

Microstructure and Magnetic Property Optimization Strategies for Sm₂Co₁₇-Type Permanent Magnets: A Brief Review

Seungil Park[†], Sanghyeon Lee[†], and Tae-Hoon Kim^{*}

Department of Materials Science and Engineering, Chonnam National University, Gwangju 61186, Republic of Korea

(Received 22 May 2026, Received in final form 24 June 2026, Accepted 24 June 2026)

Sm₂Co₁₇-type permanent magnets have attracted considerable attention as high-temperature permanent magnets for aerospace, defense, and high-temperature motor applications owing to their high Curie temperature, excellent thermal stability of coercivity, and relatively low temperature coefficients of magnetic properties. Although Nd-Fe-B magnets are widely used owing to their high maximum energy product, their thermal stability is limited at elevated temperatures. In contrast, Sm₂Co₁₇-type magnets can maintain stable magnetic properties under harsh thermal environments, but further improvement in remanence and maximum energy product is still required for broader applications. The magnetic performance of Sm₂Co₁₇-type magnets is strongly governed by their characteristic cellular/lamellar microstructure, consisting of 2:17R cell interiors, 1:5H cell boundary phases, and Zr-rich lamellar phases. Cu segregation into the 1:5H cell boundary phase produces a domain-wall energy difference between the cell interior and cell boundary, leading to strong domain-wall pinning and high coercivity. This review summarizes the fundamental microstructure, coercivity mechanism, heat-treatment effects, and roles of major alloying elements in Sm₂Co₁₇-type permanent magnets. Finally, key microstructural design strategies for improving the magnetic properties of high-temperature Sm₂Co₁₇-type magnets are discussed.

Keywords : Sm₂Co₁₇ permanent magnet, high-temperature magnet, cellular microstructure, domain-wall pinning, Cu segregation, coercivity

Sm₂Co₁₇계 영구자석의 미세구조와 자기특성 향상 전략: A Brief Review

박승일[†] · 이상현[†] · 김태훈^{*}

전남대학교 신소재공학과, 광주광역시 북구 용봉로 77, 61186

(2026년 5월 22일 받음, 2026년 6월 24일 최종수정본 받음, 2026년 6월 24일 게재확정)

Sm₂Co₁₇계 영구자석은 높은 큐리 온도와 우수한 고온 자기 안정성을 바탕으로 항공우주, 국방, 고온 구동 시스템 등 가혹한 열적 환경에서 활용 가능한 대표적인 고온용 영구자석으로 주목받고 있다. Nd-Fe-B계 영구자석은 높은 최대 자기 에너지적($(BH)_{max}$)을 바탕으로 다양한 산업 분야에서 널리 사용되고 있으나, 상대적으로 낮은 열적 안정성과 고온에서의 보자력 저하라는 한계를 갖는다. 이에 비해 Sm₂Co₁₇계 자석은 고온 환경에서도 안정적인 자기특성을 유지할 수 있다는 장점이 있으나, Nd-Fe-B계 자석을 완전히 대체하기 위해서는 최대 자기 에너지적과 잔류 자속밀도(B_r)의 추가적인 향상이 필요하다. Sm₂Co₁₇계 자석의 자기특성은 2:17R 셀 내부 상, 1:5H 셀 경계 상, Zr-rich 라멜라상으로 구성된 특유의 셀룰러/라멜라 미세구조와 밀접하게 관련되어 있으며, 특히 셀 경계 상으로의 Cu 편석에 의해 형성되는 도메인 벽 에너지 차이는 보자력 발현의 핵심 요인으로 알려져 있다. 본 리뷰에서는 Sm₂Co₁₇계 영구자석의 기본 미세구조, 보자력 발현 메커니즘, 열처리 공정 및 주요 합금 원소의 역할을 중심으로 선행 연구를 정리하였다. 이를 바탕으로 고온용 Sm₂Co₁₇계 영구자석의 자기특성 향상을 위한 미세구조 설계 방향을 제시하고자 한다.

주제어 : Sm₂Co₁₇ 영구자석, 고온 자석, 셀룰러 미세구조, 도메인 벽 피닝, Cu 편석, 보자력

I. 서 론

영구자석은 전기자동차, 풍력발전, 로봇, 항공우주 구동기, 국방 장비 등 다양한 첨단 산업 분야의 핵심 부품으로 사용되고 있다. 특히 고출력·고효율 모터와 액추에이터에 대한 수요가 증가함에 따라, 높은 최대 자기 에너지적 뿐만 아니라 고온 환경에서도 안정적으로 작동할 수 있는 영구자석 소재의 중요성이 커지고 있다. Nd-Fe-B계 영구자석은 높은 잔류자속밀도와 최대 자기 에너지적을 바탕으로 상온 및 중온 영역에서 널리 활용되어 왔으나, 상대적으로 낮은 큐리 온도($T_c \approx 312^\circ\text{C}$)와 고온 보자력 저하 문제로 인해 고온 응용에는 한계를 갖는다[1].

Sm-Co계 영구자석은 이러한 한계를 보완할 수 있는 대표적인 고온용 영구자석으로 알려져 있다. 특히 Sm₂Co₁₇계 영구자석은 높은 큐리 온도($T_c \approx 825^\circ\text{C}$)와 20 kOe 이상의 높은 고유 보자력, 비교적 작은 보자력 온도계수($\beta \approx -0.2 \sim -0.3\%/^\circ\text{C}$)를 나타내며, 이러한 특성은 조성 및 미세구조 설계의 최적화를 통해 더욱 향상될 수 있다. 또한 낮은 잔류자속밀도 온도계수($\alpha \approx -0.03\%/^\circ\text{C}$)는 Nd-Fe-B계 영구자석에 비해 고온에서 우수한 자기 안정성을 제공하므로, 약 300°C 이상의 극한 환경에서 안정적인 자기 성능이 요구되는 항공우주, 군수, 고온 발전 및 고온 모터 분야에서 중요한 후보 소재로 평가된다[2,3].

최근에는 고유 보자력 극대화에 초점을 맞추던 기존 접근에서 나아가, 실제 구동 조건에서 비가역 감자에 대한 저항성

을 보다 직접적으로 반영하는 루프 각형성(loop squareness)과 Knee field(H_k)의 개선이 강조되고 있다. 따라서 조성-공정-미세구조-자기특성 간 상관관계에 대한 종합적인 이해가 필수적이다.

경제적 측면에서 Co 가격의 변동성을 고려할 필요가 있으나, Sm₂Co₁₇계 영구자석은 중희토류를 함유한 Nd-Fe-B계 영구자석 대비 경쟁력을 가질 수 있다(Fig. 1). 그러나 성능 측면에서, 통상적인 Sm₂Co₁₇계 영구자석의 최대 자기 에너지적은 약 31.54 MGOe 수준으로 Nd-Fe-B계 영구자석에 비해 여전히 낮다[4]. Sm₂Co₁₇계 영구자석의 보자력은 단순히 결정 자기 이방성만으로 결정되는 것이 아니라, 열처리 과정에서 형성되는 2:17R 셀 내부 상, 1:5H 셀 경계 상, Zr-rich 라멜라 상으로 구성된 복합 미세구조와 밀접하게 관련되어 있다[1,5,6]. 특히 1:5H 셀 경계 상으로의 Cu 편석은 셀 내부 상과 셀 경계 상 사이의 도메인 벽 에너지 차이를 형성하며, 이는 도메인 벽 피닝(domain-wall pinning)을 통해 높은 보자력을 유도하는 핵심 요인으로 작용한다[1,2,6,7].

따라서 Sm₂Co₁₇계 영구자석의 성능 향상을 위해서는 개별 합금 원소의 역할뿐만 아니라, 열처리 과정에서 원소들이 어떻게 재분배되고, 그 결과 미세구조와 자기특성이 어떻게 연결되는지를 종합적으로 이해해야 한다. 본 논문에서는 Sm₂Co₁₇계 영구자석의 미세구조, 보자력 발현 메커니즘, 열처리 공정 및 주요 합금 원소의 역할을 중심으로 관련 연구 동향을 정리하고, 고온용 Sm₂Co₁₇계 영구자석의 설계 방향을 제시하고자 한다.

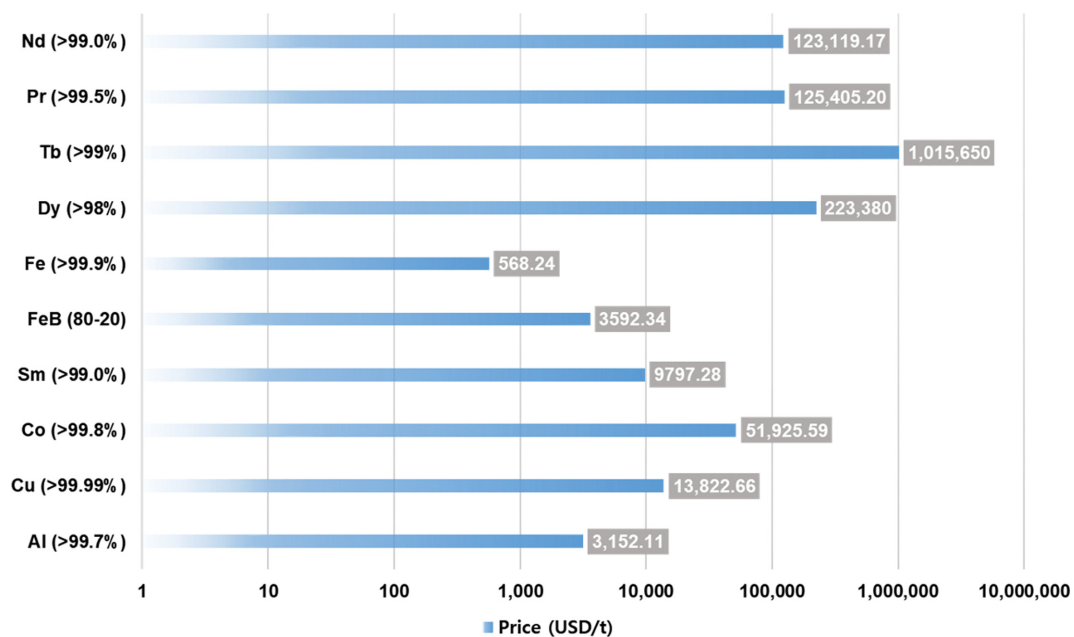


Fig. 1. (Color online) Comparison of major raw material prices (USD/t). Redrawn by the author using price data from Shanghai Metals Market (SMM, metal.com, 2026.06.15.).

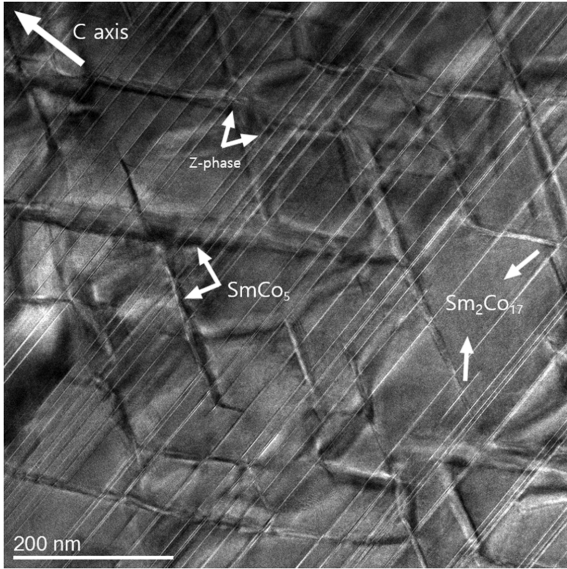


Fig. 2. Typical cellular/lamellar microstructure of a $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ magnet, consisting of diamond-shaped 2:17R cell interiors phase, surrounding 1:5H cell boundary phases, and a lamellar Z phase extending across both phases.

II. $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 계 영구자석의 기본 미세구조

$\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 계 영구자석의 가장 중요한 특징은 열처리 후 형성되는 셀룰러라멜라 미세구조이다. 일반적인 고성능 $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 계 자석은 능면정계 구조를 갖는 2:17R- $\text{Sm}_2(\text{Co},\text{Fe})_{17}$ 셀 내부 상과 이를 둘러싸는 다이아몬드 형태의 육방정계 1:5H- $\text{Sm}(\text{Co},\text{Cu})_5$ 셀 경계 상으로 구성된다. 여기에 더해 수 nm 두께의 Zr-rich 라멜라상, 즉 Z phase가 2:17R 셀 내부 상과 1:5H 셀 경계 상을 가로지르며 분포한다[5,8]. 이러한 셀룰러라멜라 구조는 $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 계 영구자석의 보자력과 고온 안정성을 결정하는 핵심 미세구조이다(Fig. 2).

열처리가 완료된 $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 계 영구자석의 2:17R 셀 내부 상은 상대적으로 Co와 Fe가 풍부하고 Cu가 결핍된 영역인 반면, 1:5H 셀 경계 상은 Sm과 Cu가 상대적으로 풍부하고 Fe 함량이 낮은 영역이다[9]. 열처리 과정, 특히 등은 시효열처리와 서냉 과정을 거치며 2:17R 셀 내부 상의 Cu와 1:5H 셀 경계 상의 Fe가 서로 치환된다. 그 결과 셀 내부 상과 셀 경계 상 사이에는 뚜렷한 화학적 조성 차이가 형성되며, 이는 도메인 벽 에너지 차이와 도메인 벽 피닝으로 연결된다[3,5,6].

Zr-rich 라멜라상 역시 중요한 역할을 한다. Zr-rich 라멜라상은 셀룰러 미세구조의 형성과 안정화에 기여하며, Cu의 재분배 및 확산 경로와 관련되어 셀 크기, 셀 경계 상의 연속성 및 Cu 편석 정도에 영향을 줄 수 있다[5,10,11]. 따라서 $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 계 자석의 미세구조는 2:17R 셀 내부 상, 1:5H 셀 경계 상, Zr-rich 라멜라 상이 상호 연계되어 형성되는 복합

구조로 이해해야 한다.

III. 보자력 발현 메커니즘

$\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 계 영구자석의 보자력은 일반적으로 도메인 벽 피닝 메커니즘에 의해 설명된다. Nd-Fe-B계 자석에서는 입계상 및 결정립 표면에서의 역자구 핵생성 억제에 중요한 반면, $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 계 자석에서는 2:17R 셀 내부 상과 1:5H 셀 경계 상 사이의 계면에서 도메인 벽의 이동이 억제되는 것이 핵심적이다[1,2]. 이때 도메인 벽 피닝의 세기는 셀 내부 상과 셀 경계 상 사이의 자기이방성 차이에 의한 도메인 벽 에너지 차이에 의해 좌우된다[1,2,6]. 보자력 형성에서 가장 핵심적인 역할을 하는 원소는 Cu이다. 열처리 과정 중 Cu가 1:5H 셀 경계 상으로 편석되면 셀 내부 상과 셀 경계 상 사이의 자기이방성 차이 및 도메인 벽 에너지 차이가 증가하며[3,6,7], 이러한 차이는 도메인 벽의 이동을 효과적으로 억제하여 높은 보자력을 유도한다.

Sepehri-Amin 그룹은 열처리 과정 중 서냉 단계의 진행 유무에 따른 $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 계 영구자석의 특성 차이를 분석하였다. 등은 시효열처리 이후 서냉을 진행한 시료에서 셀 경계 상의 Cu 함량 증가와 Fe 감소 그리고 뚜렷한 1:5H/2:17R 계면이 높은 보자력과 밀접하게 관련되어 있음을 보였으며, 반대로 등은 시효열처리 이후 급랭한 시료에서는 넓은 Cu 분포와 상대적으로 거친 계면이 약한 피닝을 유발한다고 해석하였다[3].

보자력의 온도 의존성 또한 중요하다. $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 계 자석은 고온에서 우수한 안정성을 갖지만, 온도가 증가함에 따라 셀 내부 상과 셀 경계 상의 자기이방성, 포화자화 및 도메인 벽 에너지가 모두 변화하게 된다. 일부 연구에서는 온도 증가에 따른 열활성화 기반 보자력 감소와 셀 내부 상과 셀 경계 상 사이의 이방성 차이 증가에 따른 피닝 강화가 경쟁적으로 작용하며 비정상적인 보자력 온도 의존성이 나타날 수 있음을 제시하였다[9,12]. Goll 그룹은 보자력 메커니즘이 온도 영역에 따라 저온에서는 척력 피닝(repulsive pinning), 중간 온도 영역에서는 인력 피닝(attractive pinning) 그리고 고온에서는 핵생성 지배 거동으로 변화할 수 있다고 설명하였다[1].

따라서 $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 계 자석의 보자력은 평균 조성이나 단일 상의 자기특성만으로 설명하기 어려우며, 실제 보자력은 셀 크기, 셀 경계 상 두께, Cu 농도 구배, Zr-rich 라멜라상 밀도, 셀 경계 상의 연속성, 계면 변형 및 고온에서의 상 안정성 등이 복합적으로 작용한 결과로 이해된다[1,3,7,13].

IV. 열처리 공정과 자기특성 제어

$\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 계 영구자석의 자기특성은 열처리 공정에 매우 민

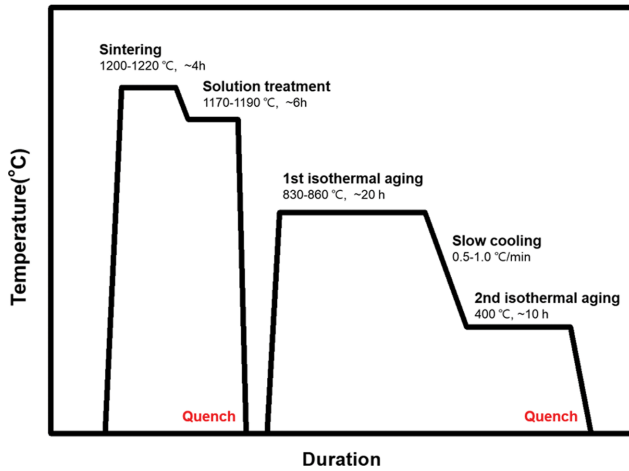


Fig. 3. (Color online) Overall heat treatment process for Sm₂Co₁₇ magnet fabrication.

감하다. 일반적으로 Sm₂Co₁₇계 자석은 소결 후 용체화 처리, 등은 시효열처리, 서냉 및 최종 냉각 과정을 거치며(Fig. 3), 각 단계는 미세구조 형성과 원소 재분배에 서로 다른 역할을 한다(Table I)[1,3,6]. 따라서 열처리는 단순 히 상을 안정화하는 과정이 아니라, 보자력 발현에 필요한 셀룰러/라멜라 구조와 조성 구배를 형성하는 핵심 공정으로 이해해야한다.

소결 이후 진행되는 용체화 처리는 후속 열처리 과정에서 균일한 셀룰러 미세구조가 형성될 수 있도록 1:7H 과포화 고용체 상을 형성하여 초기 조성 및 상 분포를 균질화하는 단계이다. 적절한 용체화 처리는 소결체의 균질화를 촉진하고, 이후 시효 과정에서 2:17R 셀 내부 상, 1:5H 셀 경계 상 및 Zr-rich 라멜라 상이 균일하게 발달할 수 있는 기반을 제공한다. Sun 그룹은 Sm(Co_{bal}Fe_{0.245}Cu_{0.07}Zr_{0.02})_{7.8} 자석을 1,155, 1,165, 1,175, 1,183 및 1,195 °C에서 각각 4시간 동안 용체화 처리하여 그 영향을 조사하였다. 모든 시료에서 잔류 자속 밀도는 약 11.3 kG 수준으로 거의 일정하게 유지되었으며, 이는 동일한 소결 조건에서 유사한 밀도와 결정학적 정렬이

확보되었음을 의미한다. 용체화 처리 온도가 상승함에 따라 증가하여 1,183 °C 부근에서 보자력이 최대값($H_{cb} = 10.68$ kOe)에 도달하였으나, 1,195 °C와 같이 과도하게 높은 용체화 온도에서는 비정상적으로 작은 셀의 형성과 함께 보자력이 크게 감소하는 것으로 보고되었다[14].

등은 시효열처리는 자석의 셀룰러/라멜라 주요 미세구조가 형성되는 단계이다. 이 과정에서 1:7H 과포화 고용체 상이 2:17R 셀 내부 상과 1:5H 셀 경계 상이 발달하고, Zr-rich 라멜라 상 또한 함께 형성된다. 시효 온도와 시간은 셀 크기, 셀 경계 상 두께, 라멜라상 밀도 및 조성 분포에 큰 영향을 미치며, 시효열처리 시간의 영향은 Sun 그룹에 의해 보고되었다. Sm(Co_{bal}Fe_{0.245}Cu_{0.07}Zr_{0.02})_{7.8} 자석을 800 °C에서 각각 10, 15, 20, 40시간 동안 등은 시효열처리하여 자기특성을 비교한 결과, 잔류 자속 밀도는 열처리 시간에 따른 변화가 거의 없었던 반면, 보자력은 5.39 kOe 에서 12.49 kOe로 증가하였다. 최대 자기 에너지적은 20시간에서 최대값(27.77 MGOe)을 보인 후 감소하였다. 미세구조 관찰 결과, 20시간 및 40시간 시효의 셀룰러 구조의 균일도는 유사하였으나, 셀 경계 상 두께는 약 7 nm에서 10 nm로 증가하였고, 또한 40 시간 열처리 후 셀룰러 구조 내부에 약 2 nm 두께의 추가적인 1:5H 줄무늬상이 다수 관찰되었다. 이는 장시간 등은 시효열처리로 인해 상 분리가 촉진되었고, 그 결과 pinning filed가 증가하여 보자력이 향상된 것으로 해석된다[15]. 시효 열처리 온도의 영향은 Wang 그룹에 의해 보고되었다. Sm(Co_{bal}Cu_{0.062}Fe_{0.285}Zr_{0.023})_{7.6} 자석을 790~870 °C 범위에서 10시간 동안 등은 시효열처리하여 비교한 결과, 온도가 790 °C에서 830 °C로 증가함에 따라 셀 크기는 75.1 nm에서 101.5 nm로, 라멜라상 밀도는 0.014 nm⁻¹에서 0.043 nm⁻¹로 증가하였으며, 셀 경계 상 내 Cu 농도 peak 또한 증가하였다[13]. 이에 따라 보자력도 향상되었으나, 870 °C에서는 더 높은 보자력이 얻어졌음에도 불구하고 셀 구조가 조대해지고 셀 경계 상이 불연속적으로 변하였으며, Cu 분포가 불규칙해져 H_k

Table I. Heat treatment process and changes in microstructure and magnetic properties of Sm₂Co₁₇-type permanent magnets.

Process	Main Function	Effect on Magnetic Properties	References
Solution treatment	Homogenization of initial composition and providing a basis for subsequent cell structure formation	Improves H_{cj} , H_k , H_{cb} , $(BH)_{max}$ at optimal temperature; excessive temperature may cause abnormal cell growth	[14]
Isothermal aging	2:17R/1:5H/Z phase Formation of cellular/lamellar structures	Changes in cell size, boundary phase, lamellar phase density, and H_k depending on aging time and temperature	[13,15]
Slow cooling	Segregation of Cu into the 1:5H cell boundary phase and formation of composition gradient	Enhances domain wall pinning; drastic improvement in coercivity	[3,5-7]
Pre-aging	Formation of fine cell structures	Potential improvement in demagnetization curve squareness and $(BH)_{max}$	[4]

가 저하되었다. 이는 높은 등온 시효열처리 온도가 라멜라 상 밀도 증가와 Cu 농축을 통해 보자력을 향상시킬 수는 있으나, 과도한 온도에서는 미세조직 균일성이 저하되어 전체 자기 성능, 특히 loop squareness와 H_k 를 악화시킬 수 있음을 의미한다. 따라서 적절한 등온 시효열처리 조건은 셀 경계 상과 상분리를 발달시켜 보자력을 향상시킬 수 있으나, 과도한 시효는 루프 각형성이나 최대 자기 에너지적을 저하시킬 수 있다. 또한 시효 온도는 셀 크기, 라멜라상 밀도, 셀 경계 상 내 Cu 농도 등 미세구조의 균일성을 저하시켜 전체 자기특성에 영향을 주므로, Zr 조성 및 보자력, 감자 곡선의 각형성까지 함께 고려하여 등온 시효열처리 조건을 설정 해야 한다.

서냉 공정은 $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 계 자석의 보자력 발현에서 가장 중요한 단계이다. 등온 시효열처리 후 서냉하는 동안 Cu는 2:17R 셀 내부 상으로부터 1:5H 셀 경계 상으로 재분배된다 [5,6]. 이로 인해 셀 내부 상과 셀 경계 상 사이의 Cu 농도 차이가 증가하여 자기이방성 차이와 함께 도메인 벽 에너지 차이가 커지고, 결과적으로 도메인 벽 피닝이 강화되어 보자력이 크게 향상된다. Yan 그룹은 850 °C에서 3시간 동안 등온 시효열처리 한 후, 한 시료는 0.7 °C/min의 속도로 400 °C까지 서냉한 후 급랭(A)하고, 다른 시료는 서냉 단계 없이 상온으로 급랭(B)하여 두 시료를 비교하였다[6]. 시료 A는 30 kOe의 보자력을 나타낸 반면, 시료 B의 보자력은 3.2 kOe에 불과하여 보자력이 서냉 단계에서 비약적으로 향상됨을 확인하였다. 미세구조 관찰 결과, 두 시료의 셀 크기, 셀 경계 두께 및 라멜라상 밀도는 거의 동일하였으며, 이는 큰 보자력 차이가 셀룰러 구조의 형태학적 변화가 아니라 조성 분포의 차이에서 비롯됨을 시사한다. 특히 서냉된 시료의 1:5H 셀 경계 상 중심부 Cu 농도 peak는 약 24 at%에 달하였으며, 이는 인접한 2:17R 셀 내부 상 영역 대비 거의 3배 높은 값이었다. 따라서 서냉 과정 중 셀 경계 상 내 Cu 농도 구배가 증가하고, 도메인 벽 에너지 차이가 강화되어 인력 피닝이 증대되는 것으로 해석된다. Yang 그룹은 $\text{Sm}(\text{Co}_{0.9}\text{Fe}_{0.1}\text{Cu}_{0.08}\text{Zr}_{0.03})_{7.6}$ 자석을 사용하여, 통상적인 열처리를 거친 시료(Slowly cooled)와 동일한 열처리 이후 추가적인 열처리를 통해 810 °C에서 상온으로 급랭한 시료(Quenched)를 비교하였다[7]. Slowly cooled 시료와 Quenched 시료에서 잔류 자속 밀도와 보자력은 각각 9.82 kG/23.57 kOe, 8.80 kG/0.28 kOe로 보자력이 크게 감소했다. 두 시료의 셀 내부 상에서의 조성 변화가 거의 없었던 반면, 셀 경계 상에서의 Cu 농도 peak는 약 30 at%에서 약 13 at%로 Quenched 시료에서 급격히 감소하였다. 서냉 과정에서 1:5H/2:17R 계면에 생성되었던 격자 부합(mismatch)과 계면 변형(interfacial strain)이 추가 열처리 과정에서 제거되었고, 계면 응력장이 Cu 재분배의 구동력으로 작용한다는 메커니즘을 제안하였다. 구체적으

로, 2:17R 상에서의 Cu 화학 퍼텐셜이 더 높기 때문에 Cu는 우선 2:17R 상에서 1:5H 상으로 확산되며, 이후 1:5H 상 내부의 불균일한 Cu 분포가 Cu 퍼텐셜의 국부적 변화를 유발하여 Cu가 셀 경계 상 중심부로 더욱 집중되고, 결과적으로 가파른 농도 구배가 형성된다. 이는 강한 도메인 벽 피닝을 유도하여 결과적으로 높은 보자력을 발현시킨다. 다만 서냉 조건 역시 과도하게 설정될 경우 최적의 자기특성을 보장하지 않는다. 따라서 셀 경계 상 내 Cu 농도와 분포, 경계 상의 자기적 안정성 및 고온에서의 연화 거동을 함께 고려해야 하며, 서냉 공정은 상온 보자력 향상뿐만 아니라 고온 보자력 유지와 루프 각형성 확보를 목표로 정밀하게 설계되어야 한다.

한편, pre-aging 처리도 셀 구조와 감자 곡선 각형성 개선에 영향을 줄 수 있다. Horiuchi 그룹은 pre-aging이 최종 열처리가 완료된 자석의 셀 크기를 미세화하고 감자 곡선의 루프 각형성 및 최대 자기 에너지적 향상에 기여할 수 있음을 보고하였다[4]. 따라서 $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 계 자석의 공정 설계에서는 자기특성이 단일 열처리 변수에 의해 결정되는 것이 아니라, 용체화 처리 과정에서 초기 균질성을 확립하고, 등온 시효열처리 과정에서 셀룰러/라멜라 구조를 형성하며, 서냉 과정에서 1:5H 셀 경계 상으로의 Cu 재분배를 유도하여 강한 도메인 벽 피닝에 필요한 가파른 농도 구배를 형성하는 연계된 공정에 의해 결정됨을 고려해야 한다. 즉, 각 열처리 단계의 개별 효과뿐만 아니라 단계 간 연계 효과를 하나의 통합 공정 변수로 최적화하는 접근이 필요하다.

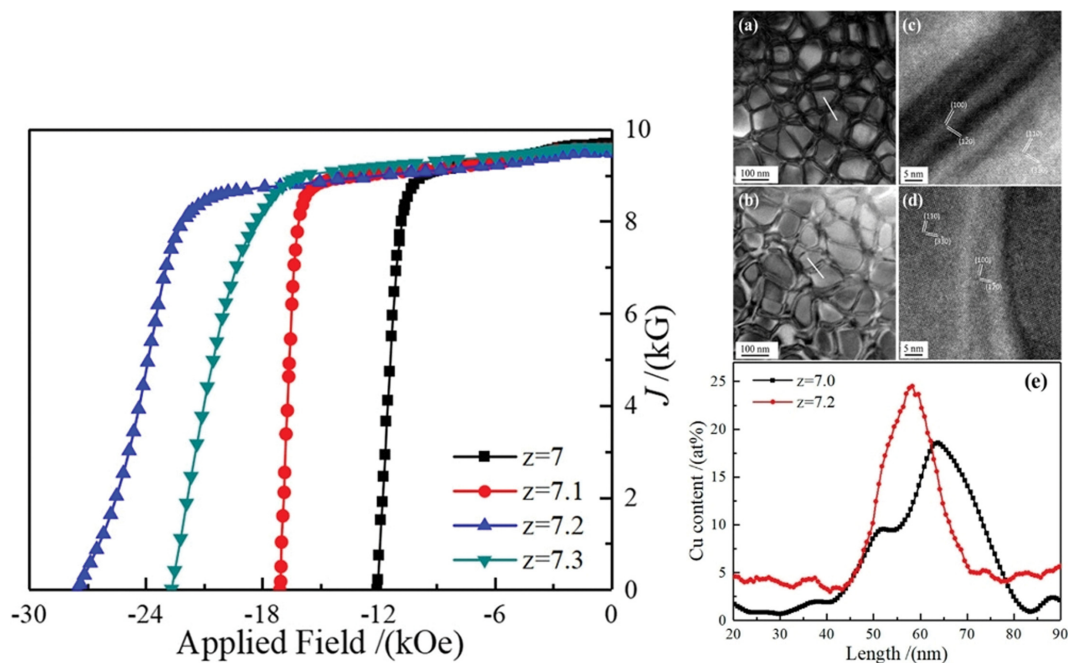
V. 주요 합금 원소의 역할

$\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 계 영구자석의 자기특성은 Sm, Co, Fe, Cu, Zr 등 주요 원소의 조성분포에 의해 결정된다. 이들 원소는 단순히 평균 조성을 변화시키는 데 그치지 않고, 열처리 과정에서 서로 다른 상으로 분배되며 셀룰러 미세구조와 보자력 메커니즘에 직접적인 영향을 미친다(Table II). 따라서 합금 원소의 역할은 공정 조성뿐만 아니라 미세구조 내 위치와 분포를 함께 고려하여 이해해야 한다.

Sm 함량은 일반적으로 조성비 z 와 관련하여 논의된다. $\text{Sm}(\text{Co,Cu,Fe,Zr})_z$ 자석에서 z 값은 Sm에 대한 전이금속 원소의 상대적 비율을 나타내며, z 값이 낮을수록 상대적으로 Sm이 풍부한 조성을 의미한다. Sm 함량이 풍부할수록 더 높은 1:5H 셀 경계 상 분율을 가질 수 있고, 그 결과 더 작고 균일한 셀 구조가 형성될 수 있다. 이를 통해 균일한 도메인 벽 피닝을 유도하여 보자력을 향상시킬 수 있다. 그러나, Sm 함량의 증가가 항상 보자력의 향상을 보장하는 것은 아니다. $\text{Sm}(\text{Co}_{0.9}\text{Fe}_{0.1}\text{Cu}_{0.09}\text{Zr}_{0.03})_z$ 합금의 $z = 7.0\sim 7.3$ 범위

Table II. Summary of the roles of alloying elements in Sm₂Co₁₇-type permanent magnets.

Element	Main Function	Issues with Improper Composition/Distribution	References
Sm	Phase stability, composition ratio control, high temperature coercivity stability	Excessive Sm or improper z values can lead to degradation of phase distribution balance	[2,16,17]
Cu	Segregation at 1:5H cell boundaries, formation of domain wall energy differences, improvement of coercivity	Excessive or broad Cu distribution may hinder the simultaneous optimization of H _{cj} and high-temperature stability	[3,6,7,16]
Fe	Improvement of saturation magnetization, remanence, maximum energy product	Excessive Fe can lead to decreased coercivity, increased soft magnetic components, and potential weak-point depinning	[18-20]
Zr	Formation of Zr-rich lamellar phase, stabilization of cellular structure, assisting in Cu redistribution	Excessive Zr can lead to the formation of abnormal 2:7 phases and potential decrease in magnetization	[10,11,13]

**Fig. 4.** (Color online) (Left) Demagnetization curves of Sm(Co_{0.9}Fe_{0.1}Cu_{0.09}Zr_{0.03})_z ($z = 7.0 \sim 7.3$) magnets at room temperature. (Right) TEM and HRTEM images of cellular structure of the Sm(Co_{0.9}Fe_{0.1}Cu_{0.09}Zr_{0.03})_z magnets with $z = 7.0$ (a, c) and $z = 7.2$ (b, d) and Cu distribution of the cell boundary phases of the Sm(Co_{0.9}Fe_{0.1}Cu_{0.09}Zr_{0.03})_z magnets with $z = 7.0$ and $z = 7.2$ (e) [17].

에서 상온 자기 특성 및 미세구조를 분석한 결과 $z = 7.2$ 에서 가장 높은 Cu 농도 peak를 보이며, 가장 우수한 자기특성을 보였다(Fig. 4)[16]. S. Liu 그룹에서는 Sm(Co_{bal}, Fe_{0.09}, Cu_{0.09}, Zr_{0.025})_z 자석에서 온도 상승에 따른 고유 보자력 곡선의 피크 변화를 관찰한 결과, 상온에서는 $z = 8.10$ 부근에서 최대값이 나타났으나, 500 °C에서는 $z = 7.14$ 이하에서 최대값이 형성되었다. 이는 고온에서 고유 보자력에 대한 최적 조성이 상온에 비해 Sm 고함량 영역으로 이동하였음을 명확히 보여주며, 고온 응용을 위한 조성 설계 기준이 상온 최적화를 위한 기준과 상이함을 의미한다[17]. J. F. Liu 그룹은 $z = 7.0, 8.5, 9.1$ 에서 라멜라 상 밀도는 거의 차이가 없고 평균 셀 크기가 각각 88, 108, 237 nm로 z 값이 낮아수록 셀 크기가 미세화되며, 보자력 온도계수 β 의 절댓값이 감소하

고, $z = 7.0$ 에서 매우 낮은 보자력 온도계수와 500 °C에서 10 kOe 이상의 보자력을 얻을 수 있음을 보고하였다[2]. 따라서, 자석의 사용 온도에 따라 Sm 함량의 적절한 제어를 통해 셀의 미세화와 셀 경계 상에서의 유리한 Cu 농도 구배를 동시에 구현하는 것이 중요하다.

Cu는 Sm₂Co₁₇계 자석의 보자력 발현에서 가장 핵심적인 원소이다. Cu는 열처리 과정에서 1:5H 셀 경계 상으로 우선적으로 편석되며, 이로 인해 2:17R 셀 내부 상과 1:5H 셀 경계 상 사이의 도메인 벽 에너지 차이가 증가한다[3,6,7]. 앞서 논의한 바와 같이, Cu 조성이 높은 1:5H 셀 경계 상은 2:17R 셀 내부 상에 대하여 자기적 불연속성을 형성하며, 도메인 벽의 이동을 억제함으로써 보자력을 발현시킨다. 따라서 Cu의 총 함량뿐만 아니라, 셀 경계 상에서의 분포 형태와 농도 구

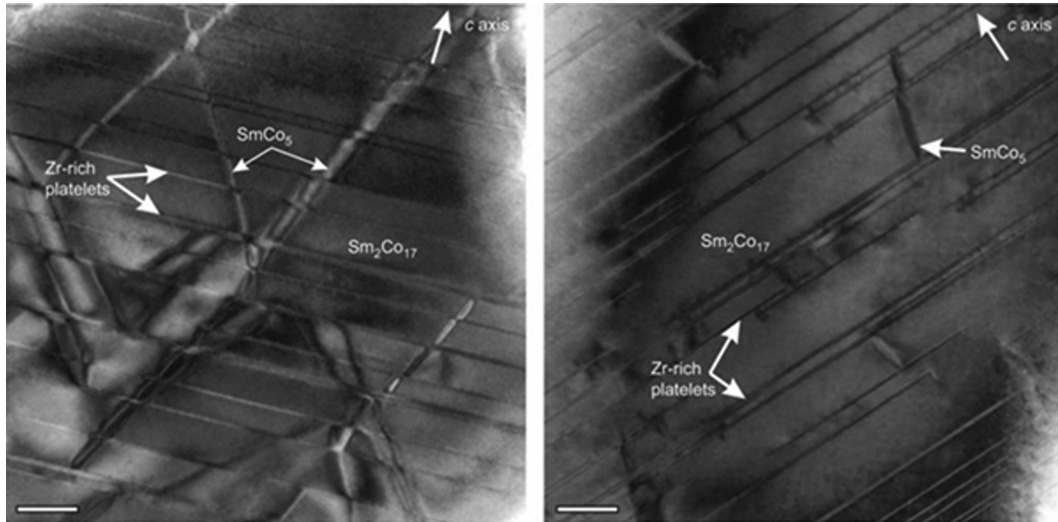


Fig. 5. TEM images showing the effect of Fe content on the morphology of the 1:5H cell-boundary phase in $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ magnets. A well-developed diamond-shaped cell structure with cell boundary (SmCo_5) network is observed in the lower-Fe specimen, while the higher-Fe specimen lacks the characteristic cell structure with only a few isolated facets of 1:5 cells [20].

배 또한 보자력에 결정적인 영향을 미친다. 다만 Cu 함량이나 Cu 농도 구배를 단순히 극대화하는 것이 항상 바람직한 것은 아니다. Wang의 보고에 따르면, $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_{0.1}\text{Cu}_{0.09}\text{Zr}_{0.03})_{7.2}$ 자석을 각각 420 °C 및 830 °C에서 급랭한 후, Cu 분포를 분석한 결과, 830 °C에서 급랭한 시편은 420 °C에서 급랭한 시편에 비해 셀 경계 상에서의 Cu 농도가 더 낮고 Cu 분포가 더 넓게 나타났다. 이러한 넓은 Cu 분포는 보자력 온도계수 β 를 $-0.134\%/^{\circ}\text{C}$ 에서 약 $-0.113\%/^{\circ}\text{C}$ 로 감소시켜 보자력의 온도 의존성을 완화하였으나, 셀 경계 상에서의 Cu 조성이 낮아짐에 따라 전체 보자력은 동시에 감소하였다. 이는 높은 보자력과 낮은 보자력 온도계수 β 가 동일한 Cu 분포 조건에서 동시에 최적화되지 않을 수 있음을 의미한다[17].

Fe는 포화자화와 잔류 자속밀도를 향상시키는 중요한 원소이다. Peng 그룹은 Fe 함량 증가가 B_r 및 $(\text{BH})_{\text{max}}$ 향상에 기여하지만, 특정 Fe 함량 이후에는 보자력이 감소할 수 있음을 보고하였다[18]. Guo의 보고에서도 Fe 함량이 증가하면 상온 B_r 와 $(\text{BH})_{\text{max}}$ 는 증가 후 감소하며, 낮은 Fe 함량에서 보자력 온도계수의 절댓값이 작아져 고온 안정성에 유리함을 보였다[19]. 또한 Duerrschabel 그룹은 Fe 함량이 연속적인 다이아몬드 형태를 가지는 1:5H 셀 경계 상의 형성과 도메인 벽 피닝 자리의 밀도 및 강도에 영향을 준다고 설명하였다(Fig. 5). 이들은 실제 보자력이 이상적인 평면 계면의 평균 피닝 강도보다 2:17R의 가장자리와 1:5H 경계 상 및 Z phase의 교차점과 같이 취약점으로 작용하는 국부적 미세 구조 불연속성 영역에서의 디피닝(depining)에 의해 지배될 수 있음을 보고하였다[20].

Zr은 Zr-rich 라멜라상 형성과 셀룰러 미세구조 안정화에

중요한 원소이다. Zr 함량이 증가함에 따라 라멜라상 분율과 셀 구조가 변화하며, 적정 함량 범위에서는 높은 보자력을 확보할 수 있다. 반면, Zr이 과도하게 첨가될 경우, 2:7R 상과 같은 이차상이 형성되어 보자력이 감소할 수 있으며, 비자성 또는 연자성 상의 분율 증가로 인해 포화자화 M_s 또한 저하될 수 있다[10]. 또한 Zr-free 조성에서는 충분한 Cu가 있더라도 셀룰러 구조가 불안정하게 성장하거나 붕괴될 수 있지만, 이에 비해 Zr-rich 라멜라상은 셀 구조를 안정화시키고 Cu의 재분배를 위한 확산 경로를 제공함으로써 보자력 향상에 기여한다[11].

VI. 고온용 $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 계 자석의 설계 방향

$\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 계 자석은 고온용 영구자석으로서 우수한 장점을 갖지만, 실제 응용을 위해서는 단일 특성의 극대화보다 여러 성능 지표의 균형이 중요하다. 상온 보자력이 높더라도 고온에서 급격히 감소하거나, 루프 각형성이 낮고 최대 자기 에너지적이 충분하지 않으면 실제 고온 구동 시스템에 적용하기 어렵다. 따라서 $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 계 자석의 설계에서는 보자력, 잔류 자속밀도, 최대 자기 에너지적, 보자력 온도계수, 루프 각형성 및 Knee field 등을 종합적으로 고려해야 한다[4,13,15].

첫번째로, 셀 경계 상의 연속성과 조성 균일성을 확보해야 한다. 1:5H 셀 경계 상이 불연속적으로 형성되거나 Cu 분포가 불균일하면 도메인 벽 피닝이 국부적으로 약화되고, 이는 전체 자석의 보자력 및 루프 각형성 저하로 이어질 수 있다[3,13]. 두번째로, Cu 편석은 충분하되 과도하지 않게 제어해야 한다. Cu 농도 구배는 보자력 향상에 필수적이지만, 과도

한 Cu 조성 또는 부적절한 Cu 분포는 고온 보자력 유지와 각형성에 불리하게 작용할 수 있다[7,16]. 세번째로, 높은 Fe 조성과 보자력 유지 사이의 균형이 필요하다. Fe는 잔류 자속밀도와 최대 자기 에너지적 향상에 기여하지만, 과도한 Fe는 미세구조 균일성을 저해하거나 취약점/결함 영역에서 디피닝을 유발하여 보자력 저하를 초래할 수 있다[17-19]. 마지막으로, Zr 함량과 라멜라상 밀도는 Cu 재분배 및 셀 구조 안정화와 연결되므로, Zr 함량을 조절할 때에는 보자력뿐만 아니라 라멜라상 과다 형성 및 이차상 생성 가능성도 함께 고려해야 한다[10,11,13].

결국 고온용 Sm₂Co₁₇계 영구자석의 우수한 자기적 특성 확보를 위해서는 특정 원소의 단순 첨가 또는 단일 열처리 조건의 최적화만으로는 한계가 있으며, 조성 및 열처리 공정 설계를 기반으로 셀룰러 미세구조, 셀 경계 상의 화학조성, 도메인 벽 피닝 메커니즘을 통합적으로 제어하는 전략이 요구된다.

VII. 결 론

Sm₂Co₁₇계 영구자석은 높은 큐리 온도와 우수한 고온 자기 안정성을 바탕으로 Nd-Fe-B계 자석이 적용되기 어려운 고온 환경에서 중요한 후보 소재로 평가된다. 그러나 Nd-Fe-B계 자석에 비해 낮은 최대 자기 에너지적과 잔류 자속밀도는 여전히 개선이 필요한 부분이며, 이를 위해서는 미세구조와 조성의 정밀 제어가 필수적이다.

Sm₂Co₁₇계 자석의 보자력은 2:17R 셀 내부 상, 1:5H 셀 경계 상 및 Zr-rich 라멜라상으로 구성된 셀룰러/라멜라 미세구조와 밀접하게 관련되어 있다. 특히 열처리 중 1:5H 셀 경계 상으로 편석되는 Cu는 셀 내부 상과 셀 경계 상 사이의 도메인 벽 에너지 차이를 유도하며, 이를 통해 강한 도메인 벽 피닝과 높은 보자력이 발현된다. 따라서 Sm₂Co₁₇계 자석의 자기특성은 평균 조성만으로 설명될 수 없으며, 열처리에 의해 형성되는 국부 조성 구배와 계면 구조를 함께 고려해야 한다.

용체화 처리, 등은 시효열처리 및 서냉 공정은 각각 초기 균질화, 셀룰러 미세구조 형성, Cu 재분배 및 도메인 벽 피닝 능력 확보에 중요한 역할을 한다. 또한 Sm, Cu, Fe, Zr 등 주요 원소는 상 안정성, 자화, 보자력, 라멜라상 형성 및 고온 안정성에 서로 다른 방식으로 기여한다. 따라서 고성능 Sm₂Co₁₇계 영구자석의 설계는 특정 원소나 공정 조건의 단독 최적화가 아니라, 조성-열처리-미세구조-자기특성 간 상관관계를 통합적으로 고려하는 방향으로 이루어져야 한다.

향후 Sm₂Co₁₇계 자석 연구에서는 상온 보자력의 극대화뿐만 아니라 고온에서의 보자력 유지, 루프 각형성, Knee

field 및 장기 열적 안정성을 함께 고려한 설계가 더욱 중요해질 것이다. 이를 위해서는 원자 수준의 조성 분석, 계면 구조 해석, 자구 거동 관찰 및 다중 물성 평가를 결합한 연구가 필요하며, 이러한 접근은 고온용 Sm₂Co₁₇계 영구자석의 실용적 성능 향상에 기여할 수 있을 것으로 기대된다.

Acknowledgment

This research was financially supported by the Technology Innovation Program (Domestic technology development of high grade of RE permanent magnet with over then (BH)max+Hcj=75) (No. 20022589) funded By the Ministry of Trade, Industry and Energy (MOTIE, Korea). This research was also supported by Basic Science Research Capacity Enhancement Project through Korea Basic Science Institute (National research Facilities and Equipment Center) grant funded by the Ministry of Education. (grant No. 2019R1A6C1010024).

References

- [1] D. Goll, H. Kronmuller, and H. H. Stadelmaier, *J. Appl. Phys.* **96**, 6534 (2004).
- [2] J. F. Liu, Y. Zhang, D. Dimitrov, and G. C. Hadjipanayis, *J. Appl. Phys.* **85**, 2800 (1999).
- [3] H. Sepehri-Amin, J. Thielsch, J. Fischbacher, T. Ohkubo, T. Schrefl, O. Gutfleisch, and K. Hono, *Acta Mater.* **126**, 1 (2017).
- [4] Y. Horiuchi, M. Hagiwara, K. Okamoto, T. Kobayashi, M. Endo, T. Kobayashi, N. Sanada, and S. Sakurada, *Mater. Trans.* **55**, 482 (2014).
- [5] O. Gutfleisch, K.-H. Muller, K. Khlopkov, M. Wolf, A. Yan, R. Schafer, T. Gemming, and L. Schultz, *Acta Mater.* **54**, 997 (2006).
- [6] A. Yan, O. Gutfleisch, A. Handstein, T. Gemming, and K.-H. Muller, *J. Appl. Phys.* **93**, 7975 (2003).
- [7] L. Yang, S. Zuo, C. Guan, Z. Liu, M. Hu, D. Kang, M. Zhao, B. Liu, J. Liu, Y. Peng, and C. Jiang, *Acta Mater.* **264**, 119580 (2024).
- [8] S. Park, S. Kim, C. Seol, K. Lee, K.-H. Bae, and T.-H. Kim, *J. Korean Magn. Soc.* **34**, 77 (2024).
- [9] S. Liu, J. Yang, G. Doyle, G. Potts, and G. Edward Kuhl, *J. Appl. Phys.* **87**, 6728 (2000).
- [10] W. Tang, Y. Zhang, and G. C. Hadjipanayis, *J. Appl. Phys.* **87**, 399 (2000).
- [11] W. Tang, Y. Zhang, G. C. Hadjipanayis, and H. Kronmuller, *J. Appl. Phys.* **87**, 5308 (2000).
- [12] D. Goll, I. Kleinschroth, W. Sigle, and H. Kronmuller, *Appl. Phys. Lett.* **76**, 1054 (2000).

- [13] S. Wang, Y. Fang, C. Wang, L. Wang, M. Zhu, W. Li, and G. C. Hadjipanayis, *J. Magn. Magn. Mater.* **510**, 116942 (2020).
- [14] W. Sun, M. Zhu, Y. Fang, Z. Guo, and W. Li, *Rare Met.* **41**, 4230 (2022).
- [15] W. Sun, M. Zhu, Z. Guo, Y. Fang, and W. Li, *Physica B Condens. Matter* **476**, 154 (2015).
- [16] C. Wang, N. Yu, M. Zhu, Y. Fang, S. Wang, and W. Li, *AIP Adv.* **9**, 125237 (2019).
- [17] S. Liu, G. Potts, G. Doyle, J. Yang, G. Edward Kuhl, C. Chen, M. S. Walmer, and M. H. Walmer, *IEEE Trans. Magn.* **36**, 5, 3297 (2000).
- [18] L. Peng, Q. Yang, H. Zhang, G. Xu, M. Zhang, and J. Wang, *Rare Earths* **26**, 3, 378 (2008).
- [19] Z. H. Guo, W. Pan, and W. Li, *J. Magn. Magn. Mater.* **303**, 396 (2006).
- [20] M. Duerrschabel, M. Yi, K. Uestuener, M. Liesegang, M. Katter, H.-J. Kleebe, B. Xu, O. Gutfleisch, and L. Molina-Luna, *Nat. Commun.* **8**, 54 (2017).