเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ใช้ในการศึกษาสมบัติเชิงโครงสร้างของฟิล์มตัวอย่าง แสดงดังภาพที่ 15 ของบริษัท Bruker รุ่น D8 Advance ผลิตจากประเทศเยอรมัน ติดตั้งอยู่ที่สถาบันเทคโนโลยีนิวเคลียร์ (องค์การมหาชน)



ภาพที่ 15 เครื่องเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ ของบริษัท Bruker รุ่น D8 Advance

2.4 เครื่องแมกนีโตมิเตอร์แบบสั่นตัวอย่าง

เครื่องแมกนีโตมิเตอร์แบบสั่นตัวอย่างใช้ในการศึกษาสมบัติทางแม่เหล็กของฟิล์มตัวอย่าง แสดงดังภาพที่ 16 ของบริษัท Lake shore รุ่น 7400 ติดตั้งอยู่ที่ภาควิชาเคมี คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยขอนแก่น



ภาพที่ 16 เครื่องแมกนีโตมิเตอร์แบบสั่นตัวอย่าง Lake shore VSM รุ่น 7400

2.5 เครื่องวิเคราะห์ความร้อนอนุพันธ์

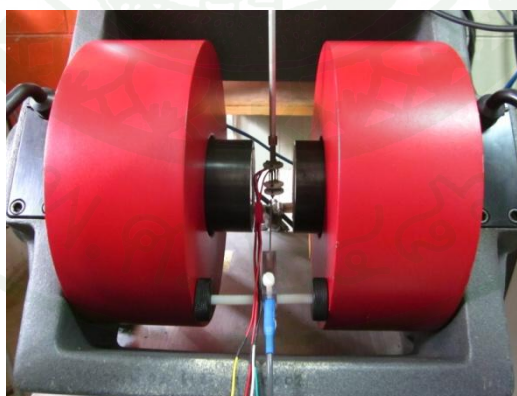
เครื่องวิเคราะห์ความร้อนอนุพันธ์ใช้ในการศึกษาสมบัติทางความร้อนของฟิล์มตัวอย่างแสดงดังภาพที่ 17 ของ Perkin Elmer Series DTA7 ผลิตจากประเทศเยอรมันติดตั้งอยู่ที่ภาควิชาวิศวกรรมวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ภาพที่ 17 เครื่องวิเคราะห์ความร้อนอุณหภูมิจี๋หือ Perkin Elmer Series DTA7

2.6 เครื่องกำเนิดสนามแม่เหล็ก

เครื่องกำเนิดสนามแม่เหล็ก (Electromagnet) ใช้ในการศึกษาปรากฏการณ์ GMR ขนาด 1 เทสลา ของบริษัท walker scientific, Inc.



ภาพที่ 18 เครื่องกำเนิดสนามแม่เหล็ก ของบริษัท walker scientific, Inc.

2.7 ตัวยึดจับตัวอย่างแบบ 4 จุด

ตัวยึดจับตัวอย่าง (Sample holder) แบบ 4 จุด ใช้ในการศึกษาปรากฏการณ์ GMR และวัดความต้านทานของฟิล์มตัวอย่าง แสดงดังภาพที่ 19



ภาพที่ 19 ตัวยึดจับตัวอย่างแบบหัววัด 4 จุด

2.8 มัลติมิเตอร์

มัลติมิเตอร์ (Multimeter) ใช้สำหรับวัดความต่างศักย์ไฟฟ้า ในการศึกษาปรากฏการณ์ GMR และวัดความต้านทานของฟิล์มตัวอย่าง ยี่ห้อ Agilent รุ่น 34420A ผลิตจากประเทศสหรัฐอเมริกา

2.9 แหล่งจ่ายกระแส

แหล่งจ่ายกระแส (Current Source) ยี่ห้อ KEITHLEY รุ่น 6220 DC ผลิตจากประเทศสหรัฐอเมริกา สำหรับเป็นแหล่งจ่ายกระแสคงที่ในการวัดความต้านทานไฟฟ้าและปรากฏการณ์ GMR

วิธีการ

ในงานวิจัยนี้ได้เตรียมตัวอย่างจำนวน 4 ชุด คือ ฟิล์ม Ni ฟิล์ม Co ฟิล์ม Co/Cu/Co และฟิล์ม Co/Cu แบบหลายชั้น ด้วยเทคนิคอาร์เอฟสปัตเตอร์ริง โดยมีวิธีการเตรียมฟิล์มตัวอย่าง และวิธีการวิเคราะห์สมบัติต่าง ๆ ของฟิล์มตัวอย่าง ดังนี้

1. การเตรียมตัวอย่างฟิล์ม

1.1 ขั้นตอนการทำความสะอาดวัสดุฐานรอง

ก่อนทำการเคลือบฟิล์มในสุญญากาศ จะต้องทำความสะอาดวัสดุฐานรอง (แผ่นสไลด์) ให้ปราศจากฝุ่นละออง เพื่อให้ฟิล์มมีการยึดติดที่ดีกับฐานรอง และเพื่อให้ระบบสุญญากาศ ปราศจากสิ่งปนเปื้อน ซึ่งจะส่งผลต่อคุณสมบัติที่ดีของฟิล์ม ในการทำความสะอาดวัสดุฐานรองจะกระทำใน 2 ช่วง คือ การทำความสะอาดนอกภาชนะสุญญากาศและในภาชนะสุญญากาศ ดังนี้

1) การทำความสะอาดวัสดุฐานรองนอกภาชนะสุญญากาศ เป็นขั้นตอนทำความสะอาดวัสดุฐานรองเบื้องต้นด้วยน้ำ DI ในอ่างอัลตราโซนิกเป็นเวลา 10 นาที แล้วล้างด้วยอะซิโตนผสมเมทิลแอลกอฮอล์ในอัตราส่วน 50 : 50 ในอ่างอัลตราโซนิกเป็นเวลา 10 นาที แล้วเป่าด้วยลมร้อนและเช็ดด้วยกระดาษทิชชูให้แห้ง นำเก็บไว้ในกล่องควบคุมความชื้น เพื่อรอทำการเคลือบ

2) การทำความสะอาดวัสดุฐานรองในภาชนะสุญญากาศ เนื่องจากวัสดุฐานรองที่ผ่านการทำความสะอาดเบื้องต้นแล้วนั้นแม้จะสะอาดแต่ยังมีโอกาสสัมผัสกับความชื้นจากบรรยากาศ ซึ่งอาจจะส่งผลต่อคุณภาพและการยึดติดของฟิล์ม Co/Cu ได้ สำหรับการเคลือบด้วยเทคนิคสปัตเตอร์ริงนั้น สามารถทำความสะอาดผิวหน้าของวัสดุฐานรองให้เหมาะสมก่อนทำการเคลือบฟิล์มโดยการยิงด้วยลำไอออนของก๊าซเฉื่อย คือ ก๊าซอาร์กอน ที่ใช้ในการสปัตเตอร์ริงเป็นเวลา 2 นาที

1.2 ขั้นตอนการเตรียมระบบสุญญากาศ

- 1) ใส่เป่าของสารเคลือบที่ต้องการบนขั้วแคโทด (โคบอลต์ หรือ ทองแดง)
- 2) นำวัสดุฐานรองที่ทำความสะอาดเรียบร้อยแล้วใส่ในภาชนะสุญญากาศของเครื่องสปัตเตอร์ริง
- 3) เตรียมระบบสุญญากาศภายในของเครื่องสปัตเตอร์ริง ดังนี้

- 3.1) เปิดเครื่องหล่อเย็นรอนกว่าน้ำจะมีอุณหภูมิ 18 องศาเซลเซียส
- 3.2) เปิดแหล่งจ่ายไฟฟ้าและปั๊มกลโรตารี เพื่อสูบอากาศภายในภาชนะสุญญากาศ ให้ได้ความดัน $\sim 10^{-2}$ mbar
- 3.3) เปิดปั๊มเทอร์โบเพื่อสูบอากาศ ให้ได้ความดัน $\sim 10^{-5}$ mbar
- 4) เปิดวาล์วก๊าซอาร์กอนและเครื่องควบคุมก๊าซ (Mass Flow) เพื่อปล่อยก๊าซอาร์กอนเข้าสู่ภาชนะสุญญากาศจนกว่าจะได้ความดันก๊าซอาร์กอนตามที่กำหนดซึ่งเป็นสภาวะที่พร้อมสำหรับการเคลือบฟิล์ม

1.3 ขั้นตอนการเตรียมฟิล์มตัวอย่าง

การวิจัยนี้ทำการเตรียมฟิล์มตัวอย่างทั้งหมด 4 ชุด โดยมีรายละเอียดดังต่อไปนี้

- 1) ฟิล์ม Ni ที่มีความหนาต่าง ๆ กัน ที่ความดันก๊าซอาร์กอน 1×10^{-3} mbar อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอน 51.2 sccm และกำลังไฟฟ้า 200 วัตต์ โดยใช้เวลาเคลือบ 30, 60, 90, 120 และ 150 นาที ตามลำดับ
- 2) ฟิล์ม Co ที่มีความหนาต่าง ๆ กัน ที่ความดันก๊าซอาร์กอน 1×10^{-3} mbar อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอน 51.2 sccm และกำลังไฟฟ้า 200 วัตต์ โดยใช้เวลาเคลือบ 25, 35, 45 และ 55 นาที ตามลำดับ
- 3) ฟิล์ม Co/Cu/Co เตรียมฟิล์ม Co/Cu/Co โดยความหนาของชั้น Co ต่าง ๆ กัน และให้ความหนาของชั้น Cu คงที่ โดยทำการเคลือบ Co ที่ความดันก๊าซอาร์กอน $\sim 10^{-3}$ mbar อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอน 51.2 sccm และกำลังไฟฟ้า 200 วัตต์ โดยใช้เวลา 30, 60, 90, 120 และ 150 นาที ตามลำดับ และเคลือบ Cu ที่ความดันก๊าซอาร์กอน $\sim 0.6 \times 10^{-3}$ mbar อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอน 28.18 sccm ที่กำลังไฟฟ้า 150 วัตต์ ใช้เวลาเคลือบ Cu 5 นาที การเคลือบจะสลับชั้นระหว่าง Co และ Cu จนได้ฟิล์ม Co/Cu/Co ที่มีความหนาของชั้น Co ต่าง ๆ กัน จำนวน 5 ตัวอย่าง ดังนี้ Co/Cu/Co : 30/5/30 นาที, Co/Cu/Co : 60/5/60 นาที, Co/Cu/Co : 90/5/90 นาที, Co/Cu/Co : 120/5/120 นาที และ Co/Cu/Co : 150/5/150 นาที
- 4) ฟิล์ม Co/Cu แบบหลายชั้น โดยที่ความหนาของชั้น Co และ Cu คงที่ ได้ทำการเคลือบ Co ที่ความดันก๊าซอาร์กอน $\sim 10^{-3}$ mbar อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอน 51.2 sccm และ

กำลังไฟฟ้า 200 วัตต์ โดยใช้เวลา 45 และ 90 นาที ตามลำดับ และเคลือบ Cu ที่ความดันก๊าซอาร์กอน $\sim 0.6 \times 10^{-3}$ mbar อัตราการไหลของก๊าซอาร์กอน 28.18 sccm ที่กำลังไฟฟ้า 200 วัตต์ ใช้เวลาเคลือบ Cu 4 นาที การเคลือบฟิล์มทั้งสองชุด คือ Co/Cu : 45/4 นาที และ Co/Cu : 90/4 นาที จะสลับชั้นระหว่าง Co และ Cu จนได้ฟิล์ม Co/Cu ทั้งสองชุดที่จำนวนคู่ชั้น 2, 3, 4, 5, และ 6 คู่ชั้น

2. การวิเคราะห์สมบัติต่าง ๆ ของฟิล์มตัวอย่าง

2.1 โครงสร้างของฟิล์มตัวอย่าง

วิเคราะห์โครงสร้างของฟิล์มด้วยเครื่องเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ ในช่วงมุม $2\theta = 20 - 80$ องศา โดยให้ความต่างศักย์ 30 kV และกระแส 25 mA กับหลอดรังสีเอกซ์ ผลที่ได้จากเทคนิค XRD เป็นกราฟพล็อตระหว่างมุม 2θ กับความเข้มรังสีเอกซ์

2.2 สมบัติทางแม่เหล็กของฟิล์มตัวอย่าง

วิเคราะห์สมบัติทางแม่เหล็กของฟิล์มตัวอย่างด้วยเทคนิค VSM และ SMOKE โดยฟิล์มชุดที่ 1 และ 2 วัดด้วยเทคนิค VSM ภายใต้สนามแม่เหล็ก ± 10 kOe ส่วนฟิล์มตัวอย่างชุดที่ 3 และ 4 วัดด้วยเทคนิค SMOKE ภายใต้สนามแม่เหล็ก ± 4.5 kOe

2.3 สมบัติทางความร้อนของฟิล์มตัวอย่าง

วิเคราะห์สมบัติทางความร้อนของฟิล์มตัวอย่าง ด้วยเครื่องวิเคราะห์ความร้อนอนุพันธ์ (DTA) โดยใช้อัตราการสแกน 40 องศาต่อนาที สารอ้างอิงแอลฟา-อลูมินา

2.4 ปรากฏการณ์ GMR

วิเคราะห์ปรากฏการณ์ GMR จ่ายกระแสไฟฟ้าคงที่ 10 mA ในสนามแม่เหล็ก 5 kOe โดยใช้เทคนิคแบบ 4 จุด

สถานที่และระยะเวลาทำการทดลอง

1. สถานที่ทำการทดลอง

1.1 เตรียมตัวอย่างฟิล์มตัวอย่าง และศึกษาปรากฏการณ์ GMR ที่ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์ วิทยาเขตบางเขน

1.2 ศึกษาสมบัติทางความร้อนของฟิล์มตัวอย่าง ที่ภาควิชาวิศวกรรมวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์ วิทยาเขตบางเขน

1.3 ศึกษาสมบัติเชิงโครงสร้างของฟิล์มตัวอย่าง ที่ศูนย์วิจัยรังสีและไอโซโทป สถาบันเทคโนโลยีนิวเคลียร์แห่งชาติ (องค์การมหาชน)

1.4 ศึกษาสมบัติทางแม่เหล็กของฟิล์มตัวอย่าง ที่ภาควิชาเคมี คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยขอนแก่น

1.5 ศึกษาพื้นผิวของฟิล์มตัวอย่าง ที่ศูนย์เครื่องมือกลาง คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์ วิทยาเขตบางเขน

1.6 ศึกษาพื้นผิวภาคตัดขวางและความหนาของฟิล์มตัวอย่าง ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ (MTEC)

2. ระยะเวลาทำการทดลอง

ปีการศึกษา 2552 – ปีการศึกษา 2555

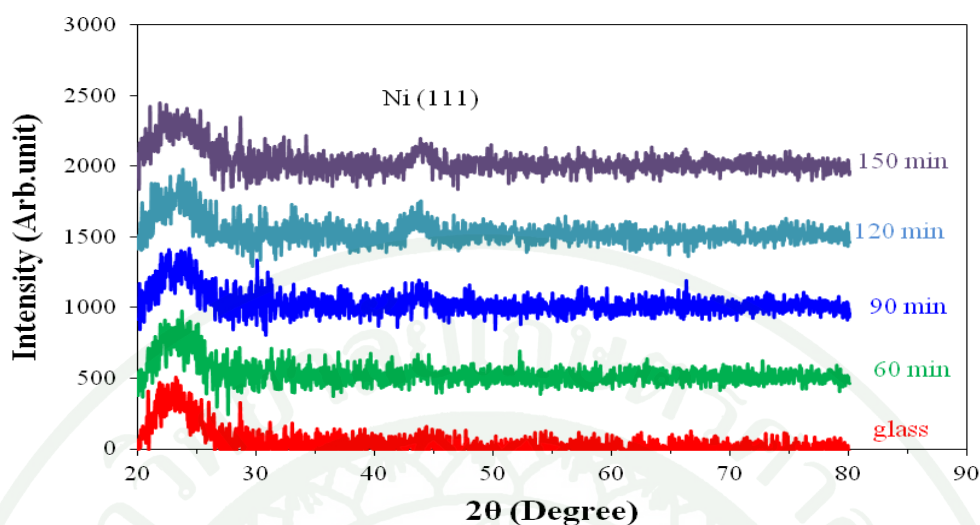
ผลและวิจารณ์

จากการเตรียมตัวอย่างจำนวน 4 ชุด คือ ฟิล์ม Ni ฟิล์ม Co ฟิล์ม Co/Cu/Co และฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu ด้วยเทคนิคอาร์เอฟสปีดเตอร์ริง และนำมาศึกษาสมบัติเชิงโครงสร้างด้วยเทคนิค XRD สมบัติทางแม่เหล็กด้วยเทคนิค VSM และ MOKE สมบัติเชิงพื้นผิวด้วยเทคนิค AFM สมบัติทางความร้อนด้วยเทคนิค DTA และศึกษาปรากฏการณ์ GMR ด้วยเทคนิคแบบสี่จุด ได้ผลการวิเคราะห์ของฟิล์มชนิดต่าง ๆ ดังต่อไปนี้

1. ฟิล์ม Ni ที่ระยะเวลาเคลือบต่าง ๆ กัน

1.1 สมบัติเชิงโครงสร้างของฟิล์ม Ni

ผลการวิเคราะห์สมบัติเชิงโครงสร้างของฟิล์ม Ni บนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาการเคลือบ 30, 60, 90, 120 และ 150 นาที ด้วยเทคนิค XRD แสดงดังภาพที่ 20 เมื่อเปรียบเทียบกับฐานข้อมูล ICDD พบว่า ฟิล์ม Ni ที่เตรียมได้มีโครงสร้างเป็นเฟสแบบ FCC ในระนาบ (111) ที่มุม 2θ ประมาณเท่ากับ 44.6° องศา โดยเฟส FCC ของ Ni ในระนาบ (111) เพิ่มขึ้นเป็นสัดส่วนกับระยะเวลาในการเคลือบ โดยฟิล์ม Ni ที่เคลือบนาน 30 นาที ไม่เกิดฟลักของ Ni โดยสามารถสรุปได้ว่า สำหรับฟิล์ม Ni ที่เตรียมด้วยเทคนิคสปีดเตอร์ริง เคลือบนาน 30 นาที หรือระยะเวลาเคลือบน้อยกว่านี้ได้ ที่กำลังไฟฟ้า 200 W จะได้ฟิล์มที่บางมาก หรือ เกิดการเคลือบที่ไม่สมบูรณ์ นอกจากนี้ผลการวิเคราะห์โครงสร้างยังแสดงให้เห็นถึงเฟสของ Ni ไม่เปลี่ยนแปลงตามระยะเวลาการเคลือบ ยังคงเป็น เฟส FCC ของ Ni ในระนาบ (111) ในระยะเวลาการเคลือบนาน 60-150 นาที ด้วยเทคนิคสปีดเตอร์ริงที่กำลังไฟฟ้า 200 W

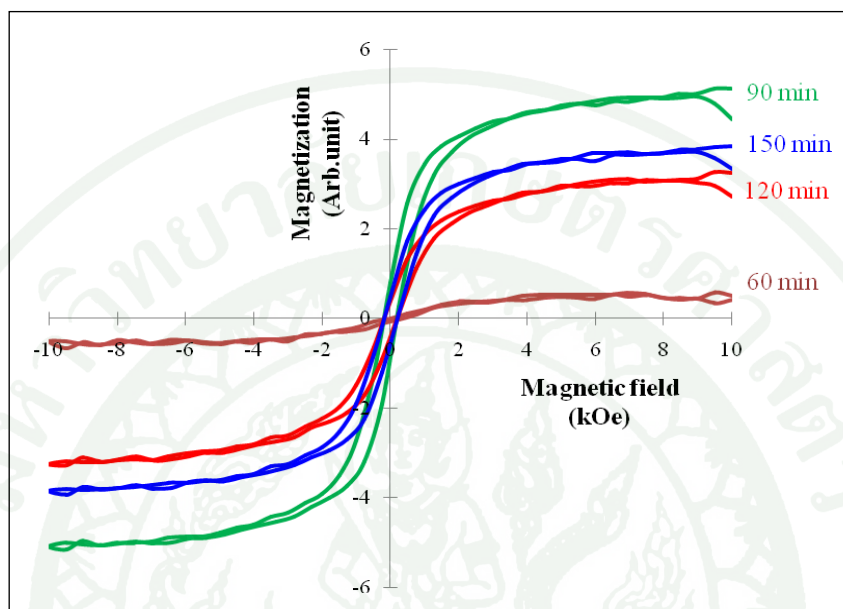


ภาพที่ 20 ผล XRD ของฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบต่าง ๆ กัน

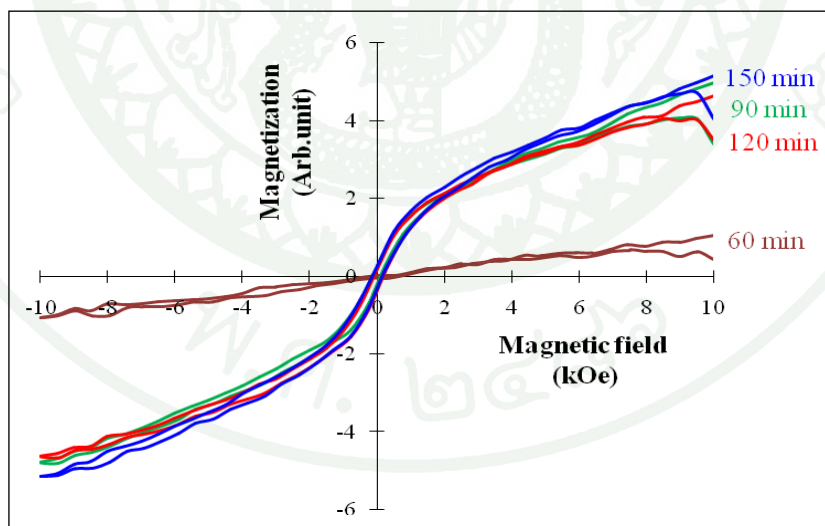
1.2 สมบัติเชิงแม่เหล็กของฟิล์ม Ni

กราฟแมกนีไทเซชันจากการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค VSM ของฟิล์ม Ni บนฐานรองแก้ว ที่ระยะเวลาเคลือบ 30, 60, 90, 120 และ 150 นาที แสดงดังภาพที่ 21 โดยให้ (ก) สนามแม่เหล็กตั้งฉากกับระนาบของฟิล์ม และ (ข) สนามแม่เหล็กขนานกับระนาบของฟิล์ม จากผล VSM พบว่า ฟิล์มที่เคลือบนาน 60, 90, 120 และ 150 นาที แสดงเฟสเฟอร์โรแมกเนติก และฟิล์มที่เคลือบนาน 30 นาที จะไม่แสดงเฟสแม่เหล็กแบบเฟอร์โรแมกเนติก ค่าแมกนีไทเซชันอิ่มตัว (M_s) จะเปลี่ยนแปลงตามระยะเวลาการเคลือบ ในการวัดแบบตั้งฉาก พบว่าฟิล์ม Ni เคลือบนาน 90 นาที มีค่าแมกนีไทเซชันอิ่มตัว (M_s) และแมกนีไทเซชันคงค้าง (M_r) สูงสุด และมีค่ามากกว่าของการวัดแบบให้ สนามแม่เหล็กขนานกับระนาบของฟิล์ม ซึ่งค่าแมกนีไทเซชันอิ่มตัวของวัสดุจะขึ้นกับขนาด และการกระจายของเกรน ฟิล์ม Ni เคลือบนาน 90 นาที มีค่า M_s สูงสุด สามารถอธิบายได้จากฟิล์มมี เกรนขนาดเล็ก และกระจายสม่ำเสมอ ทำให้สามารถมีการจัดเรียงตัวในสนามแม่เหล็กภายนอกได้ดี และง่ายกว่าฟิล์มที่เคลือบนาน 120 และ 150 นาที สำหรับค่าโคเออร์ซิวิตี (H_c) พบว่ามีค่าเพิ่มขึ้นเมื่อระยะเวลาการเคลือบเพิ่มขึ้น ทั้งในทิศที่ทำให้สนามแม่เหล็กขนาน และตั้งฉากกับระนาบ ทั้งนี้ค่า สแควร์เนส (M_r/M_s) มีการเปลี่ยนแปลงน้อยมาก ทั้งในการวัดแบบขนานและตั้งฉากกับระนาบของ ฟิล์ม โดยค่าโคเออร์ซิวิตี (H_c), แมกนีไทเซชันคงค้าง (M_r), แมกนีไทเซชันอิ่มตัว (M_s) และสแควร์ เนส (M_r/M_s) แสดงในตาราง 2 จากผลการวิเคราะห์สมบัติทางแม่เหล็กสามารถสรุปได้ว่าฟิล์ม Ni ที่

ระยะเวลาเคลือบ 90 นาที มีค่า M_s สูงสุด กับค่า H_c ปานกลางเมื่อเทียบกับฟิล์มที่เคลือบที่ระยะเวลาอื่น ๆ



(ก)



(ข)

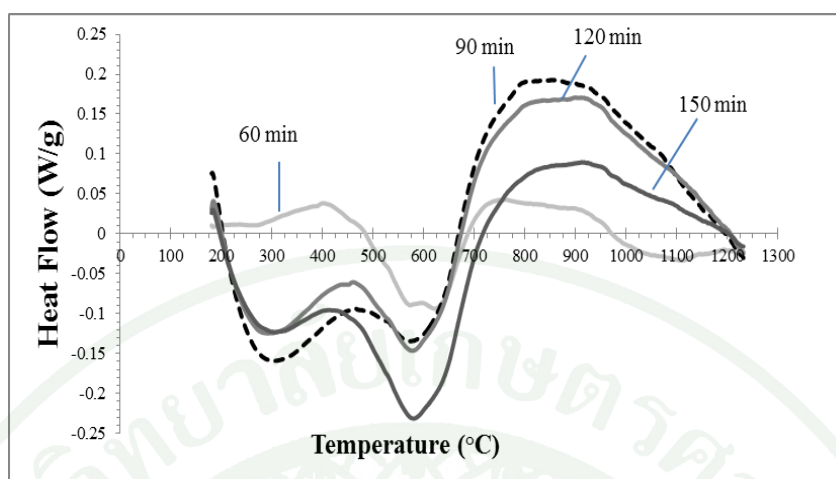
ภาพที่ 21 ผล VSM ของฟิล์ม Ni (ก) สนามแม่เหล็กตั้งฉากกับพื้นผิวของฟิล์ม และ (ข) สนามแม่เหล็กขนานกับระนาบของฟิล์ม

ตารางที่ 2 พารามิเตอร์ทางแม่เหล็กของฟิล์ม Ni ที่ระยะเวลาเคลือบต่าง ๆ กัน

เวลาเคลือบ (นาทื)	สนามแม่เหล็กตั้งฉากกับระนาบของฟิล์ม				สนามแม่เหล็กขนานกับระนาบของฟิล์ม			
	H_c (Oe)	M_r (Arb.unit)	M_s (Arb.unit)	M_r/M_s	H_c (Oe)	M_r (Arb.unit)	M_s (Arb.unit)	M_r/M_s
60	-	-	0.62	-	-	-	1.05	-
90	190	0.53	5.14	0.102	127	0.24	4.88	0.05
120	193	0.26	3.27	0.078	148	0.29	4.65	0.06
150	205	0.30	3.89	0.077	158	0.30	5.16	0.06

1.3 สมบัติเชิงความร้อนของฟิล์ม Ni

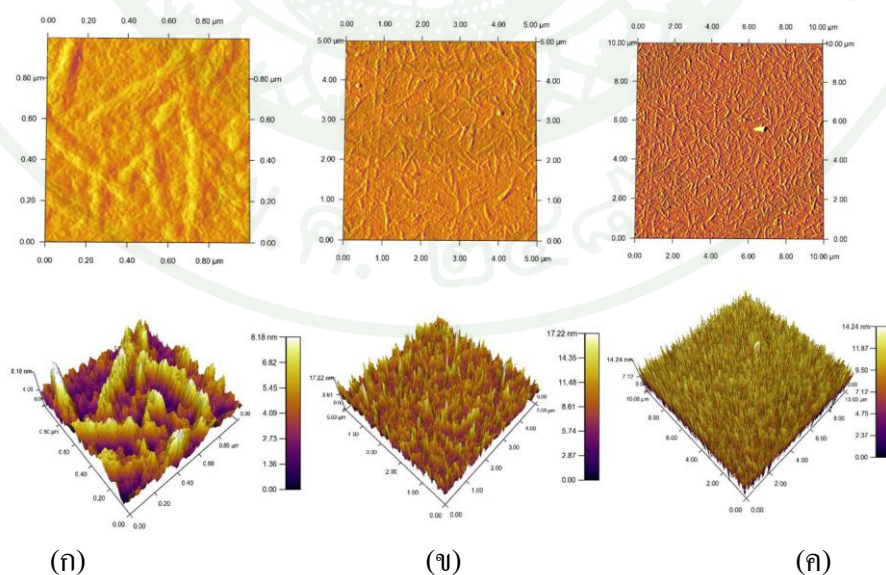
ผลการศึกษาสมบัติทางความร้อนของฟิล์ม Ni บนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบ 30, 60, 90, 120 และ 150 นาที่ด้วยเทคนิค DTA ในช่วงอุณหภูมิ 200 – 1200 °C ด้วยอัตราการให้ความร้อน 40 °C/นาที่ แสดงดังภาพที่ 22 จากการวัดพบว่า ฟิล์ม Ni ทั้งหมดแสดงพีคการคายความร้อนที่อุณหภูมิ 800 °C และพีคการดูดกลืนความร้อนที่อุณหภูมิ 570 °C โดยพีคของการคายความร้อนหลัก เกิดจากการคายพลังงานในการแยกอะตอมของ Ni ออกจากฐานรองแก้ว และที่อุณหภูมิ 570 °C เป็นการดูดกลืนพลังงานเพื่อเปลี่ยนแปลงเฟสจึง เกิดกระบวนการจัดเรียงตัวใหม่ของอะตอม Ni ในโครงสร้างผลึก และพบว่าฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบ 90 นาที่ มีการคายความร้อนที่มีพื้นที่มากที่สุด ซึ่งอธิบายได้ว่า เป็นการคายความร้อนในการแยกเฟส และจัดเรียงโครงสร้างผลึกใหม่ เนื่องจากฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบ 90 นาที่ มีความขรุขระต่ำสุด และขนาดของเกรนสม่ำเสมอ สำหรับพีคดูดความร้อนที่อุณหภูมิ 570 °C เป็นการดูดความร้อนเนื่องจากการหลอมเหลวของ Ni_2O_3 นอกจากนี้ฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบนาน 90, 120 และ 150 นาที่ ยังแสดงพีคคายความร้อนอื่นที่อุณหภูมิ 350 °C แต่ฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบ 60 นาที่ แสดงพีครองของการคายความร้อนที่อุณหภูมิ 400 °C สำหรับพีคดูดกลืนความร้อนนี้เป็นการดูดกลืนความร้อนเพื่อลดข้อบกพร่องและผลกระทบในโครงร่างผลึก พีคการคายความร้อนที่อุณหภูมิ 400 °C ของฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบ 150 นาที่ ตรงกับกระบวนการจัดเรียงอะตอมในโครงร่างผลึก



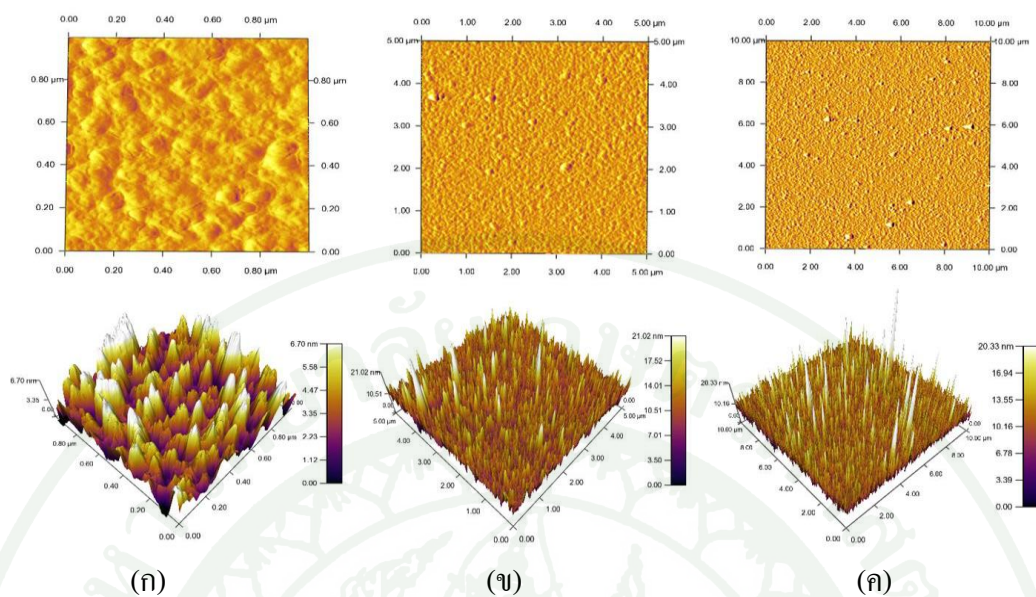
ภาพที่ 22 ผล DTA ของฟิล์ม Ni ที่ระยะเวลาเคลือบต่าง ๆ กัน

1.4 สมบัติเชิงพื้นผิวของฟิล์ม Ni

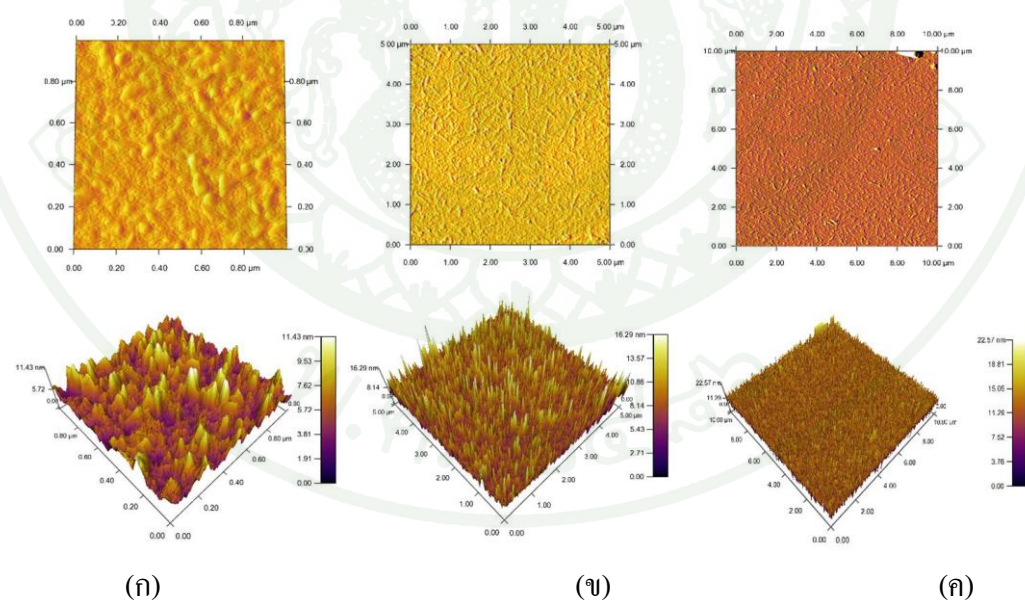
ผลการวิเคราะห์สมบัติเชิงพื้นผิวด้วยเทคนิค AFM แบบ 2 มิติ และ 3 มิติ บนขนาดพื้นที่สแกน $1 \times 1 \mu\text{m}^2$, $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ ของฟิล์ม Ni บนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบ 30, 60, 90, 120 และ 150 นาที แสดงดังภาพที่ 23 - 28



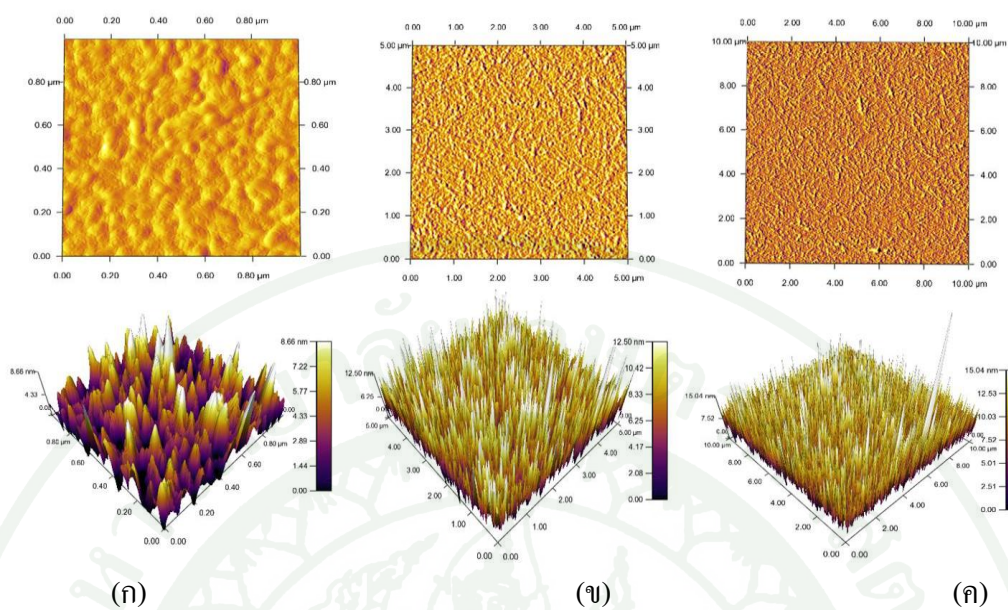
ภาพที่ 23 ผล AFM ของฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบ 30 นาที พื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$



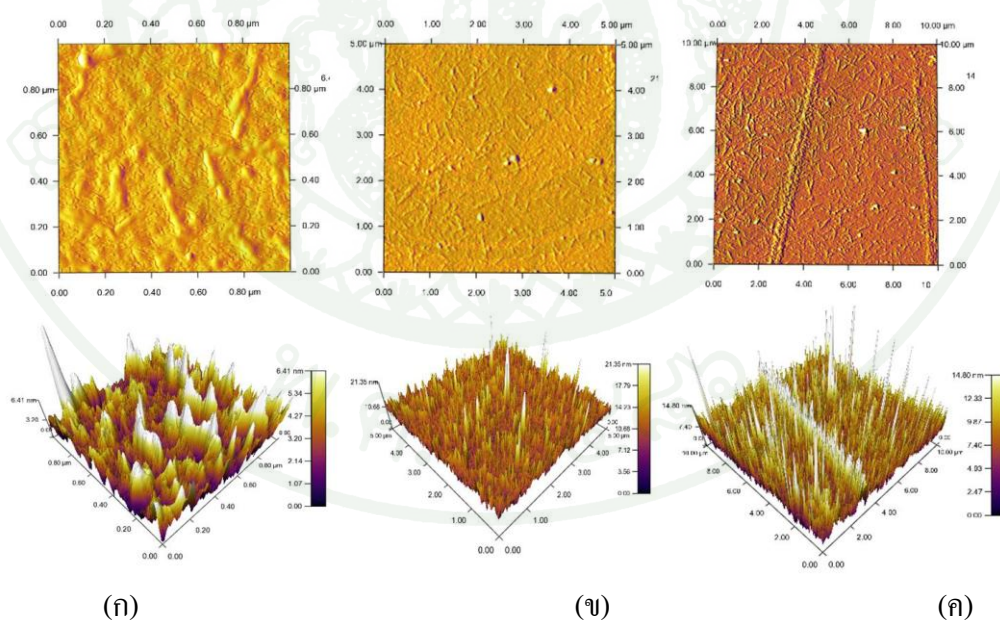
ภาพที่ 24 ผล AFM ของฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบ 60 นาที พื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$



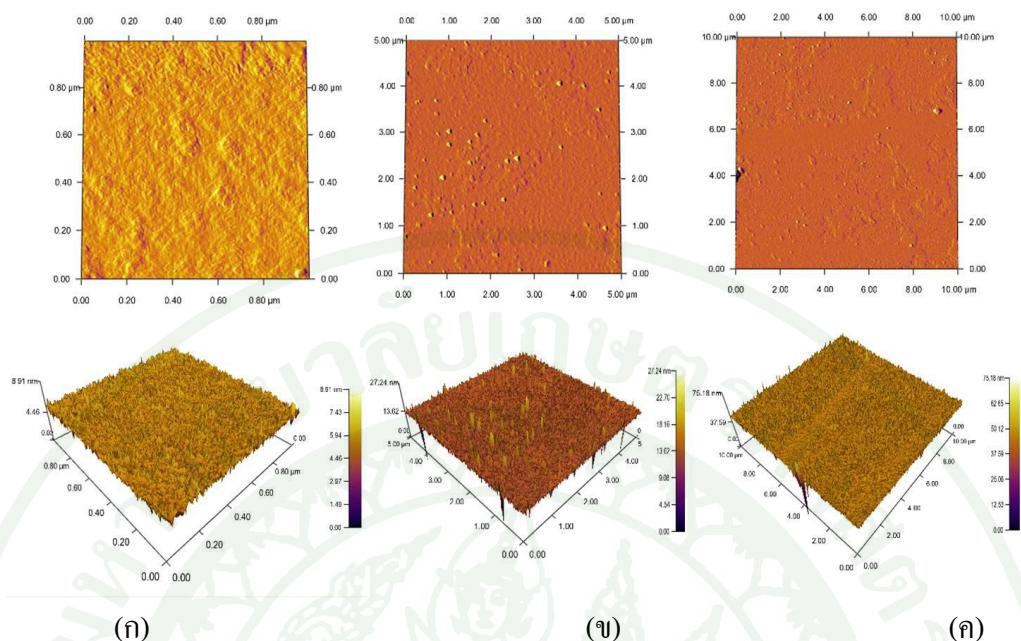
ภาพที่ 25 ผล AFM ของฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบ 90 นาที พื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$



ภาพที่ 26 ผล AFM ของฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบ 120 นาที พื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$



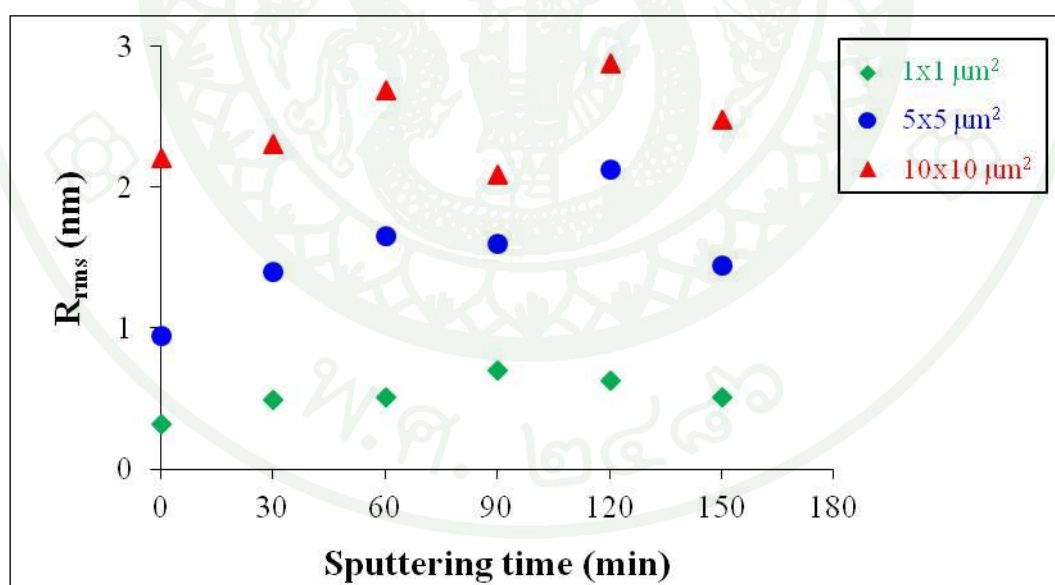
ภาพที่ 27 ผล AFM ของฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบ 150 นาที พื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$



ภาพที่ 28 ผล AFM ของฐานรองแก้วพื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ(ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$

จากผล AFM พบว่า พื้นผิวหน้าของฟิล์ม Ni มีการเปลี่ยนรูปร่าง ขนาด และกระจายของเกรนตามระยะเวลาการเคลือบ โดยในฟิล์ม Ni ที่เคลือบนาน 30 นาที และ 150 นาที เกรนจะมีลักษณะเป็นคอลลอยด์ ซึ่งฟิล์ม Ni ที่เคลือบนาน 30 นาที เกรนรูปร่างลักษณะเป็นคอลลอยด์ขนาดค่อนข้างใหญ่ ติดกันเป็นแนว ขณะที่เวลาเคลือบ 150 นาที เกรนมีลักษณะเป็นคอลลอยด์ขนาดเล็ก และสั้นมาก ส่วนฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบ 60, 90 และ 120 นาที มีลักษณะโครงสร้างเป็นเกรนรูปร่างต่างกัน สังเกตพบว่า ฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบ 90 นาที มีลักษณะโครงสร้างเป็นเกรนขนาดเล็กที่สุด และพื้นผิวมีความขรุขระน้อยที่สุด สำหรับฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบ 60 นาที โครงสร้างประกอบด้วยเกรนขนาดใหญ่ที่สุด และมีการกระจายที่สม่ำเสมอ จากผลของการศึกษาสมบัติทางพื้นผิวสามารถสรุปได้ว่า ฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบ 90 นาที มีพื้นที่ผิวเรียบที่สุด และความขรุขระสม่ำเสมอ ผลการทดลองยังแสดงให้เห็นว่าโครงสร้างลักษณะพื้นผิวของฟิล์มที่เตรียมด้วยเทคนิคสปีดเทอริงสามารถปรับเปลี่ยนให้เหมาะสมได้ โดยการเปลี่ยนระยะเวลาในการเคลือบ ดังนั้นขั้นตอนการเกิดฟิล์ม Ni บนฐานรองแก้วที่เคลือบด้วยเทคนิคสปีดเทอริง สามารถแบ่งออกเป็น 3 ขั้นตอน คือ ตอนเริ่มต้นของกระบวนการเคลือบ อะตอมของสารเคลือบจะเกาะเป็นกลุ่มก้อนบนฐานรองแก้ว และต่อขยายออกมีโครงสร้างเป็นคอลลอยด์บนพื้นผิวของฐานรองแก้ว ในขั้นตอนที่สอง เกรนที่เป็นคอลลอยด์แยกออก และมีความสูงระดับหนึ่ง ทำให้มีโครงสร้างเป็นเกรนอีกครั้ง และขั้นตอนสุดท้าย อะตอมของสารเคลือบเริ่มต้นจะเกาะเป็นกลุ่มจึงทำให้เกรนมีโครงสร้างเป็น

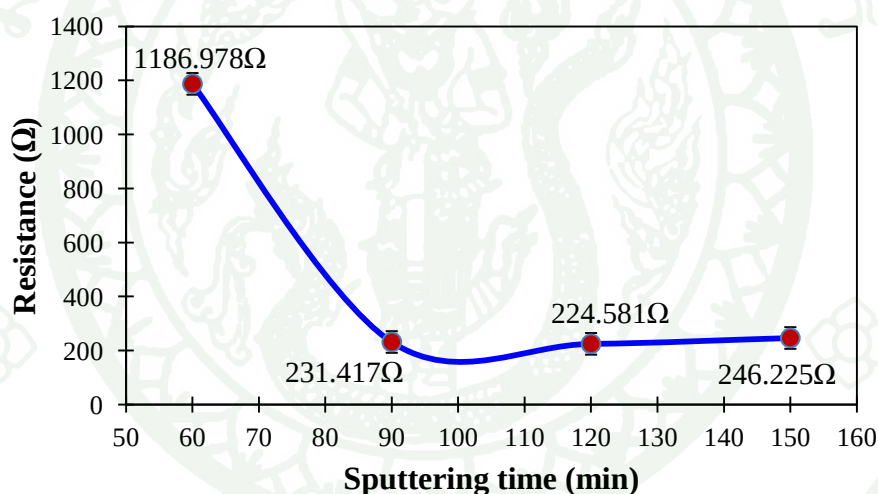
คอลัมน์ และเข้าสู่ขั้นตอนเริ่มต้นของกระบวนการเคลือบอีกครั้ง เมื่อเปรียบเทียบลักษณะพื้นผิวฟิล์มกับฐานรองแก้ว พบว่าโครงสร้างพื้นผิวของฐานรองแก้วลักษณะรูปร่างเป็นแกรนูลที่เล็กและละเอียดมาก ความขรุขระของพื้นผิวแก้ว (R_{rms}) 0.325 และ 2.21 nm บนพื้นที่สแกน $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ และ $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ ตามลำดับ ความขรุขระพื้นผิวของฟิล์ม Ni ที่เปลี่ยนแปลงตามระยะเวลาเคลือบแสดงดังภาพที่ 29 ฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบ 90 นาที แสดงค่าความขรุขระสูงสุด 0.705 nm บนพื้นที่สแกน $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ และมีค่าความขรุขระต่ำสุด 2.09 nm บนพื้นที่สแกน $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ ผลนี้ยืนยันได้ว่าฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบนาน 90 นาที มีพื้นผิวเรียบที่สุด โดยในพื้นที่ขนาดใหญ่ของฟิล์ม Ni บนฐานรองแก้วมีความขรุขระสม่ำเสมอ เช่น ขนาดของเกรนที่เป็นแกรนูลขนาดเล็กที่สุด ซึ่งอยู่ในช่วงขั้นตอนที่สองของกระบวนการเคลือบ ฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบ 60 นาที พื้นผิวมีความขรุขระสูง 2.69 nm และฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบ 120 นาที พื้นผิวมีความขรุขระสูงสุด 2.88 nm บนพื้นที่สแกน $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ ผลนี้ตรงกับช่วงสุดท้ายของขั้นตอนเริ่มต้น และช่วงแรกขั้นตอนสุดท้าย ตามลำดับ ซึ่งสามารถสรุปได้ว่า ความขรุขระพื้นผิวของฟิล์ม Ni ขึ้นอยู่กับระยะเวลาเคลือบ ในการทดลองนี้ฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบ 90 นาที พื้นผิวมีความขรุขระสม่ำเสมอและเรียบที่สุด



ภาพที่ 29 ความขรุขระของฐานรองแก้ว และฟิล์ม Ni ที่ระยะเวลาเคลือบต่าง ๆ กัน 30 นาที, 60 นาที, 90 นาที, 120 นาที และ 150 นาที ที่พื้นที่สแกนต่าง ๆ กัน

1.5 ความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์ม Ni

ผลการวัดความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์ม Ni บนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบ 30, 60, 90, 120 และ 150 นาที พบว่า ความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์ม Ni เปลี่ยนแปลงเป็นฟังก์ชันกับเวลาเคลือบ แสดงดังภาพที่ 30 พบว่าความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์ม Ni ลดลงเมื่อระยะเวลาเคลือบเพิ่มขึ้น โดยฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบ 60 นาที มีความต้านทานไฟฟ้าสูงสุด 1,187 Ω สำหรับฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบ 90, 120 และ 150 นาที มีความต้านทานไฟฟ้า 232, 225 และ 246 Ω ตามลำดับ ผลความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์ม Ni สามารถยืนยันได้ว่า เมื่อเวลาเคลือบเพิ่มขึ้นการเรียงตัวของอะตอม Ni หนาแน่นมากขึ้น และทำให้ความหนาของฟิล์ม Ni เพิ่มขึ้น การไหลของกระแสจะไหลได้ดีกว่าจึงมีผลทำให้ความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์ม Ni ลดลง เมื่อระยะเวลาเคลือบนานขึ้น



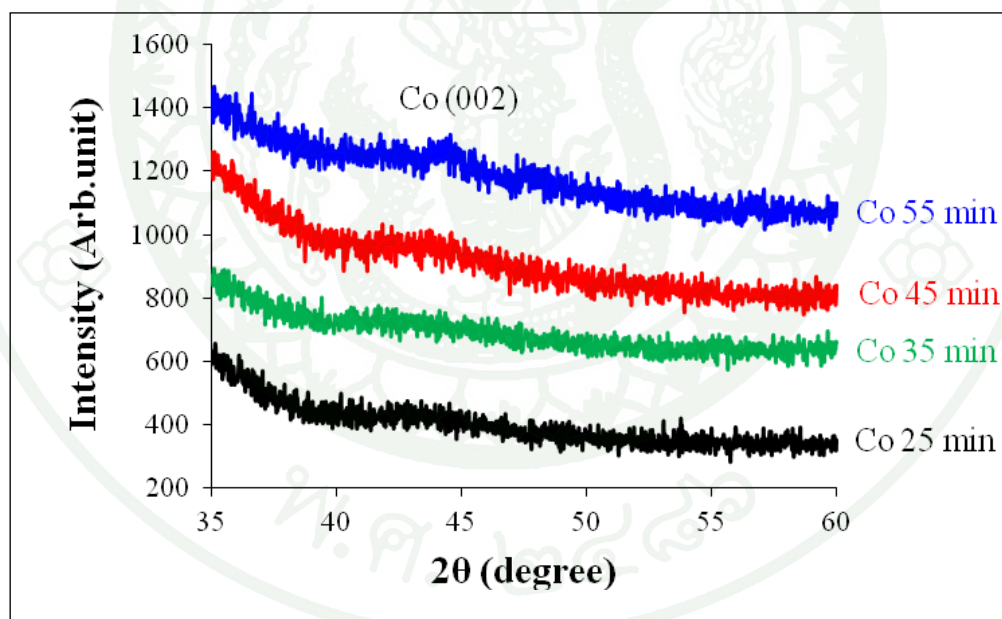
ภาพที่ 30 ความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบต่าง ๆ กัน

จากผลการวิเคราะห์สามารถสรุปได้ว่า ฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบต่าง ๆ กัน เตรียมโดยอาร์เอฟสเปคเตอร์ริง ในก๊าซอาร์กอน และกำลังคงที่ 200 W ได้ฟิล์ม Ni มีโครงสร้างเฟสแบบ FCC ในระนาบ (111) ฟิล์ม Ni ที่เวลาเคลือบ 90 นาที มีค่า M_s สูงสุด กับ H_c ปานกลาง และพื้นผิวของฟิล์มมีความขรุขระสม่ำเสมอและเรียบที่สุด นอกจากนี้ คุณสมบัติทางแม่เหล็ก โครงสร้าง และความขรุขระพื้นผิวของฟิล์ม Ni ที่เตรียมด้วยอาร์เอฟสเปคเตอร์ริงสามารถปรับปรุงให้เหมาะสมด้วยเวลาเคลือบฟิล์ม

2. फिल्म Co ที่ความหนาของฟิล์มต่าง ๆ กัน

2.1 สมบัติเชิงโครงสร้างของฟิล์ม Co

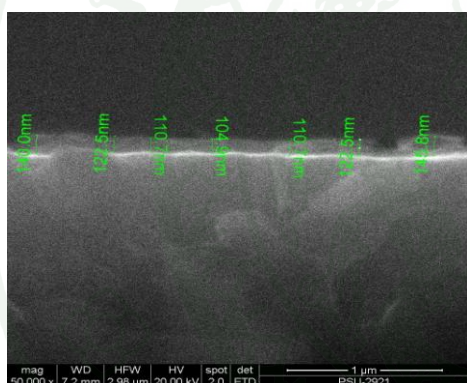
ผลการวิเคราะห์สมบัติเชิงโครงสร้างของฟิล์ม Co บนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบ 25, 35, 45 และ 55 นาที ด้วยเทคนิค XRD แสดงดังภาพที่ 31 เมื่อเปรียบเทียบกับฐานข้อมูล ICDD พบว่า ฟิล์ม Co ที่เตรียมได้มีโครงสร้างเฟสเป็นแบบ HCP ในระนาบ (002) ที่มุม 2θ ประมาณเท่ากับ 44.606 องศา โดยเฟส HCP ของ Co ในระนาบ (002) เพิ่มขึ้นเป็นสัดส่วนกับระยะเวลาในการเคลือบฟิล์ม นอกจากนี้ผลการวิเคราะห์โครงสร้างยังแสดงให้เห็นถึงเฟสของ Co ไม่เปลี่ยนแปลงตามระยะเวลาการเคลือบ ยังคงเป็นเฟส HCP ของ Co ในระนาบ (002) ในระยะเวลาการเคลือบนาน 25-55 นาที ด้วยเทคนิคอาร์เอฟสเปคโตริงที่กำลังไฟฟ้า 200 W



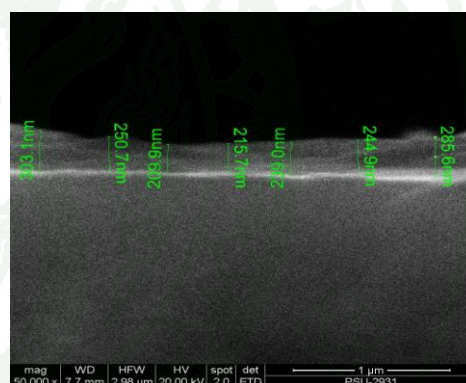
ภาพที่ 31 ผล XRD ของฟิล์ม Co ที่เวลาเคลือบต่าง ๆ กัน

2.2 ความหนาของฟิล์ม Co

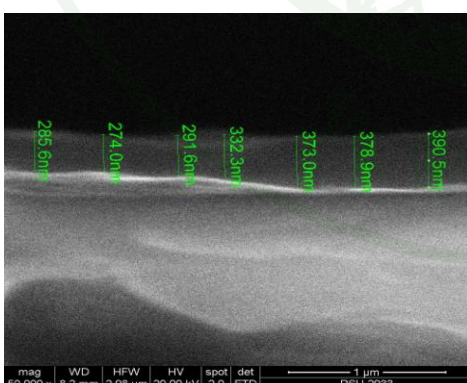
ผลการวิเคราะห์พื้นผิวภาคตัดขวางและความหนาของฟิล์ม Co ที่ระยะเวลาเคลือบ 25, 35, 45 และ 55 นาที ด้วยเทคนิค SEM แสดงดังภาพที่ 32 จากการวัดความหนาของฟิล์ม Co ที่ระยะเวลาเคลือบ 25, 35, 45 และ 55 นาที ตรงกับความหนาเฉลี่ย 122, 250, 332 และ 395 nm ตามลำดับ โดยความหนาที่พล็อตในภาพที่ 33 เป็นการประมาณสัดส่วนของอัตราเคลือบฟิล์ม ซึ่งความสัมพันธ์เชิงเส้นนี้สามารถใช้ในการประมาณความหนาของฟิล์มในกรณีเวลาเคลือบน้อยกว่า 25 นาทีและมากกว่า 55 นาที และจากการทดลองนี้อัตราการเคลือบฟิล์ม Co ด้วยเทคนิคอาร์เอฟสปีดเตอร์ริงในความดันก๊าซอาร์กอน $\sim 1 \times 10^{-3}$ mbar และกำลังไฟฟ้า 200 วัตต์ โดยประมาณเท่ากับ 7–9 nm/min



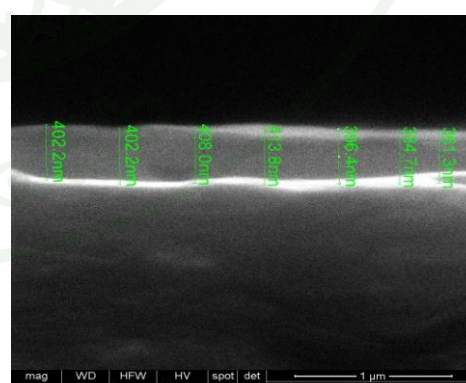
(ก)



(ข)

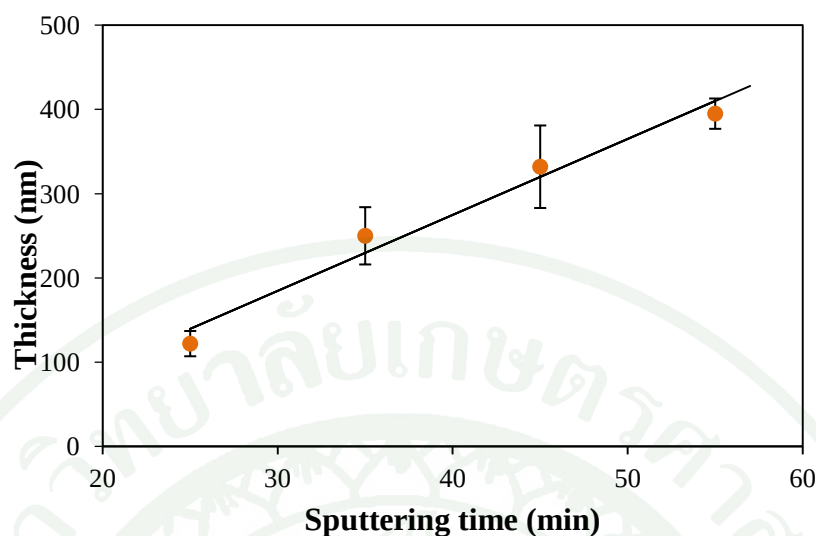


(ค)



(ง)

ภาพที่ 32 แสดงผล SEM ของฟิล์ม Co (ก) 25 นาที (ข) 35 นาที (ค) 45 นาที และ (ง) 55 นาที



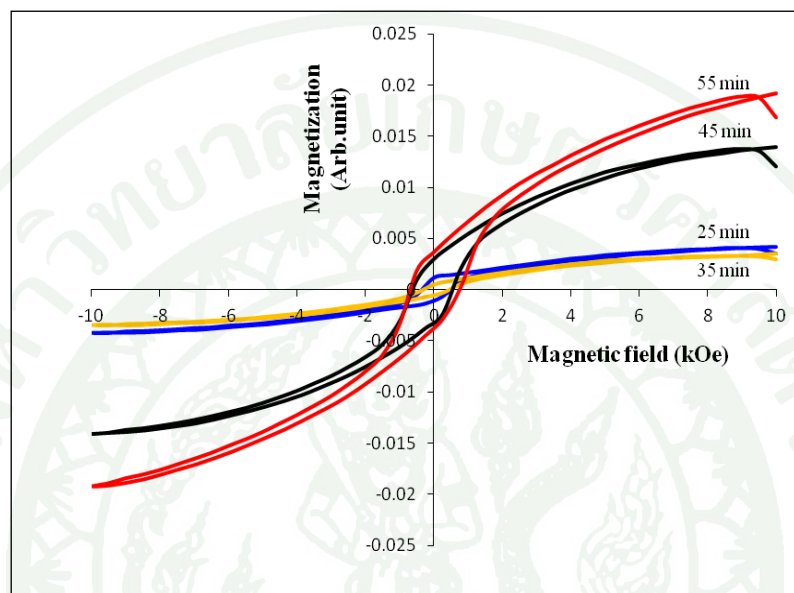
ภาพที่ 33 ความหนาของฟิล์ม Co ที่เวลาเคลือบต่าง ๆ กัน

2.3 สมบัติเชิงแม่เหล็กของฟิล์ม Co

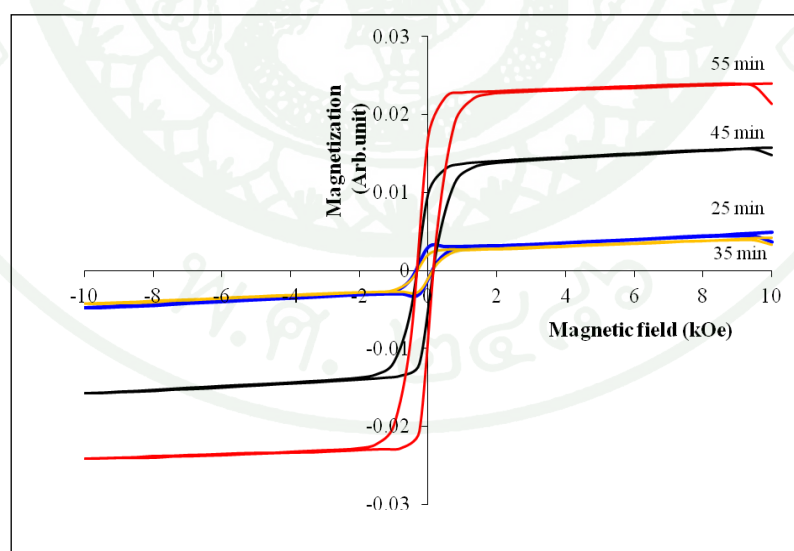
ผลการวิเคราะห์สมบัติทางแม่เหล็กด้วยเทคนิค VSM ของฟิล์ม Co ที่ระยะเวลาเคลือบ 25, 35, 45 และ 55 นาที แสดงดังภาพที่ 34 เปรียบเทียบฮิสเทอรีซิสลูปของฟิล์ม Co ที่เวลาเคลือบ 25 - 55 นาที ตรงกับความหนา 122 – 395 nm ในสนามแม่เหล็กทั้งแบบขนานและตั้งฉากกับพื้นผิวของฟิล์ม พบว่า ฟิล์ม Co แสดงคุณสมบัติเป็นเฟอร์โรแมกเนติก และมีแมกนีโตเซชันอิ่มตัวในสนามแม่เหล็ก ± 10 kOe

พารามิเตอร์ต่างๆ ทางแม่เหล็กแสดงในตาราง 3 จากผลการทดลองค่าแมกนีโตเซชันอาจไม่เกี่ยวข้องกับความหนาของฟิล์มทั้งนี้อาจเป็นเพราะความหนาของฟิล์มอาจเปลี่ยนแปลงโครงสร้างผลึก และเกรน ในกรณีนี้เปรียบเทียบแมกนีโตเซชันของฟิล์ม Co ที่ระยะเลาเคลือบ 25 และ 35 นาที (ความหนา 122 และ 250 nm ตามลำดับ) การไม่เพิ่มขึ้นของค่าแมกนีโตเซชันตามความหนาอาจจะสามารถอธิบายจากออกซิเดชันที่พื้นผิวของฟิล์ม ซึ่งจะเด่นชัดในฟิล์มที่บางทำให้สมบัติทางแม่เหล็กเปลี่ยนแปลงไม่เกี่ยวข้องกับความหนา แต่จะเปลี่ยนไปเล็กน้อยเมื่อฟิล์มมีความหนามากกว่าชั้นออกซิเดชัน ดังนั้นในฟิล์ม Co ที่ระยะเลาเคลือบ 45 และ 55 นาที (ความหนา 332 และ 395 nm ตามลำดับ) ค่าแมกนีโตเซชันคงค้าง และแมกนีโตเซชันอิ่มตัวสูงขึ้นเมื่อความหนาเพิ่มขึ้น โดยทั่วไปเป็นเพราะการก่อตัวของเกรนในฟิล์มแม่เหล็ก สิ่งที่น่าสนใจ คือ สนามโคเออร์ซีฟของฟิล์มเหล่านี้จะเพิ่มขึ้นโดยเฉพาะในกรณีของแมกนีโตเซชันตั้งฉาก คุณสมบัติทางแม่เหล็ก

เหล่านี้บ่งบอกว่าเวลาเคลือบที่เพิ่มขึ้นทำให้เกรนยึดออกตั้งฉากกับพื้นผิวของฟิล์ม และปรับเปลี่ยนรูปร่างเป็นแอนไอโซโทรปี โดยแตกต่างกับในกรณีแมกนีโดเซชันนานซึ่งค่าสนามโคเออร์ซิฟก่อนข้างคงที่เพราะการก่อตัวของเกรนไม่ชัดเจนสังเกตในทิศทางขนานกับพื้นผิวของฟิล์ม



(ก)



(ข)

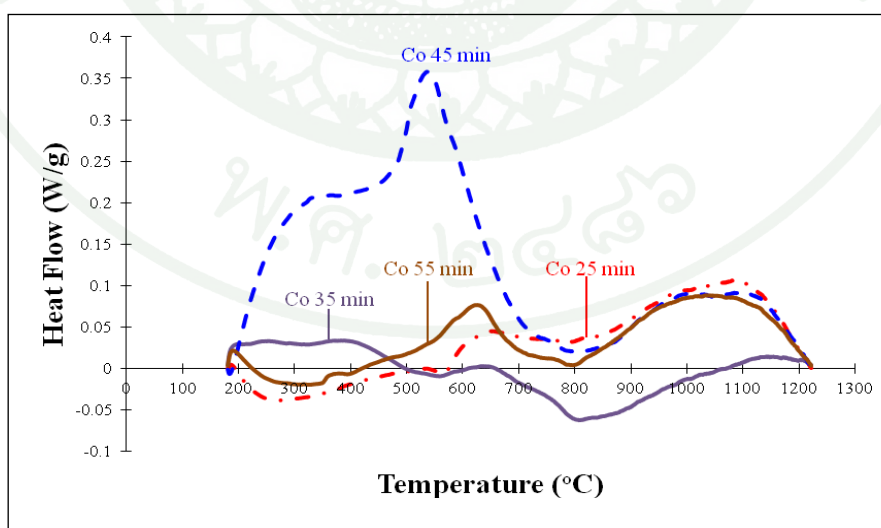
ภาพที่ 34 ผล VSM ของฟิล์ม Co ในกรณีสนามแม่เหล็ก (ก) ตั้งฉาก และ (ข) ขนานกับพื้นผิวของฟิล์ม Co ที่ระยะเวลาเคลือบต่าง ๆ กัน

ตารางที่ 3 ค่าสนามโคเออร์ซีฟ (H_c), แมกนีไทเซชันอิ่มตัว (M_s) และแมกนีไทเซชันคงค้าง (M_r) ของฟิล์ม Co ที่เวลาเคลือบต่างๆ กัน

เวลาเคลือบ (min)	ความหนาฟิล์ม (nm)	สนามแม่เหล็กตั้งฉาก			สนามแม่เหล็กขนาน		
		H_c (Oe)	M_s (Arb.unit)	M_r (Arb.unit)	H_c (Oe)	M_s (Arb.unit)	M_r (Arb.unit)
25	122 ± 15	489.8	0.0041	0.0013	120.6	0.0048	0.0025
35	250 ± 34	459.7	0.0035	0.0005	125.6	0.0043	0.0015
45	332 ± 49	540.1	0.0140	0.0030	149.5	0.0157	0.0075
55	395 ± 18	748.6	0.0192	0.0037	159.5	0.0240	0.0130

2.4 สมบัติเชิงความร้อนของฟิล์ม Co

ผลการศึกษาสมบัติทางความร้อนของฟิล์ม Co บนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบ 25, 35, 45 และ 55 นาที ด้วยเทคนิค DTA ในช่วงอุณหภูมิ 200 – 1200 °C ด้วยอัตราการให้ความร้อน 40 °C/นาที แสดงดังภาพที่ 35

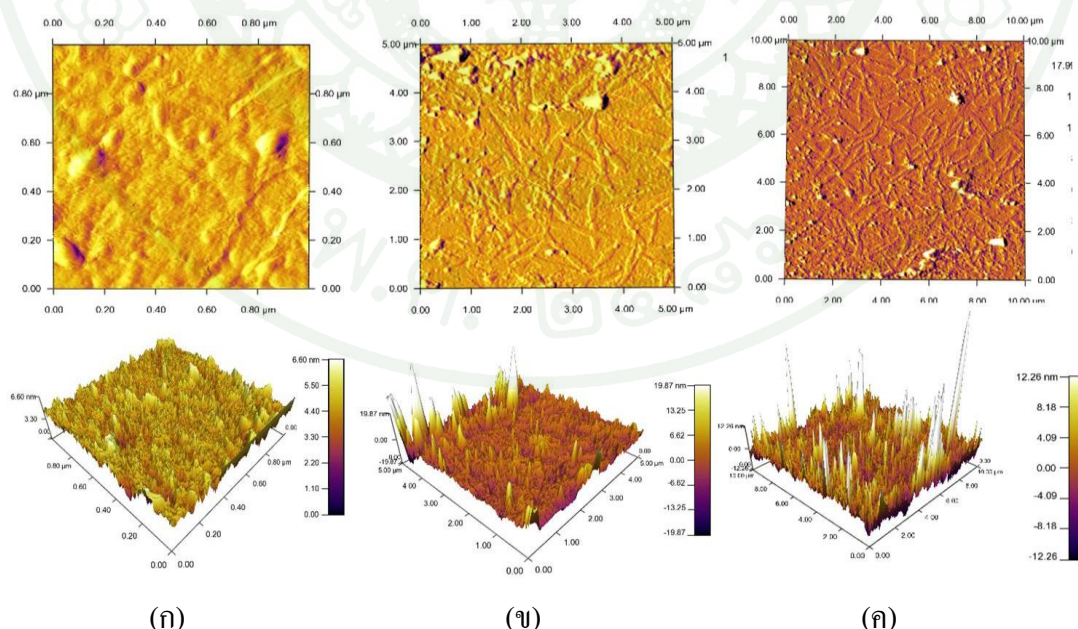


ภาพที่ 35 ผล DTA ของฟิล์ม Co ที่ระยะเวลาเคลือบต่าง ๆ กัน

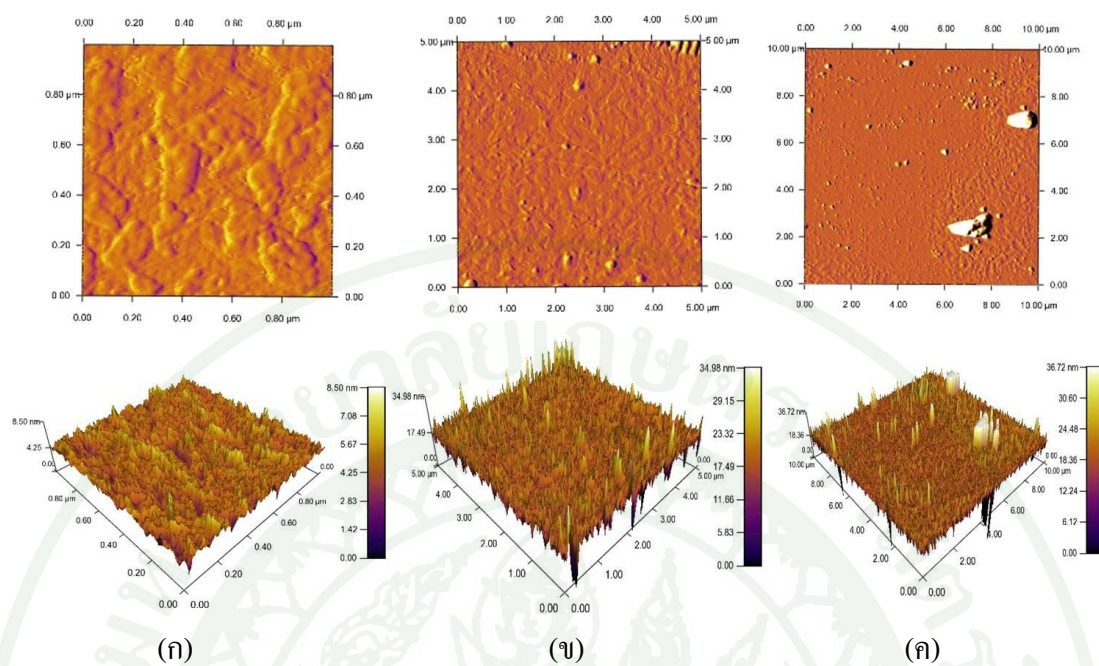
จากการศึกษา พบว่า ฟิล์ม Co ที่เวลาเคลือบ 25, 35 และ 55 นาที่ แสดงฟิสิกของการคายความร้อนที่อุณหภูมิ 630 °C และที่เวลาเคลือบ 45 นาที่ แสดงฟิสิกการคายความร้อนที่อุณหภูมิ 550 °C และฟิสิกการดูดกลืนความร้อนที่อุณหภูมิ 800 °C โดยฟิสิกคายความร้อนหลักเกิดจากการคายพลังงานในการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างเฟสของผลึก Co จาก Co เฟส HCP เป็น Co เฟส FCC และที่อุณหภูมิ 800 °C เกิดกระบวนการจัดเรียงตัวใหม่ของอะตอม Co ในโครงสร้างผลึก และแยกเฟสของออกไซด์ และยังพบว่าฟิล์ม Co ที่ระยะเวลาเคลือบ 45 นาที่ มีการคายความร้อนที่มีพื้นที่มากที่สุด ซึ่งเป็นการคายความร้อนในการแยกเฟส และการจัดเรียงตัวใหม่ เนื่องจากฟิล์ม Co ที่ระยะเวลาเคลือบ 45 นาที่ มีการจัดเรียงตัว และขนาดของเกรนสม่ำเสมอ นอกจากนี้ฟิล์ม Co ทั้งหมดยังแสดงฟิสิกของการคายความร้อนที่อุณหภูมิ 1000 °C สำหรับฟิสิกดูดกลืนความร้อนนี้เป็นการดูดกลืนความร้อนเพื่อลดข้อบกพร่อง และผลกระทบในโครงสร้างผลึก

2.5 สมบัติเชิงพื้นผิวของฟิล์ม Co

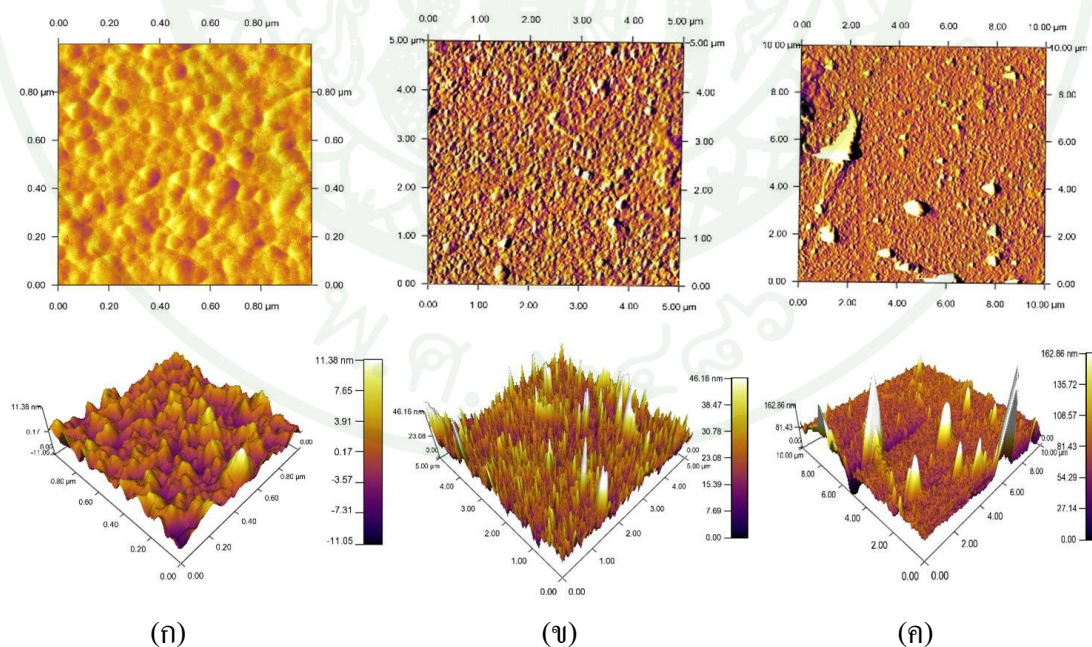
ผลการวิเคราะห์สมบัติเชิงพื้นผิวด้วยเทคนิค AFM แบบ 2 มิติ และ 3 มิติ บนขนาดพื้นที่สแกน $1 \times 1 \mu\text{m}^2$, $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ ของฟิล์ม Co บนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบ 25, 35, 45 และ 55 นาที่ แสดงดังภาพที่ 36 - 39



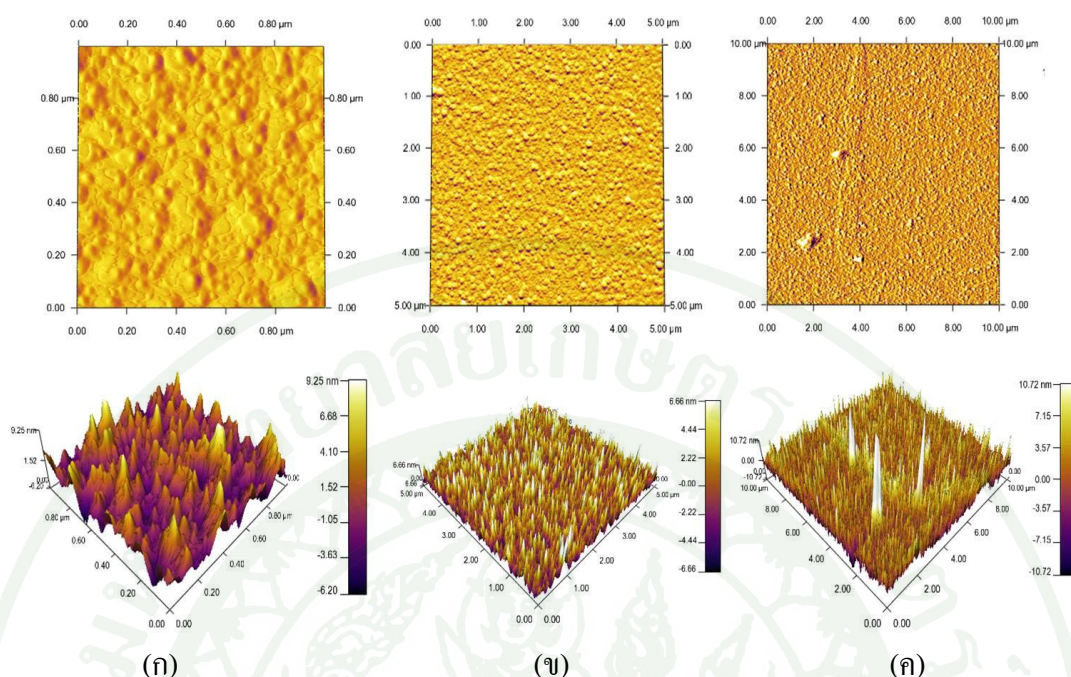
ภาพที่ 36 ผล AFM ของฟิล์ม Co ที่เวลาเคลือบ 25 นาที่ พื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$



ภาพที่ 37 ผล AFM ของฟิล์ม Co ที่เวลาเคลือบ 35 นาที พื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$

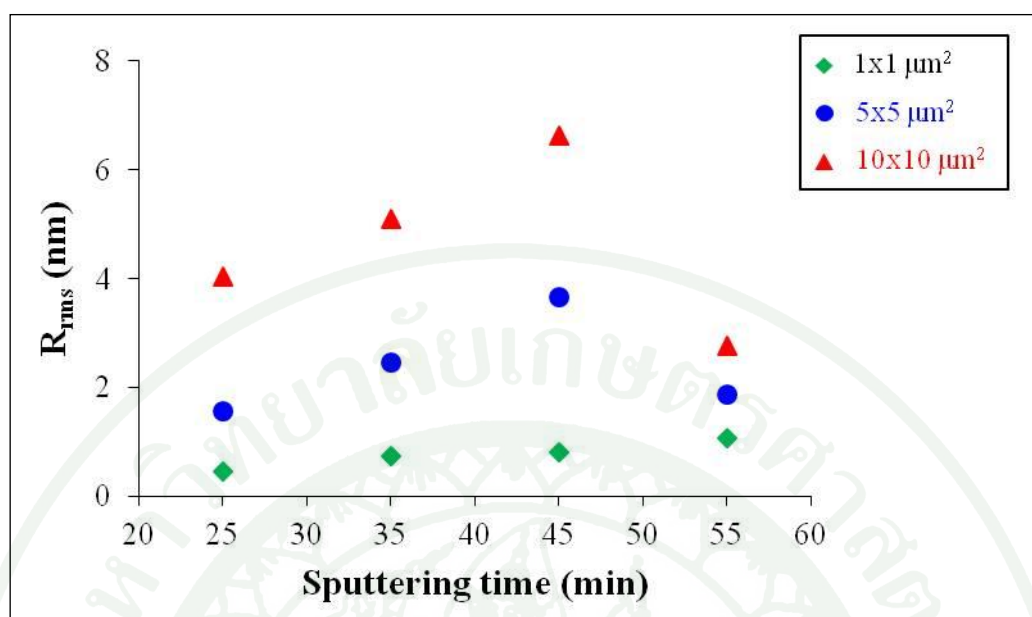


ภาพที่ 38 ผล AFM ของฟิล์ม Co ที่เวลาเคลือบ 45 นาที พื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$



ภาพที่ 39 ผล AFM ของฟิล์ม Co ที่เวลาเคลือบ 55 นาที พื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$

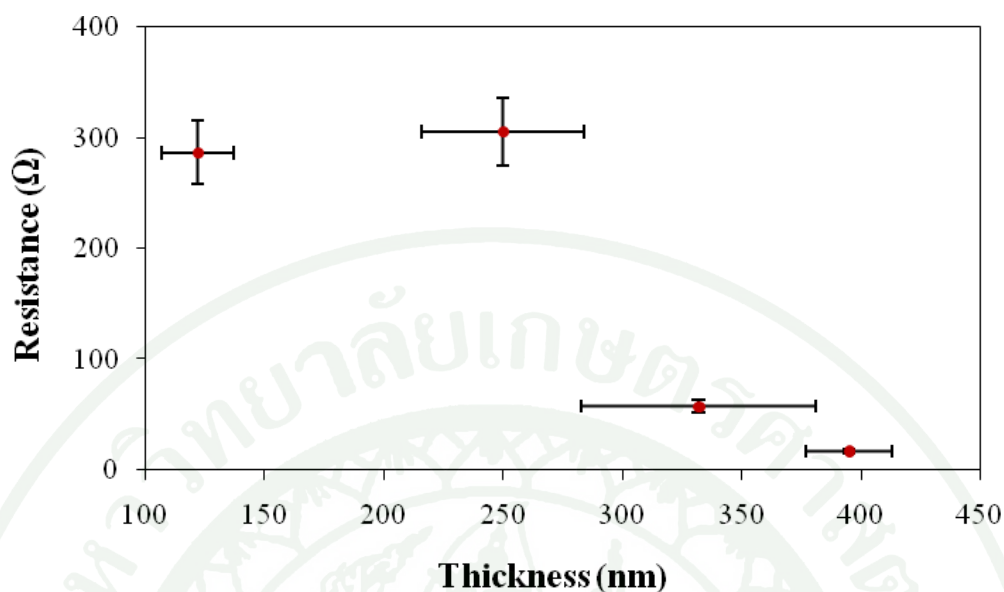
จากผลการศึกษาสมบัติเชิงพื้นผิวของฟิล์ม Co ด้วยเทคนิค AFM พบว่า ลักษณะพื้นผิวโดยทั่วไปของฟิล์ม Co ทั้งหมดมีความต่อเนื่อง โดยฟิล์ม Co ที่ระยะเวลาเคลือบ 25 และ 35 นาที มีองค์ประกอบของเกรนเป็นรูปหลายเหลี่ยมย่อย ๆ ติดต่อกันเป็นแนว ในระดับไมครอนจำนวนมากอย่างชัดเจน และมีขนาดใหญ่ขึ้น ขณะที่ฟิล์ม Co ที่ระยะเวลาเคลือบ 45 และ 55 นาที โครงสร้างของเกรนมีองค์ประกอบเป็นเกรนโดยขนาดเกรนที่ระยะเวลาเคลือบ 45 นาที มีขนาดใหญ่กว่า และการกระจายของเกรนค่อนข้างสม่ำเสมอ แต่ในการก่อตัวสม่ำเสมอจะเป็นการก่อตัวแบบสุ่มทำให้เกรนมีการกระจายมากขึ้น ผลที่ตามมา คือ มีความขรุขระเพิ่มขึ้นเมื่อเวลาเคลือบฟิล์มเพิ่มขึ้น ภาพที่ 40 เปรียบเทียบความขรุขระพื้นผิวของฟิล์ม Co ที่เวลาเคลือบ 25, 35, 45 และ 55 นาที ซึ่งคำนวณได้จากภาพ AFM ที่ระยะเวลาเคลือบเพิ่มขึ้นจาก 25 – 55 นาที โดยความขรุขระของฟิล์ม Co ในช่วงเริ่มต้นเพิ่มขึ้นเป็นลักษณะเชิงเส้น และลดลงเมื่อเวลาเคลือบมากกว่า 45 นาที ซึ่งสามารถสรุปได้ว่าความขรุขระพื้นผิวของฟิล์ม Co ขึ้นอยู่กับเวลาเคลือบ ในการทดลองนี้ฟิล์ม Co ที่ระยะเวลาเคลือบ 45 นาที พื้นผิวของฟิล์มมีการกระจายของเกรนสม่ำเสมอที่สุด



ภาพที่ 40 ความขรุขระของฟิล์ม Co ที่ระยะเวลาเคลือบต่าง ๆ กัน 25, 35, 45 และ 55 นาที บนพื้นที่สแกนต่าง ๆ กัน

2.6 ความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์ม Co

ผลการวัดความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์ม Co บนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบ 25, 35, 45 และ 55 นาที พบว่า ความต้านไฟฟ้าของฟิล์ม Co เปลี่ยนแปลงเป็นฟังก์ชันกับเวลาเคลือบ แสดงดังภาพที่ 41 โดยความต้านทานไฟฟ้าลดลงอย่างมากที่ระยะเวลาเคลือบ 35 นาที ในการเปลี่ยนแปลงแมกนีไทเซชันมีแนวโน้มไม่เป็นเชิงเส้นสามารถอธิบายด้วยผลของการเกิดออกซิเดชันที่พื้นผิว การเกิดออกซิเดชันที่พื้นผิวและการจัดตำแหน่งทางเรขาคณิตของเกรนมีผลต่อการนำไฟฟ้า และแมกนีไทเซชันชัดเจน ในขณะที่การเปลี่ยนแปลงความขรุขระไม่มีความสัมพันธ์กับแมกนีไทเซชัน สำหรับตัวอย่าง เช่น ที่ระยะเวลาเคลือบ 45 และ 55 นาที มีค่าแมกนีไทเซชันสูงมาก แต่จากภาพ AFM ค่าความขรุขระสูงกว่าฟิล์มที่บางกว่าเพียงเล็กน้อย อย่างไรก็ตามผลของความขรุขระต่อสนามโคเออร์ซีฟแสดงให้เห็นว่า สนามโคเออร์ซีฟเพิ่มขึ้นเมื่อพื้นผิวของฟิล์มแม่เหล็กมีความขรุขระเพิ่มขึ้นเพราะเป็นการขัดขวางการเคลื่อนที่ของกำแพงโดเมน



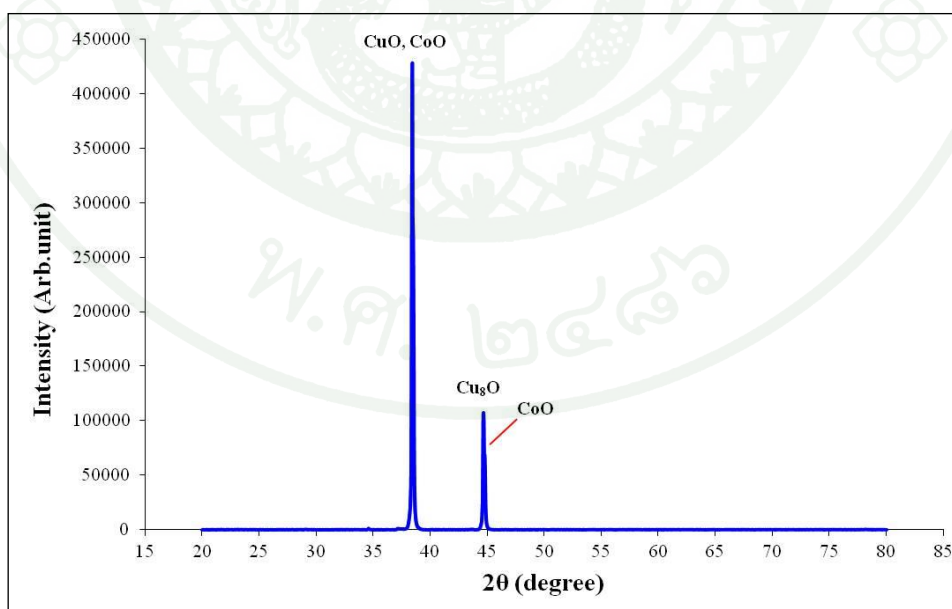
ภาพที่ 41 ความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์ม Co ที่ความหนาต่าง ๆ กัน

จากผลการวิเคราะห์สามารถสรุปได้ว่า ฟิล์ม Co บนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบ 25, 35, 45 และ 55 นาที เตรียมด้วยเทคนิคอาร์เอฟสปีดเตอร์ริง ในก๊าซอาร์กอนที่กำลังไฟฟ้าคงที่ 200 W ได้ฟิล์ม Co มีโครงสร้างเฟสแบบ HCP ในระนาบ (002) ที่มีความหนาโดยประมาณอยู่ระหว่าง 120 – 400 nm แสดงสมบัติทางแม่เหล็กแบบแอนไอโซโทรปีทางแม่เหล็ก ความขรุขระ (R_{rms}) ของพื้นผิวเพิ่มขึ้นเมื่อเวลาเคลือบฟิล์มเพิ่มขึ้นจาก 25 – 55 นาที เมื่อระยะเวลาเคลือบ ฟิล์มมากกว่า 35 นาที แมกนีไทเซชันอิ่มตัวเพิ่มขึ้น และความต้านทานไฟฟ้าลดลง การเปลี่ยนแปลงนี้เป็นผลมาจากการเกิดออกไซด์ที่ผิวของฟิล์ม และรูปร่างของเกรนยื่นออกตั้งฉากกับพื้นผิวของฟิล์ม ทำให้สนามโคเออร์ซีฟเพิ่มขึ้น โดยเฉพาะในกรณีที่ระยะเวลาเคลือบเพิ่มขึ้นแมกนีไทเซชันตั้งฉากกับพื้นผิวของฟิล์ม นอกจากนี้ คุณสมบัติทางแม่เหล็ก โครงสร้าง และความขรุขระพื้นผิวของฟิล์ม Co ที่เตรียมด้วยอาร์เอฟสปีดเตอร์ริงสามารถปรับปรุงให้เหมาะสมด้วยเวลาเคลือบฟิล์ม

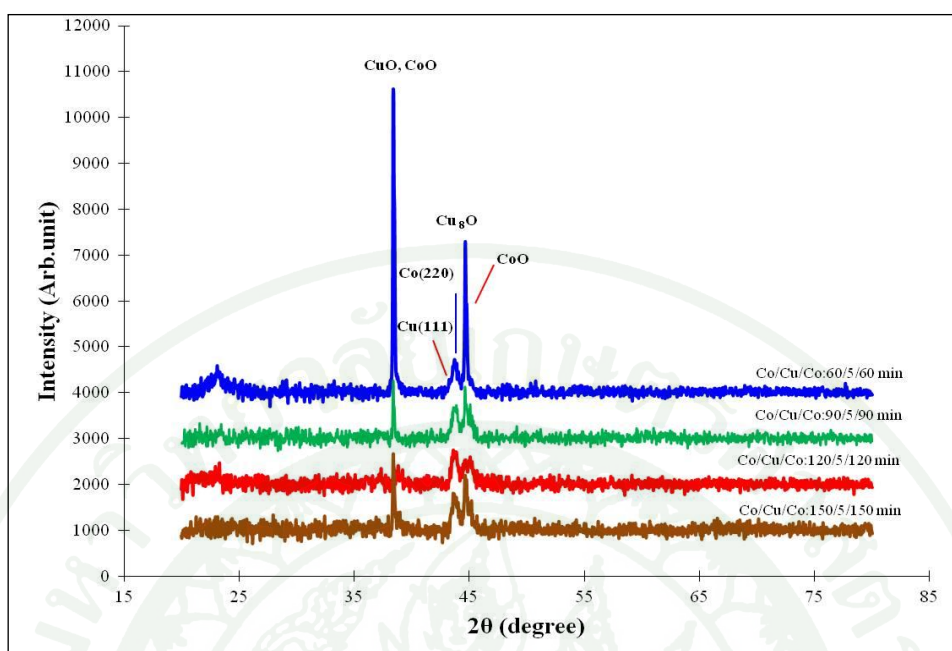
3. फिल्म Co/Cu/Co ที่ความหนาของฟิล์มต่าง ๆ กัน

3.1 สมบัติเชิงโครงสร้างของฟิล์ม Co/Cu/Co

จากผลการวิเคราะห์สมบัติเชิงโครงสร้างของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co เป็น 30, 60, 90, 120 และ 150 นาที และชั้นฟิล์ม Cu 5 นาที ด้วยเทคนิค XRD แสดงดังภาพที่ 42-43 เมื่อเปรียบเทียบกับฐานข้อมูล ICDD พบว่า ฟิล์ม Co/Cu/Co มีโครงสร้างเฟสของผลึก Cu เป็นแบบ FCC ในระนาบ (111) ที่ตำแหน่งมุม 2θ ประมาณเท่ากับ 43.467 องศา และมีโครงสร้างเฟสของ Co แบบ HCP ในระนาบ (220) ที่ตำแหน่งมุม 2θ ประมาณเท่ากับ 43.653 องศา โดยเฟส HCP ในระนาบ (220) และเฟสออกไซด์ของ CoO, CuO และ Cu₂O จากภาพที่ 42-43 พบว่า ฟิล์ม Co/Cu/Co ที่ระยะเวลาเคลือบ Co นาน 30 นาที พื้นผิวของฟิล์มทำปฏิกิริยากับออกซิเจนในอากาศ ได้ดีกว่าฟิล์ม Co/Cu/Co อื่น ๆ ที่หนากว่า โดยความเข้มข้นการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ของผลึกที่เป็นออกไซด์มีความเข้มข้นสูงมากจึงไม่ปรากฏฟิสิกของ Co และ Cu นอกจากนี้จากการวิเคราะห์โครงสร้างยังแสดงให้เห็นถึงเฟส Co ไม่เปลี่ยนแปลงตามระยะเวลาเคลือบ Co โดยยังคงเป็นเฟส HCP ของ Co ในระนาบ (220) ในระยะเวลาเคลือบ Co นาน 60 – 150 นาที



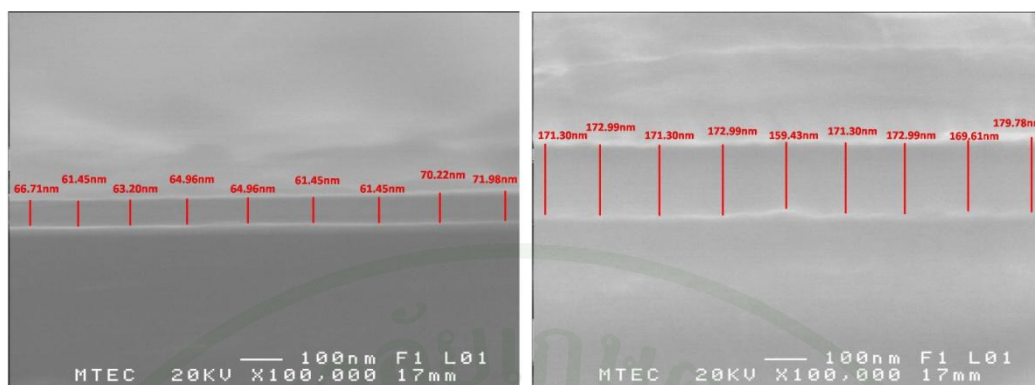
ภาพที่ 42 แสดงผล XRD ของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่ระยะเวลาเคลือบ Co 30 นาที



ภาพที่ 43 แสดงผล XRD ของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่ระยะเวลาเคลือบ 60, 90, 120 และ 150 นาที

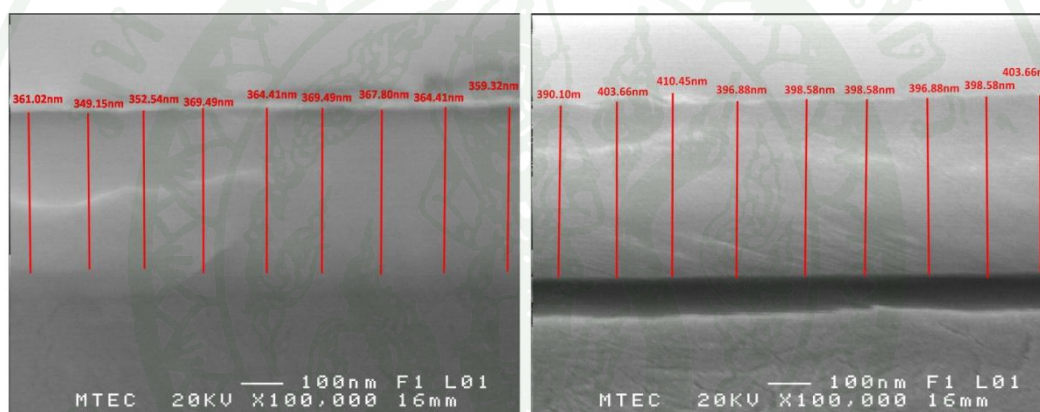
3.2 ความหนาของฟิล์ม Co/Cu/Co

ผลการวิเคราะห์พื้นผิวภาคตัดขวางและความหนาของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co เป็น 30, 60, 90, 120 และ 150 นาที และชั้นฟิล์ม Cu 5 นาที ด้วยเทคนิค SEM แสดงดังภาพที่ 44 ฟิล์ม Co/Cu/Co มีพื้นผิวภาคตัดขวางของฟิล์มมีลักษณะต่อเนื่องเป็นเนื้อเดียวกัน ยกเว้นที่เวลาเคลือบชั้น Co 150 นาที ฟิล์ม Co/Cu/Co แยกชั้นระหว่างชั้น Co และ Cu ให้เห็นชัดเจนแสดงดังภาพที่ 45 (จ) และจากการวัดความหนาของฟิล์มได้ความหนารวมของฟิล์มที่เวลาเคลือบชั้น Co 30, 60, 90, 120 และ 150 นาที ตรงกับความหนา 65.15 ± 10.4 , 171.30 ± 5.3 , 361.96 ± 7.3 , 399.71 ± 5.7 และ 431.78 ± 9.3 nm ตามลำดับ และจากภาพที่ 45 แสดงกราฟความหนารวมของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co ต่าง ๆ กัน พบว่า ความหนารวมของฟิล์มเพิ่มขึ้นเป็นสัดส่วนเชิงเส้นกับระยะเวลาเคลือบชั้น Co



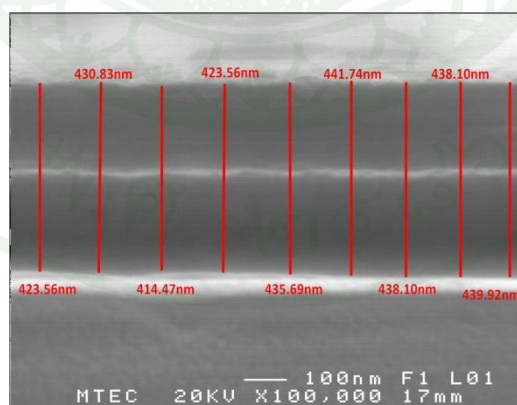
(ก)

(ข)



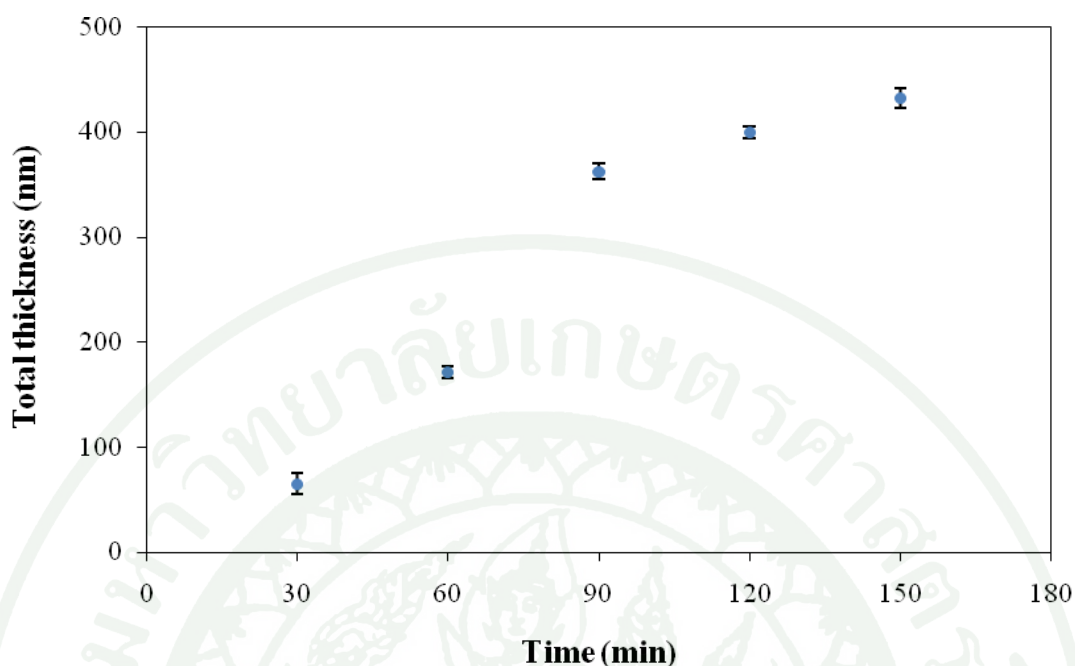
(ค)

(ง)



(จ)

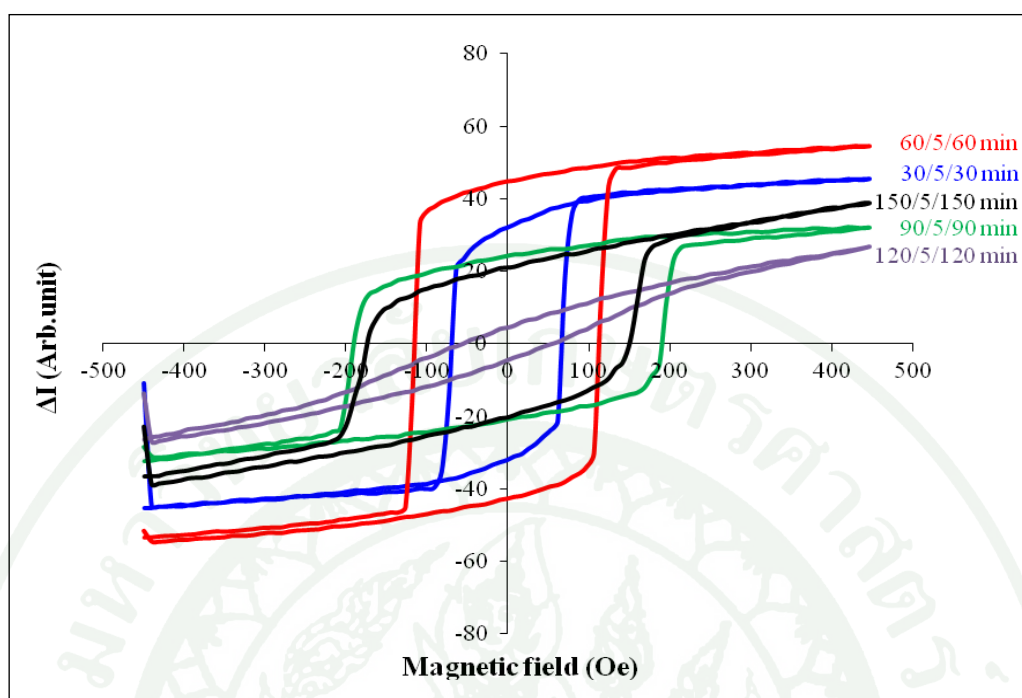
ภาพที่ 44 ผล SEM ของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co (ก) 30 นาที (ข) 60 นาที (ค) 90 นาที (ง) 120 นาที และ (จ) 150 นาที



ภาพที่ 45 ความหนาของฟิล์ม Co/Cu/Cu ที่เวลาเคลือบชั้น Co ต่าง ๆ กัน

3.3 สมบัติเชิงแม่เหล็กของฟิล์ม Co/Cu/Co

ผลการวิเคราะห์สมบัติทางแม่เหล็กของฟิล์ม Co/Cu/Co บนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co เป็น 30, 60, 90, 120 และ 150 นาที และชั้นฟิล์ม Cu เคลือบนาน 5 นาที ด้วยเทคนิค SMOKE แสดงดังภาพที่ 46 ฟิล์ม Co/Cu/Co ทั้งหมดแสดงคุณสมบัติเป็นเฟอร์โรแมกเนติก และแมกนีไตเซชันอิมิตัวในสนามแม่เหล็ก ± 450 Oe โดยค่าแมกนีไตเซชันอิมิตัว (M_s) จะเปลี่ยนแปลงตามระยะเวลาเคลือบชั้น Co ซึ่งค่าแมกนีไตเซชันอิมิตัวของวัสดุจะขึ้นอยู่กับขนาดและการกระจายของเกรน ฟิล์ม Co/Cu/Co ที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co 60 นาที พบว่า มีค่า M_s สูงสุด สามารถอธิบายได้ว่าฟิล์มมีเกรนขนาดเล็กและการกระจายสม่ำเสมอทำให้สามารถมีการจัดเรียงตัวของโมเมนต์แม่เหล็กในสนามแม่เหล็กภายนอกได้ดี และง่ายกว่าฟิล์มที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co 90, 120 และ 150 นาที สำหรับค่าโคเออร์ซีวิตี (H_c) พบว่า มีการเปลี่ยนแปลงเป็นสัดส่วนกับระยะเวลาเคลือบชั้น Co โดยพารามิเตอร์ทางแม่เหล็กของฟิล์ม Co/Cu/Co แสดงดังตาราง 4 จากผลการวิเคราะห์สมบัติทางแม่เหล็กสามารถสรุปได้ว่าฟิล์ม Co/Cu/Co ที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co นาน 90 นาที มีค่า H_c สูงสุด กับค่า M_s ปานกลาง เมื่อเทียบกับฟิล์มที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co อื่น ๆ



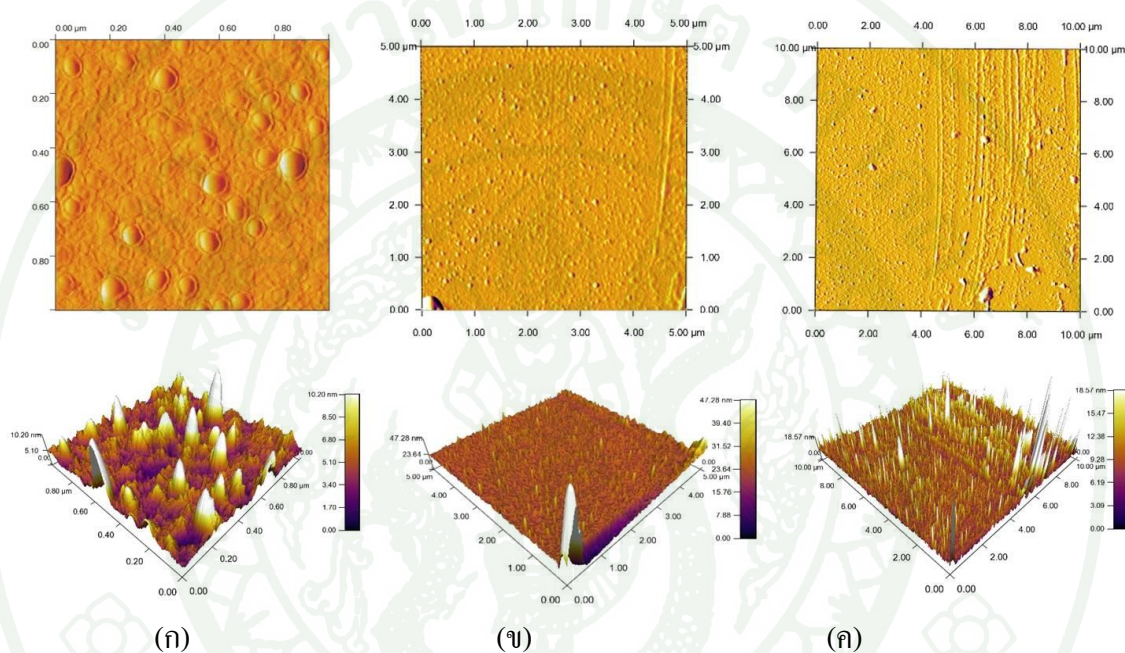
ภาพที่ 46 ผลการวิเคราะห์สมบัติทางแม่เหล็กของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co 30, 60, 90, 120 และ 150 นาที

ตารางที่ 4 ค่าสนามโคเออร์ซีฟ (H_c), แมกนีไทเซชันอิ่มตัว (M_s), สนามแม่เหล็กอิ่มตัว (H_s), แมกนีไทเซชันคงค้าง (M_r) และสแควร์เนส (M_r/M_s) ของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co ต่าง ๆ กัน

ตัวอย่าง	ความหนาแน่น (nm)	H_c (Oe)	M_s (Arb.unit)	M_r (Arb.unit)	H_s (Oe)	M_r/M_s
30/5/30 min	65.15 ± 10.4	69.0	45.37	32.00	90	0.705
60/5/60 min	171.30 ± 5.3	113.5	54.05	44.00	140	0.814
90/5/90 min	361.96 ± 7.3	190.0	32.25	23.00	213	0.713
120/5/120 min	399.71 ± 5.7	55.0	26.61	4.40	440	0.165
150/5/150 min	431.78 ± 9.3	162.0	37.72	20.75	205	0.550

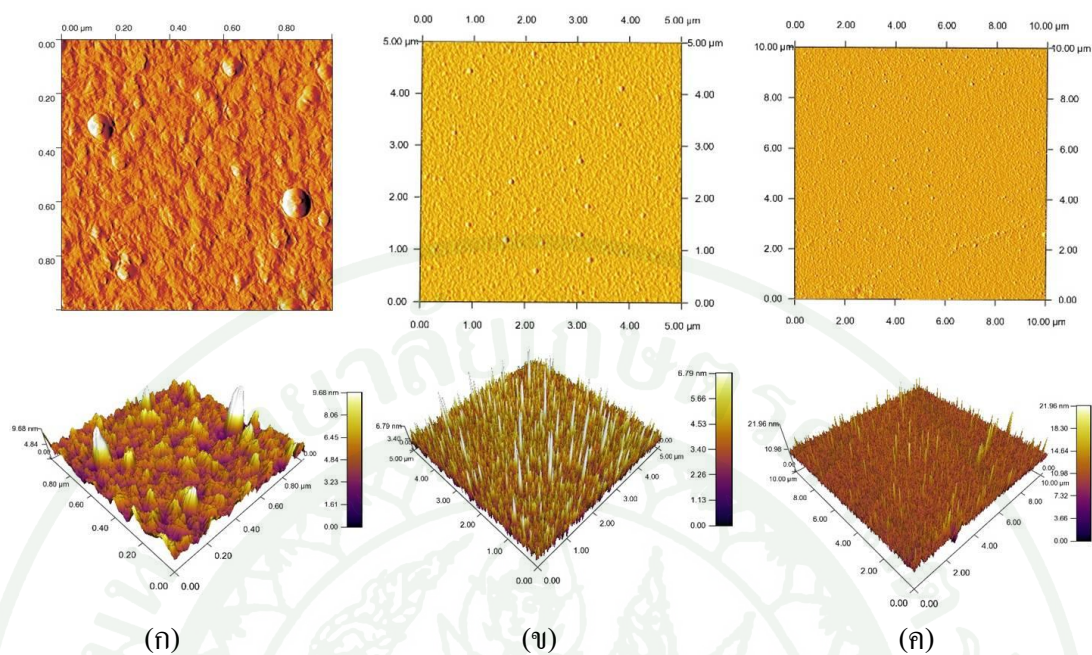
3.4 สมบัติเชิงพื้นผิวของฟิล์ม Co/Cu/Co

ผลการวิเคราะห์สมบัติเชิงพื้นผิวของฟิล์ม Co/Cu/Co บนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co เป็น 30, 60, 90, 120 และ 150 นาที่ และชั้นฟิล์ม Cu 5 นาที่ ด้วยเทคนิค AFM แสดงดังภาพที่ 47-51

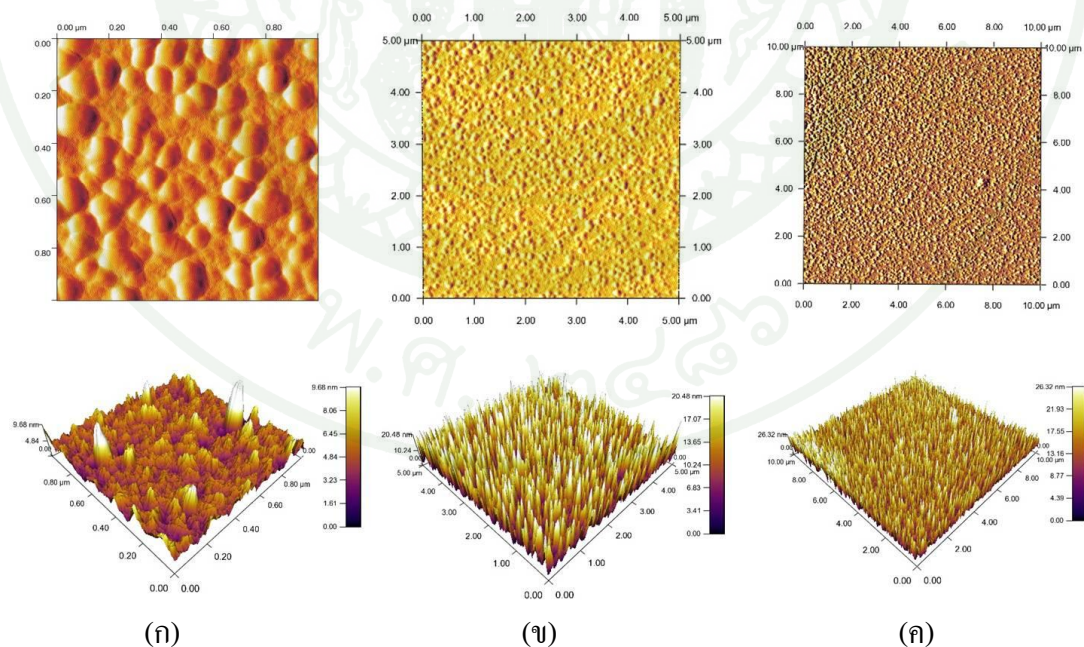


ภาพที่ 47 ผล AFM ของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่เวลาเคลือบชั้น Co 30 นาที่ ขนาดพื้นที่สแกน

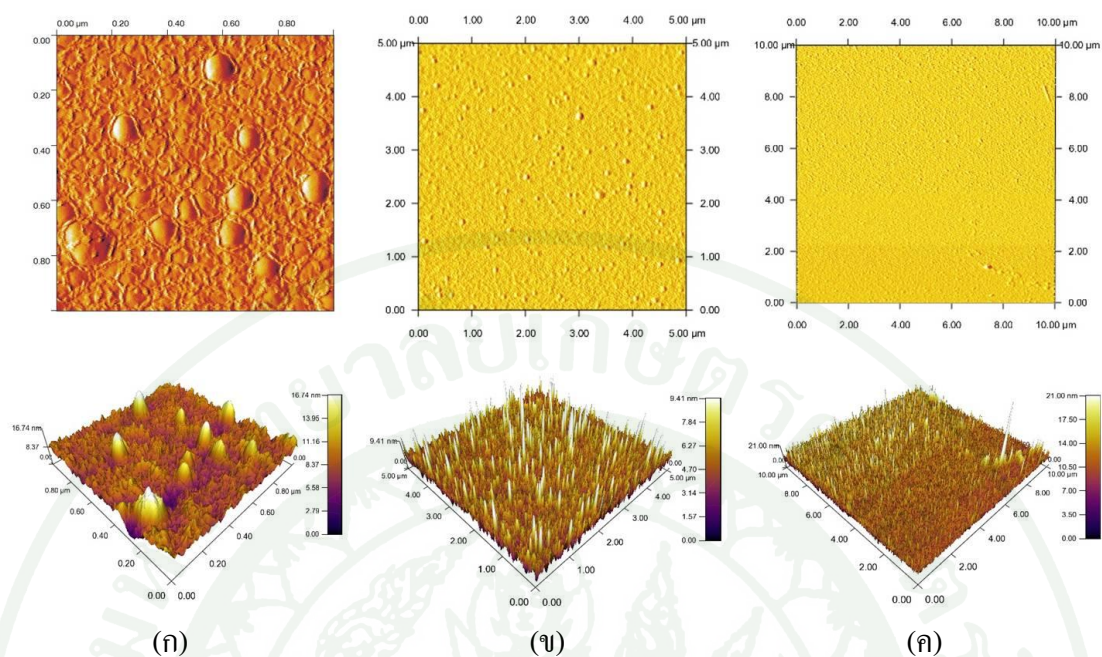
(ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$



ภาพที่ 48 ผล AFM ของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่เวลาเคลือบชั้น Co 60 นาที ขนาดพื้นที่สแกน
(ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$

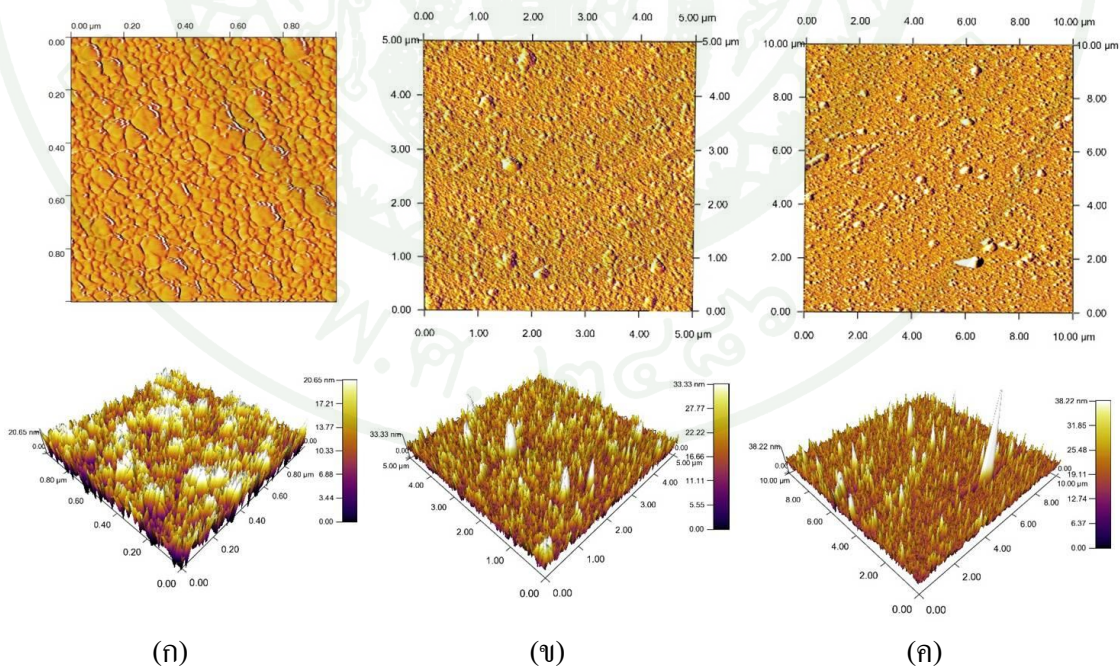


ภาพที่ 49 ผล AFM ของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่เวลาเคลือบชั้น Co 90 นาที ขนาดพื้นที่สแกน
(ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$



ภาพที่ 50 ผล AFM ของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่เวลาเคลือบชั้น Co 120 นาที ขนาดพื้นที่สแกน

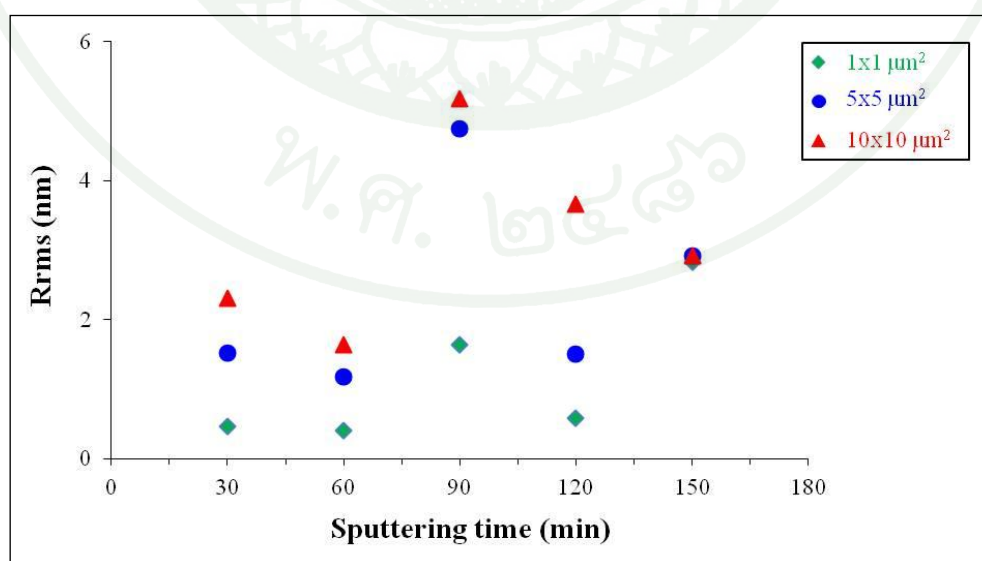
(ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$



ภาพที่ 51 ผล AFM ของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่เวลาเคลือบชั้น Co 150 นาที ขนาดพื้นที่สแกน

(ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$

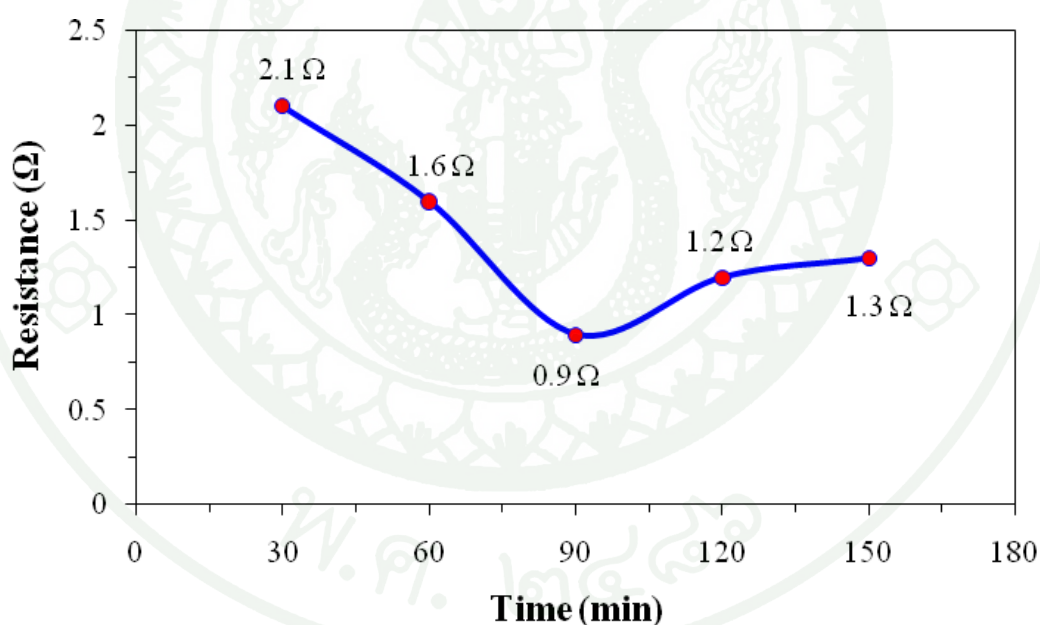
จากผลการตรวจสอบลักษณะเชิงพื้นผิวของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co เป็น 30, 60, 90, 120 และ 150 นาที และชั้นฟิล์ม Cu เคลือบนาน 5 นาที ด้วยเทคนิค AFM ได้ฟิล์ม Co/Cu/Co ทั้งหมดที่มีลักษณะพื้นผิวโดยทั่วไปมีความต่อเนื่อง โดยในช่วงเริ่มมีการก่อตัวของเกรนเป็นเกรนรูปร่างชัดเจนหลังจากนั้นเกรนของฟิล์ม Co/Cu/Co จะลดลงแสดงดังภาพที่ 50 เนื่องจากเกรนอยู่ชิดติดกัน จากนั้นก็จะก่อตัวเกรนเป็นเกรนรูปร่างอีกครั้งโดยมีขนาดและกระจายของเกรนสม่ำเสมอ ดังภาพที่ 51 เมื่อระยะเวลาเคลือบชั้น Co นาน 120 นาที จำนวนของเกรนรูปร่างลดลงมีลักษณะพื้นผิวเหมือนกับฟิล์มที่เวลาเคลือบชั้น Co นาน 30 นาที และกลายเป็นพื้นผิวที่ต่อเนื่องทั้งหมด มีองค์ประกอบของเกรนเป็นรูปหลายเหลี่ยม ในบางพื้นที่มีขนาดของเกรนสม่ำเสมอ จากการสังเกตพบว่า ฟิล์ม Co/Cu/Co ที่เวลาเคลือบชั้น Co นาน 60 นาที มีลักษณะโครงสร้างเป็นเกรนขนาดเล็กที่สุด และพื้นผิวมีค่าขรุขระน้อยที่สุด สำหรับฟิล์ม Co/Cu/Co ที่เวลาเคลือบชั้น Co นาน 90 นาที โครงสร้างประกอบด้วยเกรนขนาดใหญ่ที่สุด และมีการกระจายสม่ำเสมอ จากผลการศึกษาสมบัติเชิงผิวสามารถสรุปได้ว่าฟิล์ม Co/Cu/Co ที่เวลาเคลือบชั้น Co นาน 60 นาที มีลักษณะพื้นผิวเรียบที่สุด และความขรุขระสม่ำเสมอ ภาพที่ 52 แสดงการเปลี่ยนแปลงความขรุขระเชิงผิวของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co ต่าง ๆ กัน บนพื้นที่สแกน $1 \times 1 \mu\text{m}^2$, $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ ค่าความขรุขระเชิงพื้นผิวของฟิล์ม Co/Cu/Co จะเปลี่ยนแปลงตามเวลาเคลือบชั้น Co โดยในช่วงเริ่มต้นความขรุขระพื้นผิวของ Co จะลดลง และเพิ่มขึ้นสูงสุดที่เวลาเคลือบชั้น Co นาน 90 นาที หลังจากนั้นจะลดลง



ภาพที่ 52 ความขรุขระของพื้นผิวของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่เวลาเคลือบชั้น Co ต่าง ๆ กัน

3.5 ความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์ม Co/Cu/Co

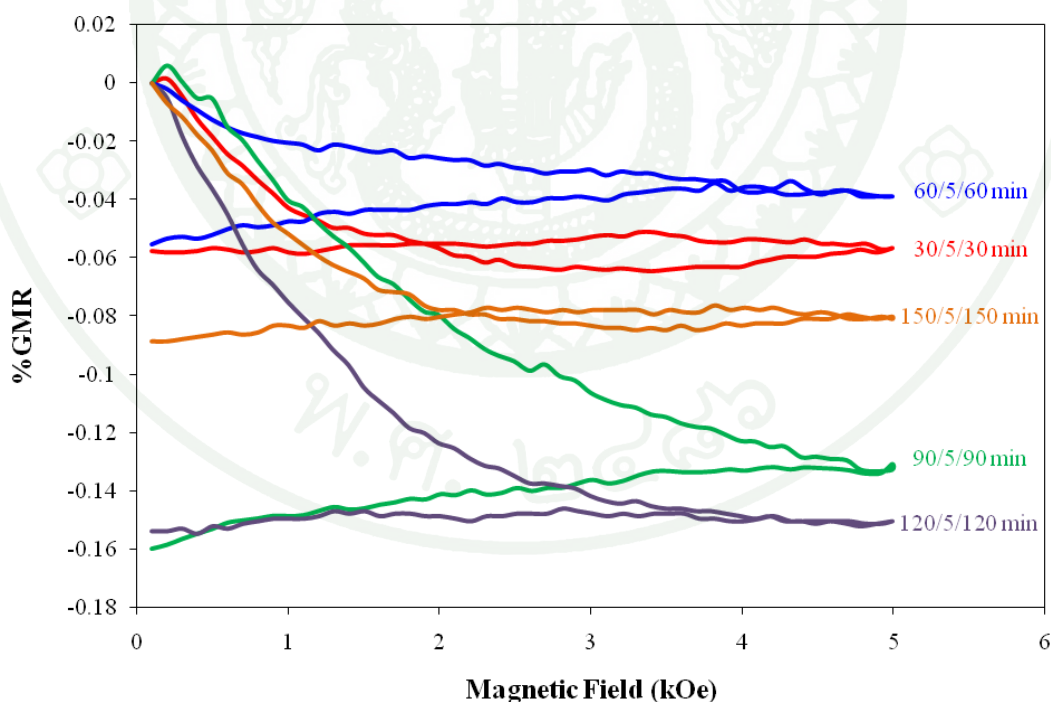
ผลการวัดความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co เป็น 30, 60, 90, 120 และ 150 นาที และชั้นฟิล์ม Cu 5 นาที ด้วยเทคนิคแบบ 4 จุด พบว่า ความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์ม Co/Cu/Co เปลี่ยนแปลงเป็นฟังก์ชันกับระยะเวลาเคลือบชั้น Co แสดงดังภาพที่ 53 โดยฟิล์ม Co/Cu/Co ที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co นาน 30 นาที มีความต้านทานไฟฟ้าสูงสุด เท่ากับ $2.1\ \Omega$ สำหรับฟิล์ม Co/Cu/Co ที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co นาน 60, 90, 120 และ 150 นาที มีความต้านทานไฟฟ้า 1.6 , 0.9 , 1.2 และ $1.3\ \Omega$ ตามลำดับ จากภาพที่ 53 ในช่วงระยะเวลาเคลือบชั้น Co นาน 30 – 90 นาที ค่าความต้านทานของฟิล์ม Co/Cu/Co ลดลงเป็นแบบเชิงเส้น แต่ในช่วงระยะเวลาเคลือบชั้น Co นาน 120 – 150 นาที ค่าความต้านทานเพิ่มขึ้นเล็กน้อย ทั้งนี้ อาจจะมีผลมาจากลักษณะพื้นผิวและโครงสร้างของเกรนที่ผิวหน้าของฟิล์ม



ภาพที่ 53 ความสัมพันธ์ระหว่างเวลาเคลือบ Co กับความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์ม Co/Cu/Co

3.6 ปรากฏการณ์ GMR ของฟิล์ม Co/Cu/Co

ผลการวัด GMR ของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่ระยะเวลาเคลือบชั้น นาน Co 30, 60, 90, 120 และ 150 นาที และของฟิล์ม Cu เคลือบนาน 5 นาที ณ อุณหภูมิห้องในสนามแม่เหล็ก 5 kOe ด้วยเทคนิคแบบ 4 จุด แสดงดังภาพที่ 54 ขนาด GMR ของฟิล์ม Co/Cu/Co เปลี่ยนแปลงเป็นฟังก์ชันกับระยะเวลาเคลือบชั้น Co โดยฟิล์ม Co/Cu/Co ที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co 120 นาที ตรงกับความหนา รวม 399.71 nm มีขนาดของปรากฏการณ์ GMR สูงสุดเท่ากับ 0.15 % โดยการเปลี่ยนแปลงขนาด GMR ของวัสดุที่สลับชั้นระหว่างโลหะแม่เหล็กกับโลหะที่ไม่ใช่แม่เหล็ก โดยทั่วไปสามารถอธิบายด้วยข้อกำหนดพื้นฐานทางแม่เหล็กของการกระเจิงที่ขึ้นกับสปินเกี่ยวกับแอนติเฟอร์โรแมกเนติกคัปปลิงระหว่างชั้นแม่เหล็กที่ใกล้กัน โดยสนามแม่เหล็กอ้อมตัวขึ้นอยู่กับความหนาของชั้น Co และการเปลี่ยนแปลงของค่าสนามแม่เหล็กอ้อมตัวเป็นตัวบ่งชี้การเปลี่ยนในคัปปลิงจากแอนติเฟอร์โรแมกเนติกเป็นเฟอร์โรแมกเนติก ซึ่งการเปลี่ยนแปลงของ GMR และ M_s จะมีความสัมพันธ์กัน และค่า % GMR ของฟิล์ม Co/Cu/Co แสดงในตาราง 5



ภาพที่ 54 ผล GMR ของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co ต่าง ๆ กัน ณ อุณหภูมิห้อง

ตารางที่ 5 ค่าความต้านทานไฟฟ้า และ % GMR ของฟิล์ม Co/Cu/Co ที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co ต่าง ๆ กัน

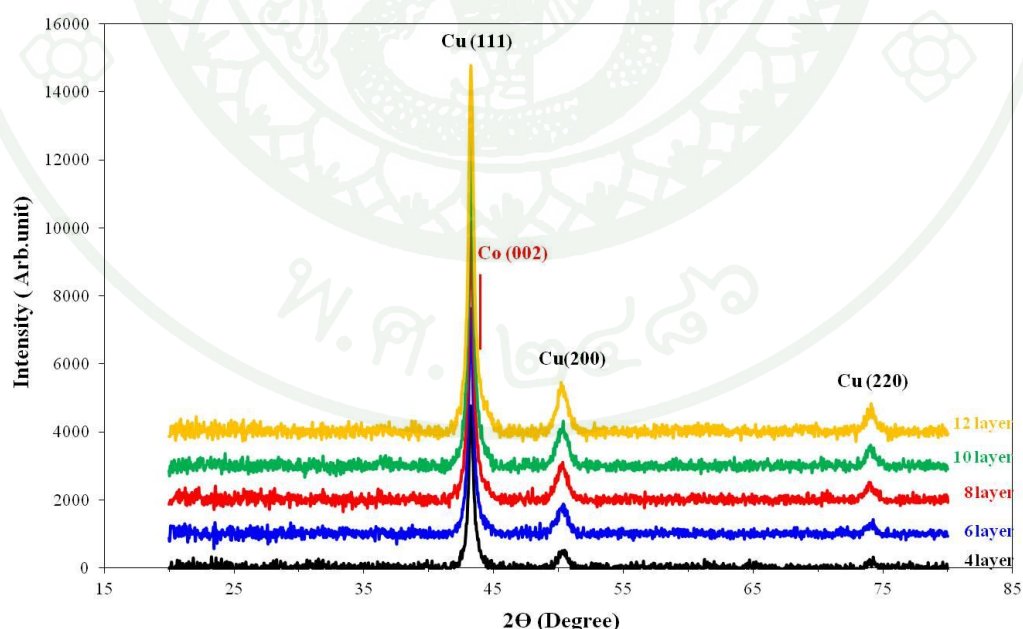
ตัวอย่าง	ความหนาแน่นรวม (nm)	R (H=0) (Ω)	R (H= 100 Oe) (Ω)	R (H=5 kOe) (Ω)	GMR (%)
30/5/30 min	65.15 ± 10.4	2.1	2.018	2.016	-0.06
60/5/60 min	171.30 ± 5.3	1.6	1.518	1.517	-0.04
90/5/90 min	361.96 ± 7.3	0.9	0.892	0.890	-0.13
120/5/120 min	399.71 ± 5.7	1.2	1.157	1.155	-0.15
150/5/150 min	431.78 ± 9.3	1.3	1.299	1.298	-0.08

จากผลการวิเคราะห์ฟิล์ม Co/Cu/Co สามารถสรุปได้ว่าฟิล์ม Co/Cu/Co บนฐานรองแก้วเตรียมด้วยระบบอาร์เอฟสปีดเตอริง ที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co นาน 30, 60, 90, 120 และ 150 นาที และของฟิล์ม Cu เคลือบนาน 5 นาที ได้ฟิล์ม Co/Cu/Co มีโครงสร้างเฟสของผลึก Co เป็นแบบ HCP ในระนาบ (220) และโครงสร้างเฟสของผลึก Cu เป็นแบบ FCC ในระนาบ (111) มีความหนาแน่นเฉลี่ยอยู่ในช่วง 65.15 – 431.78 nm มีสมบัติทางแม่เหล็กเป็นแบบเฟอร์โรแมกเนติก และแมกนีไทเซชันอิ่มตัวในสนามแม่เหล็ก ± 4.5 kOe และผลการวัดปรากฏการณ์ GMR พบว่าฟิล์ม Co/Cu/Co ที่เวลาเคลือบ Co นาน 120 นาที มีขนาด GMR สูงสุด เท่ากับ 0.15% ณ อุณหภูมิห้อง ซึ่งการเกิดปรากฏการณ์ GMR เป็นผลมาจากแมกนีไทเซชันแอนติเฟอร์โรแมกเนติกคัปปลิง และการเกิดออกไซด์บนพื้นผิวของฟิล์มมีผลกระทบต่อการเกิดปรากฏการณ์ GMR ซึ่งจากผล XRD มีความเป็นไปได้ว่าฟิล์ม Co/Cu/Co ที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co นาน 120 นาที เกิดออกไซด์น้อยที่สุดจึงมีผลทำให้เกิด GMR สูงสุด และขนาดของปรากฏการณ์ GMR เปลี่ยนแปลงตามระยะเวลาเคลือบ Co

4. फिल्मแบบหลายชั้นของ Co/Cu ที่มีจำนวนชั้นของฟิล์มต่าง ๆ กัน

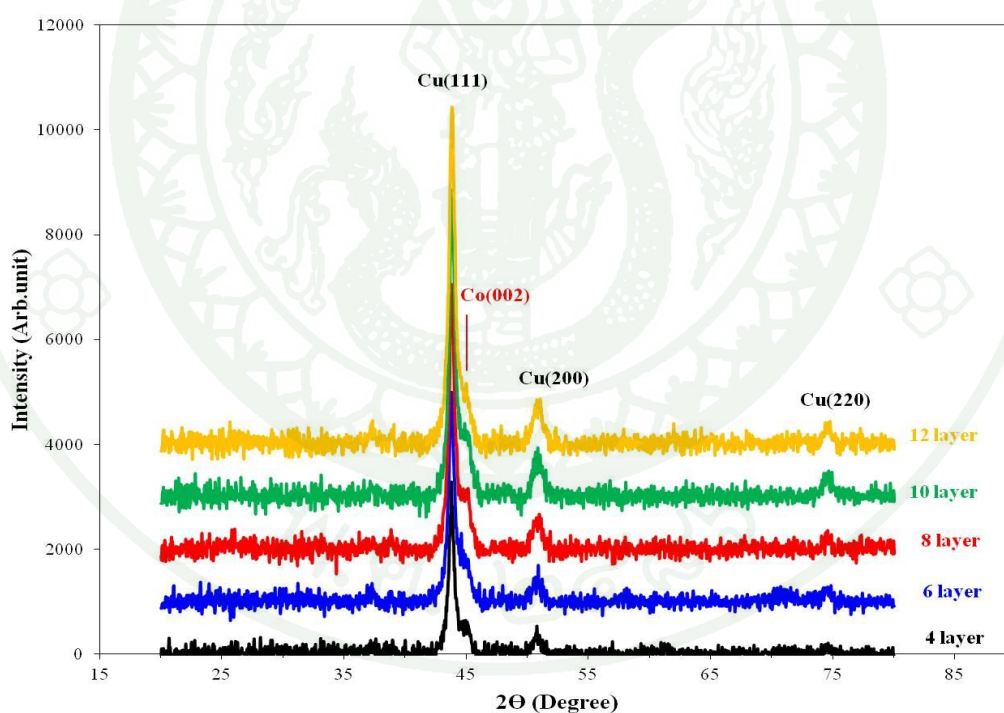
4.1 สมบัติเชิงโครงสร้างของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu

ผลการวิเคราะห์สมบัติเชิงโครงสร้างฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu บนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co นาน 45 นาที และฟิล์ม Cu เคลือบนาน 4 นาที จำนวน 4, 6, 8, 10 และ 12 ชั้น ด้วยเทคนิค XRD แสดงดังภาพที่ 55 เมื่อเปรียบเทียบกับฐานข้อมูล ICDD พบว่า ฟิล์ม Co/Cu แบบหลายชั้นที่เตรียมได้มีโครงสร้างเฟสของผลึก Co เป็นแบบ HCP ในระนาบ (002) ที่ตำแหน่งมุม 2θ ประมาณเท่ากับ 44.770 องศา และโครงสร้างเฟสของผลึก Cu เป็นแบบ FCC ในระนาบ (111), (200) และ (220) ที่ตำแหน่งมุม 2θ ประมาณเท่ากับ 43.189, 50.304 และ 73.889 องศา ตามลำดับ จากผล XRD ของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu พบว่าทั้งเฟส HCP ของ Co ในระนาบ (002) และ เฟส FCC ของ Cu ในระนาบ (111), (200) และ (220) เพิ่มขึ้นเป็นสัดส่วนกับจำนวนชั้นของฟิล์ม และเฟสของ Co และ Cu ในฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu ไม่เปลี่ยนแปลงตามจำนวนชั้นของฟิล์ม โดยยังคงเป็นเฟส HCP ของ Co ในระนาบ (002) และ เฟส FCC ของ Cu ในระนาบ (111), (200) และ (220) ตามลำดับ



ภาพที่ 55 แสดงผล XRD ของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu บนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co นาน 45 นาที และของฟิล์ม Cu เคลือบนาน 4 นาที จำนวนชั้น 4-12 ชั้น

สำหรับผลการวิเคราะห์สมบัติเชิงโครงสร้างด้วยเทคนิค XRD ของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu บนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co นาน 90 นาที และของฟิล์ม Cu เคลือบนาน 4 นาที จำนวน 4, 6, 8, 10 และ 12 ชั้น แสดงดังภาพที่ 56 เมื่อเปรียบเทียบกับฐานข้อมูล ICDD พบว่า ฟิล์ม Co/Cu แบบหลายชั้นที่เตรียมได้มีโครงสร้างเฟสของผลึก Co เป็นแบบ HCP ในระนาบ (002) ที่ตำแหน่งมุม 2θ ประมาณเท่ากับ 44.770 องศา และโครงสร้างเฟสของผลึก Cu เป็นแบบ FCC ในระนาบ (111), (200) และ (220) ที่ตำแหน่งมุม 2θ ประมาณเท่ากับ 43.189, 50.304 และ 73.889 องศา ตามลำดับ โดยฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu มีความเข้มของเฟส HCP ของ Co ในระนาบ (002) และ เฟส FCC ของ Cu ในระนาบ (111), (200) และ (220) เพิ่มขึ้นเป็นสัดส่วนกับจำนวนคู่ชั้นของฟิล์ม และเฟสของ Co และ Cu ไม่เปลี่ยนแปลงตามจำนวนชั้นของฟิล์ม โดยยังคงเป็นเฟส HCP ของ Co ในระนาบ (002) และ เฟส FCC ของ Cu ในระนาบ (111), (200) และ (220) ตามลำดับ แต่เมื่อระยะเวลาเคลือบชั้น Co เพิ่มขึ้นทำให้ปรากฏกฏฟิคของ Co เด่นชัดมากขึ้น

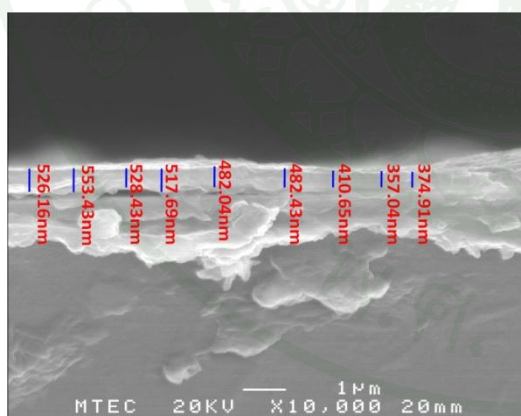


ภาพที่ 56 แสดงผล XRD ของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu บนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co นาน 90 นาที และของฟิล์ม Cu เคลือบนาน 4 นาที จำนวน 4 – 12 ชั้น

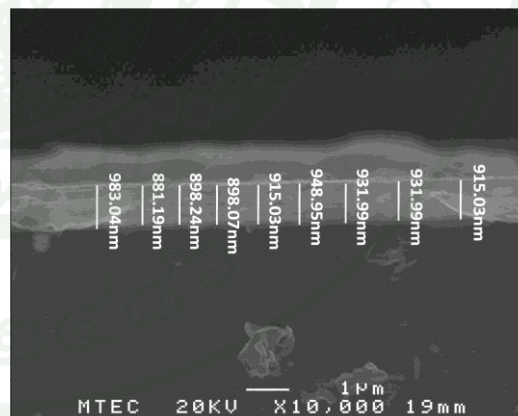
เปรียบเทียบผล XRD ของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu ทั้ง 2 ชุด ที่มีชั้น Co เคลือบนาน 45 และ 90 นาที พบว่า ฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu ทั้ง 2 ชุด ที่เตรียมได้มีโครงสร้างเฟสของผลึก Co เป็นแบบ HCP ในระนาบ (002) และของ Cu เป็นแบบ FCC ในระนาบ (111), (200) และ (220) โดยจำนวนชั้นของฟิล์ม และเวลาเคลือบชั้น Co ไม่มีผลต่อโครงสร้างเฟสของผลึก แต่จะมีผลต่อความเข้มของฟลัก Co และ Cu เมื่อเวลาเคลือบชั้น Co เพิ่มขึ้น จะปรากฏฟลักของ Co เด่นชัดมากขึ้นสังเกตได้จากภาพที่ 55 และ 56

4.2 ความหนาของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu

ผลการศึกษาพื้นผิวภาคตัดขวาง และความหนาด้วยเทคนิค SEM ของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu บนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co นาน 45 นาที และของฟิล์ม Cu เคลือบนาน 4 นาที จำนวน 4, 8, และ 12 ชั้น แสดงดังภาพที่ 57 ลักษณะพื้นผิวภาคตัดขวางของฟิล์มที่จำนวน 4 ชั้น พื้นผิวเป็นเนื้อเดียวกัน เมื่อจำนวนชั้นเพิ่มขึ้นเป็น 8 และ 12 ชั้น พื้นผิวภาคตัดขวางของฟิล์มแยกเป็นชั้นอย่างชัดเจน และความหนารวมของฟิล์มที่จำนวนชั้น 4, 8 และ 12 ชั้น เป็น 453.2 ± 69.6 , 922.6 ± 30.7 และ 1542.7 ± 85.7 ตามลำดับ

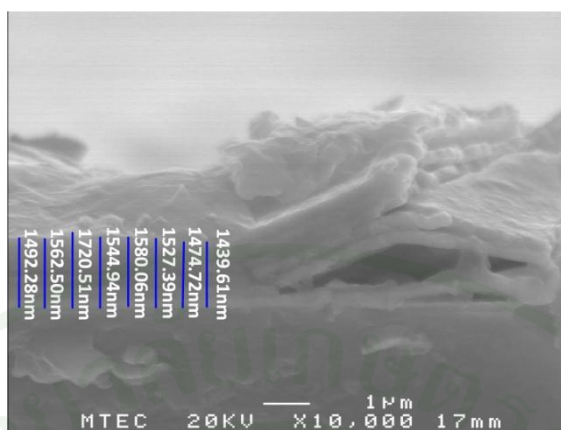


(ก)



(ข)

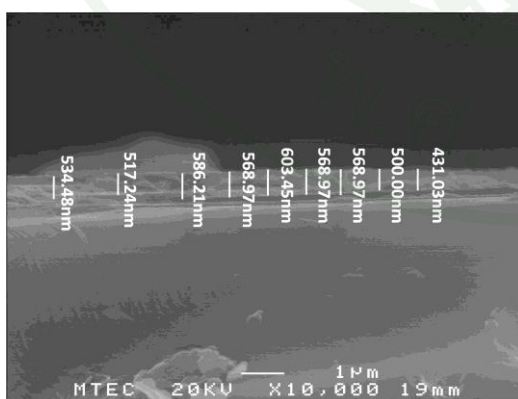
ภาพที่ 57 ผล SEM ของฟิล์ม Co/Cu : 45/4 นาที (ก) 4 ชั้น (ข) 8 ชั้น และ (ค) 12 ชั้น



(ก)

ภาพที่ 57 (ต่อ)

และสำหรับผลการศึกษาพื้นผิวภาคตัดขวาง และความหนาด้วยเทคนิค SEM ของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu บนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co นาน 90 นาที และของฟิล์ม Cu เคลือบนาน 4 นาที จำนวน 4, 8, และ 12 ชั้น แสดงดังภาพที่ 58 ลักษณะพื้นผิวภาคตัดขวางของฟิล์มที่จำนวน 4 ชั้น พื้นผิวเป็นเนื้อเดียวกัน เมื่อจำนวนชั้นเพิ่มขึ้นเป็น 8 และ 12 ชั้น พื้นผิวภาคตัดขวางของฟิล์ม แยกเป็นชั้นอย่างชัดเจน และความหนาของฟิล์มรวมที่จำนวนชั้น 4, 8 และ 12 ชั้น เป็น 542.2 ± 53.2 , 1386.7 ± 90.3 และ 1727.2 ± 17.8 ตามลำดับ

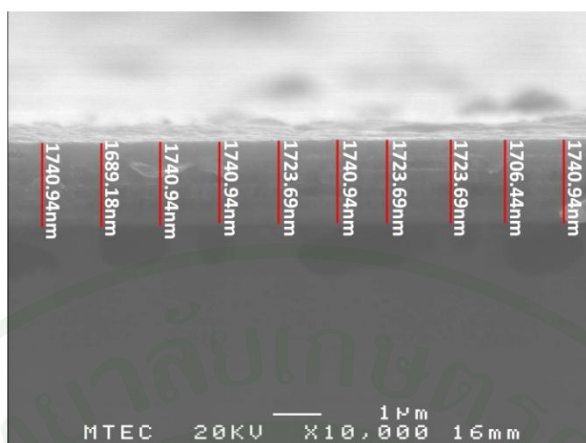


(ก)



(ข)

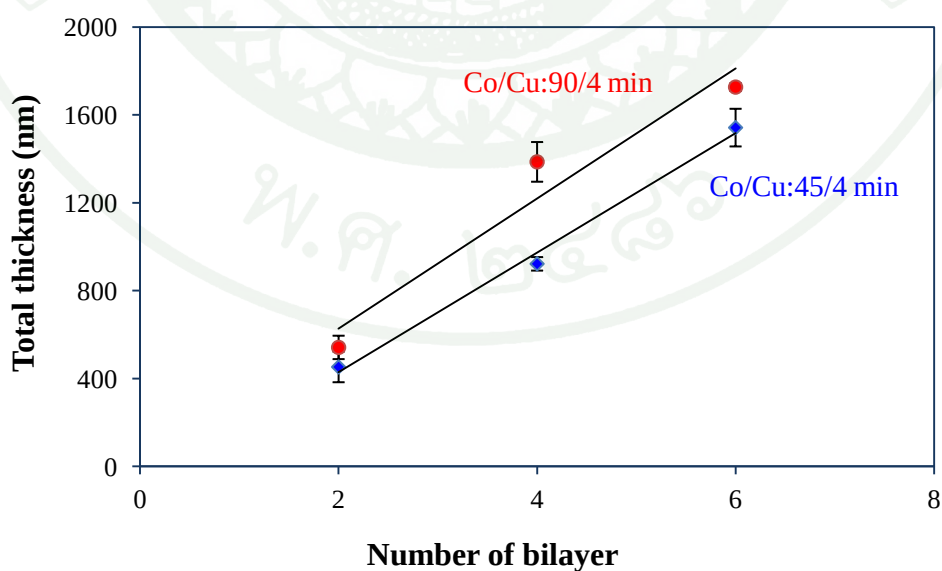
ภาพที่ 58 ผล SEM ของฟิล์ม Co/Cu : 90/4 นาที (ก) 4 ชั้น (ข) 8 ชั้น และ (ค) 12 ชั้น



(ค)

ภาพที่ 58 (ต่อ)

ภาพที่ 59 เป็นกราฟระหว่างจำนวนคู่ชั้นของฟิล์ม และความหนารวมเฉลี่ยของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu บนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co นาน 45 และ 90 นาที โดยฟิล์ม Cu เคลือบนาน 4 นาที พบว่าฟิล์มทั้ง 2 ชุด มีความหนาของฟิล์มเพิ่มขึ้นเป็นสัดส่วนกับจำนวนคู่ชั้น จากความชันของกราฟพบว่า ความหนาของแต่ละคู่ชั้นของฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที และ

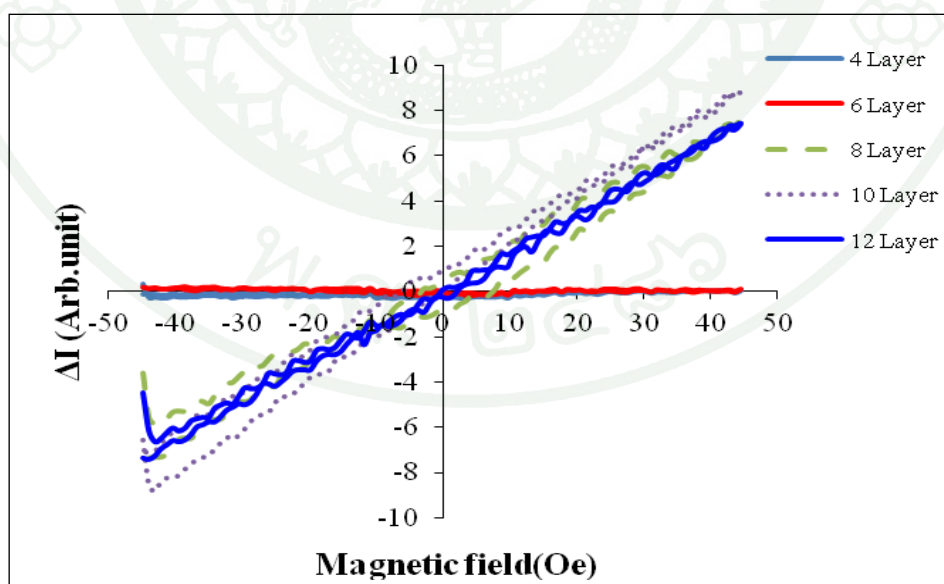


ภาพที่ 59 ความสัมพันธ์ระหว่างจำนวนชั้นและความหนาของฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที

ฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาที่ ประมาณ 272.38 และ 296.25 nm ตามลำดับ และสำหรับความหนาแน่นเฉลี่ยของฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาที่ มากกว่าของฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที่

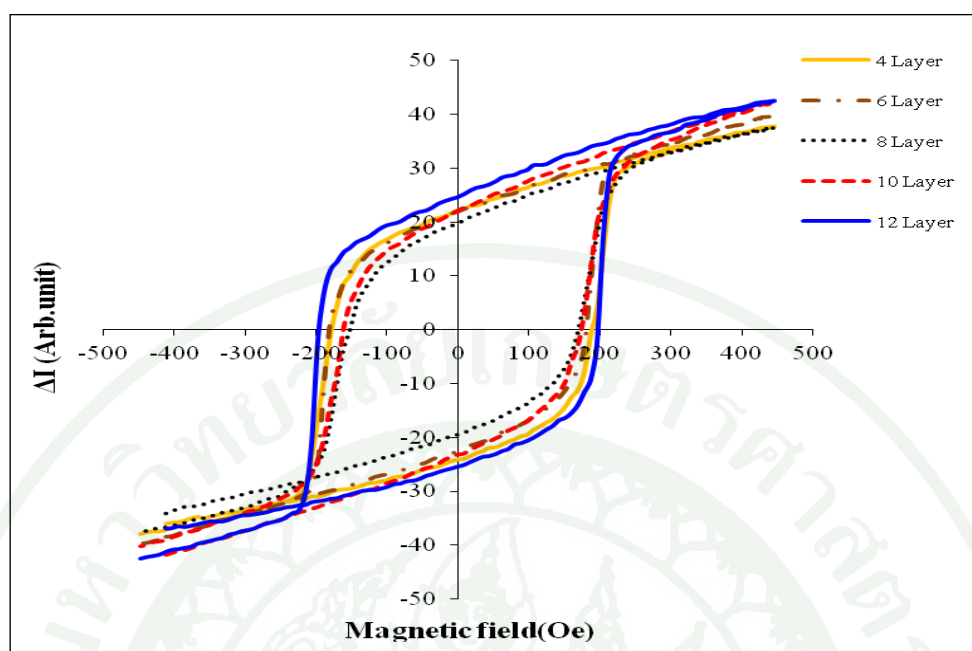
4.3 สมบัติเชิงแม่เหล็กของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu

ผลการศึกษาสมบัติทางแม่เหล็กของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu บนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบ Co นาน 45 นาที่ และของฟิล์ม Cu เคลือบนาน 4 นาที่ จำนวน 4, 6, 8, 10 และ 12 ชั้น ด้วยเทคนิค SMOKE แสดงดังภาพที่ 60 (ก) พื้นผิวของชั้นฟิล์ม Cu โดยฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu ที่จำนวน 4 และ 6 ชั้น แสดงคุณสมบัติทางแม่เหล็กเป็นไดอะแมกเนติก ขณะที่ในฟิล์มที่จำนวนชั้น 8, 10 และ 12 ชั้น แสดงคุณสมบัติทางแม่เหล็กเป็นพาราแมกเนติก และ (ข) พื้นผิวของชั้นฟิล์ม Co ของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu ทั้งหมดแสดงคุณสมบัติทางแม่เหล็กเป็นเฟอร์โรแมกเนติก และแมกนีไทเซชันอิ่มตัวในสนามแม่เหล็ก ± 450 Oe โดยค่าแมกนีไทเซชันอิ่มตัว (M_s) แมกนีไทเซชันคงค้าง (M_r), สนามแม่เหล็กอิ่มตัว (H_s) และค่าสแควร์เนส (M_r/M_s) ของฟิล์มทั้งหมดเปลี่ยนแปลงน้อยมาก สำหรับค่าโคเออร์ซิวิตี (H_c) พบว่า จะเปลี่ยนแปลงตามจำนวนชั้นของฟิล์มและพารามิเตอร์ต่าง ๆ ทางแม่เหล็กแสดงในตาราง 6



(ก)

ภาพที่ 60 ฮิสเตอร์ิซิสลูป (ก) ชั้น Cu และ (ข) ชั้น Co ของฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที่ ที่จำนวน 4- 12 ชั้น



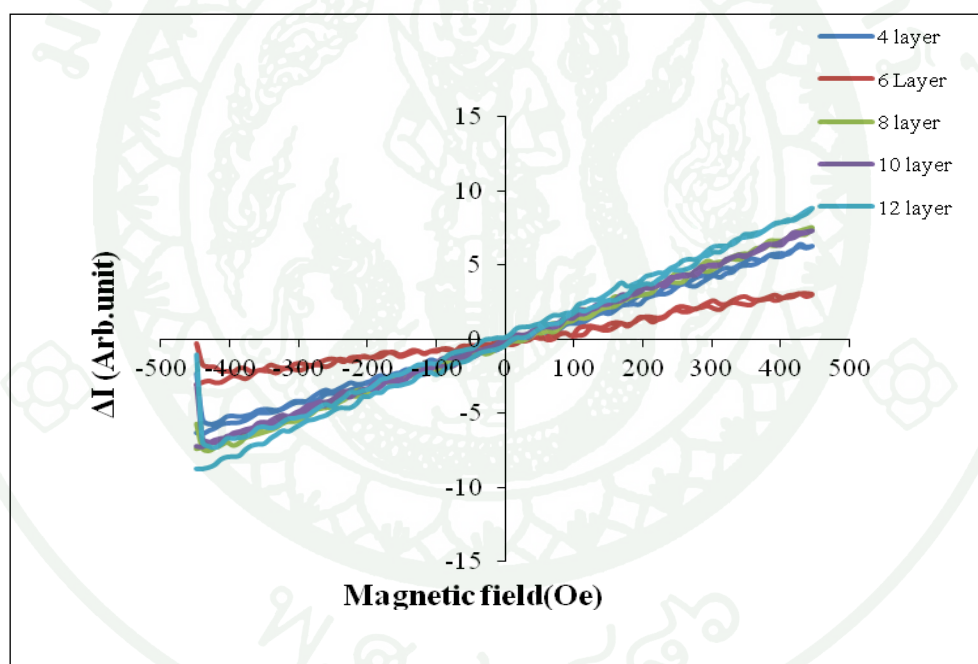
(จ)

ภาพที่ 60 (ต่อ)

ตารางที่ 6 ค่าสนามโคเออร์ซีฟ (H_c), แมกนีไทเซชันอิ่มตัว (M_s), สนามแม่เหล็กอิ่มตัว (H_s), แมกนีไทเซชันคงค้าง (M_r) และสแควร์เนส (M_r/M_s) ของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu: 45/4 นาที่ ที่จำนวนต่าง ๆ กัน

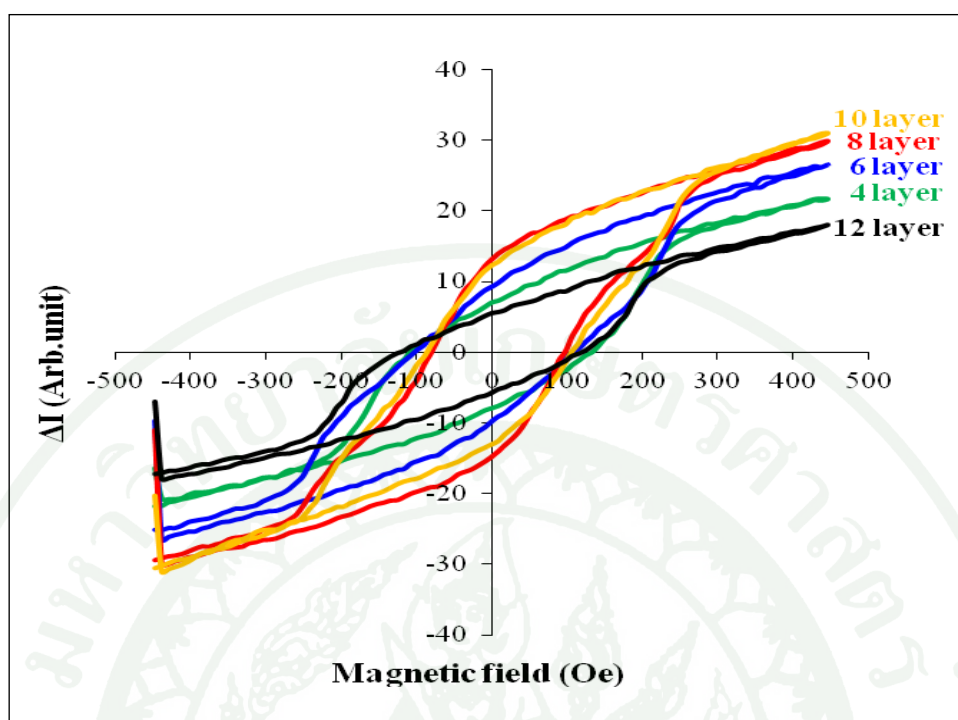
จำนวนชั้น	สมบัติทางแม่เหล็ก				
	H_c (Oe)	M_s (Arb.unit)	M_r (Arb.unit)	H_s (Oe)	M_r/M_s
4	183.5	37.88	23.1	223	0.61
6	181.0	39.64	22.3	210	0.56
8	160.5	37.56	19.8	225	0.53
10	168.0	41.35	22.6	225	0.55
12	197.0	42.57	25.0	225	0.59

และสำหรับผลการศึกษาสมบัติทางแม่เหล็กของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu บนฐานรอง แก้วที่ระยะเวลาเคลือบ Co นาน 90 นาที และของฟิล์ม Cu เคลือบนาน 4 นาที จำนวน 4, 6, 8, 10 และ 12 ชั้น ด้วยเทคนิค SMOKE แสดงดังภาพที่ 61 (ก) พื้นผิวของชั้นฟิล์ม Cu ของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu ทั้งหมดแสดงคุณสมบัติทางแม่เหล็กเป็นพาราแมกเนติก และ(ข) พื้นผิวของชั้นฟิล์ม Co ของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu ทั้งหมดแสดงคุณสมบัติทางแม่เหล็กเป็นเฟอร์โรแมกเนติก และแมกนีไทเซชันอิ่มตัว (M_s) ในสนามแม่เหล็ก ± 450 Oe ผลการวิเคราะห์ พบว่า ในฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu มีการเปลี่ยนของค่า M_s , M_r , H_c และ M_r/M_s ค่อนข้างน้อย สำหรับค่า H_c พบว่ามีการเปลี่ยนแปลงตามจำนวนชั้นของฟิล์ม และค่า M_s , M_r , H_c และ M_r/M_s ของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu แสดงในตาราง 7



(ก)

ภาพที่ 61 สิตเตอร์ชีสรูป (ก) ชั้น Cu และ (ข) ชั้น Co ของฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาที ที่จำนวน 4- 12 ชั้น



(ข)

ภาพที่ 61 (ต่อ)

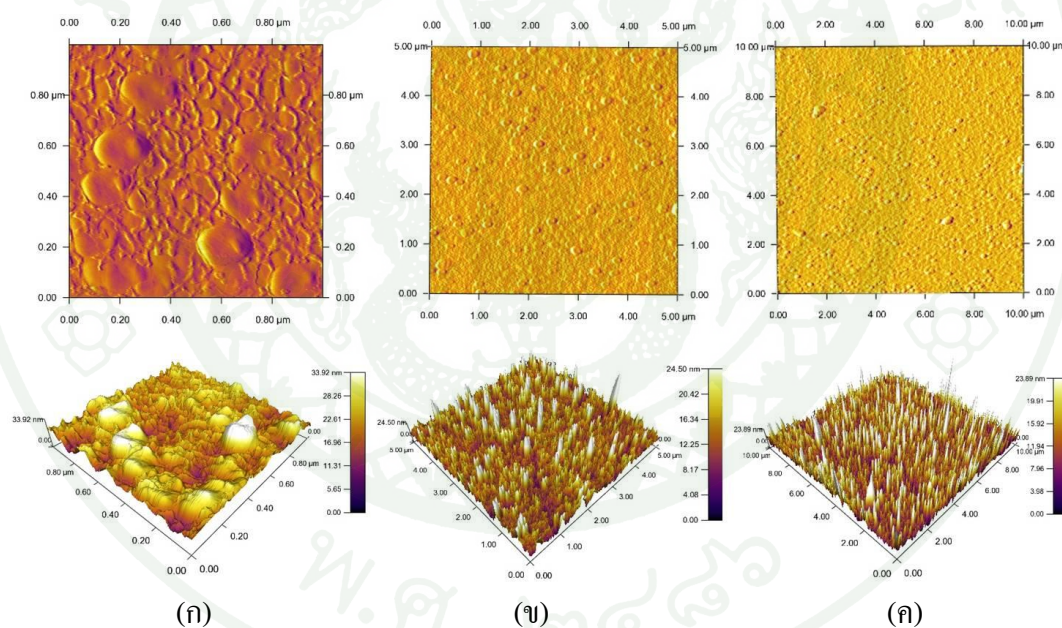
ตารางที่ 7 ค่าสนามโคเออร์ซีฟ (H_c), แมกนีไทเซชันอิ่มตัว (M_s), สนามแม่เหล็กอิ่มตัว (H_s), แมกนีไทเซชันคงค้าง (M_r) และสแควร์เนส (M_r/M_s) ของฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาโน ที่จำนวนคู่ชั้นต่าง ๆ กัน

จำนวนชั้น	สมบัติทางแม่เหล็ก				
	H_c (Oe)	M_s (Arb.unit)	M_r (Arb.unit)	H_s (Oe)	M_r/M_s
4	121.0	21.74	7.5	225	0.35
6	105.0	25.79	9.6	268	0.37
8	88.5	29.63	13.6	273	0.46
10	96.0	30.82	13.1	260	0.32
12	121.0	17.64	5.7	228	0.28

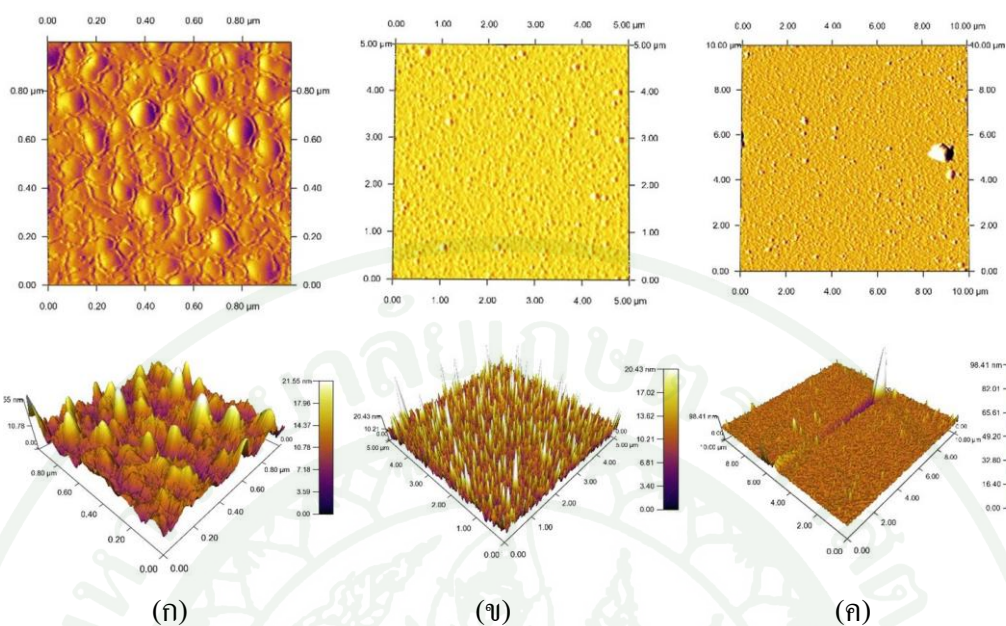
เปรียบเทียบผลการวิเคราะห์สมบัติทางแม่เหล็กของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu ทั้ง 2 ชุด พบว่า คุณสมบัติทางแม่เหล็กของฟิล์มทั้ง 2 ชุด เป็นเฟอร์โรแมกเนติก แต่มีค่า H_c , M_r , H_s และ M_s ต่างกัน โดยฟิล์ม Co/Cu : 45/4 นาที มีค่า H_c , M_r และ M_s มากกว่าฟิล์ม Co/Cu : 90/4 นาที แต่มีค่า H_s น้อยกว่า

4.4 สมบัติเชิงพื้นผิวของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu

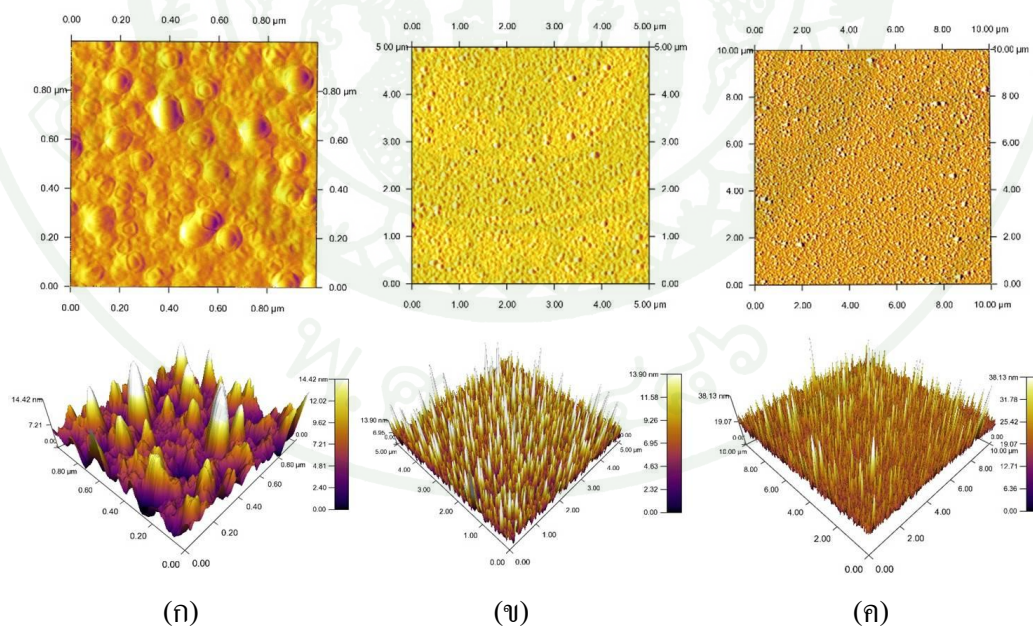
ผลการวิเคราะห์สมบัติเชิงพื้นผิวของฟิล์ม Co/Cu แบบหลายชั้นบนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co นาน 45 นาที และของฟิล์ม Cu เคลือบนาน 4 นาที ด้วยเทคนิค AFM แบบ 2 และ 3 มิติบนพื้นที่สแกน $1 \times 1 \mu\text{m}^2$, $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ แสดงดังภาพที่ 62 - 66



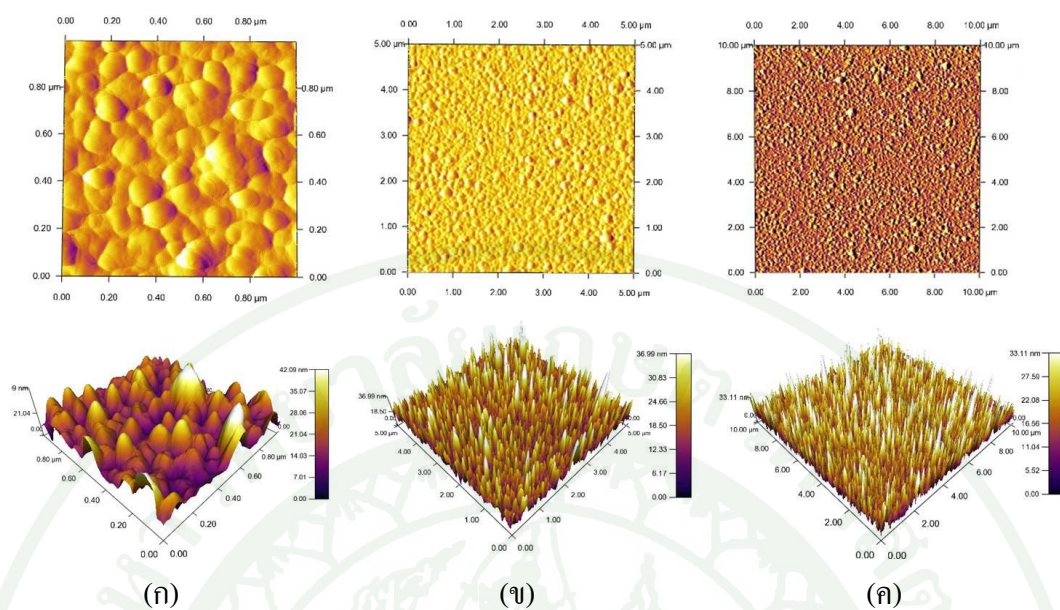
ภาพที่ 62 ผล AFM ขนาดพื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ ของฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที ที่จำนวน 4 ชั้น



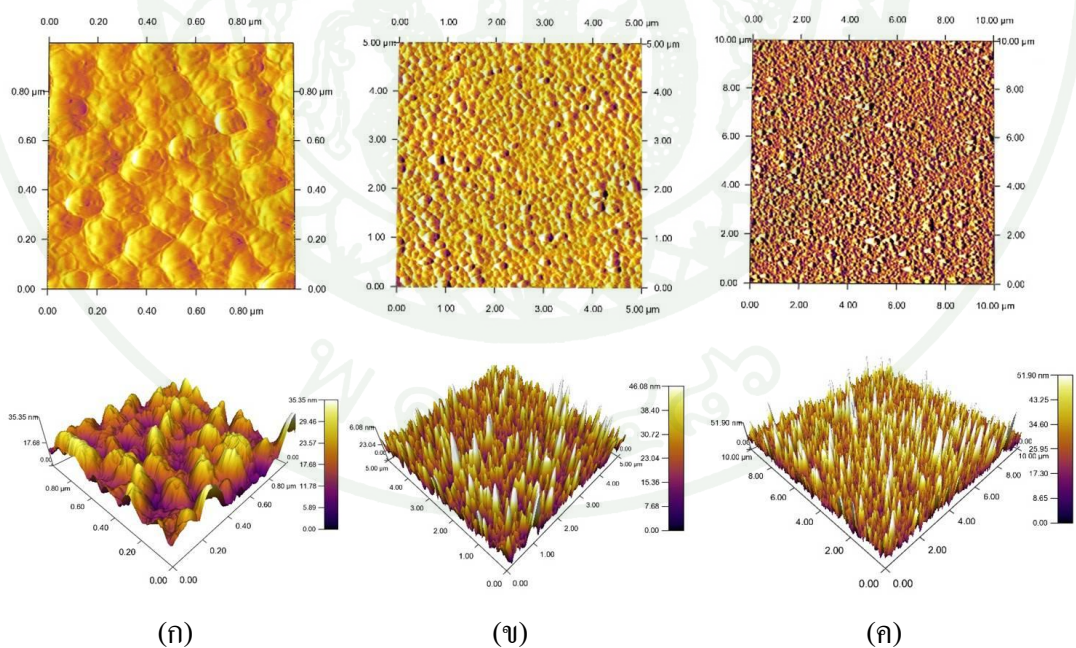
ภาพที่ 63 ผล AFM ขนาดพื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ ของฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที่ ที่จำนวน 6 ชั้น



ภาพที่ 64 ผล AFM ขนาดพื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ ของฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที่ ที่จำนวน 8 ชั้น



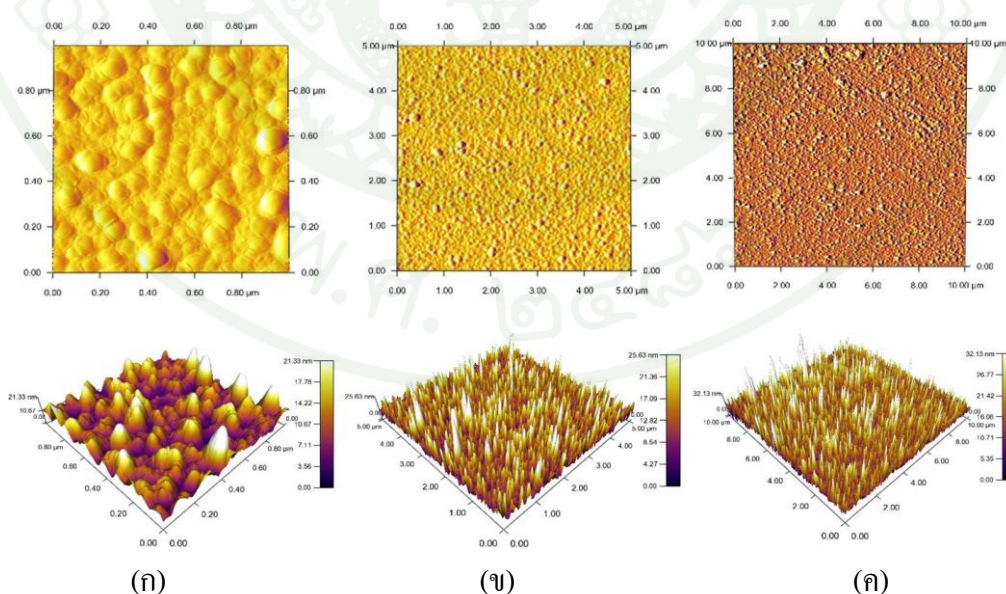
ภาพที่ 65 ผล AFM ขนาดพื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ ของฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที่ ที่จำนวน 10 ชั้น



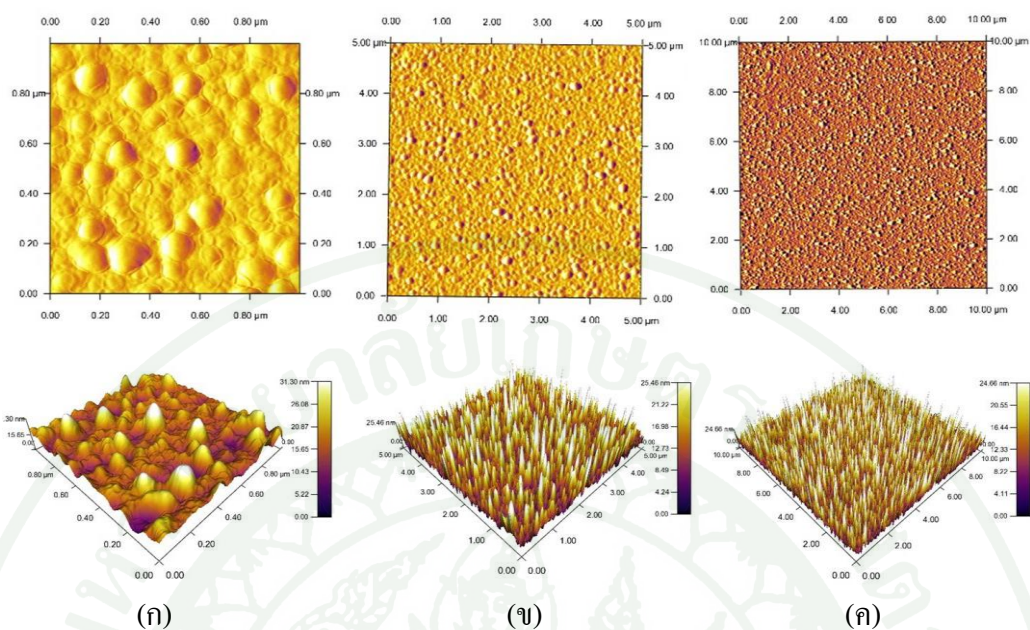
ภาพที่ 66 ผล AFM ขนาดพื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ ของฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที่ ที่จำนวน 12 ชั้น

จากผลการศึกษาพื้นผิวของฟิล์ม Co/Cu แบบหลายชั้นบนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co นาน 45 นาที และของฟิล์ม Cu เคลือบนาน 4 นาที ที่จำนวนชั้นต่าง ๆ กัน ด้วยเทคนิค AFM สามารถสรุปได้ว่าฟิล์ม Co/Cu แบบหลายชั้นทั้งหมดบนพื้นที่สแกน $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ ลักษณะพื้นผิวของฟิล์มโดยทั่วไปมีความต่อเนื่อง การก่อตัวของอะตอมมีองค์ประกอบของเกรนเป็นเกรนรูโดยจำนวนของเกรนเพิ่มขึ้นตามจำนวนชั้น และเกรนมีความหนาแน่นมากขึ้น แต่เมื่อขนาดพื้นที่สแกนเพิ่มขึ้นเป็น $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ พบว่าฟิล์ม Co/Cu แบบหลายชั้นทั้งหมดมีขนาด และการกระจายของเกรนสม่ำเสมอ และเกรนหนาแน่นมากขึ้นตามจำนวนชั้น อาจเนื่องมาจากเมื่อจำนวนชั้นเพิ่มขึ้นระยะระหว่างเป้า (Target) และฐานรองแก้ว (Substrate) น้อยลง ดังนั้น การก่อตัวของอะตอมก็จะเพิ่มขึ้นทำให้พื้นผิวของฟิล์มมีความหนาแน่นของเกรนมากขึ้น ภาพที่ 72(ก) เปรียบเทียบความขรุขระพื้นผิวของฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที ที่จำนวนชั้นต่าง ๆ กัน ซึ่งคำนวณได้จากภาพ AFM พบว่า ความขรุขระ (R_{rms}) จะเปลี่ยนแปลงตามจำนวนชั้น โดยที่จำนวน 8 ชั้น มีความขรุขระพื้นผิวน้อยที่สุด

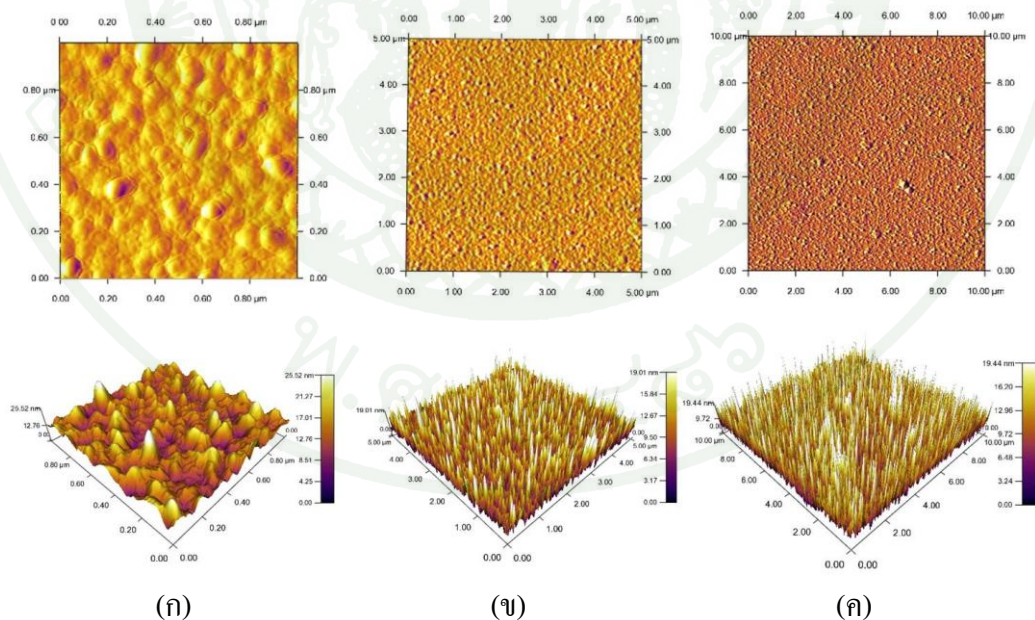
และผลการวิเคราะห์สมบัติเชิงพื้นผิวของฟิล์ม Co/Cu แบบหลายชั้นบนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co นาน 90 นาที และของฟิล์ม Cu เคลือบนาน 4 นาที ด้วยเทคนิค AFM แบบ 2 และ 3 มิติบนพื้นที่สแกน $1 \times 1 \mu\text{m}^2$, $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ แสดงดังภาพที่ 67 - 71



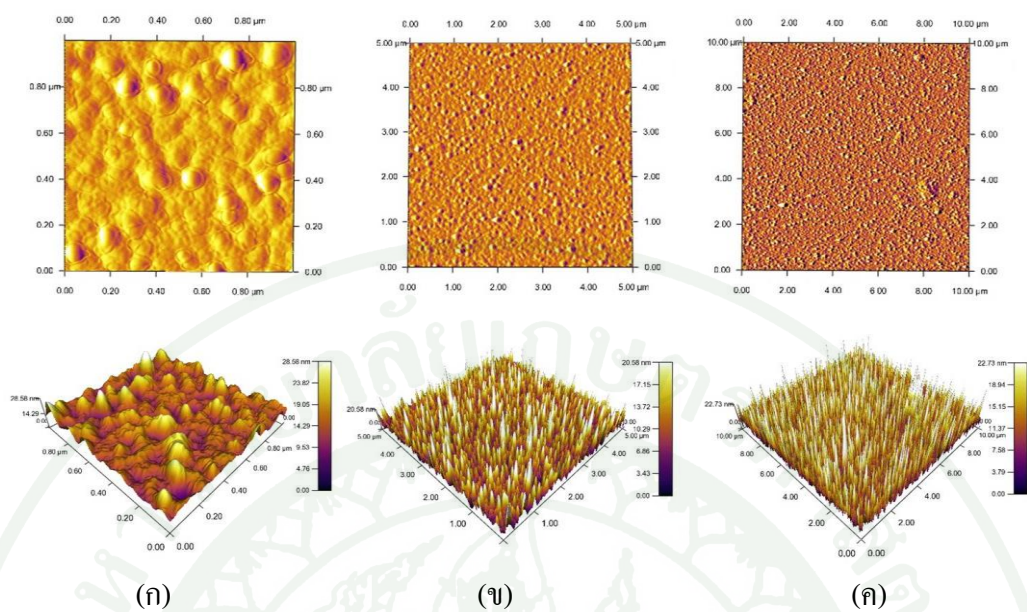
ภาพที่ 67 ผล AFM ขนาดพื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ ของฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาที ที่จำนวน 4 ชั้น



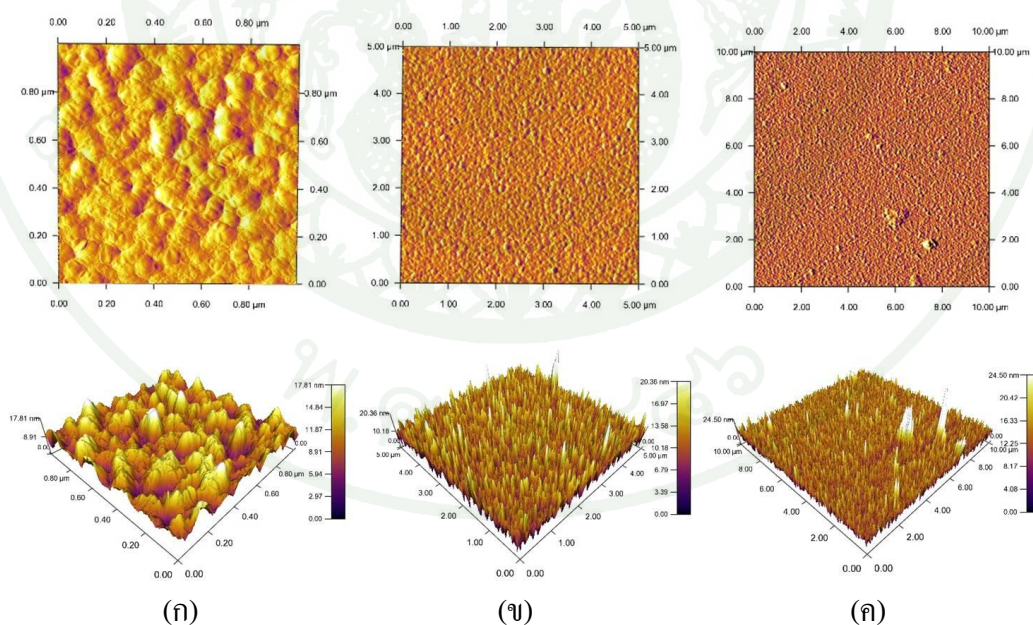
ภาพที่ 68 ผล AFM ขนาดพื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ ของฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาที่ ที่จำนวน 6 ชั้น



ภาพที่ 69 ผล AFM ขนาดพื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ ของฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาที่ ที่จำนวน 8 ชั้น

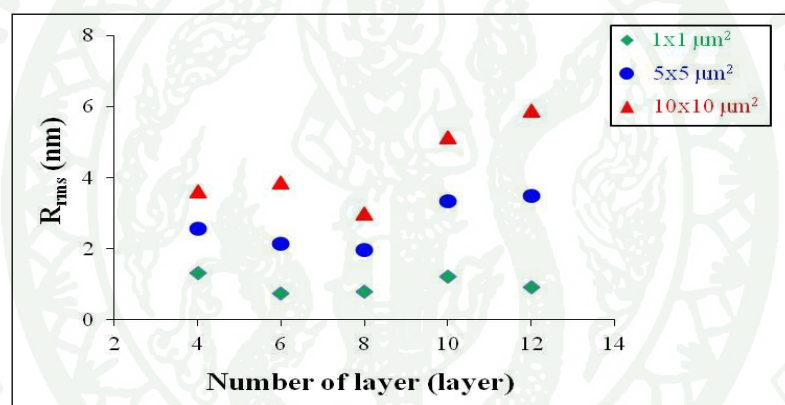


ภาพที่ 70 ผล AFM ขนาดพื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ ของฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาที่ ที่จำนวน 10 ชั้น

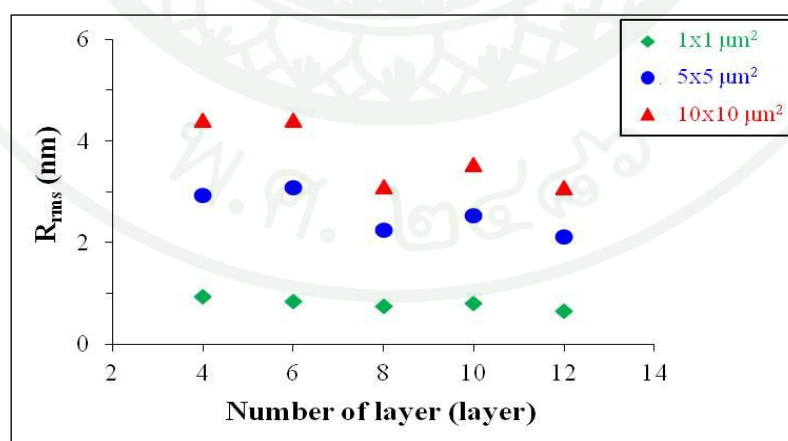


ภาพที่ 71 ผล AFM ขนาดพื้นที่สแกน (ก) $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ (ข) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ (ค) $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ ของฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาที่ ที่จำนวน 12 ชั้น

และจากผลการศึกษาพื้นผิวของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu บนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co นาน 90 นาที และของฟิล์ม Cu เคลือบนาน 4 นาที ด้วยเทคนิค AFM สามารถสรุปได้ว่าฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu บนพื้นที่สแกน $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ ทั้งหมด ลักษณะพื้นผิวของฟิล์มโดยทั่วไปมีความต่อเนื่อง การก่อตัวของอะตอมเป็นเกรนมีลักษณะรูปร่างเป็นเกรนรู จำนวนของเกรนในช่วงเริ่มต้นลดลงเนื่องจากเกรนอยู่ชิดติดกัน แต่เมื่อพื้นที่สแกนเพิ่มขึ้นเป็น $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ และ $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ พบว่าฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu ทั้งหมด มีจำนวน ขนาด และการกระจายของเกรนสม่ำเสมอ ภาพที่ 72 (ข) เปรียบเทียบความขรุขระพื้นผิวของฟิล์ม Co/Cu:90/4 นาที ที่จำนวนชั้นต่าง ๆ กัน ซึ่งคำนวณได้จากภาพ AFM พบว่า ความขรุขระ (R_{rms}) จะเปลี่ยนแปลงตามจำนวนชั้น โดยที่จำนวน 8 ชั้น มีความขรุขระพื้นผิวน้อยที่สุด



(ก)



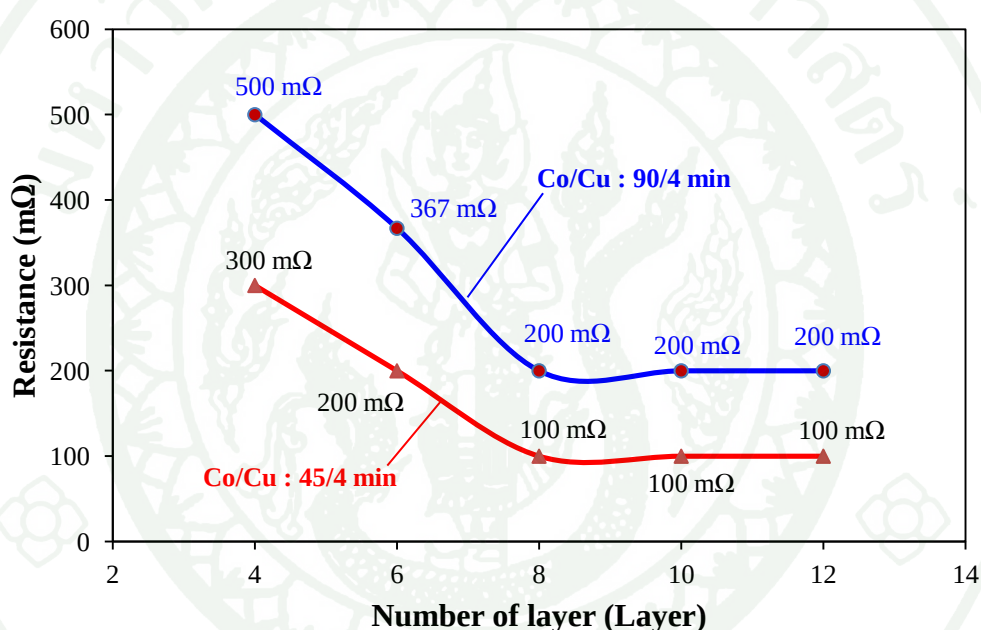
(ข)

ภาพที่ 72 ความขรุขระพื้นผิวของฟิล์มฟิล์มแบบหลายชั้นของ (ก) Co/Cu: 45/4 นาที

และ (ข) Co/Cu: 90/4 นาที บนพื้นที่สแกนต่าง ๆ กัน

4.5 ความต้านไฟฟ้าของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu

ผลการวัดความต้านทานของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu ที่ระยะเวลาเคลือบ Co นาน 45 และ 90 นาที และของฟิล์ม Cu เคลือบนาน 4 นาที ที่อุณหภูมิห้อง ด้วยเทคนิคแบบ 4 จุด แสดงดังภาพที่ 73 ซึ่งพบว่าฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu ทั้ง 2 ชุด มีความต้านทานลดลงตามจำนวนชั้นที่เพิ่มขึ้นจาก 4 – 8 ชั้น และจากนั้นจะคงที่จนถึง 12 ชั้น เหมือนกันทั้ง 2 ชุด โดยความต้านทานของฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาที มากกว่าของ ฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที

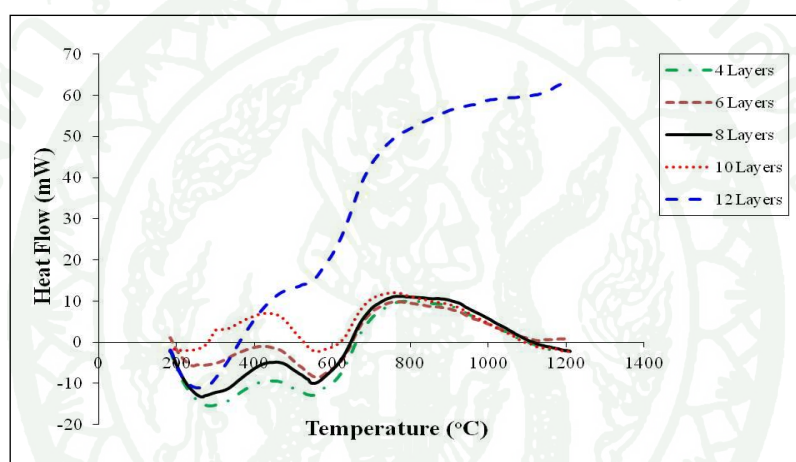


ภาพที่ 73 ความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที และฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาที ที่จำนวนคู่ชั้นของฟิล์มต่าง ๆ กัน

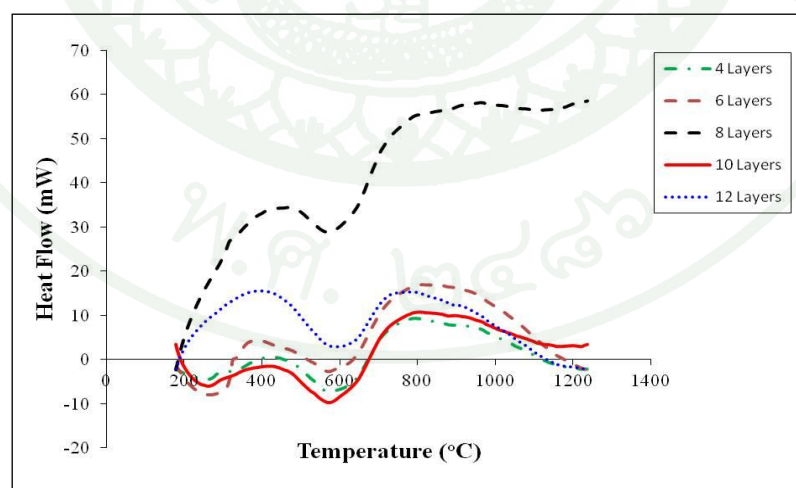
4.6 สมบัติเชิงความร้อนของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu

ผลการศึกษาสมบัติเชิงความร้อนของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Cu/Cu บนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบ Co นาน 45 และ 90 นาที และของฟิล์ม Cu เคลือบนาน 4 นาที ด้วยเทคนิค DTA ในช่วงอุณหภูมิ 200 – 1200 °C ด้วยอัตราการให้ความร้อน 40 °C/นาที แสดงดังภาพที่ 74 พบว่าฟิล์มแบบหลายชั้นของ Cu/Cu ทั้งสองชุดทั้งหมดแสดงพีการคายความร้อนที่อุณหภูมิประมาณ 800 °C และพีการดูดกลืนความร้อนที่อุณหภูมิ 550 °C โดยที่อุณหภูมิ 800 °C เป็นการคาย

พลังงานเพื่อจัดเรียงอะตอมใหม่ของ Co และ Cu และที่อุณหภูมิ 550 °C เป็นการดูดพลังงานเพื่อแยกอะตอมของ Co และ Cu ที่รอยต่อระหว่างชั้น และสลายออกไซด์ นอกจากนี้ฟิล์มแบบหลายชั้นของ Cu/Cu ทั้งหมดยังแสดงพีคของการคายความร้อนที่อุณหภูมิ 450 °C ซึ่งเป็นการคายพลังงานเพื่อเปลี่ยนแปลงโครงสร้างเฟสของผลึก Co จาก Co เฟส HCP เป็น Co เฟส FCC และยังพบอีกว่าเมื่ออุณหภูมิมากกว่า 800 °C ฟิล์มแบบหลายชั้นของ Cu/Cu: 45/4 นาที่ ที่จำนวน 12 ชั้น และฟิล์มแบบหลายชั้นของ Cu/Cu: 90/4 นาที่ ที่จำนวน 8 ชั้น เกิดการหลอมรวมระหว่าง Co และ Cu เกิดเป็นสารใหม่



(ก)

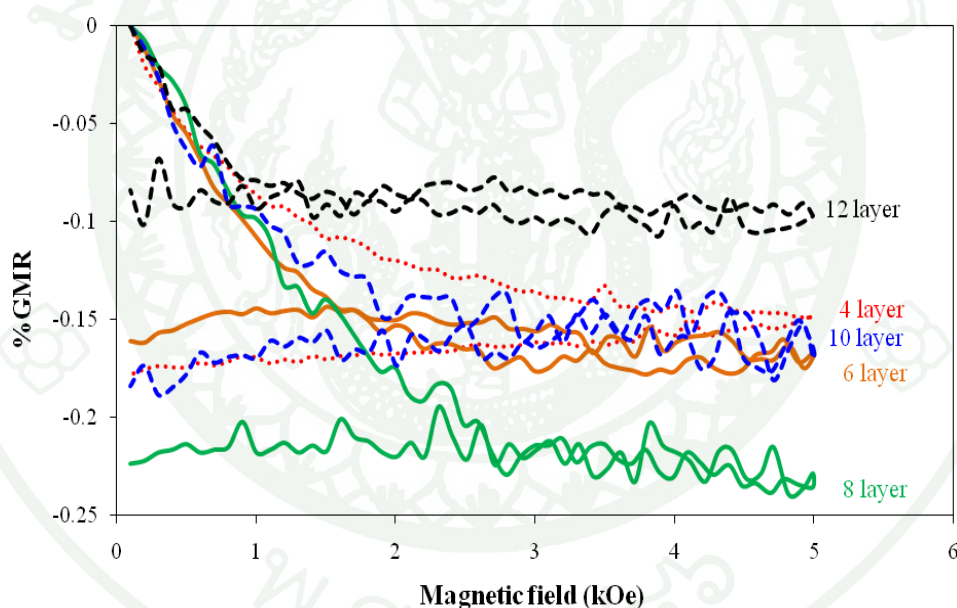


(ข)

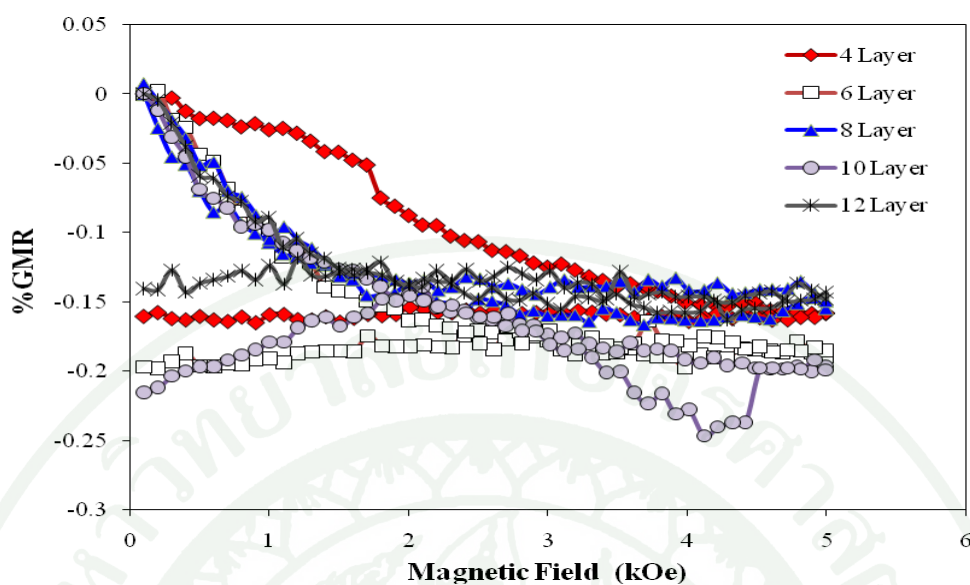
ภาพที่ 74 ผล DTA ของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu (ก) เวลาเคลือบ Co นาน 45 นาที และ (ข) เวลาเคลือบ Co นาน 90 นาที ที่จำนวนคู่ชั้นต่าง ๆ กัน

4.7 ปรากฏการณ์ GMR ของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu

ผลการวัดปรากฏการณ์ GMR ที่อุณหภูมิห้องด้วยเทคนิคแบบ 4 จุด ในสนามแม่เหล็ก 5 kOe ของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu บนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบ Co นาน 45 และ 90 นาที และของฟิล์ม Cu เคลือบนาน 4 นาที แสดงดังภาพที่ 74 - 75 พบว่า ฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu ทั้งสองชุดมีการเปลี่ยนแปลงของขนาด GMR ขึ้นลงตามจำนวนชั้น โดยในฟิล์ม Co/Cu : 45/4 นาที เกิดปรากฏการณ์ GMR สูงสุดที่จำนวน 8 ชั้น เท่ากับ 0.235 % รองลงมาที่จำนวน 6 และ 10 ชั้น เท่ากับ 0.169% และ 0.164% ตามลำดับ และ ในฟิล์ม Co/Cu : 90/4 นาที เกิดปรากฏการณ์ GMR สูงสุดที่จำนวน 10 ชั้น เท่ากับ 0.197 % โดยค่า % GMR ของฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu ทั้งหมด ของฟิล์มทั้ง 2 ชุด แสดงในตาราง 8



ภาพที่ 75 ผล GMR ของฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที ที่จำนวน 4, 6, 8, 10 และ 12 ชั้น



ภาพที่ 76 ผล GMR ของฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาที ที่จำนวน 4, 6, 8, 10 และ 12 ชั้น

ตารางที่ 8 ค่าความต้านทานไฟฟ้า และ % GMR ของฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที และฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาที ที่จำนวนชั้นของฟิล์มต่าง ๆ กัน

จำนวนชั้นของ ฟิล์ม	R (H=0) / mΩ		R (H=5 kOe) / mΩ		% GMR	
	45/4 min	90/4 min	45/4 min	90/4 min	45/4 min	90/4 min
4	306.15	478.3	295.891	436.906	-0.149	-0.158
6	239.5	303.8	239.363	273.606	-0.169	-0.189
8	154.2	186.25	140.385	167.671	-0.235	-0.155
10	139.6	169.5	133.653	157.702	-0.164	-0.197
12	143.25	167.0	136.946	155.83	-0.098	-0.148

เปรียบเทียบผลการวัดปรากฏการณ์ GMR ของฟิล์มทั้ง 2 ชุด พบว่า ที่จำนวนชั้นเท่ากัน ฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาที มีขนาด GMR สูงกว่าฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาที ยกเว้นที่จำนวน 8 ชั้น

จากผลการวิเคราะห์ฟิล์มแบบหลายชั้นของ Co/Cu บนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบ Co นาน 45 และ 90 นาที และของฟิล์ม Cu เคลือบนาน 4 นาที เตรียมด้วยระบบอาร์เอฟสปีดเตอร์ริง ที่ จำนวนชั้นต่าง ๆ กัน ทั้ง 2 ชุด ได้ฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที มีความหนาแน่นเฉลี่ยอยู่ในช่วง 453.2 –

1542.7 nm และฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาที มีความหนาแน่นเฉลี่ยอยู่ในช่วง 542.2 – 1727.2 nm โดยฟิล์มทั้ง 2 ชุด มีโครงสร้างเฟสของผลึก Co เป็นแบบ HCP ในระนาบ (002) และโครงสร้างเฟสของผลึก Cu เป็นแบบ FCC ในระนาบ (111), (200) และ (220) ซึ่งความหนาของชั้น Co และจำนวนชั้นของฟิล์มไม่มีผลต่อโครงสร้างเฟสของผลึกทั้ง Co และ Cu แต่จะมีผลต่อความเข้มของพีคของทั้ง Co และ Cu เปรียบเทียบฟิล์ม Co/Cu แบบหลายชั้น ทั้ง 2 ชุด ในภาพที่ 55 และภาพที่ 56 เมื่อเวลาเคลือบชั้น Co เพิ่มขึ้นเป็น 90 นาที พบว่า พีคของ Co เด่นชัดขึ้น สมบัติทางแม่เหล็กฟิล์มทั้ง 2 ชุด เป็นเฟอร์โรแมกเนติก และค่า H_c , M_s , H_s , M_r และ M_r/M_s มีการเปลี่ยนแปลงค่าน้อยมาก และผลการวัดปรากฏการณ์ GMR พบว่า ขนาดของปรากฏการณ์ GMR ของฟิล์มทั้ง 2 ชุด เปลี่ยนแปลงตามจำนวนชั้น โดยฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที เกิดปรากฏการณ์ GMR สูงสุด เท่ากับ 0.24% ที่จำนวน 8 ชั้น และฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาที เกิดปรากฏการณ์ GMR สูงสุด เท่ากับ 0.20% ที่จำนวน 10 ชั้น

สรุปและข้อเสนอแนะ

สมบัติเชิงโครงสร้าง แม่เหล็ก ความร้อน และ ปรากฏการณ์ GMR ของฟิล์มตัวอย่างที่เตรียมด้วยเทคนิคอาร์เอฟสปีดเตอร์ริงที่เงื่อนไขการเตรียมต่าง ๆ กัน สามารถสรุปได้ดังต่อไปนี้

ฟิล์ม Ni บนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบต่าง ๆ กัน (30 – 150 นาที่) ในบรรยากาศก๊าซอาร์กอน และกำลังคงที่ 200 W มีโครงสร้างเฟส Ni แบบ FCC ในระนาบ (111) และแสดงเฟอร์โรแมกเนติกเฟสหลังจากการเคลือบ โดยสมบัติทางแม่เหล็กของฟิล์ม Ni จะเปลี่ยนแปลงขึ้นอยู่กับระยะเวลาเคลือบ โดยฟิล์ม Ni ที่เคลือบเวลา 90 นาที่ มีค่า M_s สูงสุด กับ H_c ปานกลาง และแสดงสมบัติแอนไอโซโทรปีแม่เหล็กตั้งฉากกับพื้นผิวของฟิล์มมากที่สุด และสอดคล้องกับลักษณะพื้นผิวของฟิล์มมีความขรุขระสม่ำเสมอและเรียบที่สุด จากผลการศึกษาในครั้งนี้แสดงให้เห็นว่าคุณสมบัติทางแม่เหล็ก โครงสร้าง และความขรุขระของพื้นผิวของฟิล์ม Ni ที่เตรียมด้วยอาร์เอฟสปีดเตอร์ริงสามารถปรับปรุงให้เหมาะสมได้ด้วยระยะเวลาเคลือบฟิล์ม

ฟิล์ม Co บนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบต่าง ๆ กัน (25 - 55 นาที่) ในบรรยากาศก๊าซอาร์กอนที่กำลังไฟฟ้าคงที่ 200 W มีโครงสร้างเฟส Co แบบ HCP ในระนาบ (002) มีความหนาโดยประมาณอยู่ระหว่าง 120 – 400 nm แสดงสมบัติทางแม่เหล็กแบบแอนไอโซโทรปีในทิศทางกับพื้นผิวของฟิล์ม ความขรุขระของพื้นผิวของฟิล์ม Co เพิ่มขึ้นตามเวลาเคลือบฟิล์มจาก 25 – 55 นาที่ เมื่อระยะเวลาเคลือบฟิล์มมากกว่า 35 นาที่ แมกนีไตเซชันอ้อมตัวเพิ่มขึ้น และความต้านทานไฟฟ้าลดลง การเปลี่ยนแปลงนี้เป็นผลมาจากพื้นผิวของฟิล์ม Co เกิดออกไซด์ และรูปร่างของเกรนยื่นออกตั้งฉากกับพื้นผิวของฟิล์มมากขึ้น

ฟิล์ม Co/Cu/Co บนฐานรองแก้ว ที่ระยะเวลาเคลือบชั้น Co นาน 30, 60, 90, 120 และ 150 นาที่ และฟิล์ม Cu เคลือบนาน 5 นาที่ ฟิล์ม Co/Cu/Co มีเฟส Co แบบ HCP ในระนาบ (220) และเฟส Cu แบบ FCC ในระนาบ (111) มีความหนารวมเฉลี่ยอยู่ในช่วง 65.15 – 431.78 nm โดยแสดงสมบัติทางแม่เหล็กเป็นแบบเฟอร์โรแมกเนติกที่อุณหภูมิห้อง และแมกนีไตเซชันอ้อมตัวในสนามแม่เหล็ก ± 4.5 kOe โดยพบว่าฟิล์ม Co/Cu/Co เคลือบ Co นาน 120 นาที่ (ความหนารวม 399.71 ± 5.7 nm) แสดงปรากฏการณ์ GMR สูงสุด ขนาด 0.15% ณ อุณหภูมิห้อง ทั้งนี้อาจจะเกิดจากฟิล์ม Co/Cu/Co ชั้น Co เคลือบนาน 120 นาที่ เกิดออกไซด์น้อยที่สุดส่งผลทำให้เกิด GMR สูงสุด

ฟิล์ม Co/Cu แบบหลายชั้นบนฐานรองแก้วที่ระยะเวลาเคลือบ Co นาน 45 และ 90 นาที่ และฟิล์ม Cu เคลือบ 4 นาที่ ที่จำนวนชั้น 4, 6, 8, 10 และ 12 ชั้น ทั้ง 2 ชุด มีเฟส Co แบบ HCP ในระนาบ (002) และเฟส Cu แบบ FCC ในระนาบ (111), (200) และ (220) โดยฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที่ มีความหนาแน่นเฉลี่ยในช่วง 453.2 – 1542.7 nm และฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาที่ มีความหนาแน่นเฉลี่ยในช่วง 542.2 – 1727.2 nm นอกจากนี้ฟิล์มทั้ง 2 ชุดยังแสดงสมบัติทางแม่เหล็กเป็นเฟอร์โรแมกเนติก และค่า H_c , M_s , H_s , M_r และ M_r/M_s มีการเปลี่ยนแปลงเล็กน้อยตามจำนวนชั้น และผลการวัดปรากฏการณ์ GMR พบว่า ขนาดของปรากฏการณ์ GMR ของฟิล์มทั้ง 2 ชุด เปลี่ยนแปลงตามจำนวนชั้น โดยฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที่ เกิดปรากฏการณ์ GMR สูงสุด ขนาด 0.24% ที่จำนวน 8 ชั้น และฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาที่ เกิดปรากฏการณ์ GMR สูงสุด ขนาด 0.20% ที่จำนวน 10 ชั้น และความขรุขระพื้นผิวของฟิล์มที่ทำให้เกิดปรากฏการณ์ GMR สูงสุดประมาณ 0.8 nm

สำหรับการนำฟิล์มบางแบบหลายชั้นไปประยุกต์ใช้งานเป็นเซนเซอร์ทางแม่เหล็ก จากผลที่ได้จากการศึกษาในครั้งนี้ แสดงให้เห็นว่า ฟิล์ม Co/Cu/Co ที่ชั้น Co เคลือบนาน 120 เหมาะสมสำหรับการนำไปทำเป็นเซนเซอร์แม่เหล็กอย่างง่าย เนื่องจากฟิล์มเกิดปรากฏการณ์ GMR สูงสุด และมีค่าสนามแม่เหล็กอิ่มตัว H_s สูง ความต้านทานไฟฟ้าพอเหมาะ ซึ่งจะสามารถพัฒนาเป็นเซนเซอร์วัดสนามแม่เหล็กที่มีย่านการวัดกว้างพอสมควร และสำหรับฟิล์มบางแบบหลายชั้น เนื่องจากผลการวัดปรากฏการณ์ GMR พบว่า ขึ้นกับทั้งความหนาของชั้นฟิล์มแม่เหล็กและจำนวนชั้นฟิล์ม ดังนั้นจึงควรเลือกฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที่ จำนวน 8 ชั้น และฟิล์ม Co/Cu: 90/4 นาที่ จำนวน 10 ชั้น สำหรับการนำไปประยุกต์เป็นเซนเซอร์แม่เหล็กอย่างง่าย ทั้งนี้เนื่องสมบัตินทางแม่เหล็กใกล้เคียงกัน แต่ฟิล์มดังกล่าวเกิดปรากฏการณ์ GMR สูงสุด และมีค่าสนามแม่เหล็กอิ่มตัวสูงทำให้เซนเซอร์มีช่วงการวัดที่กว้าง อย่างไรก็ตามถ้าต้องการได้เซนเซอร์ราคาต้นทุนที่ประหยัดกว่า อาจจะเลือกใช้ฟิล์ม Co/Cu: 45/4 นาที่ จำนวน 8 ชั้น เนื่องจากทั้งระยะเวลาในการเคลือบ และจำนวนชั้นที่น้อยกว่า น่าจะทำให้ต้นทุนการผลิตน้อยกว่า ทั้งนี้การเลือกฟิล์มบางไปพัฒนาเป็นเซนเซอร์ อาจจะต้องพิจารณาปัจจัยอื่น ๆ อีกนอกเหนือจากขนาดของ GMR และสนามแม่เหล็กอิ่มตัว (H_s) เช่น ความไว ความแม่นยำของสัญญาณจากเซนเซอร์

เอกสารและสิ่งอ้างอิง

จิตณรงค์ ศิริสถิตย์กุล และ วชิร รัตนสกุลทอง. 2550. **GMR: ยุคใหม่ของการศึกษาและ**

ประยุกต์ใช้วัสดุแม่เหล็ก. แหล่งที่มา: <http://www.vcharkarn.com/>. 4 เมษายน 2553.

บัญชา ศิลปสกุลสุข. 2539. **ฟิสิกส์และเทคโนโลยีสุญญากาศ.** พิมพ์ครั้งที่ 1 สำนักพิมพ์ SCIENCE CENTER. กรุงเทพมหานคร.

สุธรรม ศรีห่มสัถ. 2554. **เอกซเรย์ดิฟแฟรกชันเบื้องต้น.** พิมพ์ครั้งที่ 1 สำนักพิมพ์แห่ง จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย, กรุงเทพมหานคร.

Baibich, M.N., J.M. Broto, A. Fert, F. Nguyen Van Cau and F. Petroff. 1988.

Giant Magnetoresistance of (001) Fe/(001) Cr Magnetic superlattices. **Physical Review Letters.** 61: 2472-2475.

Bakonyi, I. and L. Peter. 2010. Electrodeposited multilayer films with giant magnetoresistance (GMR): Progress and problems. **Progress in Materials Science.** 55: 107-245.

Giebeler, C., D.J. Adelerhof, A.E.T Kuiper, J.B.A. van Zon, D. Oelgeschlager and G. Schulz. 2001. Robust GMR sensors for angle detection and rotation speed Sensing. **Sensors and Actuator A.** 91: 16-20.

Lee, K., S. Lee, J. Kim and B.K. Cho. 2009. Quantitative Detection of Magnetic Particles in Chromatographic Membrane by a Giant magnetoresistance Sensor. **Journal of Applied Physics.** 105. 07E713 (1-3)

- Oepts, W., M.A. Gijs, A. Reinders, R.M. Jungblut, J.M. Kerkhof, A.M.A. van Zon and W.J.M. de Jonge 1997. Perpendicular giant magnetoresistance of Co/Cu multilayers on V - grooved substrates: Dependence on deposition method. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**. 165: 356-359.
- Parkin, S.S.P. 1992. Dependence of giant magnetoresistance on Cu-layer thickness Co/Cu multilayers: A Simple Dilution Effect. **Physical Review B**. 47(14): 9136-9139.
- Parkin, S. S. P., N. More, and K. P. Roche. 1990. Oscillations in exchange coupling and magnetoresistance in metallic superlattice structures: Co/Ru, Co/Cr, and Fe/Cr. **Physical Review Letters**. 64: 2304-2307.
- Rieger, G., K. Ludwig, J. Hauch and W. Clemens. 2001. GMR sensors for contactless position detection. **Sensors and Actuator A**. 91: 7-11.
- Siritaratiwat, A., E.W.Hill, I. Stutt, J.M. Fallon and P.J. Grundy. 2000. Annealing effects on GMR multilayer films. **Sensors and Actuator**. 81: 40-43.
- Xu. M., Y. Fan, G. Luo and Z. Mai. 2000. Dependence of giant magnetoresistance on the thickness of magnetic and non-magnetic layer in spin-valve sandwiches. **Physics Letters A**. 272 : 282-288.
- Sakrani. S.B., Y.B. Wahab and Y.C. Lau. 2007. Giant magnetoresistance effect in Co/Cu/Co nanostructures. **Journal of Alloys and Compounds**. 434-435 : 598-600.
- Wang. L., K. Chen, Z. Zhang, S. Hao and P. Chen. 2009. Giant magnetoresistance of Fe/In/Fe trilayers. **Journal of Alloys and Compounds**. 486 : 18-21.

- Pandry, D.k., P. Gupta, S.C. Kashyap and S. Chaudhary. 2009. Electrodeposition and characterization of Cu/Co multilayers: Effect of individual Co and Cu layers on GMR magnitude and behavior. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials.** 321: 974-978.
- Dulal, S.M.S.I. and E.A. Charles. 2010. Effect of interface number on giant magnetoresistance. **Journal of physics and Chemistry of Solids.** 71 : 309-313
- Tsymbal, E.Y. and D. G. Pettifor. 2001. Perspectives of Giant Magnetoresistance. **Published in SolidState Physics, edited by H. Ehrenreich and F. Spaepen.** 56 :113-237.
- Rattanasakulthong, W. 2006. **Magnetoresistance of Mechanically Alloyed Co-Cu Powder.** Ph.D. Thesis, Walailak University.
- Wasa, K., M. Kitabatake and H. Adachi. 2004. **Thin Film Materials Technology Sputtering of Compound Materials.** William Andrew, Inc.



ภาคผนวก



บทความที่ได้รับการตีพิมพ์ในวารสาร

Full Length Research Paper

Morphology and properties of radio frequency (RF) sputtered cobalt thin films

T. Chanthong¹, W. Rattanasakulthong¹, C. Sirisathitkul^{2*} and S. Pinitsoontorn³

¹Department of Physics, Faculty of Science, Kasetsart University, Bangkok, 10900, Thailand.

²Magnet Laboratory, School of Science, Walailak University, Nakhon Si Thammarat, 80161, Thailand.

³Department of Physics, Faculty of Science, Khon Kaen University, Khon Kaen, 40002, Thailand.

Accepted 17 February, 2012

Cobalt (Co) films prepared by radio frequency (RF) sputtering for 5 to 55 min were studied by atomic force microscopy (AFM) and vibrating sample magnetometry. The root mean square surface roughness quantified from $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ AFM images tended to increase with increasing sputtering time above 20 min. Compared to hysteresis loops in the case of perpendicular magnetic field, the ferromagnetic Co films of thickness ranging between 120 and 400 nm exhibited smaller saturation field and larger maximum susceptibility when the applied magnetic field was parallel to their surface as a result of the in-plane anisotropy. In the case of thickness over 300 nm, both in-plane and perpendicular magnetizations were markedly increased, whereas the electrical resistance was substantially decreased because of surface oxidation and the geometric alignment of the grains. Since the increase in thickness over 300 nm only enhanced the coercive field in the case of perpendicular magnetization, the coercive field was likely influenced by the elongated grain grown perpendicular to the film surface.

Key words: Radio frequency (RF) sputtering, magnetic thin film, cobalt, atomic force microscopy (AFM), vibrating sample magnetometry (VSM).

INTRODUCTION

Cobalt (Co) thin films are important ferromagnetic materials in sensing and recording. The magnetic properties are manifested by the plot of their magnetization in response to an externally applied magnetic field or the hysteresis loop. Compared to other ferromagnetic materials, Co films which can be prepared by various techniques, including electrodeposition (Manhabosco and Muller, 2009; Lee et al., 2010), metal-organic chemical vapour deposition (Ko et al., 2003; Chioncel et al., 2007), evaporation (Jergel et al., 2009; Szmaja et al., 2010) and sputtering (Bergenti et al., 2007; Kumar and Gupta, 2007) possess a strong magnetic anisotropy. It follows that hysteresis loops measured with in-plane and perpendicular magnetic fields are easily distinguished. The effect of magnetocrystalline anisotropy

is reportedly decreased with increase in Co film thickness from 50 and 195 nm (Kharmouche, 2011). Other contributions to anisotropy arise from surface and shape of the structures. Perpendicular anisotropy as well as magnetic stripe domains tends to develop when the films become thicker than 50 nm (Chioncel et al., 2007). In additions, the crystal structure, stress relaxation and grain size are changed as the film thickness is increased (Sharma et al., 2007). For this reason, magnetic properties of electrodeposited Co films on copper substrates were studied by magneto-optic Kerr effect (MOKE) magnetometry in both thick (Bhuiyan et al., 2008) and ultrathin (Mangen et al., 2010) regimes. The magnetic hysteresis is also influenced by other factors, such as the buffer layer (Vahaplar et al., 2009). Hysteresis loops of ultrathin Co films grown by electron-beam evaporation were modified by the addition of a copper overlayer (Chan et al., 2007). For a silicon substrate, the formation of cobalt disilicide at the interface was observed and its effect on magnetic properties was

*Corresponding author. E-mail: schitnar@wu.ac.th. Tel: +66 75 672005. Fax: +66 75 672004.

revealed by MOKE spectra (Agarwal et al., 2006).

In this work, magnetic properties of Co films prepared by radio frequency (RF) sputtering for various times were studied. Vibrating sample magnetometry (VSM) which measured the flux induced by the oscillating magnetic films was employed instead of conventional use of polarization measurement by MOKE magnetometry. The trends in magnetic as well as electrical properties were then compared with the morphology obtained from atomic force microscopy (AFM) which is a proven technique for investigating organic surfaces (Sowwan et al., 2008; Yap et al., 2011) as well as inorganic Co films (Bergenti et al., 2007; Sharma et al., 2007; Szmaja et al., 2008; Manhabosco and Muller, 2009; Lee et al., 2010; Szmaja et al., 2010).

MATERIALS AND METHODS

A Co disk of 99.99% purity was used as a starting material to prepare Co films by RF sputtering (13.5 MHz, 200 W) onto glass substrates. The RF sputter (Leybold-Heraeus, Univex 300) has a cylindrical chamber of 29.5 cm in diameter and 31.5 cm in height. The base pressure inside the chamber was about 2×10^{-4} mbar and the pressure during deposition was of the order of 10^{-3} mbar by the flow of 32 sccm argon. The time of Co sputtering on the substrate varied from 5 to 55 min. The film thickness was measured after the deposition from side-view micrographs obtained by scanning electron microscopy (SEM).

The electrical resistance of the films was measured by a standard 4-point probe technique. The magnetic properties of Co films were measured by vibrating sample magnetometer (Lakeshore, 7400) within $\pm 800 \text{ kA.m}^{-1}$ magnetic field applied in 2 different directions, that is, parallel and perpendicular to the surface of Co films. To increase the accuracy, the signal from a bare glass substrate was also collected and used in the subtraction from each substrate with Co deposits. The coercive field was subsequently determined from the x-intercept of the obtained hysteresis loop whereas the y-intercept represented the remanent magnetization. The magnetization in response to the maximum field was estimated as the saturation magnetization and the changing slope corresponded to the magnetic susceptibility. The surface morphology of each Co film was characterized by atomic force microscopy (Asylum Research, MFP-3D) with $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ view.

RESULTS AND DISCUSSION

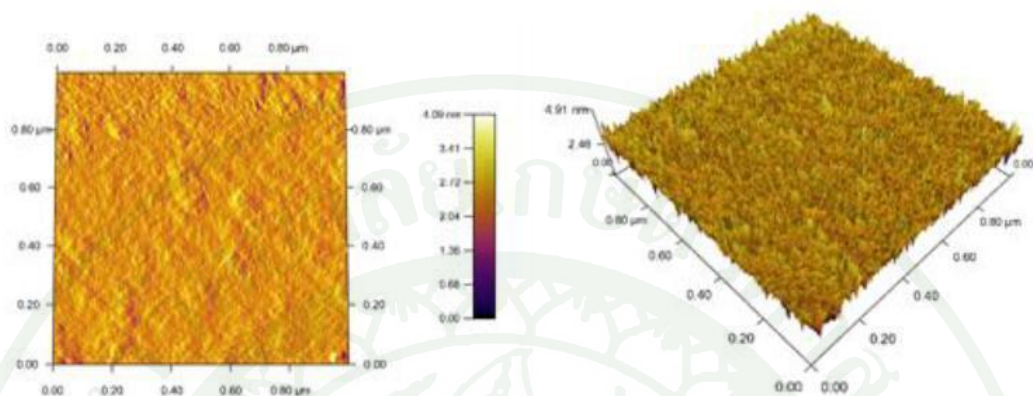
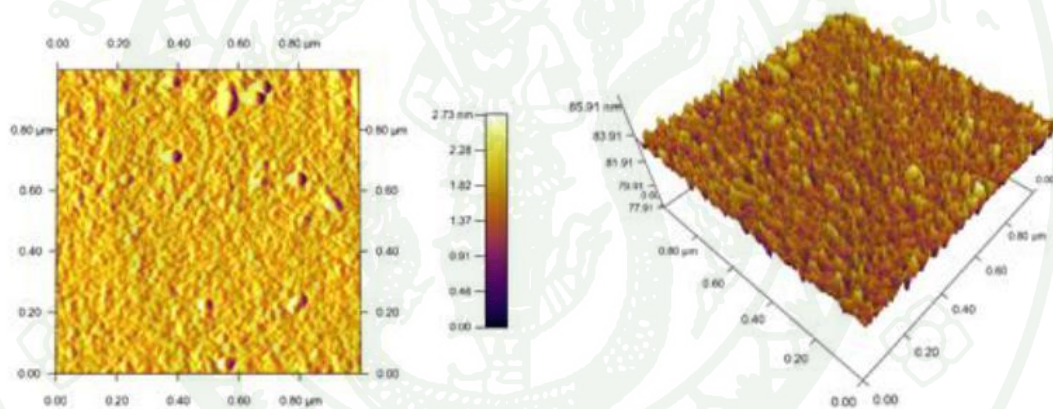
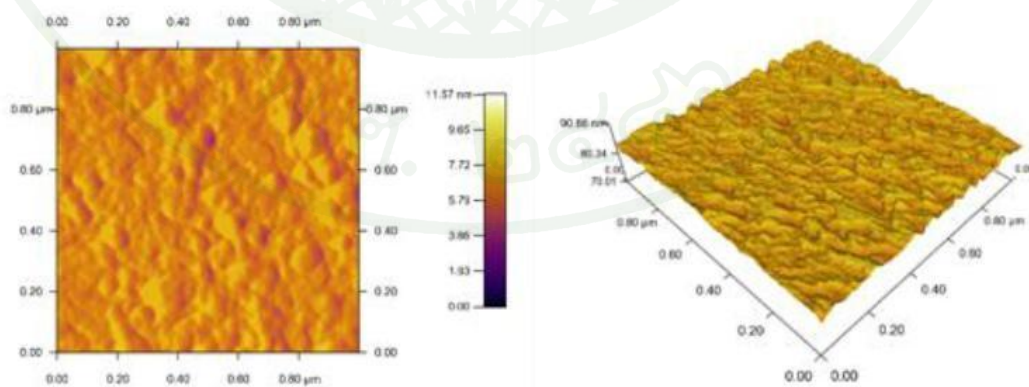
Figure 1 shows $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ AFM images of Co films. Overall, the film morphology is generally continuous, but microcracks are detected in some areas of the samples. With the shortest sputtering time in Figure 1b, only some grains are randomly deposited on the glass substrate. The grainy morphology is clearly observed after longer sputtering times. Also, it was previously shown by AFM images of evaporated Co films that the grains can be closer together and the film became more continuous with longer deposition time (Szmaja et al., 2008). The films in Figure 1c to i from 10 to 55 min sputtering are clearly composed of many sub-micron polygon grains

which are uniform in size in some areas and comparable to the literature (Lee et al., 2010). With increase in sputtering time, the grain growth in the direction parallel to the film surface is still not conclusive, but the homogeneity in deposition is increasingly disrupted by random deposits. It follows that the roughness is inevitably increased after the prolonged sputtering. Figure 2 compares the root mean square surface roughness, quantified from these AFM images, of Co films from 8 different sputtering times. The roughness, comparable to that of Co films prepared by ion-beam sputtering (Kumar and Gupta, 2007), shows a linear increase from 0.36 to 1.08 nm with increase in sputtering time from 20 to 55 min.

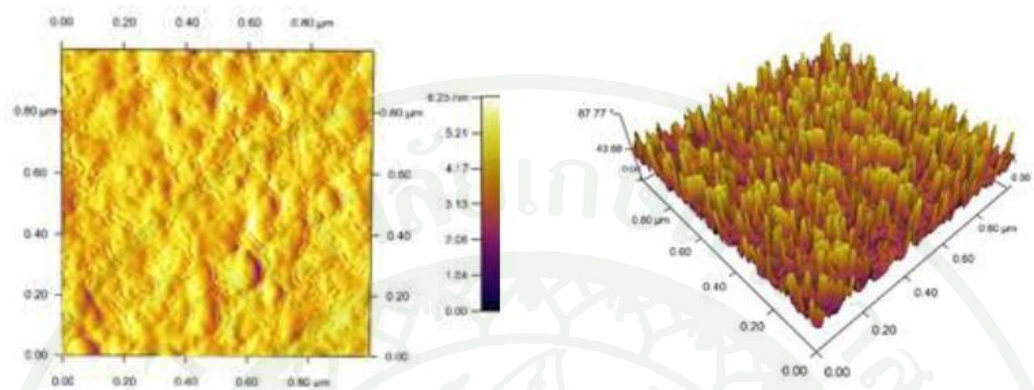
From SEM micrographs as exemplified in the insets of Figure 3, the thickness of Co films is averaged. The thickness plotted in Figure 3 is approximately proportional to the time of sputtering. This linear correlation can be used to extrapolate the thickness in the case of 5 to 15 min sputtering which cannot be determined from SEM micrographs and the deposition rate of 7 to 9 nm/min was estimated from this experiment.

In this experiment, magnetic properties of film thinner than 100 nm cannot be accurately detected because of the instrument limit and the effect from magnetic-nonmagnetic interfaces. Figure 4 compares hysteresis loops of Co films from 25 to 55 min sputtering corresponding to the thickness from 122 to 395 nm in both in-plane and perpendicular magnetizations. The sputtered Co films exhibit ferromagnetic properties with saturation magnetization in response to $\pm 800 \text{ kA.m}^{-1}$ magnetic field. The saturation field is smaller and the maximum susceptibility is larger when the magnetic field is applied in parallel to the surface of each film. Although, the appearances of the loops somewhat deviate from ideal uniaxial anisotropic characteristics of easy and hard axis magnetizations (Kumar and Gupta, 2007), the preference of in-plane anisotropy is evident.

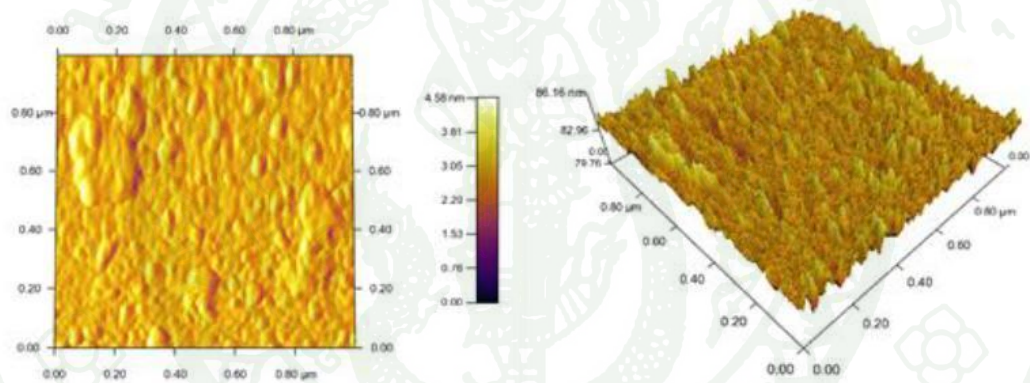
The magnetic parameters are listed in Table 1. In general, the magnetizations may not be proportional to the film thickness, because of the variation in crystal and grain structures with the film thickness (Sharma et al., 2007). In this case, the magnetizations in the 122 and 250 nm-thick Co films are even comparable. This discrepancy can only be described by the effect of oxidation at the surface which is pronounced in the thinner films, but become negligible when the entire film is much thicker than this oxidation layer. The much higher remanent and saturation magnetizations in the 332 and 395 nm-thick Co films are typical signs of grain growth in magnetic films (Fouad, 2008). Interestingly, the coercive fields of these films are also enhanced only in the case of perpendicular magnetization. These magnetic properties imply that longer sputtering times give rise to grains elongated perpendicular to the film surface and the shape anisotropy is developed (Itoh et al., 2002). By contrast, the coercive field of every Co film is relatively constant in

a**b****c**

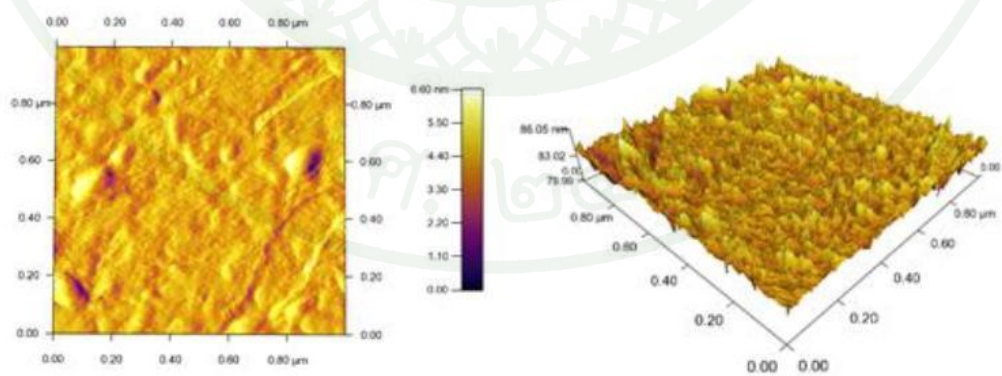
d



e



f



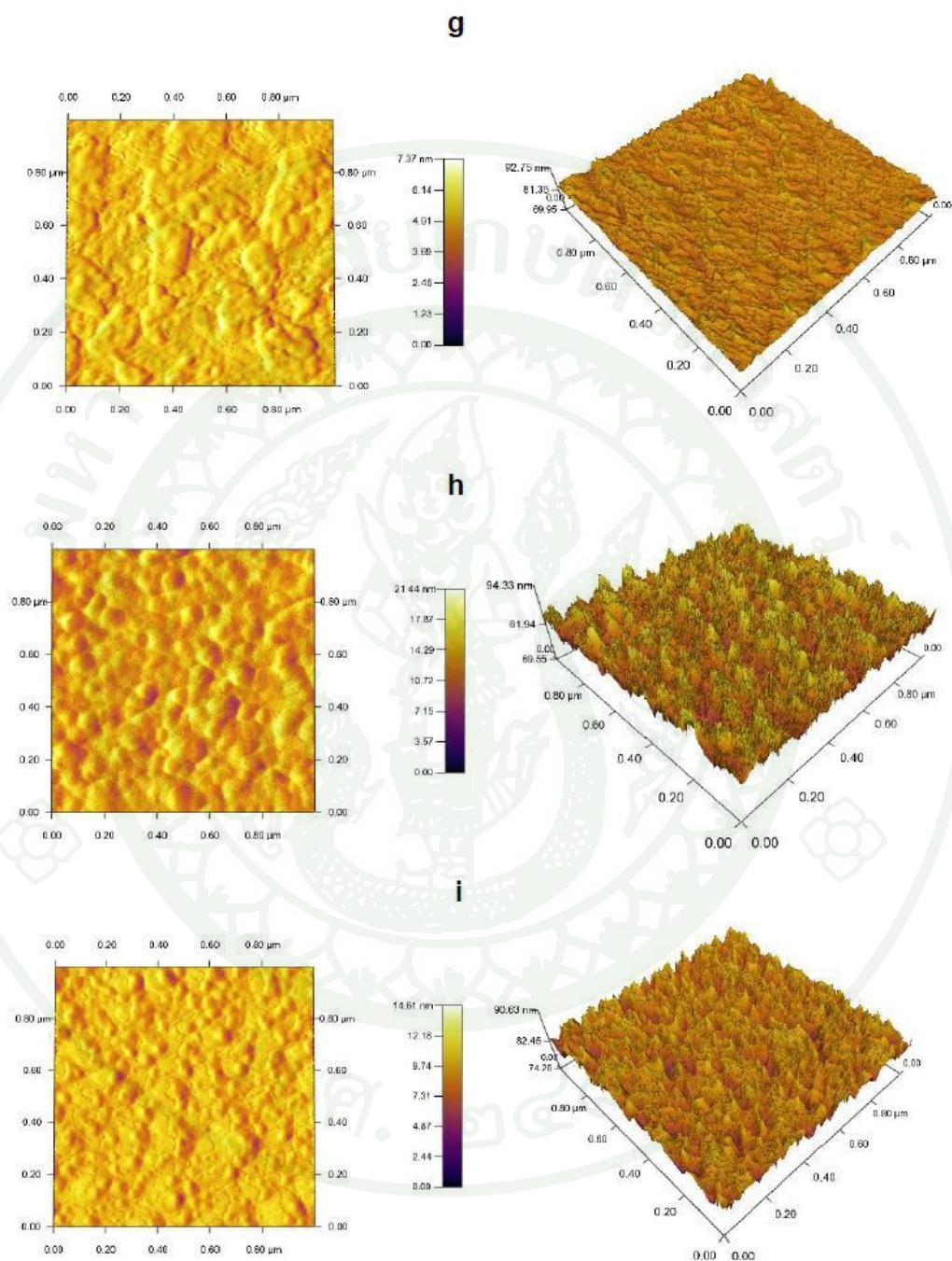


Figure 1. AFM images of (a) a glass substrate and Co films after sputtering for (b) 5, (c) 10, (d) 15 (e) 20, (f) 25, (g) 35, (h) 45 and (i) 55 min.

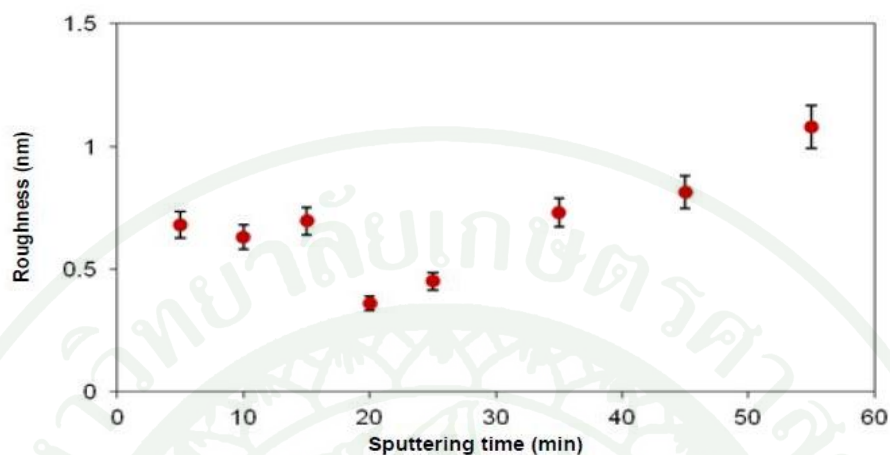


Figure 2. Variations of root mean square surface roughness with the sputtering time of Co films.

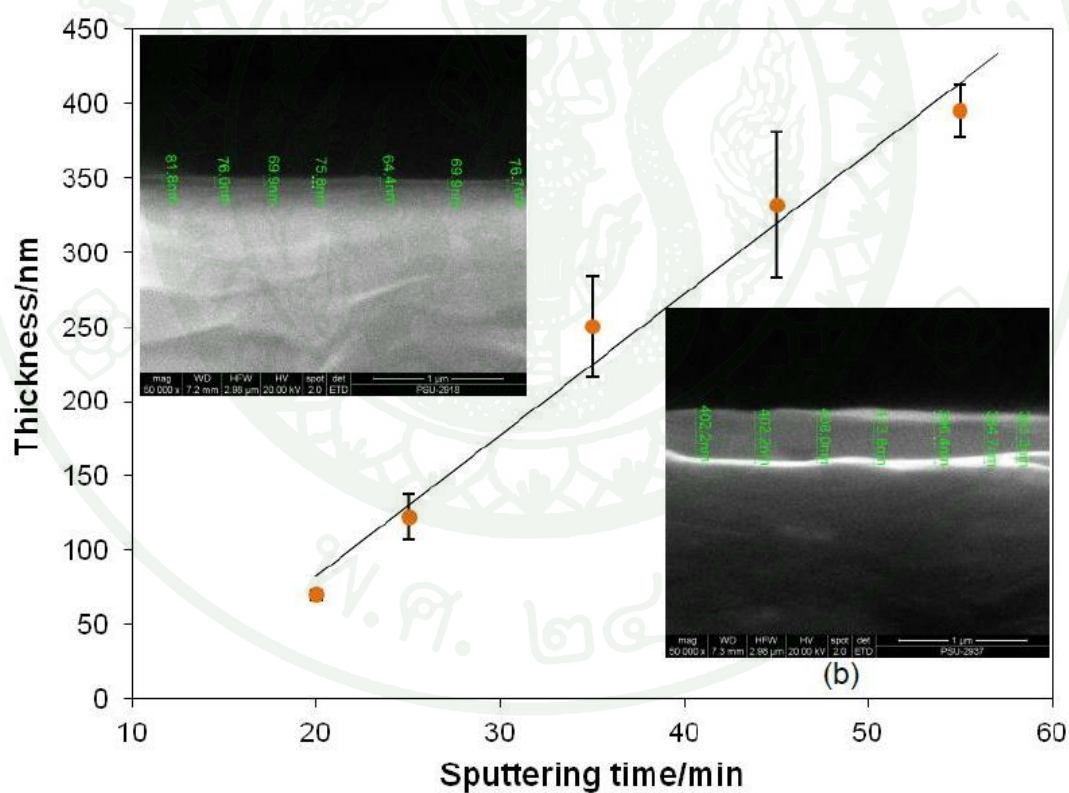


Figure 3. Variations of thickness with the sputtering time of Co films. Insets are examples of side-view SEM micrographs of Co films from (a) 20 min and (b) 55 min sputtering.

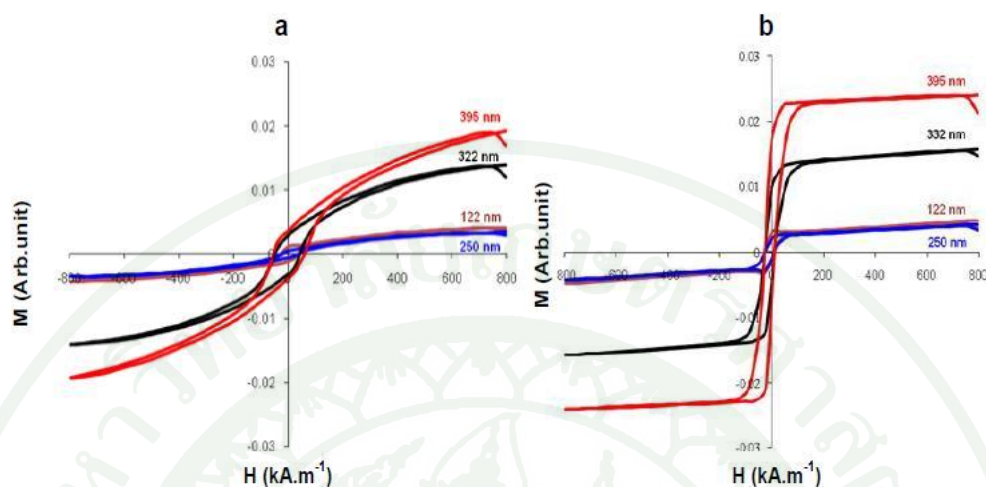


Figure 4. Hysteresis loops in the case of the magnetic field is (a) perpendicular and (b) parallel to the surface of Co films of varying thickness.

Table 1. Coercive field (H_c), saturation magnetization (M_s) and remanent magnetization (M_r) of Co films from various sputtering times.

Sputtering time (min)	Film thickness (nm)	Perpendicular			In-plane		
		H_c (kA.m^{-1})	M_s (Arb.unit)	M_r (Arb.unit)	H_c (kA.m^{-1})	M_s (Arb.unit)	M_r (Arb.unit)
25	122 ± 15	39.0	0.0041	0.0013	9.6	0.0048	0.0025
35	250 ± 34	36.6	0.0035	0.0005	10.0	0.0043	0.0015
45	332 ± 49	43.0	0.0140	0.0030	11.9	0.0157	0.0075
55	395 ± 18	59.7	0.0192	0.0037	12.7	0.0240	0.0130

the case of in-plane magnetization, because the grain growth is not clearly observed in the direction parallel to the film surface. The strong dependence of hysteresis loops on the direction of applied magnetic field was also observed in other sputtered Co thin films (Bergenti et al., 2007; Kumar and Gupta, 2007; Sirisathitkul et al., 2012) because of the strong anisotropy of Co. Such anisotropy is not observed in sputtered nickel films of comparable thickness (100 to 300 nm) whose coercive fields are constant regardless of the magnetic field direction (Rattanasakulthong et al., 2011).

Figure 5 shows a large reduction in electrical resistance when the thickness of Co films is above 300 nm. Like the substantial variation in magnetizations, this nonlinear trend can also be described by the effect of surface oxidation. This surface oxidation and the geometric alignment of the grains have pronounced effects on the electrical conduction and magnetizations. On the other hand, change in roughness has no correlation with the

magnetization. For an example, the 332 and 395 nm-thick Co films have much higher magnetizations, but AFM images indicate roughness values marginally higher than those of the thinner films. However, the effect of surface roughness on the coercive field cannot be ruled out and it has been shown that coercive field is increased by enhanced roughness of magnetic films' surface, because the domain wall motion is impeded (Jergel et al., 2009; Chuang et al., 2011).

Conclusions

The sputtered Co films of thickness between 120 and 400 nm exhibited the preference of in-plane anisotropy. In this thickness regime, the root mean square surface roughness was increased with increase in sputtering time from 25 to 55 min. When the thickness of these films is over 300 nm, the magnetizations substantially rose and

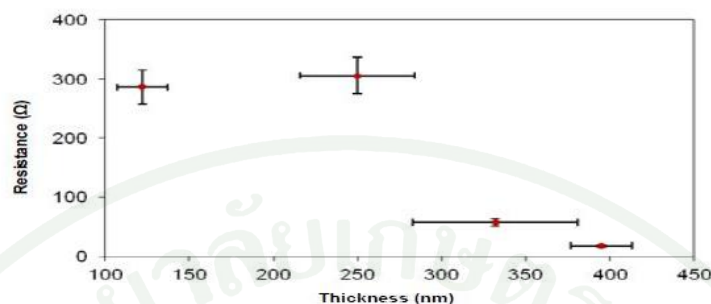


Figure 5. Variations of resistance with the thickness of Co films.

the electrical resistance was significantly decreased. These sudden changes are likely attributable to the surface oxidation and the shape anisotropy of grains elongated perpendicular to the films surface. The latter was also the origin of the enhanced coercive field exclusively in the case of perpendicular magnetization as the thickness was increased.

ACKNOWLEDGEMENTS

This work was funded by National Metals and Materials Technology Center (Grant MT-B-53-MET-11-231-G) and Faculty of Science, Kasetsart University.

REFERENCES

- Agarwal S, Ganesan V, Tyagi AK, Jain IP (2006). Effect of annealing on magnetic properties and silicide formation at Co/Si interface. *Bull. Mater. Sci.*, 29(6): 647-651.
- Bergenti I, Riminucci A, Arisi E, Murgia M, Cavallini M, Solzi M, Casoli F, Dediu V (2007). Magnetic properties of cobalt thin films deposited on soft organic layers. *J. Magn. Magn. Mater.*, 316(2): E987-E989.
- Bhuiyan MS, Taylor BJ, Paranthaman M, Thompson JR, Sinclair JW (2008). Microstructure and magnetic properties of electrodeposited cobalt films. *J. Mater. Sci.* 43(5): 1644-1649.
- Chan YL, Jih NY, Peng CW, Chuang CH, Lee TH, Huang JCA, Hsu YJ, Wei DH (2007). Domain configurations and hysteresis behaviors of ultrathin cobalt film deposited on copper surface. *J. Magn. Magn. Mater.*, 310(3): E762-E763.
- Chioncel MF, Nagaraja HS, Rossignol F, Haycock PW (2007). Domain structures of MOCVD cobalt thin films. *J. Magn. Magn. Mater.*, 313(1): 135-141.
- Chuang C, Chang WY, Chen WH, Tsay JS, Su WB, Chang HW, Yao YD (2011). Thickness dependent reactivity and coercivity for ultrathin Co/Si (111) films. *Thin Solid Films*, 519(23): 8371-8374.
- Fouad OA (2008). Growth of nickel nanostructured beads and thin films. *Int. J. Nanosci.*, 7(1): 1-8.
- Itoh K, Ichikawa F, Ishida Y, Okamoto K, Uchiyama T, Iguchi I (2002). Columnar grain structure in cobalt films deposited obliquely by introducing oxygen during sputtering. *J. Magn. Magn. Mater.*, 248(1): 112-120.
- Jergel M, Cheshko I, Halahovets Y, Siffalovic P, Mat'ko I, Senderak R, Protsenko S, Majkova E, Luby S (2009). Annealing behaviour of structural and magnetic properties of evaporated Co thin films. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 42(13): 135406.
- Kharmouche A (2011). Magnetic Studies of Vapor-Deposited Co/Si(100) and Co/Glass Thin Films. *J. Supercond. Nov. Magn.*, 24(1-2): 591-595.
- Ko YK, Park DS, Seo BS, Yang HJ, Shin HJ, Kim JY (2003). Studies of cobalt thin films deposited by sputtering and MOCVD. *Mater. Chem. Phys.*, 80 (2): 560-564.
- Kumar D, Gupta A (2007). Evolution of structural and magnetic properties of sputtered nanocrystalline Co thin films with thermal annealing. *J. Magn. Magn. Mater.*, 308(2): 318-324.
- Lee JD, An TH, Noh HG, Kim SG, Choi YR (2010). Growth Kinetics and Properties of Thin Cobalt Films Electrodeposited on n-Si(100). *Jpn. J. Appl. Phys.*, 49(8): 085802.
- Mangen T, Bai HS, Tsay JS (2010). Structures and magnetic properties for electrodeposited Co ultrathin films on copper. *J. Magn. Magn. Mater.*, 322(13): 1863-1867.
- Manhabosco TM, Muller IL (2009). Deposition of thin cobalt films onto silicon by galvanostatic and potentiostatic techniques. *J. Mater. Sci.*, 44(11): 2931-2937.
- Rattanasakulthong W, Sirisangsawang P, Pinitsoonthorn S, Sirisathitkul C (2011). Dependence of hysteresis loops on thickness of thin nickel films prepared by RF sputtering. *Adv. Mater. Res.*, 335-336: 1443-1446.
- Sharma A, Tripathi S., Brajpuriya R, Shripathi T, Chaudhari SM (2007). Thickness dependent structural, magnetic and transport properties of nanostructured cobalt thin films. *J. Nanosci. Nanotechnol.*, 7(6): 2041-2045.
- Sirisathitkul C, Pansong Y, Rattanasuporn S (2012) Longitudinal and polar MOKE magnetometry of magnetoresistive cobalt thin films prepared by thermal evaporation. *Sains Malays.*, 41(5). In press.
- Sowwan M, Faroun M, Musa I, Ibrahim I, Makharza S, Sultan W, Dweik H (2008). Study on the morphology of polyacrylamide - silica fumed nanocomposite thin films. *Int. J. Phys. Sci.*, 3(6): 144-147.
- Szmaja W, Balcerski J, Kozłowski W, Grobelny J, Cichomski M (2008). Investigation of the morphological structure of thin cobalt films by AFM and TEM. *Acta Phys. Polo. A.*, 113(1): 171-174.
- Szmaja W, Kozłowski W, Balcerski J, Balcerski J, Grobelny J, Cichomski M (2010). Study of obliquely deposited thin cobalt films. *J. Alloys Compd.*, 506(2): 526-529.
- Vahaplar K, Tari S, Tokuc H, Okur S (2009). Effect of Ta buffer layer and thickness on the structural and magnetic properties of Co thin films. *J. Vac. Sci. Technol. B*, 27(5): 2112-2116.
- Yap WF, Yunus WMM, Talib ZA, Yusof NA (2011). X-ray photoelectron spectroscopy and atomic force microscopy studies on crosslinked chitosan thin film. *Int. J. Phys. Sci.*, 6(11): 2744-2749.

ENGINEERING JOURNAL

Article

Nano-morphological, Magnetic and Structural Properties of Ni Films Prepared by RF-sputtering

Thawatchai Chanthong¹, Watcharee Rattanasakulthong^{1,*}, Supree Pinitsoontorn², and Aphichart Rodchanarowan³

¹ Department of Physics, Faculty of Science, Kasetsart University, Bangkok 10900, Thailand

² Department of Physics, Faculty of Science, Khon Kaen University, Khon Kaen 40002, Thailand

³ Department of Materials Engineering, Faculty of Engineering, Kasetsart University, Bangkok 10900, Thailand

E-mail: fsciwrr@ku.ac.th*

Abstract. Sputtered Ni Films with various deposited times (30, 60, 90, 120 and 150 min.) were prepared on glass substrate by RF-sputtering in Argon gas to study effects of sputtering time on their morphological, magnetic and thermal properties. Surface morphological of Ni films were investigated by AFM. The AFM images show a small variation of surface roughness with sputtering time. Average surface roughness of Ni films over scan area of $1\mu\text{m} \times 1\mu\text{m}$, $5\mu\text{m} \times 5\mu\text{m}$ and $10\mu\text{m} \times 10\mu\text{m}$ are about 0.57, 1.64 and 2.49 nm, respectively. The AFM result infers that Ni films prepared by RF-sputtering exhibit surface roughness in order at nano-scale and have smoother surface than that prepared by DC-sputtering [1]. Structure of Ni films was characterized by XRD. The results display that Ni films exhibit a broad peak of Ni (FCC) phase in (111) plane with a hump at $2\theta = 23^\circ$ [1, 2]. Intensity of Ni (111) peak is increased with increasing sputtering time. Magnetic property of Ni films was study by VSM. The VSM results confirm that Ni films deposited for 90-150 min have a ferromagnetic phase and saturation magnetization is increased whereas coercive field is practically kept constant with increasing deposited time [3, 4]. The DTA result of Ni films show an exothermic peak at 850°C corresponding to decomposition of Ni atoms from the glass substrate. The results confirm that surface roughness, magnetic and structural properties Ni films prepared by RF sputtering can be improved by an appropriate deposited time.

Keywords: RF-sputtering, Ni films, morphology, magnetic properties.

ENGINEERING JOURNAL Volume 16 Issue 3

Received 22 November 2011

Accepted 3 March 2012

Published 1 July 2012

Online at <http://www.engj.org/>

DOI:10.4186/ej.2012.16.3.71

This paper is based on the poster presentation at the German-Thai Symposium on Nanoscience and Nanotechnology 2011—Green Nanotechnology of the Future, GTSNN 2011, in Nakhon Ratchasima, Thailand, 13-16 September 2011.

1. Introduction

Nickel films have been widely investigated by many researchers [1-4]. This magnetic film was prepared by many methods such as RF- sputtering [3], DC-magnetron sputtering [1, 2, 4] and thermal and UHV deposition in a MBE system [5]. Sputtered Ni film and its composites with a high conductivity and dielectric constant were researched to be an electromagnetic interference shielding layers. In addition, Ni materials with a high temperature coefficient and their temperature dependence on resistance are also considered the flow speed sensors in aeronautic applications. It is well known that structure of Ni films deposited on amorphous substrates is generally FCC phase with (111) preferred direction and it is difficult to prepare Ni films with other orientations. To achieve the suitable structures for applications, sputtering method with different deposition conditions has been widely used to prepare Ni films on various substrates including glass, Si (100), GaAs(011), SiO₂/Si (100) and MgO(001). In this research, morphological, magnetic, electrical and thermal properties of sputtered Ni films on glass substrate with various sputtering times were studied to achieve an appropriate deposited time for magnetic sensing applications.

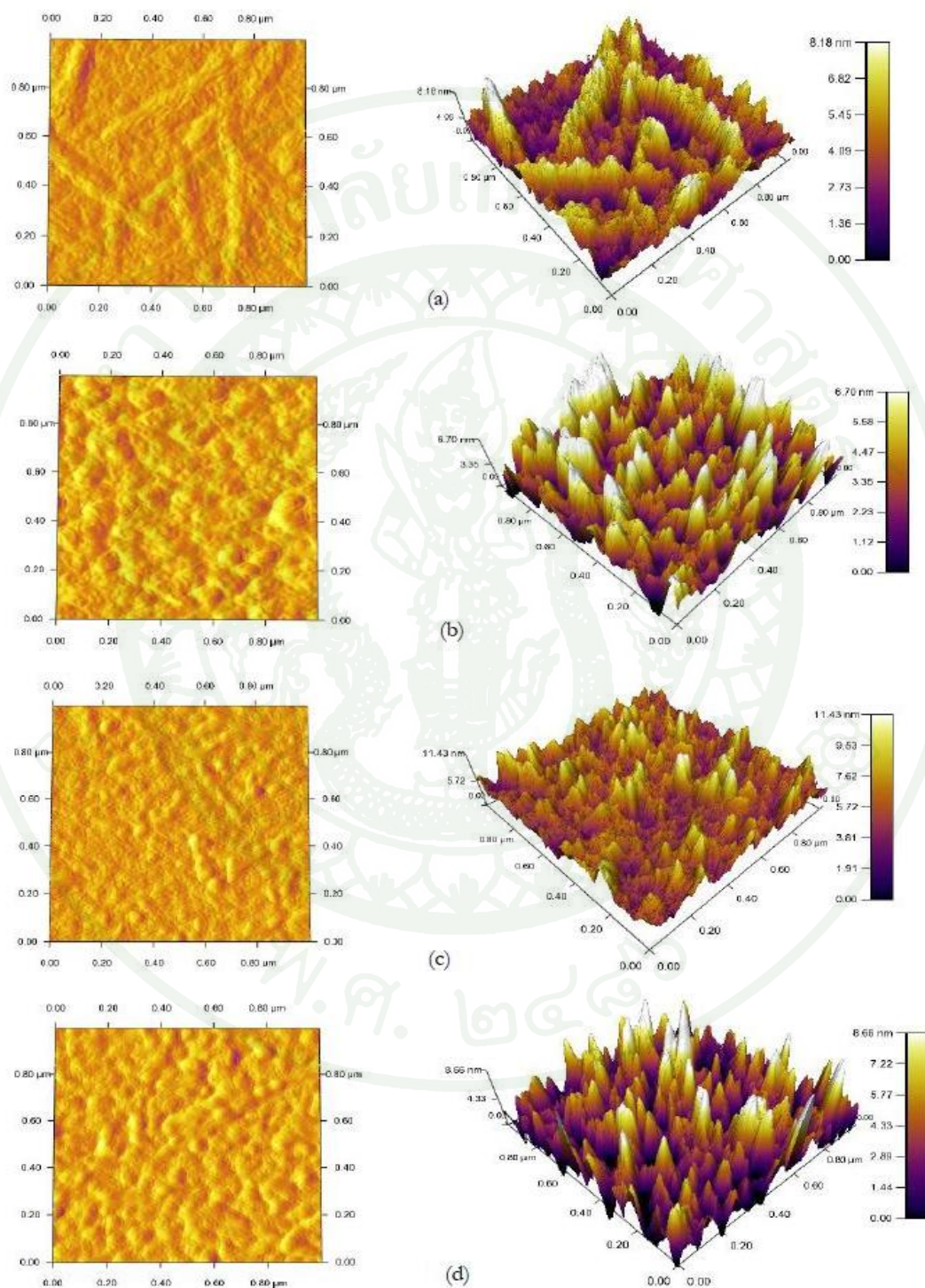
2. Experimental Procedure

Ni films with different sputtering times (30, 60, 90, 120 and 150 min) were deposited on glass substrates by the RF sputtering technique in argon atmosphere. The sputtering machine (Leybold-Heraeus, Univex 300) has a cylindrical chamber of 29.5 cm in diameter and 31.5 in height. A Ni target (99.99%) with diameter of 3.00 inch and thickness of 0.250 inch was located 45 mm away from the glass substrates inside the vacuum chamber. Before the deposition process, a glow discharge process was used to clean glass substrates. The base pressure in the vacuum chamber and the argon pressure during the deposition were 5×10^{-5} mbar and 1×10^{-3} mbar, respectively. The sputtering process was carried with constant RF power of 200 W and rate flow of argon gas was around 51 sccm. The morphology of the sputtered Ni films was studied by atomic force microscopy (Asylum Research, MFP-3D (Bio)) with various scanning sizes in contact mode. Structural and thermal properties of sputtered films were characterized by X-ray diffractometry (Bruker, D8 Advance) and differential thermal analysis (Perkin Elmer, DTA 7) with heating rate of 40°C/min, respectively. Electrical resistance of the films was measured by van der Pauw method. Hysteresis loops of Ni films were studied at room temperature by vibrating sample magnetometer (Lakeshore, 7400) with two geometries of measurements under magnetic field of 10 kOe. To measure in-plane hysteresis, the magnetic field was applied parallel to the film's surface. For the perpendicular hysteresis loops, the magnetic field was applied normal to the surface of the films. Magnetic parameters such as coercive field (H_c), remanent magnetization (M_r), saturation magnetization (M_s) and squareness (M_r/M_s) were then derived from the hysteresis loops. The H_c was determined from the x-intercept of the loop whereas the y-intercept corresponded to the M_r . A ratio of remanent magnetization to saturation magnetization is referred as the squareness.

3. Results and Discussion

3.1. Surface Roughness

Figure 1 shows AFM images of Ni films with different sputtering times over scanning areas of $1 \mu\text{m} \times 1 \mu\text{m}$. Surface morphology exposes that sputtered Ni films have an island structure with various shape, size and distribution. The columnar shapes were evidently observed in a 30-min Ni film while a 150-min Ni film exhibited the smaller and shorter columns. The 60, 90, and 120-min Ni films showed the granular structure with different sizes. The smallest size of granular structure and the lowest roughness were observed in 90-min Ni film. For 60-min Ni film, morphological structure is composed of the biggest size of granular grains with the wide-ranging size distribution. From the morphological results, it can be concluded that the 90-min Ni film has a smoothest surface area with a regular roughness. The results reveal that morphological structure can be modified by sputtering time. In our preparation, sputtering process can be divided into 3 stages. At the first stage of the deposition process, the atoms deposited on glass were agglomerated and then elongated of grains in columnar structure. In the middle stage, the columnar grains were decomposed into granular structure and then reached to final stage. In the final stage, the deposited atoms initially start to agglomerate into columnar structure again.



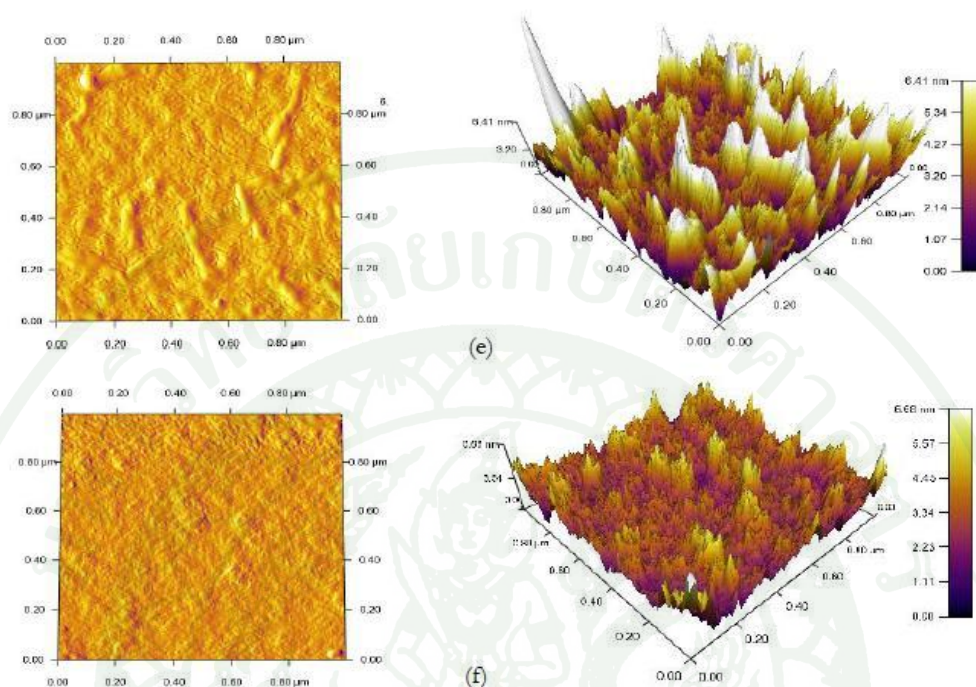


Fig. 1. AFM results of Ni films sputtered for (a) 30 min, (b) 60 min, (c) 90 min, (d) 120 min, and (e) 150 min were compared to that of (f) glass substrate.

In comparison to the glass substrate, morphological structure of glass substrate was consisted of very fine granular shapes with a surface roughness (R_a) of 0.249 nm and 1.45 corresponding to $1\mu\text{m} \times 1\mu\text{m}$ and $10\mu\text{m} \times 10\mu\text{m}$ scan areas, respectively. The variations of surface roughness of sputtered Ni with sputtering time were plotted as in Fig. 2. The 90-min Ni film shows the highest roughness of 0.552 nm over scan area of $1\mu\text{m} \times 1\mu\text{m}$ and the lowest roughness of 1.52 nm over scan area of $10\mu\text{m} \times 10\mu\text{m}$. This result confirms the smoothest surface with regular roughness in the large area of the 90-min Ni film on the glass substrate as a result of a smallest granular grain size in middle stage of deposition process. The 60-min Ni film has a high surface roughness of 2.13 nm and the 120-min Ni film exhibits the highest roughness of 2.27 nm over scan area of $10\mu\text{m} \times 10\mu\text{m}$. These results are corresponding to the end of first state and the initial of final stage, respectively. It can be concluded that the surface roughness of sputtered Ni films significantly depend on sputtering time. In this work, Ni film deposited for 90 min shows the smoothest surface with regular roughness.

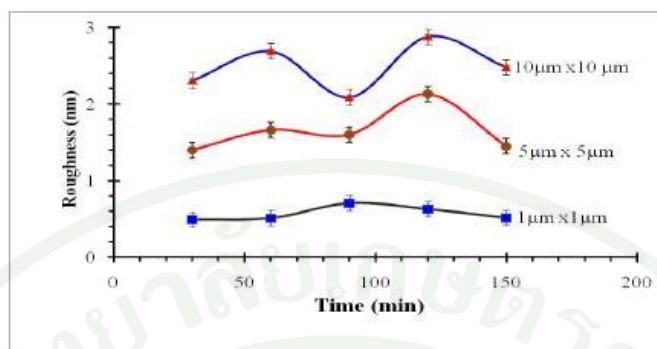


Fig. 2. Surface roughness of Ni films is deposited for 30 min, 60 min, 90 min, 120 min, and 150 min with different scanning areas.

3.2. Structural, Electrical and Thermal Properties

Structural properties of Ni films were characterized by XRD shown in Fig. 3. XRD results confirm that Ni films exhibit a broad peak of Ni (FCC) phase in (111) plane with a hump at $2\theta = 23^\circ$ indicating the amorphous phase of glass substrate [1, 2]. Intensity of Ni (111) peak is increased with increasing sputtering time. It can be defined that the thickness of Ni films is increased with deposited time and low intensity of Ni (111) peak signifying the thinness of the Ni films. No Ni peaks is observed in 30-min Ni film. It implies that Ni film cannot be prepared in our sputtering system at power of 200 W with sputtering time of 30 min or less than this deposited time or the thickness of 30-min Ni film is very thin to be detected by XRD. The variation of the sputtered Ni film resistance as a function of the deposited times is shown in Fig. 4. Electrical resistance of Ni films is decreased with increasing sputtering time. The 60-min Ni film has the highest electrical resistance of about 1187 Ω whereas the others films have a lower electrical resistance. For 90, 120 and 150-min Ni films, the resistance are about 232, 225 and 246 Ω , respectively. From the resistance result of Ni films, it can be understood that the decrease of film resistance is due to the increase of film thickness with increasing sputtering time.

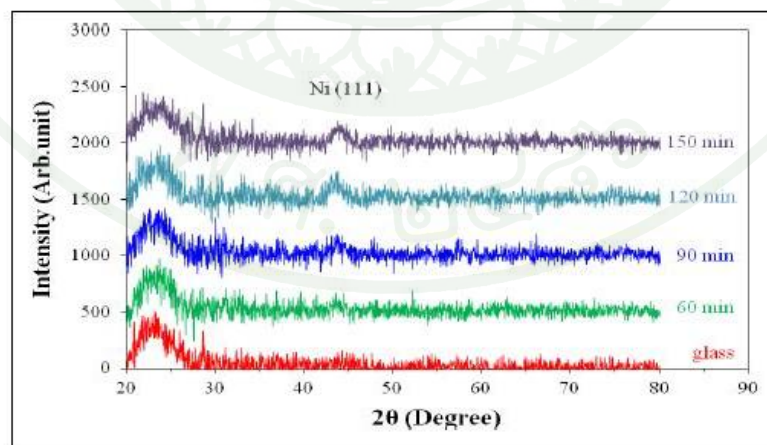


Fig. 3. XRD results of sputtered Ni films with different deposited times.

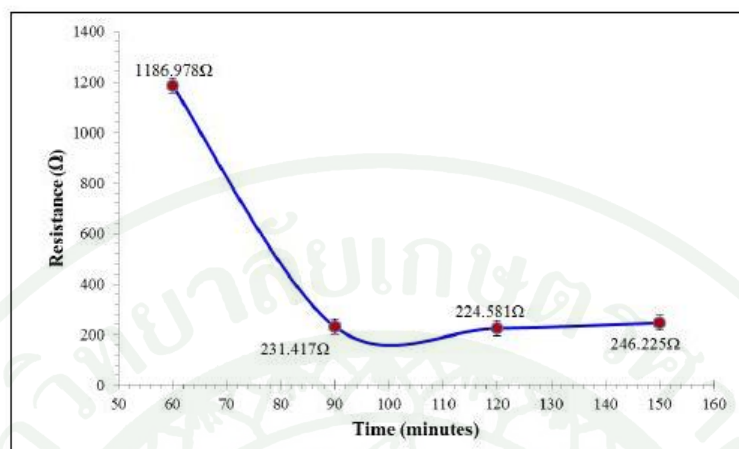


Fig. 4. Electrical resistance of sputtered Ni films with different deposited times.

DTA results of sputtered Ni films are plotted in Fig. 5. The operating temperature range is from 200 °C to 1200 °C with heating rate of 40 °C/min. All Ni films exhibit a broad exothermic peak around 800 °C and a modest endothermic peak at around 570 °C. The major exothermic peak is possible due to the release of energy by the segregation of Ni atoms from the glass substrate and the lattice recovery process. The 90-Ni film has a maximum peak area indicating a highest heat release from the decomposition process. It can be described that the release of heat in decomposition and lattice recovery is due to the lowest roughness and regular grain size of this film. On the other hand, the highest heat release is observed because of the tightfisted interface between Ni films and glass substrate. For the endothermic peak at around 570 °C, the heat is absorbed corresponding to the melting temperature of Ni_2O_3 . In addition to these peaks, the 90, 120 and 150-min Ni films show other endothermic peak at around 350 °C but the 60-min Ni films displays a minor exothermic peak at around 400 °C. For these endothermic peaks, heat absorption gives rise to the reduction of defects and dislocations. The minor exothermic peak of the 150-min Ni film is obtained at around 400 °C corresponding to the lattice recovery process.

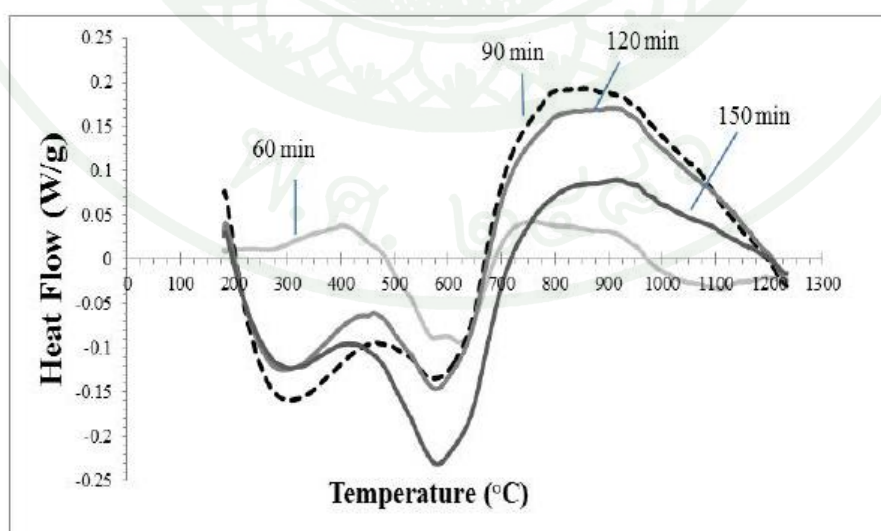


Fig. 5. DTA results of Ni films with different sputtering times.

3.3. Magnetic Properties

Table 1. Magnetic parameters of the sputtered Ni films deposited at room temperature.

Time (min)	Perpendicular				In-plane			
	H_c (Oe)	M_r (Arb.unit)	M_s (Arb.unit)	M_r/M_s	H_c (Oe)	M_r (Arb.unit)	M_s (Arb.unit)	M_r/M_s
60	-	-	0.62	-	-	-	1.05	-
90	190	0.53	5.14	0.102	127	0.24	4.88	0.05
120	193	0.26	3.27	0.078	148	0.29	4.65	0.06
150	205	0.30	3.89	0.077	158	0.30	5.16	0.06

M-H curves of sputtered Ni films are illustrated in Fig. 6 and Fig. 7 corresponding to perpendicular and in-plane hysteresis loops, respectively. Both in-plane and perpendicular hysteresis loops imply that tendency of the saturation magnetization is remarkably raised up from thicker films. However, the 90-min Ni film shows a maximum value in perpendicular measurement and a rather high saturation magnetization in in-plane measurement. The highest saturation magnetization of the 90-min Ni film agrees with AFM and DTA results that film has the lowest roughness and the highest exothermic peak area. From these results, it suggests that the saturation magnetization strongly depends on grain sizes and size distributions in Ni films. The highest saturation is observed in the 90-min Ni film because this film consists of the regular and small gran sizes. For coercive field from both in-plane and perpendicular geometries, it is slightly increased with increasing sputtering time. This small variation of coercive field coincides with the magnetic results from other researchers group [3, 4]. The squareness does not reveal the variation in in-plane measurement but it is a little decreased with sputtering time in perpendicular measurement. The magnetic parameters from hysteresis loops of sputtered Ni films are summarized in Table. 1. Magnetic results suggest that the 90-min Ni film has the highest saturation with a moderate coercive field. These results confirm the suitable sputtering time in our preparation of Ni films with a highest saturation magnetization is 90 min practically by RF-sputtering.

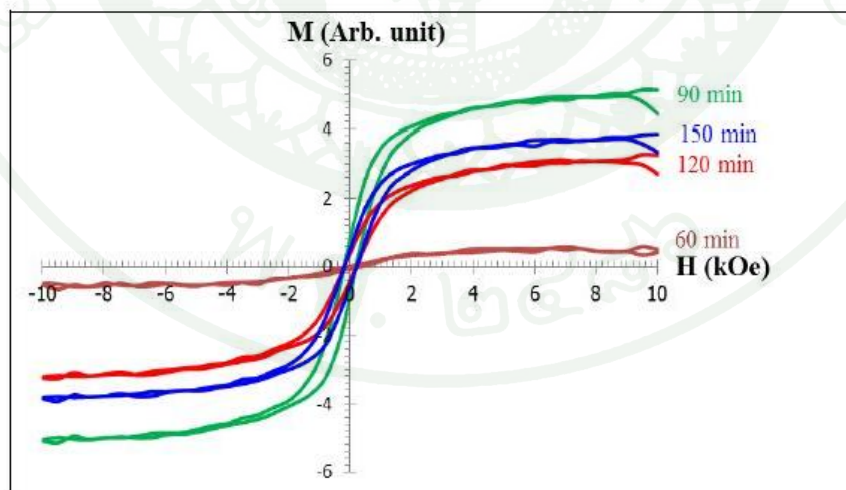


Fig. 6. Perpendicular hysteresis of Ni films with different sputtering times.

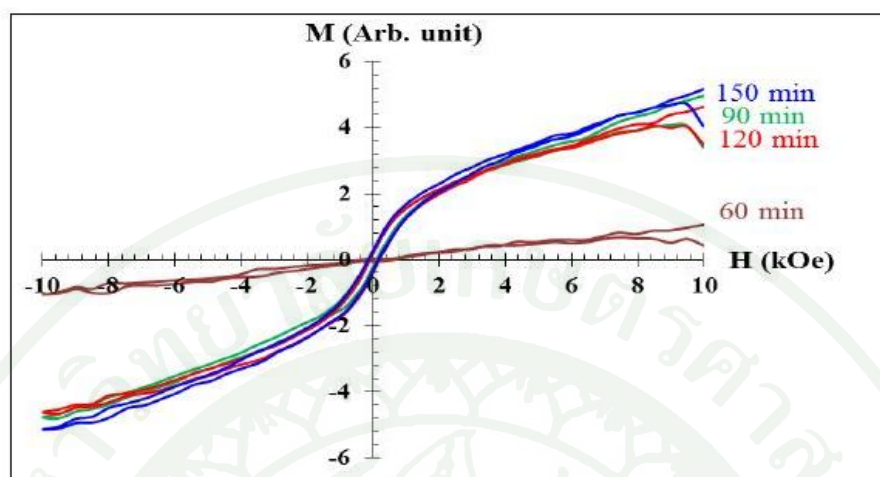


Fig. 7. In-plane hysteresis loops of Ni films with different sputtering times.

4. Conclusions

The sputtered Ni films with different deposited times (30, 60, 90, 120 and 150 min.) prepared by RF-sputtering in argon atmosphere with constant RF power of 200 W consist of Ni (FCC) phase in (111) direction. The 90-min Ni film shows the highest saturation with a moderate coercive field and has the smoothest surface with regular roughness. The results confirm that surface roughness, magnetic and structural properties Ni films prepared by RF sputtering can be improved by a suitable deposited time and Ni films can be applied for magnetic sensing because of their ferromagnetic phase at room temperature.

Acknowledgement

This work was supported by National Metal and Materials Technology Center (Grant MT-B-53-MET-11-231-G) and Faculty of Science, Kasetsart University.

References

- [1] J. Xu, T. Shao and G. Jin, "Effect of processing conditions on microstructure and electrical characteristics of Ni thin films," *Vacuum*, vol. 84, pp. 478-482, Oct. 2010.
- [2] X. Yu and Z. Shen, "The electromagnetic shielding of Ni films deposited on cenosphere particles by magnetron sputtering method," *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 321, pp. 2890-2895, Apr. 2009.
- [3] O. Kohmoto, N. Mineji, Y. Isagawa, F. Ono, and O. Kubo, "Perpendicular anisotropy of sputtered Ni films", *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 239, pp. 36-38, 2002.
- [4] Y. Yang, H. Qiu, X. Chen, and M. Yu, "Characteristics of Ni films deposited on SiO₂/Si(100) and MgO(001) by direct current magnetron sputtering system with the oblique target," *A. Appl. Surf. Sci.*, vol. 255, pp. 6226-6231, Feb. 2009.
- [5] S. A. Haque, A. Matsuo, Y. Seino, Y. Yamamoto, S. Yamada, and H. Hori, "Effect of GaAs substrate on the magnetic properties of Ni film," *Physica. B.*, vol. 305, pp. 121-126, May 2001.

ประวัติการศึกษา และการทำงาน

ชื่อ	นายรัชชัย จันทร์ทอง
เกิดวันที่	31 พฤษภาคม พ.ศ. 2518
สถานที่เกิด	อำเภอเมือง จังหวัดนครศรีธรรมราช
ประวัติการศึกษา	วท.บ. (ฟิสิกส์) มหาวิทยาลัยรามคำแหง
ตำแหน่งปัจจุบัน	อาจารย์
สถานที่ทำงานปัจจุบัน	สาขาวิชาฟิสิกส์ มหาวิทยาลัยราชภัฏภูเก็ต