

Synthesis and Characterization of $\text{Ni}_x\text{Zn}_{1-x}\text{Fe}_2\text{O}_4$

Kwang-Rok Mun and Young-Min Kang*

Department of Materials Science and Engineering, Korea National University of Transportation, Chungju 27469, Korea

(Received 30 May 2018, Received in final form 8 June 2018, Accepted 12 June 2018)

Structural and magnetic properties of Ni-Zn ferrites, $\text{Ni}_x\text{Zn}_{1-x}\text{Fe}_2\text{O}_4$ ($x = 0.2, 0.25, 0.3, 0.35, 0.4, 0.6, 0.8$) prepared by solid-state-reaction process were investigated. Single cubic spinel phase were confirmed by X-ray diffraction (XRD) analysis for all the samples. Although no clear dependence of x on the microstructure were found, the magnetic properties significantly varied with x . Paramagnetic behaviors shown in the samples of $x \leq 0.25$ changed to ferromagnetic behaviors with increasing x ($x \geq 0.3$). The saturation magnetization (M_s) increased up to the highest value of 78.3 emu/g at $x = 0.6$ and then turned to decrease at $x = 0.8$. The complex permeability spectra (1 MHz \leq 1 GHz) of the samples ($x \geq 0.3$) shifted to high frequency direction with increasing x in accordance with Snoek's law. This is mainly due to the increase of ferromagnetic resonance frequency induced by the increase of crystalline anisotropy.

Keywords : Ni-Zn ferrites, solid-state-reaction, M-H curve, complex permeability

$\text{Ni}_x\text{Zn}_{1-x}\text{Fe}_2\text{O}_4$ 의 합성 및 자기적 특성

문광록 · 강영민*

한국교통대학교 화공고분자신소재공학부, 충주시 대학로 50, 27469

(2018년 5월 30일 받음, 2018년 6월 8일 최종수정본 받음, 2018년 6월 12일 게재확정)

$\text{Ni}_x\text{Zn}_{1-x}\text{Fe}_2\text{O}_4$ ($x = 0.2, 0.25, 0.3, 0.35, 0.4, 0.6, 0.8$)를 고상반응법(solid-state reaction)으로 합성한 후 Ni 치환량(x)과 소결 온도에 따른 결정구조 및 미세구조, 그리고 자기적 특성 변화를 체계적으로 연구하였다. 전 조성 x 범위에서 단상의 spinel 페라이트 상이 합성되었고, x 의 변화에 따라 미세구조 상 두드러진 변화는 없었으나 자기적 특성은 크게 변화하였다. $x \leq 0.25$ 범위에서는 상자성체에 가까운 자화거동을 보이다가 $x \geq 0.3$ 부터 강자성체의 자화거동으로 변화하였다. 이후 x 의 증가에 따라 포화자화 값이 증가하여 $x = 0.6$ 에서 78.3 emu/g의 가장 높은 포화자화 값을 나타내고 $x = 0.8$ 에서 소폭 감소하였다. 복소투자율의 고주파 특성(1 MHz \leq 1 GHz)은 $x = 0.3$ 에서 $x = 0.8$ 까지 증가함에 따라 투자율의 실수부, 허수부의 최대값은 각각 감소하면서 복소투자율 spectra가 전체적으로 고주파 방향으로 이동하였다. 이는 Ni 치환량(x)이 증가함에 따라 결정자기이방성 상수(K)가 증가하여 강자성 공명 주파수가 증가하기 때문으로 판단된다. 소결 온도를 1150 °C에서 1250 °C로 증가시켰을 때 소결 밀도가 증가하고 결정립이 성장하면서 투자율은 전 조성 범위에서 각각 증가하고 복소투자율 spectra는 저주파 방향으로 변화하였다.

주제어 : Ni-Zn 페라이트, 고상반응법, 자기이력곡선, 복소투자율

I. 서 론

연자성 페라이트 소재는 산화철계 세라믹스로 직접 회로, 센서, 고주파 통신 소자 등 전자 부품으로 다양한 응용 분야를 가지고 있으며 지난 수십 년간 학계와 산업계에서 꾸준한 연구와 개발이 이루어져 왔다[1-5]. 그 중 입방정계 스핀넬

(cubic spinel) 구조를 갖는 Ni-Zn Ferrite는 높은 투자율과 우수한 절연 특성으로 인해 인덕터(inductor)의 코어(core), 마이크로파 소자(microwave device) 및 전자파 차폐재 등으로 활용성이 매우 높은 소재이다. Ni-Zn ferrite의 기본 화학식은 MFe_2O_4 로 표현되며 이온 반경이 큰 산소 이온이 면심입방 격자(fcc)를 형성하고 unit cell 중에는 24개의 금속 이온 ($\text{M} = \text{Ni}^{2+}, \text{Zn}^{2+}$ 및 Fe^{3+})과 32개의 산소 이온이 포함되어 있다. 산소 이온이 8개의 사면체 위치(tetrahedral site)와 16개의 팔면체 위치(octahedral site)를 형성하며 금속이온이 이

© The Korean Magnetics Society. All rights reserved.

*Corresponding author: Tel: +82-43-841-5382,

Fax: +82-43-841-5380, e-mail: ymkang@ut.ac.kr

들 산소 사면체와 팔면체 구조의 격자점에 들어가게 된다. M 이온이 사면체 위치를 차지하면 정스피넬(normal spinel), 팔면체 위치를 차지하면 역스피넬(inversed spinel)이라 하는데 Ni-Zn ferrite는 Zn 이온이 주로 사면체 위치를 차지하고 Ni 이온이 주로 팔면체 site에 위치한 정스피넬과 역스피넬이 혼합된 형태(mixed spinel)로 알려져 있다[6,7].

최근 스마트기기 및 전자 통신 기기의 급속한 발전에 따라 다양한 주파수의 전자파와 자기장을 발생시키는 부품의 사용이 늘어나고 있으며 이들 간의 전자파적 간섭으로 인한 장애 문제가 대두되고 있어 전자파 차폐의 필요성이 증가하고 있다. 이러한 전자파 간섭을 EMI(electro-magnetic interference)라고 하며 기기로부터 직접 방사 또는 전도되는 전자파가 다른 통신 부품의 전자기 수신 기능에 장애를 주는 것을 의미한다. EMI를 차폐하기 위한 방법으로는 금속 shield can 등 전도성 소재로 차폐 및 내부 회로를 보호하는 전기장 차폐와 투자율이 높은 재료를 sheet나 film 형태로 활용한 자기장 차폐가 있다. Ni-Zn 페라이트는 효과적인 자기장 차폐 소재 중 하나로 수~수백 MHz 대역에서 높은 복소투자율 값($\mu_r = \mu_r' + j \mu_r''$)과 높은 전기 비저항 값을 가지고 있어 해당 주파수 대역에서 EMI 차폐 및 무선 전력 전송 회로의 교류 자기장의 차폐 소재로 활용성이 높다.

Ni-Zn 페라이트는 고상법(solid-state reaction)[8,9], 공침법(co-precipitation method)[10,11], 졸겔법(sol-gel method)[12,13] 등 다양한 방법으로 합성이 되어 왔다. 합성방법, 공정조건 및 Ni-Zn의 조성비에 따라 미세 구조와 자기적 특성이 크게 변하는 것으로 알려져 있다. 이들을 고주파 소재로 활용하기 위해서는 실수부와 허수부를 갖는 복소투자율($\mu_r = \mu_r' + j \mu_r''$)을 제어하는 것이 매우 중요하다. 예를 들어 인덕터 코어나 교류 자기장의 차폐를 위해서는 해당 주파수 대역에서 높은 μ_r' 값과 0에 가까운 μ_r'' 값이 가장 이상적이다[14]. 본 연구에서는 Ni_xZn_{1-x}Fe₂O₄를 넓은 조성 범위(0.2 ≤ x ≤ 0.8)에서 합성하여 조성 변화와 소결 온도에 따라 구조 및 자기적 특성을 체계적으로 연구하였다.

II. 실험 방법

Ni_xZn_{1-x}Fe₂O₄(x = 0.2, 0.25, 0.3, 0.35, 0.4, 0.6, 0.8)를 일반적인 고상반응법으로 합성하였다. 출발원료는 NiO(99.97%)와 ZnO(99%), 그리고 Fe₂O₃(99%) 분말을 각 조성에 따라 화학양론비에 맞게 칭량하여 ZrO₂ ball과 증류수와 함께 120 rpm, 20시간 동안 습식 혼합 분쇄(ball milling)를 하였다. 분쇄 후 건조된 시료를 알루미늄이나 도가니에 담아 전기로에 넣고 공기 분위기 1000 °C에서 4시간 동안 1차 하소를 진행하였다. 하소가 완료된 분말을 재분쇄한 다음 disk형 몰드(직경 30

mm)와 toroidal형 몰드(내경 9 mm, 외경 14.8 mm)를 사용하여 disk형에는 3.0 g, toroidal형에는 0.5 g의 분말을 넣고 0.2 ton의 압력을 가하여 성형한 뒤 1150 °C 또는 1250 °C 온도의 전기로에서 공기 분위기 중 2시간 동안 소결하였다. 하소 및 소결 과정의 승온 시에는 퍼니스 온도를 5 °C/min로 제어하였고, 강온 시에는 소결온도로 부터 300 °C까지는 -2.5 °C/min로 제어한 뒤 상온 부근까지 자연 냉각을 하였다. Cu K α ($\lambda = 0.154056$ nm)를 타겟으로 사용하는 XRD(D8-Advance, Bruker)를 사용하여 분말 샘플의 결정상 분석을, 전자현미경(SEM, JSM-7610F, JEOL)을 사용하여 소결체 파단면의 미세 구조를 관찰하였다. Vibration sample magnetometer(VSM, Lakeshore 7410)를 사용하여 인가 자장 $-15 \text{ kOe} \leq H \leq 15 \text{ kOe}$ 구간에서 M-H curve를 측정하였다. 자화값의 온도 의존성 특성(M-T curve)은 Physical Property Measurement System (PPMS, Quantum design)의 VSM 모드를 사용하여 $10 \text{ K} \leq T \leq 400 \text{ K}$ 구간에서 $H = 1 \text{ T}$ 자장을 인가한 상태로 또는 자기장을 제거한 후($H = 0$) 각각 M-T curve를 측정하였다. 복소투자율($\mu_r = \mu_r' + j \mu_r''$)의 실수부 μ_r' 및 허수부 μ_r'' 는 Impedance analyzer(E4991A, Agilent Technologies)을 사용하여 1 MHz~1 GHz 주파수 대역에서 toroidal 형태의 소결 샘플에 대해 측정하였다.

III. 결과 및 논의

Fig. 1(a)는 Ni_xZn_{1-x}Fe₂O₄(x = 0.2, 0.25, 0.3, 0.35, 0.4, 0.6, 0.8)를 1150 °C에서 소결한 샘플의 XRD 분석 결과이다. 전 조성의 범위에서 2차상 없이 단상의 cubic spinel 패턴이 확인되었다. Fig. 1(b)의 1250 °C에서 소결한 Ni_xZn_{1-x}Fe₂O₄(x = 0.2, 0.4, 0.6, 0.8) 샘플에서도 단상의 cubic spinel 상의 회절 패턴을 보였다. XRD 패턴으로부터 1150 °C 소결한 샘플의 격자상수 a 와 격자부피를 계산하여 Table I에 제시하였고 x에 따른 이들의 변화를 Fig. 2(a)에 나타내었다. Ni_xZn_{1-x}Fe₂O₄에서 Ni의 양이 증가함에 따라 격자 상수와 부피가 순차적으로 감소하는데 이는 Ni²⁺의 이온 반경(0.78 Å)이 Zn²⁺의 이온 반경(0.82 Å)보다 작기 때문이다. 1250 °C에서 소결한 샘플들에서도 1150 °C 샘플들과 거의 동일한 격자 상수 및 격자 부피의 변화를 보였다(Fig. 2(b)).

Fig. 3은 1150 °C(a-d) 및 1250 °C(e-h)에서 2시간 동안 소결한 Ni_xZn_{1-x}Fe₂O₄(x = 0.2, 0.4, 0.6, 0.8) 샘플의 파단면의 전자현미경 사진이다. 사진에 제시된 결정립 크기(d)는 선형 교차법으로 Fig. 3에 제시된 사진보다 넓은 영역에서 평균적으로 구하였다. 1150 °C 소결한 샘플의 경우 공통적으로 기공이 많이 보인다. 1150 °C 및 1250 °C에서 소결한 샘플 모두에서 결정립의 날카로운 면(Facet)들이 확인되었는데 이

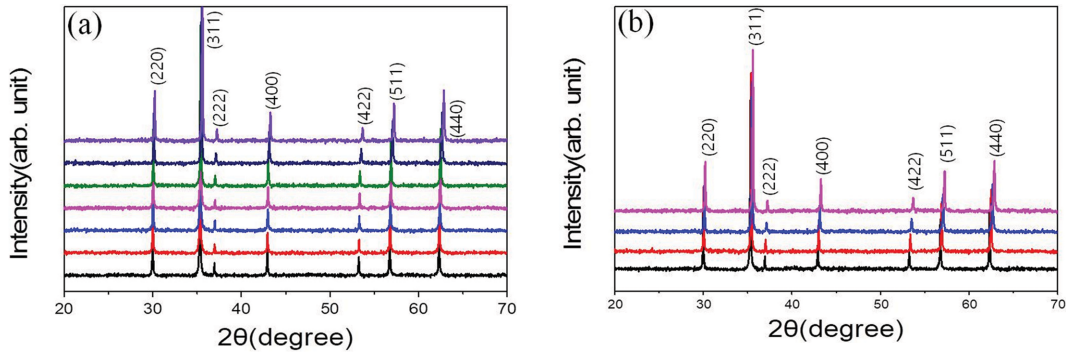


Fig. 1. (Color online) (a) XRD patterns of $Ni_xZn_{1-x}Fe_2O_4$ ($x = 0.2, 0.25, 0.3, 0.35, 0.4, 0.6, 0.8$) samples sintered at $1150\text{ }^\circ\text{C}$ and (b) those of $Ni_xZn_{1-x}Fe_2O_4$ ($x = 0.2, 0.4, 0.6, 0.8$) samples sintered at $1250\text{ }^\circ\text{C}$.

Table I. Sintering density, lattice parameter (a), lattice volume (vol.), saturation magnetization (M_s), coercivity (H_c), real part of permeability (μ') at 1 MHz, maximum imaginary part of permeability (μ''_{max}), and the frequency ($f_{\mu''_{max}}$) at the maximum μ'' of $Ni_xZn_{1-x}Fe_2O_4$ ($x = 0.2, 0.25, 0.3, 0.35, 0.4, 0.6, 0.8$) sintered at $1150\text{ }^\circ\text{C}$.

x	Density (g/cm^3)	a (Å)	Vol. (Å^3)	M_s (emu/g)	H_c (Oe)	μ' (@ 1MHz)	μ''_{max}	$f_{\mu''_{max}}$ (MHz)
0.20	3.49	8.421	597.25	9.72	10.7	0.93	-	-
0.25	3.98	8.416	596.06	20.2	10.7	0.83	-	-
0.30	4.01	8.409	594.66	36.7	10.1	218	100	2.29
0.35	4.09	8.405	593.73	54.1	10.8	363	173	6.68
0.40	3.38	8.402	593.03	62.3	8.80	159	74	12.9
0.60	2.98	8.301	588.69	78.3	9.72	38	18	59.0
0.80	3.15	8.359	583.95	70.6	20.9	19	8.79	150

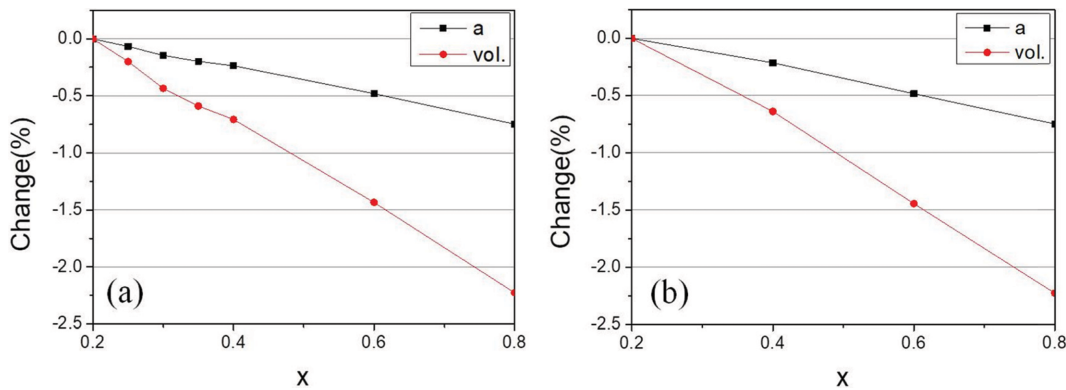


Fig. 2. (Color online) Change (%) of cell parameter a and cell volume (vol.) with variation of x in $Ni_xZn_{1-x}Fe_2O_4$ samples sintered at $1150\text{ }^\circ\text{C}$ (a) and $1250\text{ }^\circ\text{C}$ (b).

는 Fig. 1의 XRD 결과와 함께 각 온도에서 충분한 반응에 의해 결정상이 형성되었음을 알 수 있다. Fig. 3에 제시된 평균 결정립의 크기(d)는 Ni 치환량(x)의 증가에 따라 전체적으로 소폭 감소하는 듯 보이나 미세구조와 평균 결정립의 크기는 x 에 따라 뚜렷한 변화의 경향을 보이지 않는다고 볼 수 있다. 소결온도가 $1150\text{ }^\circ\text{C}$ 에서 $1250\text{ }^\circ\text{C}$ 로 상승했을 때 결정립의 크기는 대략 50% 정도 증가하였음을 알 수 있다.

Fig. 4에서는 Ni-Zn ferrite의 자기이력곡선(M-H curve)을 나타내었다. 낮은 자기장 영역에서의 확대된 이력곡선은 inset

으로 제시하였다. $x = 0.2$ 에서는 H 에 따라 M 이 1차 함수적으로 증가하는 상자성체의 자화거동을 보이며 매우 낮은 자화값을 보인다. $x = 0.25$ 에서부터 S 형태의 M-H 커브를 보이는 듯하나 여전히 낮은 자화값을 보이며, $x = 0.3$ 에서부터 일반자석인 강자성체(페리자성체)의 자화 거동을 보인다. 포화자화는 x 가 증가함에 따라 0.6에서 78.3 emu/g 까지 증가했다가 $x = 0.8$ 에서 70.6 emu/g 다시 감소한다. 포화자화와 보자력 값은 Table I에 정리하였다. 이러한 결과는 자성원소인 Ni^{2+} 이 비자성 원소인 Zn^{2+} 을 치환함에 따라 포화자화가 증가되다가

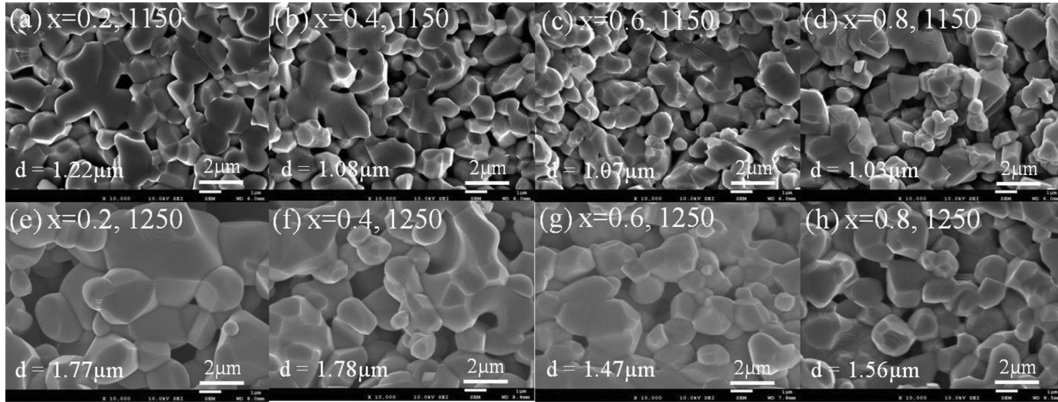


Fig. 3. Micrographs of Ni_xZn_{1-x}Fe₂O₄ ($x = 0.2, 0.4, 0.6, 0.8$) with different sintering temperature of 1150 °C (a-d) and 1250 °C (e-h).

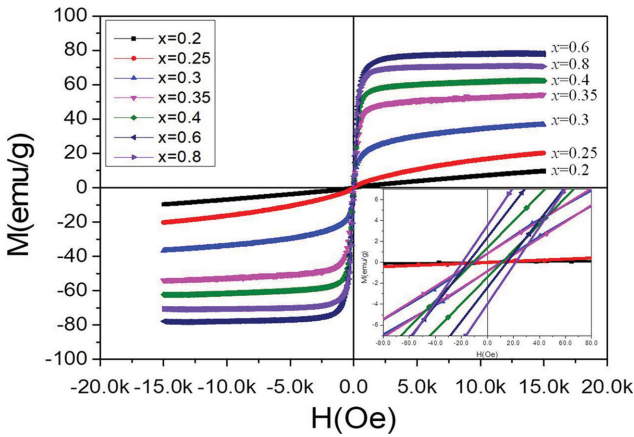


Fig. 4. (Color online) M-H curves of Ni_xZn_{1-x}Fe₂O₄ ($x = 0.2, 0.25, 0.3, 0.35, 0.4, 0.6, 0.8$) sintered at 1150 °C.

$x = 0.8$ 에서 down spin 위치의 Ni²⁺이 증가하면서 다시 감소한 것으로 이해된다. 본 연구에서의 포화자화 값들은 다른 연구에서 보고된 값들 보다 높은 것으로 확인되었다[8,9,13].

상자성 거동에서 페리 자성으로 변화해가는 $x = 0.2, 0.3, 0.4$ 조성의 샘플에 대해서 온도에 따른 자화값 변화 (M-T)

측정하여 Fig. 5(a)에 나타내었다. 각 샘플은 상온에서부터 Zero-Field 냉각 후 10 K에서 $H = 1.0$ T의 자기장을 인가한 후 1 °C/min으로 승온 시키면서 자화값(M , emu/g)를 측정하였다. Fig. 5(b)는 Fig. 5(a)로부터 $M(T)/M_{10K}$ 값을 계산하여 온도에 따라 나타낸 그래프이다. $x = 0.2$ 일 때 온도에 따른 기울기가 가장 가파르게 감소하고 $x = 0.3, 0.4$ 로 증가할수록 기울기가 순차적으로 감소하는 것을 알 수 있다. 또한 $x = 0.3$ 샘플의 경우 저온 영역에서 온도 상승에 따라 자화값이 오히려 증가하는 구간이 존재함을 확인할 수 있다. Fig. 5(c)는 300 K에서 PPMS에 loading한 샘플을 centering하기 위해 자기장을 인가한 후 다시 자기장을 제거하여($H = 0$) 샘플 온도를 10 K으로 냉각하였고, 이후 온도를 상승시키면서 잔류 자화값을 측정한 결과이다. M-T 곡선을 미분하여 온도가 가장 급격하게 떨어지는 지점을 큐리온도(T_C)로 정의할 때 $x = 0.2$ 샘플은 103 K, $x = 0.3$ 은 308 K로, $x = 0.4$ 샘플은 400 K 이상으로 본 실험에서는 측정되지 않았다. Ni 치환량(x)이 높을수록 T_C 가 높아지는 것을 알 수 있다. 또한 Fig. 4에서 $x = 0.2$ 샘플이 상자성체의 거동을 보인 것은 T_C 가 상온보다 낮기 때문이며, $x = 0.3$ 샘플은 T_C 가 308 K로 상온보다

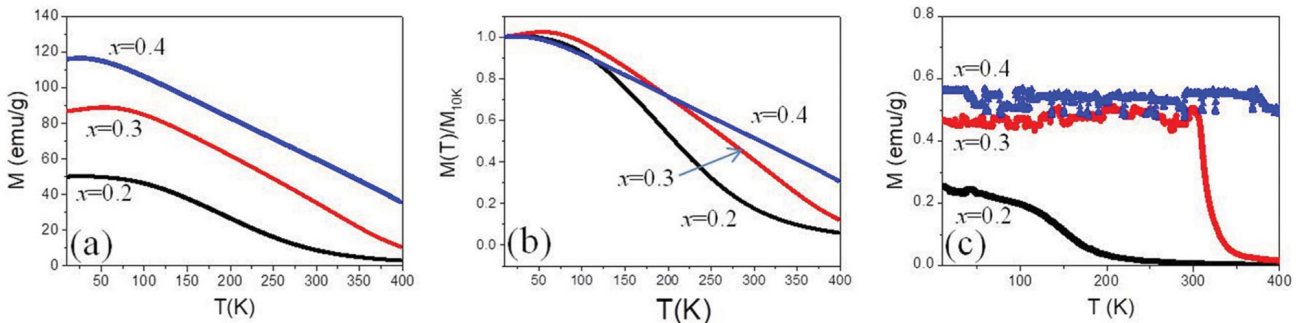


Fig. 5. (Color online) Temperature dependence of magnetization of Ni_xZn_{1-x}Fe₂O₄ ($x = 0.2, 0.3, 0.4$) measured under magnetic field $H = 1$ T (a) and no magnetic field ($H = 0$) (c), and (b) plot of M/M_{10K} vs. T obtained from Fig. 5(a).

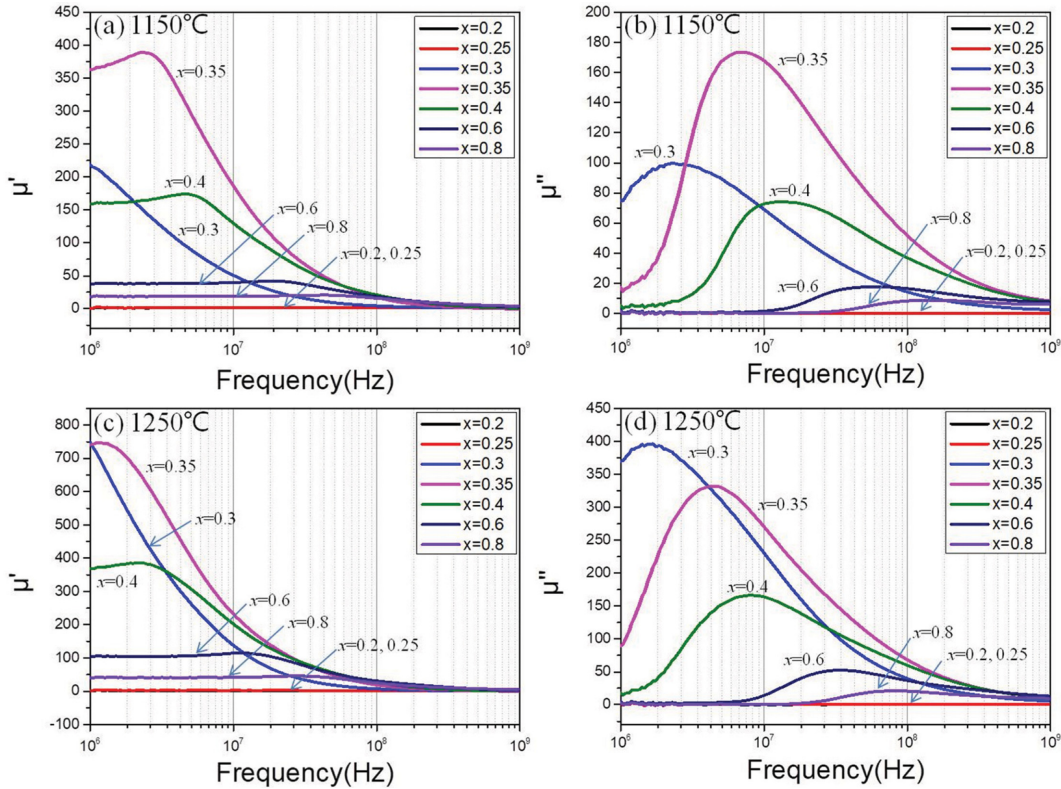


Fig. 6. (Color online) Real (μ') and imaginary (μ'') permeability of $\text{Ni}_x\text{Zn}_{1-x}\text{Fe}_2\text{O}_4$ ($x = 0.2, 0.25, 0.3, 0.35, 0.4, 0.6, 0.8$) sintered at 1150 °C and 1250 °C.

약간 높아 약한 강자성의 M-H 곡선을 보였음을 알 수 있다.

Fig. 6(a)와 6(b)는 1150 °C에서 소결한 샘플의 주파수(1 MHz~1 GHz)에 따른 투자율의 실수부(μ')와 허수부(μ'') spectra를 보여준다. 1 MHz에서 투자율의 실수부값, 투자율 허수부의 최대값(μ''_{max}), 허수부가 최대값일 때의 주파수($f_{\mu'' max}$) 값을 각각 Table I에 제시하였다. 상자성 특성을 보이는 $x = 0.2, 0.25$ 샘플은 전 주파수 대역에서 μ' 와 μ'' 가 모두 거의 0에 가까운 것을 알 수 있다. 약한 강자성 특성을 보이는 $x = 0.3$ 부터 μ' 가 급격히 증가하여 $x = 0.35$ 일 때 1 MHz에서 최대값을 보이며 $x = 0.4$ 부터 $x = 0.8$ 까지 x 가 증가함에 따라 순차적으로 감소하면서 $f_{\mu'' max}$ 는 증가하는 전형적 Snoek's law를 따르는 거동을 보인다[15,16]. μ''_{max} 값은 $x = 0.35$ 샘플에서 최대치를 보인다. Fig. 6(c)와 6(d)는 1250 °C에서 소결한 샘플의 주파수(1 MHz~1 GHz)에 따른 투자율의 실수부와 허수부 spectra를 각각 보여준다. 여기서도 마찬가지로 x 에 따른 1 MHz에서 μ' , μ''_{max} , $f_{\mu'' max}$ 값을 각각 Table II에 제시하였다. 상자성 특성을 보인 $x = 0.2, 0.25$ 샘플은 1150 °C와 마찬가지로 μ' 와 μ'' 가 거의 0에 가까운 값을 보였다. 1 MHz에서의 μ' 및 μ''_{max} 값은 $x = 0.3$ 일 때 최대치를 보이며, x 가 증가함에 따라 1 MHz에서의 μ' 값과 μ''_{max} 값은 감소하면서 $f_{\mu'' max}$ 는 고주파 쪽으로 이동한다. 1150 °C에서 1250 °C로 소

Table II. Sintering density, real part of permeability (μ') at 1 MHz, maximum imaginary part of permeability (μ''_{max}), and the frequency at the μ''_{max} ($f_{\mu'' max}$) of $\text{Ni}_x\text{Zn}_{1-x}\text{Fe}_2\text{O}_4$ ($x = 0.2, 0.25, 0.3, 0.35, 0.4, 0.6, 0.8$) sintered at 1250 °C.

x	Density (g/cm ³)	μ' (@ 1 MHz)	μ''_{max}	$f_{\mu'' max}$
0.2	4.63	1.12	-	-
0.25	4.87	2.42	-	-
0.3	4.72	750	396	1.68
0.35	4.64	741	332	4.27
0.4	4.45	369	166	8.00
0.6	4.30	103	53	35.5
0.8	4.23	41	21	77.7

결 온도가 높아짐에 따라 각 샘플의 복소투자율은 증가하였으며 $f_{\mu'' max}$ 은 전체적으로 더 낮은 주파수 방향으로 이동하였음을 알 수 있다. 소결 온도에 따른 이러한 변화는 소결밀도의 증가와 결정립의 크기에 따른 변화가 주요인으로 밀도가 높을수록, 결정립이 클수록 투자율의 최대 값은 높아지며 $f_{\mu'' max}$ 는 낮아진다. 다만 1150 °C 소결시에는 복소투자율의 최대 값을 보이는 조성이 $x = 0.35$ 였으나 1250 °C 소결 시에서는 $x = 0.3$ 로 변화되는 것을 볼 때 소결온도가 Ni-Zn ferrite의 고유한 자기적 특성에도 일부 영향을 미친다고 볼 수 있다. 본 실험의 조성을 갖는 Ni-Zn Ferrite의 이론 밀도는

5.3~5.4 g/cm³으로 Table II에서 얻어진 소결밀도로부터 확인된 상대밀도는 80~87 % 수준임을 알 수 있다. 공정 개선을 통해 소결밀도를 증가시킨다면 투자율 값은 10 % 이상 개선될 여지가 있을 것이다.

IV. 결 론

Ni_xZn_{1-x}Fe₂O₄($x = 0.2, 0.25, 0.3, 0.35, 0.4, 0.6, 0.8$)를 일반적인 고상반응법으로 합성하여 조성과 소결 온도에 따른 미세구조 및 자기적 특성을 연구하였다. 1150 °C 및 1250 °C에서 소결하였을 때 전 조성에서 단상의 cubic spinel 상이 합성되었으며 x 의 증가에 따라 Ni²⁺와 Zn²⁺의 이온반경 차이로 인해 격자상수가 감소하였다. x 에 따른 미세구조 상 큰 변화는 없었으나 소결 온도가 높아짐에 따라 입성장과 치밀화가 일어났다. $x = 0.2, 0.25$ 에서 상자성 거동을 보이다가 $x = 0.3$ 에서부터 페리자성의 거동이 보이며 포화자화는 x 가 증가함에 따라 증가하여 $x = 0.6$ 에서 최대값을 보이고 $x = 0.8$ 에서 다시 감소했다. 복소 투자율의 고주파 특성(1 MHz ≤ 1 GHz)은 $x = 0.3$ 에서 $x = 0.8$ 까지 증가함에 따라 투자율의 실수부 및 허수부의 최대값은 감소하면서 복소 투자율 spectra가 전체적으로 높은 주파수 방향으로 이동하였다. 이는 Ni 치환량이 증가함에 따라 결정자기이방성이 증가하여 강자성 공명주파수가 증가하기 때문으로 판단된다. 소결온도가 1150 °C에서 1250 °C로 증가했을 때 투자율의 실수부와 허수부 최대값은 증가했고 전체 spectra는 저주파 방향으로 이동하였다. 본 연구는 Ni/Zn의 함량비에 따라 다양한 주파수 환경에서 인덕터 코어 및 전자파 흡수체로의 응용 가능성을 보여 주었다. 또한 본 연구를 바탕으로 소결 조제 및 양이온 첨가제를 추가하여 RF(radio-frequency) 영역에서 실험투자율/투자손실 비 (μ'/μ'')가 향상된 특성을 갖는 재료의 개발도 가능할 것으로 보인다.

감사의 글

본 연구는 이 성과는 2018년도 정부(과학기술정보통신부)의 재원으로 한국연구재단의 지원을 받아 수행된 연구임(NRF-2017R1C1B2002394).

References

- [1] F. G. Brockman and K. E. Matteson, *J. Am. Ceram. Soc.* **53**, 517 (1970).
- [2] H. Igarashi and K. Okazaki, *J. Am. Ceram. Soc.* **60**, 51 (1977).
- [3] G. G. Bush, *J. Appl. Phys.* **63**, 3765 (1988).
- [4] J. Lee, Y. Hong, W. Lee, and J. Park, *J. Magn.* **18**, 428 (2013).
- [5] S. Y. An, I. S. Kim, S. H. Son, S. Y. Song, and J. W. Hahn, *J. Korean Magn. Soc.* **20**, 182 (2010).
- [6] J. Smit and H. P. J. Wijn, *Ferrites*, Philips' Technical Library, Eindhoven, Netherlands (1959), pp. 136~326.
- [7] S. Chikazumi, *Physics of ferromagnetism* (2nd Ed.) Clarendon Press, Oxford (1997), pp. 197~221.
- [8] S. T. Mahmud, A. K. M. Akther Hossain, A. K. M. Abdul Hakim, M. Seki, T. Kawai, and H. Tabata, *J. Magn. Mater.* **305**, 269 (2006).
- [9] N. N. Jiang, Y. Yang, Y. Zhang, J. Zhou, and P. Liu, *J. Magn. Mater.* **401**, 370 (2016).
- [10] I. H. Gul, W. Ahmed, and A. Maqsood, *J. Magn. Mater.* **320**, 270 (2008).
- [11] M. M. Rashad, E. M. Elsayed, M. M. Moharam, R. M. Abou-Shahba, and A. E. Saba, *J. Alloy. Compd.* **486**, 759 (2009).
- [12] S. Zahi, M. Hashim, and A. R. Daud, *J. Magn. Mater.* **308**, 177 (2007).
- [13] S. E. Shrsath, B. G. Toksha, R. H. Kadam, S. M. Patange, D. R. Mane, G. S. Jangam, and A. Ghasemi, *J. Phys. Chem. Sol.* **71**, 1669 (2010).
- [14] M. Yamaguchi, Y. Miyazawa, K. Kaminishi, H. Kikuchi, S. Yabukami, K. I. Arai, and T. Suzuki, *J. Magn. Mater.* **268**, 170 (2004).
- [15] J. L. Snoek, *Physica (Amsterdam)* **4**, 207 (1948).
- [16] T. Nakamura, *J. Appl. Phys.* **88**, 348 (2000).