

Influence of Melt-Spinning Wheel Speed on the Microstructure and Magnetic Properties of Nd-Fe-B Hot-Deformed Magnets

Sehoon Seo^{1,2}, Seongjun Yun¹, Sumin Kim¹, Tae-Hoon Kim¹,
Jong Wook Roh^{2*}, Hee-Ryoung Cha^{1*}, and Jung-Goo Lee¹

¹Nano Materials Division, Korea Institute of Materials Science, Changwon 51508, Republic of Korea

²Department of Hydrogen and Renewable Energy, Kyungpook National University, Daegu 41556, Republic of Korea

(Received 20 May 2026, Received in final form 17 June 2026, Accepted 17 June 2026)

This study systematically investigated the effect of the amorphization degree of melt-spun ribbon precursors, controlled by wheel speed (20, 30, and 40 m/s), on the microstructure and magnetic properties of hot-deformed Nd-Fe-B magnets. Ribbons produced at 30 and 40 m/s exhibited a fully amorphous structure, whereas the 20 m/s ribbon showed partial crystallization due to its lower cooling rate. After hot pressing, the magnet prepared from the 20 m/s ribbon developed fine platelet-shaped grains with a high aspect ratio, while increasing wheel speed resulted in larger grains with lower aspect ratios. Following die upsetting, the magnet prepared from the 20 m/s ribbon exhibited well-aligned platelet grains with their c-axis parallel to the pressing direction, achieving a high remanence of 13.7 kG. In contrast, the magnet prepared from the 40 m/s ribbon showed insufficient grain alignment and a lower remanence of 9.2 kG. These results demonstrate that the degree of amorphization of ribbon precursors plays a critical role in controlling grain morphology and texture development, and that an appropriate amorphization level is essential for achieving high-remanence hot-deformed Nd-Fe-B magnets.

Keywords : Nd-Fe-B, hot-deformation, melt-spinning, wheel speed

용융방사 공정의 휠 속도가 Nd-Fe-B 열간 변형 자석의 미세구조 및 자기적 특성에 미치는 영향

서세훈^{1,2} · 윤성준¹ · 김수민¹ · 김태훈¹ · 노종욱^{2*} · 차희령^{1*} · 이정구¹

¹한국재료연구원 나노재료연구본부, 경남 창원시 성산구 창원대로 797, 51508

²경북대학교 수소 및 신재생에너지학과, 대구광역시 북구 대학로 80, 41566

(2026년 5월 20일 받음, 2026년 6월 17일 최종수정본 받음, 2026년 6월 17일 게재확정)

본 연구에서는 용융방사 공정에서 휠 속도(20, 30 및 40 m/s)를 제어하여 비정질화 정도가 서로 다른 리본 전구체를 제조하고, 이를 이용하여 제조된 열간변형 자석의 미세구조 및 자기 특성을 분석하였다. 휠 속도 30 및 40 m/s 조건에서 제조된 리본은 완전한 비정질 구조를 나타낸 반면, 20 m/s 조건에서는 상대적으로 낮은 냉각속도로 인해 국부적인 결정화가 관찰되었다. 핫프레스 공정 이후, 20 m/s 조건의 리본으로 제조된 자석에서는 미세하고 종횡비가 큰 판상 결정립이 형성되었으며, 휠 속도가 증가할수록 결정립 크기는 증가하고 종횡비는 감소하는 경향을 보였다. 다이업셋 공정을 통해 제조된 이방성 자석에서 20 m/s 리본을 사용한 자석은 판상 결정립의 c축이 가압 방향과 평행하게 배향되어 13.7 kG의 높은 잔류자속밀도를 나타내었다. 반면, 40 m/s 조건의 리본을 사용한 자석은 다이업셋 이후에도 낮은 종횡비와 불충분한 결정립 배향을 나타내었으며, 그 결과 9.2 kG의 낮은 잔류자속밀도를 나타내었다. 이러한 결과는 리본 전구체의 비정질화 정도가 결정립 형상과 결정립 배향을 제어하는 핵심 인자이며, 높은 잔류자속밀도를 갖는 열간변형 Nd-Fe-B 자석을 제조하기 위해서는 적정 수준의 비정질화 제어가 중요함을 보여준다.

주제어 : Nd-Fe-B, 열간변형, 용융방사, 휠 속도

I. 서 론

Nd-Fe-B계 영구자석은 현재까지 개발된 영구자석 소재 중 가장 우수한 자기적 특성을 지니며[1], 전기자동차, 풍력 발전기, 로봇, 고효율 전자기기 등 다양한 첨단 산업 분야의 핵심 소재로 활용되고 있다[2,3]. 그러나 내열 특성이 취약하여 고온 환경에 노출될 경우 자력이 쉽게 감소하여, 전기자동차 구동모터 및 풍력 발전기와 같이 고온에서 동작하는 응용 분야에서는 높은 보자력이 요구된다. 현재 Nd-Fe-B계 영구자석의 보자력 향상을 위해 Dy, Tb와 같은 중희토류 원소가 필수적으로 사용되고 있다. 그러나, 이들 원소는 수급 불안정성과 높은 가격 문제로 인해 사용량을 최소화하거나 대체할 수 있는 기술 개발이 요구되고 있다[4-6]. 중희토류 사용을 줄이면서도 보자력을 향상시키는 방법으로 결정립 미세화와 결정립 계면제어가 있다. 결정립 크기가 단자구(single-domain) 크기 수준까지 미세화될 경우, 자화반전 기구가 자벽 이동(domain wall motion)에서 스핀 일체 회전(coherent rotation)으로 전환되어 보자력이 크게 증가할 수 있다. 이때 인접 결정립 간의 자기적 결합을 억제하기 위해 자기적 분리(magnetic decoupling)가 효과적으로 이루어져야 하며, 이를 위해 Nd-rich 입계상은 높은 희토류 함량과 낮은 Fe/Co 함량을 가지면서 결정립계를 따라 연속적이고 충분한 두께로 형성되어야 한다[7-9].

한편, 자석의 결정립 미세화를 위한 방법 중 하나로 용융방사(melt-spinning) 공정이 있다. 이 공정은 합금을 녹는점 이상으로 가열하여 용융상태로 만든 후, 미세 노즐을 통해 용탕을 고속으로 회전하는 휠 표면에 분사하여 급속 응고시키는 방법으로, 이를 통해 연속적인 리본 형태의 소재를 제조할 수 있으며, 나노결정질 또는 비정질 조직을 효과적으로 형성할 수 있다. 그러나 이러한 리본은 본질적으로 등방성 구조를 가지므로, 이방성 자석으로 제조하기 위해서는 열간변형(hot deformation) 공정이 필요하다. 열간변형 공정은 수십 나노미터 크기 결정립을 갖는 용융방사 리본을 전구체로 이용하여, 이를 통해 최종 자석의 결정립 크기를 수백 나노미터 수준으로 유지할 수 있어 기존 소결자석 대비 약 1/10 수준의 미세조직을 구현할 수 있다[10,11]. 열간변형 과정에서 초기 등축형 나노결정립은 c-plane 방향을 따라 성장하여 판상 구조를 형성함과 동시에, 자석에 가해지는 외부 변형 응력과 액상 입계상의 존재에 의해 입계 슬라이딩(grain boundary sliding)이 촉진된다. 이로 인해 결정립의 c-축이 가압 방향과 평행하게 정렬되어, 최종적으로 높은 이방성을 갖는 자석으로 제조된다[10,11]. 이러한 열간변형 공정에서 초기 리본 분말의 미세구조 및 조성은 최종 자석의 자기적 특성을 결정하는 핵심 요소이다[12]. 최근에는 기존의 나노결정질 리본 대신

비정질 리본을 전구체로 사용하는 연구가 보고되고 있으며, 이를 통해 보자력과 잔류자속밀도 향상이 가능함이 확인되었다. Tang et al.[5]는 나노결정질 및 비정질 리본으로 제조된 Nd-Fe-B계 열간변형 자석을 비교 분석한 결과, 비정질 전구체를 사용할 경우 입계 영역에서 희토류 농도가 증가하여 자기적 분리 효과가 강화되고, 이에 따라 보자력이 향상됨을 보고하였다. 또한, Kim et al.[13]은 Nd의 30%가 Ce로 치환된 조성에서 비정질 전구체를 사용함으로써 입계 조성이 개선되고, Ce 치환 자석에서 필연적으로 형성되는 (Nd,Ce)Fe₂ 상의 생성을 효과적으로 억제할 수 있음을 보고하였다. 이러한 미세조직 제어를 통해 보자력뿐만 아니라 잔류자속밀도 또한 크게 향상되었으며, 이는 Ce 고함량 조성에서도 유효함이 확인되었다[14].

그러나 기존 연구들은 주로 나노결정질 리본과 비정질 리본 간의 비교를 통해 비정질 리본을 사용하였을 때 나타나는 미세조직 및 자기적 특성 향상 효과에 초점을 맞추고 있으며, 비정질 리본 자체의 초기 미세구조적 차이에 따른 영향에 대해서는 충분히 다루어지지 않았다. 특히, 비정질 리본은 냉각 속도에 따라 원자의 단거리 질서(short-range order), 나노 클러스터 밀도, 내부 에너지 상태 등이 달라질 수 있으며[12, 15-18], 이러한 초기 미세구조 및 열역학적 상태 차이는 후속 열간변형 공정에서의 결정화 거동 및 미세조직 발달에 중요한 영향을 미칠 수 있다. 그럼에도 불구하고, 용융방사 공정 조건에 의해 형성된 초기 비정질 리본의 미세구조적 차이가 핫프레스(hot-press) 및 다이업셋(die-upset) 공정에서의 미세조직 형성과 자기 특성에 미치는 영향에 대해서는 아직 체계적인 연구가 부족한 실정이다.

따라서 본 연구에서는 용융방사 공정의 휠 속도를 제어하여 서로 다른 냉각 조건에서 제조된 비정질 리본이 핫프레스 및 다이업셋 공정을 거쳐 형성되는 자석의 미세구조 및 자기 특성에 미치는 영향을 체계적으로 분석하고자 하였다.

II. 실험 방법

아크멜팅(arc melting) 공정을 통해 Nd_{13.6}Fe_{75.7}Co_{4.5}Ga_{0.6}B_{5.6} (at.%) 조성의 합금 잉곳을 제조하였으며, 제조된 합금은 단일 롤러 용융방사(single-roller melt spinning) 공정을 이용하여 급랭 리본으로 제조하였다. 용융방사 공정의 냉각 속도가 초기 리본 및 열간변형 자석의 미세구조에 미치는 영향을 조사하기 위해 휠 속도를 20, 30 및 40 m/s로 각각 제어하였다. 제조된 리본은 유발을 이용하여 기계적으로 분쇄하였으며, 체가름 과정을 거쳐 125~300 μm 크기의 분말을 선별하여 실험에 사용하였다. 제조된 분말은 내경이 6.7 mm의 흑연 몰드에 충전한 후 진공챔버에 장착하였으며, 챔버는 2×10^{-5} torr

이하의 고잔공 분위기를 유지하였다. 이후 시편을 700 °C까지 가열한 뒤 100 MPa 압력으로 10분간 가압하여 완전 치밀화된 핫프레스 자석을 제조하였다. 제조된 핫프레스 자석은 동일 온도인 700 °C에서 변형률 $\varepsilon = 1.5 (\varepsilon = \ln(h_0/h))$; h_0 : 초기 시료 높이; h : 변형 후 시편 높이), 변형속도 0.1 s⁻¹ 조건으로 다이업셋(die-upset) 공정을 거쳐, 약 77%의 높이 감소를 달성하였다.

제조된 리본의 상분석은 X-ray diffraction(XRD, SmartLab)을 이용하여 수행하였으며, 결정화 온도는 아르곤 분위기에서 differential scanning calorimeter(DSC, Labsys™ TG)를 사용하여 10 °C/min의 승온 속도로 측정하였다. 제조된 핫프레스 자석과 다이업셋 자석의 자기 특성은 5 T 펄스 자기장을 인가하여 착자한 후 각각 B-H tracer(Permagraph C300) 및 vibrating sample magnetometer(VSM, MicroSense EZ9)를 이용하여 측정하였다. 또한 리본 및 자석의 미세조직은 field emission scanning electron microscopy(FE-SEM, JIB-4601F)을 사용하여 관찰하였다. 평균 결정립 크기는 FE-SEM 이미지를 이용하여 ImageJ 소프트웨어를 통해 30개의 결정립을 측정한 후 평균값으로 산출하였다. 핫프레스 및 다이업셋 자석의 밀도는 아르키메데스법을 이용하여 측정하였으며, 침지 매질로 자일렌(xylene)을 사용하였다.

III. 결과 및 고찰

Fig. 1(a)는 휠 속도 20, 30 및 40 m/s에서 제조된 리본의 XRD 패턴을 나타낸다. 모든 리본에서 비정질 재료의 특징인 broad halo 피크가 관찰되었으며, 뚜렷하고 강도가 높은 결정질 피크는 관찰되지 않았다. 다만 20 m/s 조건의 리본에서는 halo 피크 위에 약한 추가 회절 피크가 관찰되었다. 이는 용융방사 공정 중 상대적으로 낮은 냉각 속도로 인해 국소 영역에서 부분적인 결정화가 발생한 결과로 판단된다[12]. Fig. 1(b)는 휠 속도 20, 30 및 40 m/s 에서 제조된 리본의

DSC 곡선을 나타낸다. 휠 속도가 20 m/s에서 30 m/s, 40 m/s로 증가함에 따라, 결정화 온도(T_c)는 각각 575 °C, 582 °C, 587 °C로 점차 고온 측으로 이동하는 경향을 보였다. 이러한 결정화 온도의 증가는 휠 속도 증가에 따른 냉각 속도 향상으로 비정질도가 증가하고, 이에 따라 비정질상의 열적 안정성이 향상되어 결정화를 유도하기 위해 더 높은 열에너지가 요구되기 때문으로 판단된다. 반면, 20 m/s의 상대적으로 낮은 휠 속도에서 제조된 리본은 30 및 40 m/s 리본과 비교하여 결정화 발열 피크의 높이가 현저하게 낮게 나타났다. 이는 20 m/s 리본 내에 일부 미세 결정질 상이 형성되었음을 시사한다. 냉각 과정에서 부분적인 결정화가 발생함에 따라 리본 내에 잔존하는 비정질상의 부피 분율이 감소하였으며, 이로 인해 DSC 측정 중 결정화 과정에서 방출되는 잠열이 감소하여 발열 피크의 높이가 낮아진 것으로 판단된다. 이러한 결과는 XRD 분석에서 관찰된 약한 결정질 회절 피크와도 잘 일치한다.

Fig. 2는 서로 다른 휠 속도로 제조된 리본의 파단면 SEM 이미지와 리본 두께 변화를 나타낸다. 휠 속도가 20, 30 및 40 m/s로 증가함에 따라 리본 두께는 각각 약 20.8 μ m, 15.9 μ m 및 10.1 μ m로 감소하였다(Fig. 2(a~c)). 이는 휠 속도가 증가할수록 용탕이 휠 표면에서 더 빠르게 인출 및 연신되어 응고 전에 더 얇은 리본이 형성되기 때문이다[19,20]. 이러한 리본의 두께 감소는 제조된 리본의 냉각 속도를 증가시킬 수 있으며, 일반적으로 휠 접촉 표면에 비해 자유 표면에서 낮은 냉각 속도가 나타난다. Fig. 2(a)에서 휠 속도 20 m/s로 제조된 리본은 대부분 비정질 기지로 구성되어 있으나, 자유 표면 부근에서 국부적인 결정질 영역이 관찰되었다. 자유 표면에서의 상대적으로 낮은 냉각 속도로 인해 부분 결정화가 발생한 결과로 해석되며, 이는 Fig. 1의 XRD 및 DSC 결과와도 일치한다. 반면 30 m/s(Fig. 2(b)) 및 40 m/s(Fig. 2(c)) 리본은 단면 전체에서 균일한 비정질 구조를 나타내었으며, 이 결과는 휠 속도 증가에 따른 냉각 속도 향상으로

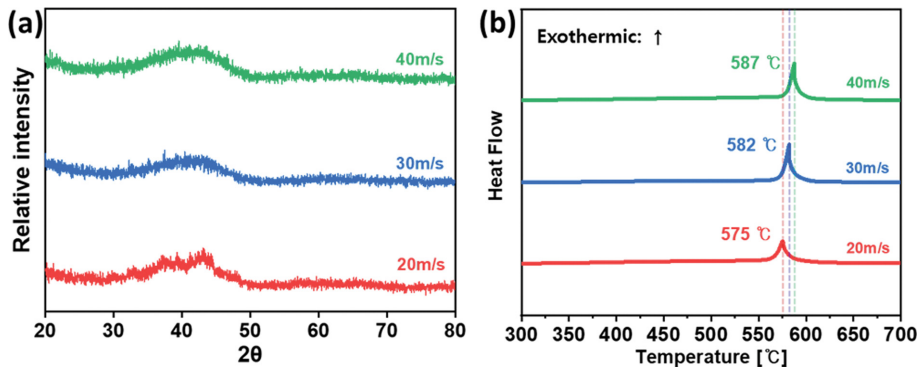


Fig. 1. (Color online) (a) XRD patterns and (b) DSC curves of Nd-Fe-B ribbons prepared at different wheel speeds.

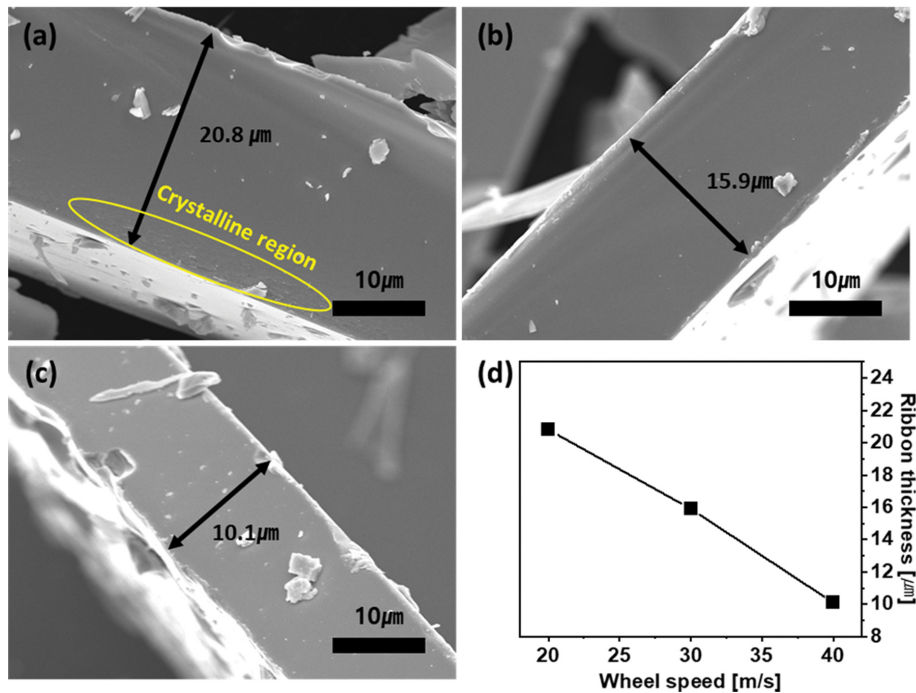


Fig. 2. (Color online) Cross-sectional SEM images of Nd-Fe-B ribbons prepared at wheel speeds of (a) 20 m/s, (b) 30 m/s, and (c) 40 m/s. (d) Dependence of ribbon thickness on wheel speed.

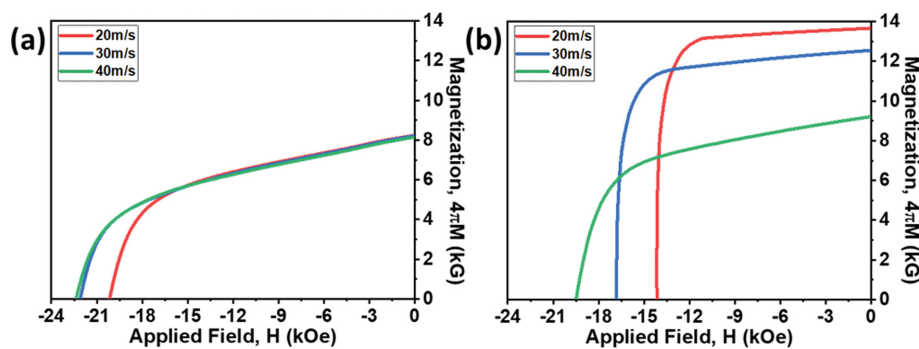


Fig. 3. (Color online) Demagnetization curves of (a) hot-press (HP) and (b) die-upset (DU) magnets prepared from melt-spun ribbons produced at different wheel speeds.

Table I. Magnetic properties and densities of HP and DU magnets prepared from melt-spun ribbons produced at different wheel speeds.

Wheel speed	HP magnets			DU magnets		
	Remanence [B _r , kG]	Coercivity [H _c , kOe]	Density [g/cm ³]	Remanence [B _r , kG]	Coercivity [H _c , kOe]	Density [g/cm ³]
20 m/s	8.3	20.2	7.58	13.7	14.2	7.59
30 m/s	8.2	22.1	7.57	12.6	16.9	7.59
40 m/s	8.2	22.4	7.57	9.2	19.5	7.59

결정화가 효과적으로 억제되었음을 보여준다.

제조된 분말은 핫프레스 및 다이업셋 공정을 거쳐 이방성 자석으로 제조되었다. 다이업셋 후 자석의 밀도는 7.59 g/cm³로 측정되었으며, 이를 통해 자석의 충분한 치밀화가 이루어졌음을 확인하였다. Fig. 3은 휠 속도 20, 30 및 40 m/s에

서 제조된 리본을 이용하여 제작한 핫프레스 자석과 다이업셋 자석의 감자곡선을 나타내며, 각 자석의 밀도 및 자기적 특성은 Table I에 정리하였다. Fig. 3(a)는 핫프레스 자석의 감자곡선을 나타낸 것이다. 휠 속도 20 m/s 리본으로 제조된 자석의 잔류자속밀도는 8.3 kG이며, 30 및 40 m/s 리본으로

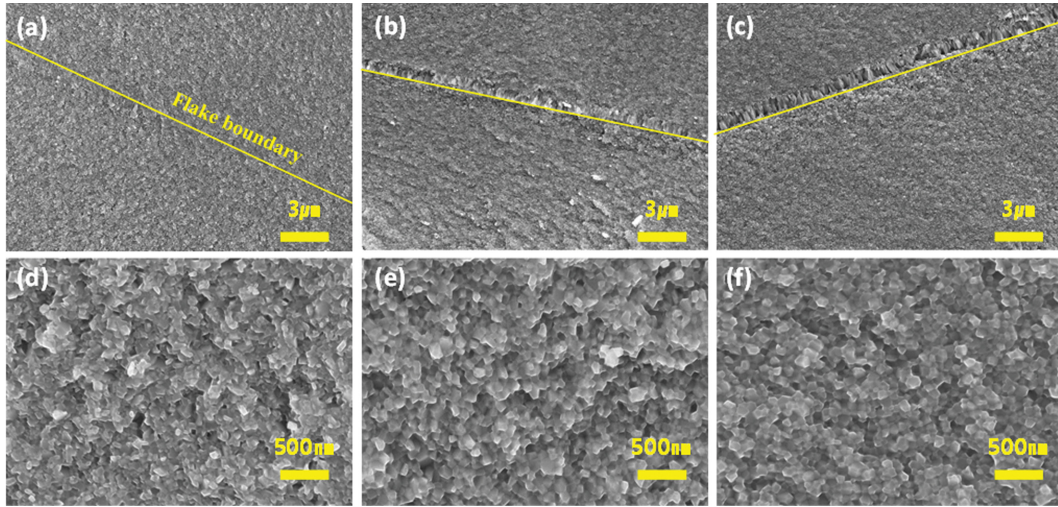


Fig. 4. (Color online) (a~c) Low- and (d~f) high magnification fracture surface SEM images of HP magnets prepared from melt-spun ribbons produced at different wheel speeds: (a, d) 20 m/s, (b, e) 30 m/s, and (c, f) 40 m/s.

제조된 자석의 잔류자속밀도는 각각 8.2 kG로, 세 시편 모두 유사한 값을 나타내었다. 잔류자속밀도는 자석의 조성, 밀도, 자성상 분율 및 결정립 배향도와 밀접한 관련이 있으며, 조성과 밀도가 동일한 경우 결정립 배향도에 의해 크게 좌우된다. 핫프레스 자석은 결정립의 자화 용이축이 무작위로 배향된 등방성 구조를 가지므로, 포화자화의 약 절반 수준의 낮은 잔류자속밀도를 나타내며 이는 일반적인 Nd-Fe-B계 자석의 특성과 일치한다. 반면 보자력은 휠 속도에 따라 뚜렷한 차이를 보였다. 20 m/s 리본으로 제조된 핫프레스 자석은 약 20.2 kOe의 보자력을 나타낸 반면, 30 및 40 m/s 리본으로 제조된 자석은 각각 22.1 kOe 및 22.4 kOe를 나타내었다. 이는 20 m/s 조건에서 제조된 리본 기반 자석 대비 보자력이 향상된 결과이다. 이러한 보자력 차이는 초기 리본의 미세구조 차이와 밀접한 관련이 있는 것으로 판단된다. 서론에서 언급한 바와 같이, 비정질 리본 기반 자석은 결정질 리본 기반 자석에 비해 결정립계의 RE-rich 상에서 희토류 원소 농도가 증가하고 Fe 및 Co와 같은 강자성 원소의 농도는 감소하는 것으로 보고되었다[5]. 이러한 입계 내 강자성 원소 농도 감소는 인접 결정립 간 자기적 결합을 약화시켜 보자력 향상에 기여하는 것으로 알려져 있다[5]. 따라서 휠 속도에 따른 비정질화 정도의 차이는 입계상 조성 변화를 유도할 수 있으며, 이로 인해 보자력 변화가 발생한 것으로 판단된다.

Fig. 3(b)는 다이업셋 후 자석의 감자곡선을 나타낸다. 다이업셋 이후 모든 시편에서 보자력은 감소하고 잔류자속밀도는 증가하는 경향을 보였다. 이는 변형 과정에서 자석 내부 결정립의 자화 용이축이 가압 방향으로 정렬되었기 때문이다. 그러나 초기 휠 속도에 따라 보자력 감소 및 잔류자

속밀도 증가의 정도에는 차이가 나타났다. 20 m/s 리본으로 제조된 다이업셋 자석은 13.7 kG의 가장 높은 잔류자속밀도를 나타냈으나 보자력은 14.2 kOe로 가장 낮았다. 반면 40 m/s 리본으로 제조된 다이업셋 자석은 9.2 kG의 낮은 잔류자속밀도를 보였으나 보자력은 19.5 kOe로 가장 높게 나타났다. 30 m/s 리본으로 제조된 시편은 12.6 kG의 잔류자속밀도와 16.9 kOe의 보자력을 나타내어 중간 수준의 특성을 보였다.

핫프레스 및 다이업셋 자석의 자기적 특성 변화를 미세조직 관점에서 해석하기 위해 제조된 자석의 미세구조를 SEM으로 분석하였다. Fig. 4는 휠 속도 20, 30 및 40 m/s에서 제조된 리본을 사용하여 제조한 핫프레스 자석의 파단면 SEM 이미지를 나타낸다. Fig. 4(a~c)는 각각 20, 30 및 40 m/s 리본으로 제조된 핫프레스 자석의 저배율 이미지를 나타낸 것이다. 일반적으로 RE-Fe-B 영구자석은 결정립계를 따라 전형적인 취성 파괴 거동을 나타내므로, 파단면을 통해 결정립의 형상 및 크기를 비교적 용이하게 확인할 수 있다. Fig. 4(a~c)의 노란색 실선은 초기 분말 계면(flake boundary)을 나타낸다. 모든 시편에서 공통적으로 초기 분말 계면 부근에 국부적인 비정상 결정립 성장 영역이 관찰되었으며, 휠 속도가 증가함에 따라 결정립 크기가 점차 증가하는 경향을 보였다[21,22]. 이와 같은 현상은 비정질 기지에서 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 상이 형성되는 과정에서의 핵생성과 핵성장 간 경쟁으로 설명될 수 있다. Li et al.[23]은 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 상의 핵생성 활성화 에너지가 약 0.9 eV로, 핵성장 활성화 에너지(0.5 eV)보다 높다고 보고하였다. 이는 안정한 핵이 형성된 이후에는 새로운 핵생성보다 기존 핵의 성장이 우세하게 진행될 수 있음을 의미한다. 또한 Chen et al.[12]은 동일한 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 비정질 리본

Table II. Average grain size and aspect ratio of HP and DU magnets prepared from melt-spun ribbons produced at different wheel speeds.

Wheel speed	Average grain size of HP magnets			Average grain size of HD magnets		
	D_{ab} [nm]	D_c [nm]	Aspect ratio	D_{ab} [nm]	D_c [nm]	Aspect ratio
20 m/s	50.46	91.14	1.81	79.37	262.92	3.31
30 m/s	79.93	120.03	1.50	82.26	243.69	2.96
40 m/s	100.01	130.39	1.30	102.99	202.02	1.96

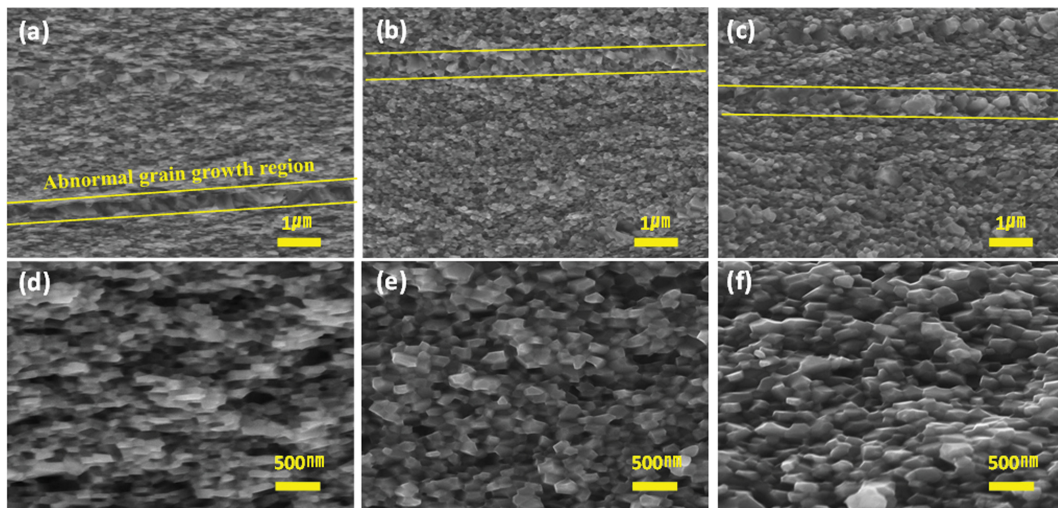


Fig. 5. (Color online) (a~c) Low- and (d~f) high magnification fracture surface SEM images of DU magnets prepared from melt-spun ribbons produced at different wheel speeds: (a, d) 20 m/s, (b, e) 30 m/s, and (c, f) 40 m/s.

에서도 휠 접촉면과 자유 표면 간 냉각 속도 차이에 따라 열처리 후 형성되는 결정립의 크기와 형상이 달라질 수 있음을 보고하였다. 이에 따라 초기 리본 분말 계면 영역에서 관찰되는 비정상 결정립 성장은 휠 접촉면에서의 빠른 냉각으로 인해 형성된 높은 비정질 상태에 기인한 것으로 판단된다.

초기 리본 분말의 미세구조를 보다 자세히 관찰하기 위해, 휠 속도 20, 30 및 40 m/s 조건에서 제조된 리본을 사용한 핫프레스 자석의 고배율 파단면 SEM 이미지를 Fig. 4(d~f)에 나타내었다. 휠 속도에 따라 리본 분말 내부 결정립의 크기와 형상에서 뚜렷한 차이가 관찰되었으며, 평균 결정립 크기 및 종횡비는 Table II에 정리하였다. 20 m/s 리본으로 제조된 핫프레스 자석(Fig. 4(d))은 ab-plane 방향 평균 결정립 크기(D_{ab})가 50.46 nm, c-plane 방향 평균 결정립 크기(D_c)가 91.14 nm로 비교적 미세한 판상 구조를 형성하였다. 한편, 30 및 40 m/s 조건의 리본으로부터 제조된 자석은 20 m/s 시편과 비교하여 상대적으로 조대한 결정립과 감소된 종횡비를 나타내었다(Fig. 4(e, f)). 30 m/s 조건의 리본으로 제조된 자석(Fig. 4(e))에서는 D_{ab} 와 D_c 가 각각 평균 79.93 nm 및 120.03 nm로 측정되었으며, 40 m/s 조건의 리본으로 제조된 자석(Fig. 4(f))에서는 D_{ab} 와 D_c 가 각각 100.01 nm 및 130.39 nm로 측정되었다[20,24]. 관찰된 판상 형상은 정방정계(Tetragonal structure) 구조를 갖는 $Nd_2Fe_{14}B$ 상에서 결정

면 간 표면에너지 차이에 의해 특정 방향의 결정립 성장이 우세하게 일어나 형성되는 것으로 알려져 있다[11]. 이와 같은 자화용이축이 단축 방향인 판상 형상은 국소적인 유효 반자장(demagnetizing field)을 증가시켜 보자력 저하 요인으로 작용할 수 있다. 반면, 변형 과정에서는 외부 인가 응력과 액상 입계상의 존재에 의한 회전이 용이해지며, 이에 따라 결정립의 c축이 특정 방향으로 효과적으로 정렬될 수 있다.

Fig. 5는 휠 속도 20, 30 및 40 m/s 조건에서 제조된 리본을 사용하여 제작한 다이업셋 자석의 파단면 SEM 이미지를 나타낸다. Fig. 5(a~c)는 각 시편의 저배율 이미지를 나타낸 것으로, 노란색 실선은 초기 분말 계면에서의 비정상 결정립 성장 영역(abnormal grain growth region)을 나타낸다. 핫프레스 자석에서 관찰되었던 초기 리본 분말 계면 영역의 조대한 결정립이 다이업셋 후에도 잔존하는 것을 확인할 수 있었다. 휠 속도에 따른 다이업셋 자석의 자기적 특성 변화 원인을 명확히 분석하기 위해 Fig. 5(d~f)에 고배율 파단면 SEM 이미지를 나타내었다. 20 m/s 조건의 리본으로 제조된 자석은 미세한 판상 나노 결정립의 단축이 압축 방향과 평행하게 잘 배향된 것을 확인할 수 있다. 반면 30 m/s 조건의 리본으로 제조된 자석은 20 m/s 조건에서 제조된 자석과 비교하여 결정립의 종횡비와 배향도가 감소하였으며, 이러한 경향은 40 m/s 조건의 리본으로 제조된 자석에서 더욱 뚜렷하

게 관찰되었다. 특히 40 m/s 조건의 리본으로 제조된 자석에서는 핫프레스 상태에서 이미 등축형에 가까운 조대한 결정립이 형성되어 있었으며, 이러한 결정립 형상으로 인해 다이업셋 이후에도 결정립이 조대하고 중횡비가 작은 형상을 나타내었다. 제조된 열간변형 자석의 평균 결정립 크기 및 중횡비는 Table II에 정리하였다. 20 m/s 조건의 리본으로 제조된 자석은 $D_{ab} = 79.39$ nm, $D_c = 262.92$ nm로 가장 높은 중횡비($D_c/D_{ab} = 3.31$)를 나타내며 잘 발달된 판상 구조를 형성하였다. 반면 휠 속도가 증가함에 따라 결정립 크기가 증가하고 중횡비는 점차 감소하는 경향을 나타내었다. 30 m/s 조건의 리본으로 제조된 자석은 $D_{ab} = 82.26$ nm, $D_c = 243.69$ nm, 40 m/s 조건의 리본으로 제조된 자석은 $D_{ab} = 102.99$ nm, $D_c = 202.02$ nm로 측정되었으며, 중횡비 감소는 이방성 판상 구조의 점진적인 열화를 정량적으로 보여준다[9]. 이러한 미세구조 변화는 Fig. 3(b)에서 관찰된 자기적 특성 변화와도 일치한다. 20 m/s 조건의 리본으로 제조한 자석은 우수한 결정립 배향성에 의해 13.7 kG의 높은 잔류자속밀도를 나타낸 반면, 40 m/s 시편은 낮은 중횡비와 불충분한 배향성으로 인해 9.2 kG의 가장 낮은 잔류자속밀도를 나타내었다. 따라서 고이방성 Nd-Fe-B계 열간변형 자석의 제조를 위해서는 용융방사 공정에서 적절한 휠 속도 제어를 통한 초기 리본 미세구조의 확보가 매우 중요한 것으로 판단된다.

IV. 결 론

본 연구에서는 급랭 리본 전구체의 비정질화 정도에 따른 열간변형 자석의 미세조직 및 자기 특성 변화를 조사하였다. 리본 전구체는 용융방사 공정의 휠 속도를 제어하여 비정질화 정도를 조절하였으며, 휠 속도가 증가할수록 제조된 리본의 두께는 감소하는 경향을 보였다. 비정질 리본 분말은 핫프레스 공정에서 완전히 결정화되었으며, 높은 휠 속도로 제조된 리본을 사용한 경우 상대적으로 큰 결정립과 낮은 중횡비를 갖는 미세조직이 형성되었다. 반면, 20 m/s에서 제조된 리본 분말을 사용한 자석은 핫프레스 단계에서 미세하면서도 중횡비가 큰 판상의 결정립이 형성되었으며, 다이업셋 과정에서 결정립의 c 축이 가압방향과 평행하게 효과적으로 배향되어 13.7 kG의 높은 잔류자속밀도를 나타냈다. 이러한 결과는 비정질 전구체의 비정질화 정도가 열간변형 자석의 미세조직과 자기 특성을 결정하는 중요한 인자이며, 과도한 비정질화는 판상 결정립의 형성과 결정립 배향을 저해하여 잔류자속밀도를 감소시킬 수 있음을 시사한다. 따라서 고성능 열간변형 Nd-Fe-B 영구자석의 제조를 위해서는 높은 잔류자속밀도를 확보할 수 있는 적정 수준의 비정질화 제어가 중요함을 제시한다.

감사의 글

This research was supported by the Nano & Material Technology Development Program through the National Research Foundation of Korea (NRF) funded by the Ministry of Science and ICT (RS-2023-00282305), and a Korea Evaluation Institute of Industrial Technology (KEIT) grant funded by the Korean Government (MOTIE) (No. 00431940).

References

- [1] M. Sagawa, S. Fujimura, and N. Togawa, *J. Appl. Phys.* **55**, 1984 (1984).
- [2] Z. Liu, J. He, and R.V. Ramanujan, *Mater. Des.* **209**, 110004 (2021).
- [3] J. Lee, J. Yu, H. Kim, and T. Jang, *J. Korean Magn. Soc.* **22**, 58 (2012).
- [4] X. Xu, T. Sasaki, J. Li, Z. Dong, H. Sepehri-Amin, T. Kim, T. Ohkubo, T. Schrefl, and K. Hono, *Acta Mater.* **156**, 146 (2018).
- [5] X. Tang, H. Sepehri-Amin, T. Ohkubo, K. Hioki, A. Hattori, and K. Hono, *Acta Mater.* **123**, 1 (2017).
- [6] J.-G. Yoo, H.-R. Cha, J.-Y. Jung, Y.-K. Kim, Y.-K. Baek, D. Lee, H.-W. Kwon, and J.-G. Lee, *IEEE Trans. Magn.* **54**, 1 (2018).
- [7] J. Liu, H. Sepehri-Amin, T. Ohkubo, K. Hioki, A. Hattori, T. Schrefl, and K. Hono, *Acta Mater.* **82**, 336 (2015).
- [8] T. T. Sasaki, Y. Takada, H. Okazaki, T. Ohkubo, T. Nakamura, T. Sato, A. Kato, Y. Kaneko, and K. Hono, *J. Alloys Compd.* **25**, 750 (2019).
- [9] R. Chen, X. Xia, X. Tang, and A. Yan, *Mater.* **16**, 4789 (2023).
- [10] K. Hioki, *Sci. Technol. Adv. Mater.* **22**, 72 (2021).
- [11] H.-R. Cha, T.-H. Kim, and J.-G. Lee, *J. Korean Magn. Soc.* **32**, 72 (2022).
- [12] H. Chen, R. Wang, J. Li, C. Liu, X. Zhang, and Y. Liu, *Mater. Charact.* **204**, 113238 (2023).
- [13] G.-Y. Kim, T.-H. Kim, H.-R. Cha, S.-h. Lee, D.-H. Kim, Y.-D. Kim, and J.-G. Lee, *Scr. Mater.* **214**, 114676 (2022).
- [14] F. Li, Y. Liu, R. Wang, and J. Li, *J. Rare Earths*, in press (2025). <https://doi.org/10.1016/j.jre.2025.12.002>.
- [15] L. Lou, Y. Li, X. Li, H. Li, W. Li, Y. Hua, W. Xia, Z. Zhao, H. Zhang, and M. Yue, *Adv. Mater.* **33**, 2102800 (2021).
- [16] J. E. Schawe and J. F. Löffler, *Nat. Commun.* **10**, 1337 (2019).
- [17] N. Huyen, N. Yen, P. Thanh, D. Huu, D. Thuy, N. Thuy, and N. Dan, *Mater. Sci. Technol.* **28**, 948 (2012).
- [18] K. Men, D. Yu, Y. Luo, J. Jin, K. Zhang, and K. Li, *AIP Adv.* **6**, 025306 (2016).
- [19] M. Srinivas, B. Majumdar, G. Phanikumar, and D. Akhtar, *Metall. Mater. Trans.* **42**, 370 (2011).

- [20] J. J. Croat. Rapidly Solidified Neodymium-Iron-Boron Permanent Magnets. Woodhead Publishing, Cambridge (2017) pp. 75~88.
- [21] L. Bin, L. Yanfeng, W. Huijie, L. Anhua, Z. Minggang, and L. Wei, J. Rare Earths **31**, 679 (2013).
- [22] T.-S. Kim, S.-w. Nam, M.-s. Song, D.-H. Kim, H.-y. Park, Y. Lee, and S.-J. Hong, J. Magn. Magn. Mater. **624**, 173082 (2025).
- [23] W. Li, L. Li, Y. Nan, Z. Xu, X. Zhang, A. Popov, D. Gun-derov, and V. Stolyarov, J. Appl. Phys. **104**, 023912 (2008).
- [24] Z. Wang and H. Davies, J. Appl. Phys. **93**, 8149 (2003).