

Melt-Spun Fe-Pr-C 합금의 자기적 특성 조사

장태석 · 조대형*

선문대학교 공과대학 재료금속공학부

* 한양대학교 공학대학 금속재료공학과

(1997년 8월 4일 받음, 1997년 8월 20일 최종수정본 받음)

금속응고(melt spinning)법이 Fe-Nd-C의 경우와 마찬가지로 보자력이 높은 Fe-Pr-C 합금을 얻는데에 효과적 인지 알아보기 위하여, 금속응고된 Fe-Pr-C 리본에 대하여 냉각속도 및 열처리의 변화에 따른 상, 미세조직 및 자기특성의 변화를 조사하였다. 냉각속도(wheel speed)가 증가할수록 as-spun 리본의 비정질화가 증가하여 40 m/s에서 제조된 리본합금은 거의 비정질화하였다. 10 m/s에서 제조된 결정질 리본의 상분포는 주조상태의 상분포와 유사하여 α -Fe가 일차상, $Fe_{17}Pr_2C_x$ 가 이차상으로 존재하였다. 20 m/s에서도 결정질이 우세하게 나타나나, 이때에는 α -Fe의 정출이 약간 억제되는 반면 $Fe_{17}Pr_2C_x$ 의 정출이 현저하였으며, 30 m/s에서는 비정질이 우세하여 소량의 결정질이 존재하였다. 따라서 강자성 $Fe_{11}Pr_2C$ 상은 as-spun 상태에서는 존재하지 않거나 미량이었으며, 주조합금의 경우와 마찬가지로 고상변태를 통해서 얻을 수 있었다. 일반적으로 as-spun 리본이 비정질화할수록 비교적 낮은 온도에서 수분의 열처리만으로 완전한 $Fe_{11}Pr_2C$ 상을 얻을 수 있었으며, 결정화가 완벽할수록 $Fe_{11}Pr_2C$ 를 얻기 위한 열처리 시간은 증가하였다. 이와 같이 얻은 $Fe_{11}Pr_2C$ 는 대부분 1 μm 이하의 미세한 결정립을 가지고 있었으며, as-spun 리본의 비정질화가 완벽한 경우보다 덜 완벽한 경우(30 m/s) 또는 결정질과 약간의 비정질이 혼합된 경우(20 m/s)에 열처리에 의한 보자력의 향상이 뚜렷하였다. 일반적으로 변태온도 구역안에서 열처리 온도가 높을수록 10분 이하의 짧은 열처리가 보자력의 향상에 효과적이었다.

I. 서 론

1984년에 tetragonal $Fe_{11}Nd_2B$ 를 근본으로 하는 고성능 Fe-Nd-B 자석합금[1, 2]이 발표된 이후, 이를 대체하거나 이와 유사한 자기적 성질을 갖는 희토류합금을 개발하기 위한 많은 연구가 진행되어 왔다. 그 중에서도 강자성상인 $Fe_{11}R_2B$ ($R =$ 희토류 원소, 이하 이러한 화합물을 14:2:1이라 함.)의 구성성분 중 Boron을 Carbon으로 대체한 carbide계 14:2:1 상은 boride계 14:2:1 상과 그 결정구조가 같을 뿐만 아니라, 고유자기특성들도 서로 흡사하여 가장 유망한 대체 재료로서 연구되어 왔다. 그러나 이러한 동질성에도 불구하고 boride 14:2:1과 carbide 14:2:1의 형성기구는 서로 완전히 다르다. Fe-R-B 합금에서는 대부분의 경우 14:2:1 상이 용융체로부터 직접 정출하나, Fe-R-C 합금에서는 14:2:1 상이 boride 14:2:1 상보다 불안정하여 용융체로부터 직접 정출하지 않고, 반드시 annealing에 의한 고상변태를 통하여 얻어진다. 이 때 초정온 합금원소 중 희토류원소의 종류에 따라 달라지는데, Dy와 같은 중희토류원소의 경우엔 $Fe_{17}R_2C_x$ 상이, Nd와 같은 경희토류의 경우엔 Fe가 초정온으로 정출한다[3]. 따라서 Fe-Nd-C나 Fe-Pr

-C와 같은 합금에서는 일차상 Fe와 이차상 $Fe_{17}R_2C_x$ 로부터 열처리에 의하여 14:2:1 상이 형성된다. 이와 같이 고상변태에 의해 강자성 14:2:1 상을 얻을 수 있다는 사실은, Fe-Nd-B 자석의 경우와 같이 복잡한 분말처리공정을 거치지 않고도 Alnico 자석처럼 단순히 주조 및 열처리에 의해 철-희토류계 자석을 제조할 수 있음을 암시하고 있다.

그러나 Fe-Nd-C 합금을 대상으로 한 지금까지의 연구 결과[3, 4]에 의하면 14:2:1 상을 형성하는 반응속도가 매우 느려서 $Fe + Fe_{17}Nd_2C_x$ 를 $Fe_{11}Nd_2C$ 로 변환시키는데 약 한달 정도의 시간이 소요되었고, 이렇게 제조된 주조자석은 조대한 결정립과 함께 보자력이 너무 적어서 실용성이 전혀 없었다. 더구나 이 14:2:1 상이 존재하는 온도구역에서는 액상이 존재하지 않아 Fe-Nd-B와 같이 소결법에 의해 자석을 제조하기도 불가능하였다. 따라서 Fe-Nd-C, 또는 이와 유사한 Fe-Pr-C 합금계에서 실질적인 14:2:1 상을 얻기 위해서는 이 상의 형성속도를 증진시키는 것이 필수적이다. 그 성공적인 예로서 소량의 Cu를 Fe-R-C ($R = Nd, Pr$)에 첨가하여 주조상태에서도 비교적 짧은 시간에 14:2:1 상을 얻음은 물론 등방성 Fe-Nd-B 자석의 보자력에 상응하는 보자력도 얻은 바 있다[5, 6].

한편 주조방법 대신 급속응고(melt spinning)법으로 Fe-Nd-C 합금을 제조하여 열처리한 결과 보자력이 10 kOe를 상회하는 Fe-Nd-C 리본합금을 제조할 수 있음이 제시된 바 있는데[7, 8, 9], 이 리본합금에서는 열처리에 의한 14:2:1 상의 형성이 주조자석의 경우와는 달리 몇 분 안에 이루어지므로 결정립의 조대화를 방지할 수 있어서, 급속응고법이 Fe-R-C 자석의 실용화에 대단히 유용한 방법이 될 수 있음을 암시하고 있다. 따라서 급속응고 조건의 확립과 자기특성의 최적화를 위한 체계적인 연구가 필요하다.

이와 같이 경희토류를 함유한 Fe-R-C계 합금에 대한 연구는 주로 Fe-Nd-C계에 치중되어 왔으며, Fe-Pr-C계 합금에 대해서는 주조합금에서 성분원소의 치환에 따른 상변화의 분석 등 기초연구결과가 간혹 발표되었을 뿐[3, 10]이다. 특히 급속응고법에 의한 합금제조의 결과는 Fe-Pr-B 합금계[11]에 대해서만 알려져 있고 Fe-Pr-C 합금계에 대한 결과는 아직 알려지지 않고 있다. 따라서 본 연구에서는 Fe-Pr-C 합금을 급속응고법으로 제조하여 상, 미세조직, 자기특성의 변화 등을 조사함으로써, Fe-Nd-C의 경우와 같이 급속응고법이 보자력이 높은 Fe-Pr-C 합금을 얻는데에도 효과적인 방법인지를 알아 보았다.

II. 실험방법

약 20 g의 Fe-Pr-C ingot 들을 고순도 Ar 분위기의 아크로에서 용해·제조하였다. 이때 사용된 Fe, Pr 및 탄소 봉의 순도는 모두 99.9% 이상이였다. 합금의 조성은 상용되고 있는 Fe-Nd-B 자석의 대표적 조성인 77Fe-15Nd-8B와 동일한 조성인 77Fe-15Pr-8C를 택하였다. 제조된 ingot 들을 적당한 크기로 분쇄한 후, 석영관에 넣고 재용해하여 급속응고(melt spinning)를 실시하였다. 산화를 방지하기 위해 Ar 분위기 하에서 직경 30 cm의 수냉식 Cu wheel에 구경 0.5 mm의 orifice를 통해 용탕을 쏘아 리본을 제조하였다. 이때 wheel의 속도변화, 즉 응고속도의 변화에 따른 상, 조직 및 자기적 성질의 변화 등을 알아보기 위해 각각 10, 20, 30, 40 m/s의 회전속도 하에서 리본을 제조하였다. 제조된 리본들은 석영관에 넣고 진공상태에서 밀봉하여 열처리를 하였으며, 열처리 후 밀봉된 석영관을 수냉시켜 리본들을 냉각하였다.

열처리 전후의 리본에 대한 상형성, 상변화 등을 조사하기 위해 Cu K α X선 회절을 실시하였으며, 리본의 파단면을 SEM으로 관찰하여 미세조직의 변화를 조사하였다. 자기적 특성은 VSM(최대인가자장 17 kOe)을 사용

하여 측정하였으며, 자장은 리본의 길이 방향으로 리본표면에 평행하게 인가하였다.

III. 결과 및 고찰

Fig. 1은 10, 20, 30, 40 m/s의 회전속도 하에서 각각 제조된 as-spun Fe₇₇Pr₁₅C₈ 리본들의 free surface 부분으로부터 얻은 X선 회절결과로서, 응고속도(즉, wheel의 회전속도)의 차이에 따른 상의 변화를 잘 나타내주고 있다. (a)에서 보는 바와 같이 느린 속도(10 m/s)에서 제조된 리본에서는 결정체에 의한 회절 peak들이 뚜렷이 나타나, 리본이 결정상태임을 알 수 있다. 특히 α -Fe의 peak이 강하게 나타남으로서, Fe를 다량 함유한 Fe-Nd-C 또는 Fe-Pr-C ingot에서의 응고와 같이, 이 경우에도 초정으로 α -Fe, 이차상으로 rhombohedral

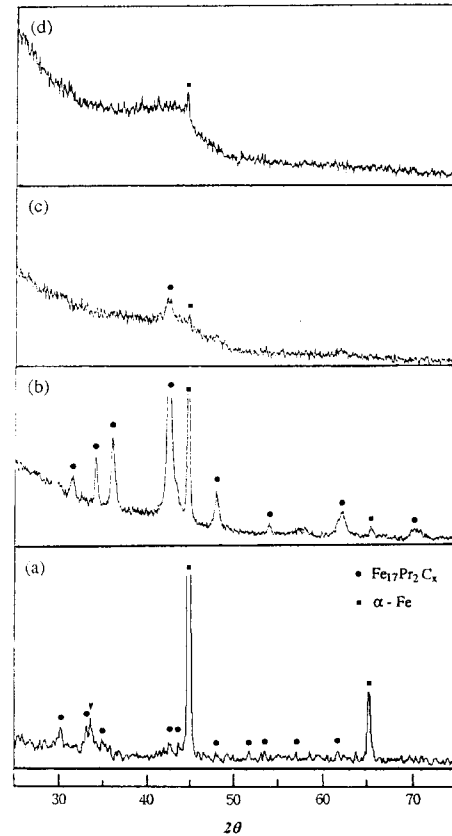


Fig. 1. X-ray (Cu K α) reflections of as-spun Fe₇₇Pr₁₅C₈ ribbons made with the wheel speed of (a) 10 m/s, (b) 20 m/s, (c) 30 m/s, and (d) 40 m/s.

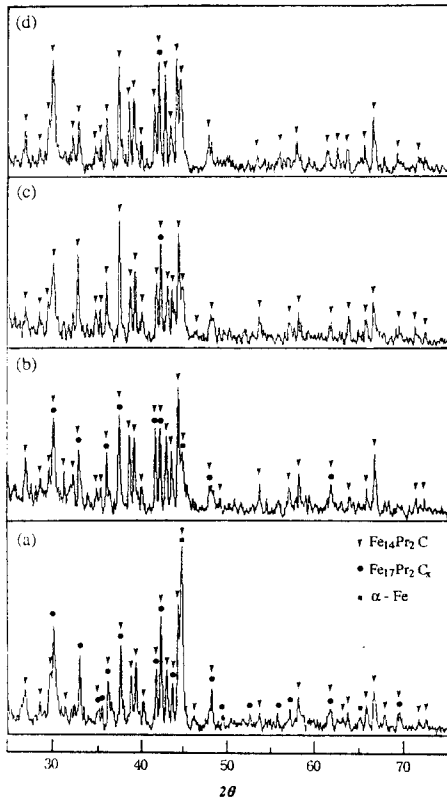


Fig. 2. X-ray (Cu $K\alpha$) reflections of $Fe_{77}Pr_{15}C_8$ ribbons melt spun at (a) 10 m/s, (b) 20 m/s, (c) 30 m/s, and (d) 40 m/s. All annealed 10 min, at 750 °C.

$Fe_{17}Pr_2C_x$ (이하 17:2라 함)가 정출하며[5], 강자성 상인 $Fe_{14}Pr_2C$ 의 정출은 억제되고 있는 것으로 보인다. 20 m/s에 이르면 17:2의 peak들이 (a)에서 보다 뚜렷이 나타남으로서 초정 α -Fe의 정출은 감소하고 이차 상인 17:2의 정출이 증가하는 것을 알 수 있는데, 냉각 속도의 증가에 따라 일 · 이차상이 동시에 억제되지 않고 일차상이 감소하면서 이차상이 증가하는 이러한 현상은 후술한 자기적 특성에도 많은 영향을 미친다. 또한 $2\theta = 50^\circ$ 부근까지 background가 완만한 변화를 보이는 것으로 보아, 이 상태에서는 결정질과 함께 소량의 비정질도 함께 존재하고 있는 것으로 보인다. 회전 속도가 30 m/s 이상이 되면 대부분 비정질화하여 결정체의 peak들은 거의 나타나지 않게 되며, 속도가 증가할수록(d의 경우) 비정질화가 뚜렷하다. 그러나 Fe-Nd-C의 경우[9]와 달리

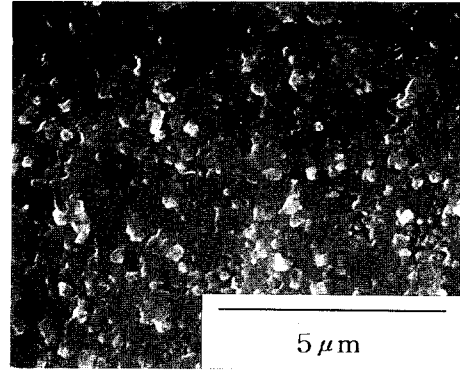
Fe-Pr-C 합금에서는 이렇게 냉각속도가 증가하여도 완전히 비정질화하지 않고 α -Fe와 17:2의 peak이 여전히 존재하는 것을 발견할 수 있는데, 이것은 이원계 Fe-R 합금에서 희토류 원소의 원자번호가 감소하는 방향으로 초정구역이 넓어지면서 초정으로 정출하는 상이 안정화되는 경향[5]과 관련이 있다고 생각된다.

이와 같이 as-spun 리본에서의 주된 상은 냉각속도의 차이에 따라서 α -Fe, 17:2 혹은 비정질상이며, 강자성 상인 14:2:1은 일차상 또는 이차상으로 정출되지 않음을 알 수 있다. 이는 ingot에서와 마찬가지로 리본상태에서도 14:2:1은 실질적으로 열처리를 통한 고상변태에 의해서 얻을 수 있음을 의미한다. 이와 같은 열처리의 효과는 Fig. 2의 X선 회절결과에 잘 나타나 있다.

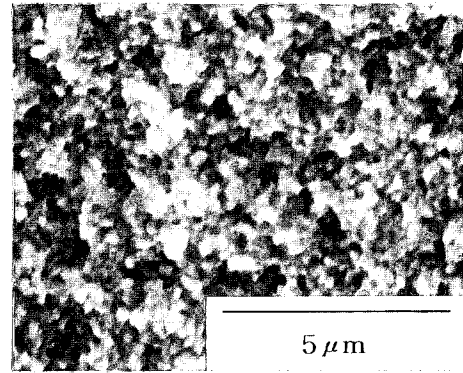
Fig. 2는 10, 20, 30, 40 m/s의 회전속도 하에서 제조한 $Fe_{77}Pr_{15}C_8$ 리본들을 750 °C에서 10분간 열처리한 후 얻은 X선 회절결과이다. 그림에 나타난 바와 같이 750 °C에서 10분간 열처리한 결과 as-spun 상태에서 비정질상이 주를 이루었던 리본은 거의 완전히 14:2:1 상으로 변화했으나 (c, d), 결정질 혹은 결정질과 비정질의 혼합물이 존재하던 리본들에서는 일 · 이차상이던 α -Fe, 17:2들이 완전히 14:2:1으로 변하지 않고 14:2:1과 함께 존재한다(a, b). 특히 초정 α -Fe가 대부분을 차지했던 (a)의 경우, 열처리 후에도 여전히 α -Fe와 17:2가 주된 상으로 존재한다. 이것은 구조적으로 불안정한 비정질 상태에서 비교적 낮은 온도에서 짧은 열처리시간에도 14:2:1이 형성되는 반면, 구조적으로 안정할수록, 즉 ingot에서와 같이 α -Fe가 일차상으로, 17:2가 이차상으로 존재하는 비율이 커질수록, 14:2:1이 형성되는데 필요한 시간이 길어지거나 높은 온도에서의 열처리가 요구됨을 암시한다.

10 K/min으로 scanning한 DTA 결과 17:2가 14:2:1으로 전이되는 온도는 약 650 °C였으나, 일반적으로 scanning rate이 증가하면 상전이 온도도 상승하는 것[7]으로 미루어 실질적인 열처리시의 전이온도는 700 °C 정도일 것으로 추정된다. 14:2:1이 17:2로 재분해하는 것은[13] ingot에서와 마찬가지로 급속응고된 리본합금에서도 발생하며, 이는 850 °C에서 15분간 열처리하면 보자력이 급격히 감소하는 점 (Table I 참조)으로도 미루어 알 수 있다. 그러나 전술한 바와 같이 리본합금에서는 800 °C 이하의 낮은 온도에서도 짧은 시간 내에 14:2:1의 형성이 완료되는 것으로 보아, 급속응고법인 Fe-Pr-C계에서 안정한 14:2:1 상을 얻음과 동시에 높은 보자력을 기대할 수 있는 효과적 제조 방법임을 알 수 있다.

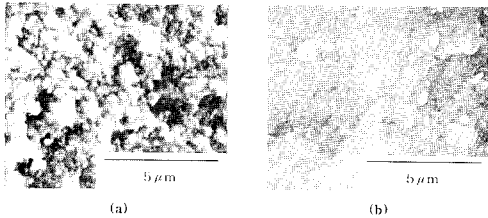
한편, 위에서 언급한 상의 변화와 관련하여 냉각속도의 변화나 열처리에 따른 조직의 변화는 Fig. 3, 4의 파단면 사진에서 알 수 있다. Fig. 3은 wheel의 회전 속도를 각각 10, 20, 30, 40 m/s로 변화시켜 얻은 as-spun 리본의 파단면 조직을 나타낸 것으로, Fig. 1의 X선 회절결과로부터 예상되는 조직 분포 형태를 잘 보여 주고 있다. 즉 10 m/s, 20 m/s로 제조된 리본(a, b)에서는 결정립계를 따라 파단이 일어나, 파단면에서 작고 둥근 형태의 결정립들이 관찰되나, 30 m/s, 40 m/s로 제조된 리본(c, d)에서는 결정립이 거의 보이지 않는 비정질 상태를 나타내며, 특히 40 m/s로 제조된 리본은 free surface(d의 윗부분)에 이르기까지 유리의 단면과 같이 깨끗한 파단면을 보이고 있다. Fig. 3(a)와 (b)에서 보이는 몇몇 큰 결정립들은 급속응고된 Fe-Nd-B 리본 합금에서 발견되었던 것[2]처럼 실제로는 몇 개의 미세결정립들이 모여 이루어진 cluster로 여겨진다. Fig. 4는 20 m/s와 40 m/s의 회전 속도에서 각각 제조하여 750 °C에서 10분간 열처리한 Fe₇₇Pr₁₅C₈ 리본의 파단면 조직을 나타낸 것으로, (a)는 20 m/s, (b)는 40 m/s로 제조된 리본으로 부터 얻어진 결과를 보여준다. Fig. 4(a)와 Fig. 3(b)를 비교해보면, 열처리에 의한 상변태가 일어남과 동시에 결정립의 성장도 일어나지만 여전히 그 크기가 1 μm 이하인 미세한 입자들임을 알 수 있다. Fig. 4(b)는



(a)

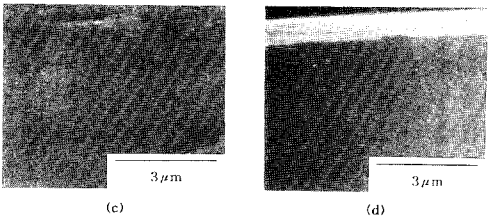


(b)



(a)

(b)



(c)

(d)

Fig. 3. SEM micrographs of the fracture surface of as-spun Fe₇₇Pr₁₅C₈ made with the wheel speed of (a) 10 m/s, (b) 20 m/s, (c) 30 m/s, and (d) 40 m/s. Top of the fracture surface shown in (d) is free surface of the ribbon.

Fig. 4. SEM micrographs of the fracture surface of Fe₇₇Pr₁₅C₈ ribbons melt spun at (a) 20 m/s and (b) 40 m/s, and subsequently annealed 10 min. at 750 °C.

거의 비정질상태였던 리본(Fig. 3. d)이 열처리에 의해 완전한 결정체로 변한 것을 보여주고 있으며, Fig. 2(d)의 X선 회절결과로부터 이것은 14:2:1의 미세결정립 들임을 확인할 수 있다. 이와 같은 1 μm 이하의 미세결정립으로부터, 이 Fe-Pr-C 리본의 보자력 기구는 Fe-Nd-B 또는 Fe-Nd-C 리본합금[9]이나 Fe-Dy-C 주조자석에서와 같이[12] 결정립계에 의한 domain wall pinning일 것임을 유추할 수 있다.

냉각속도 및 열처리 조건의 변화에 따른 보자력값의 변화는 Table I에 열거하였다. 전반적으로 낮은 온도에서는 보다 길게 열처리하는 것이, 높은 온도에서는 짧게 열처리하는 것이 보자력의 향상에 도움이 됨을 알 수 있다.

Table I. Intrinsic coercivities (iH_c , in kOe) measured from Fe₇₇Pr₁₅C₈ ribbons melt spun at various speed and subsequently annealed at various condition.

Heat Treatment		Wheel Speed (m/s)			
Temp. (°C)	Time (min.)	10	20	30	40
700	5	0.2	1.1	1.2	0.7
	10	2.0	9.0	8.0	7.8
	15	3.3	9.2	8.1	6.9
750	5	2.4	9.3	8.0	7.0
	10	2.0	8.9	8.3	7.5
	15	2.8	8.9	8.5	7.4
800	5	0.6	9.5	8.0	8.4
	10	3.1	9.0	8.5	7.9
	15	4.0	9.8	7.5	7.5
850	5	1.8	9.7	9.2	8.8
	10	3.5	5.9	6.0	6.4
	15	2.5	2.6	4.0	-

냉각속도의 차이에 따른 보자력의 변화를 살펴보면, α -Fe가 주로 존재하는 10 m/s로 제조된 리본에서는 열처리 후에도 존재하는 α -Fe와 연자성의 17:2 때문에 낮은 보자력을 보이는 반면, 20 m/s 이상에서 제조된 리본들은 극단적인 경우를 제외하고는 전체적으로 비교적 높은 보자력값을 나타내고 있다. 또한 20 m/s, 30 m/s에서 제조된 리본들이 40 m/s로 제조된 리본들보다 열처리 조건에 관계없이 전반적으로 높은 보자력을 나타내고 있다. 이것은 as-spun 리본이 완전히 비정질상태일 때 낮은 온도에서 보다 용이하게 완벽한 14:2:1 상을 얻을 수 있지만, 보자력은 크게 향상시키지 못함을 암시하고 있다. 오히려 결정질과 비정질의 혼합상태, 또는 비정질에 가까운 상태가 14:2:1 상의 전개와 함께 보자력의 향상에도 기여하고 있다. 이에 대한 원인은 확실하지 않으나 결정립의 크기와 분포에 관계가 있다고 본다. 즉 단자구 (single domain)의 크기와 비슷한 결정립들이 균일하게 분포되었을 때 높은 보자력을 유지하는 반면, 결정립이 너무 크거나 작고 그 분포가 균일하지 못하면 보자력이 감소하게 될 것이다.

Fig. 5와 6은 열처리된 리본합금들로부터 얻은 자기이력곡선의 대표적 유형이다. 전자는 40 m/s로 제조한 후 700 °C에서 5분간 열처리한 시편에서, 후자는 20 m/s로 제조한 후 800 °C에서 5분간 열처리한 시편에서 얻은 결과를 각각 나타낸 것으로, 자화값은 arbitrary units로 나타내었다. 여기서 Fig. 5는 연자성상인 α -Fe나 상은

에서 easy-plane anisotropy를 가짐으로서 연자성 특성을 나타내는 17:2 상의 영향으로 낮은 자장에서 곡선이 수축되어 거위목의 형상을 보이는 경우로, 열처리가 충분치 못하여 α -Fe나 17:2가 다량 잔류하거나, Table I의 850 °C에서 15분간 열처리한 경우와 같이 상당량의 14:2:1이 17:2로 재분해되었을 때 이와 같은 곡선 모양을 나타낸다. Fig. 6은 소량의 잔류 연자성상에 의한 영향이 이사등분과 사사등분의 곡선상에 굴곡으로서 뚜렷이 나타나는 경우이다. 보자력값이 높은 이력곡선들은 대개 이와 같은 굴곡 현상을 보였으며, 이것은 열처리 시간의 조절로 극복할 수 있다고 본다. Fig. 6에 나타나 있듯이 허용외부자장 (17 kOe) 하에서 측정된 자기이력곡선들은 모두 약간의 minor loop들로서, Fe-Dy-C ingot의 경우와 같이 [12] 외부자장을 증가시켜 리본을 좀 더 포화시킬 수 있으면 보다 높은 보자력을 얻을 수 있을 것으로 기대된다.

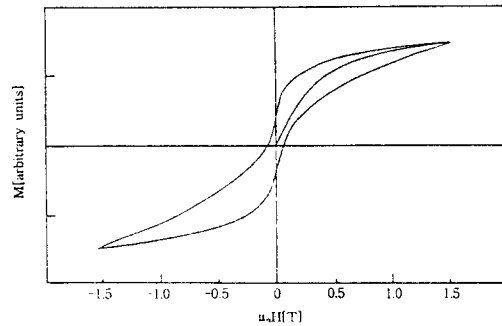


Fig. 5. Magnetization curve of a Fe₇₇Pr₁₅C₈ ribbon melt spun at 40 m/s and subsequently annealed 5 min. at 700 °C.

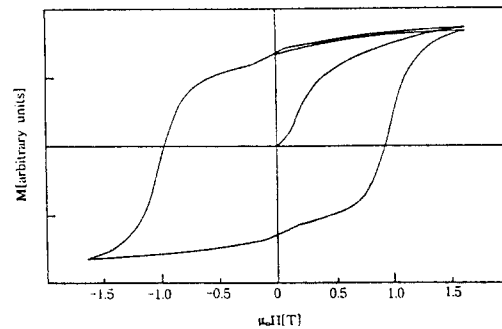


Fig. 6. Same as Fig. 5., for a ribbon melt spun at 20 m/s and subsequently annealed 5 min. at 800 °C.

IV. 결 론

급속응고시 wheel의 회전속도를 10, 20, 30, 40 m/s로 변화시키면서 제조한 Fe₇₇Pr₁₅C₈ 리본 합금들에 대하여 냉각 속도 및 열처리 변화에 따른 상, 미세조직, 자기 특성의 변화 등을 조사한 결과를 요약하면 다음과 같다.

1. 냉각속도(wheel speed)가 증가할수록 as-spun 리본합금의 비정질화가 증가되어 40 m/s에서는 거의 비정질화가 완료되었다. 10 m/s에서는 결정질 리본이 제조되며, 이 때의 상분포는 주조상태의 상분포와 유사하여 α-Fe가 일차상, 17:2가 이차상으로 존재하였다. 20 m/s에서는 α-Fe의 정출이 억제되면서 17:2의 정출이 증가하여 주된 결정상으로 존재하며, 30 m/s에서는 비정질이 우세한 가운데 소량의 결정질이 존재하였다.
2. 강자성 Fe₁₁Pr₂C 상은 as-spun 상태에서는 존재하지 않거나 극히 미량이었으며, 주조합금의 경우와 마찬가지로 열처리에 의한 고상변태를 통하여 얻을 수 있었다. as-spun 리본합금의 비정질화가 증가할수록 비교적 낮은 온도에서 수분의 열처리만으로도 완전한 14:2:1 상을 얻을 수 있으며, 결정화가 완벽할수록 14:2:1 상을 얻기 위한 열처리 시간은 연장되었다. 이와 같이 얻은 14:2:1의 결정립은 짧은 반응시간으로 인하여 아주 미세하였으며 크기가 대부분 1 μm 이하였다.
3. 비정질화가 거의 완벽한 경우(40 m/s)보다, 다소 덜 완벽한 경우(30 m/s) 또는 17:2 상을 주조한 결정질과 약간의 비정질상이 혼합된 경우(20 m/s)에 열처리에 의한 보자력의 향상이 더욱 뚜렷하였다.

이상과 같이 급속응고법으로 Fe-Pr-C 합금을 제조한 결과, 강자성 14:2:1이 형성될 수 있는 허용 온도 범위 내에서 비교적 짧은 시간의 열처리만으로도 9 kOe 이상의 높은 보자력을 보이는 합금을 얻을 수 있었다. 이는 급속응고법이 높은 보자력의 Fe-Pr-C 합금을 제조하는데 매우 효과적인 방법임을 말해준다. 비록 자화값이 boride계 합금보다 다소 낮기는 하지만, Fe-Nd-C 나 Fe-Pr-C계 강자성 합금의 실용화를 위해서는 보자력이 높은 합금을 보다 손쉽게 얻는 것이 선결조건임을 감안할 때, 본 연구의 결과는 상당히 고무적이라고 생각하며, 앞으로 합금의 성분 조정과 열처리 조건의 확립 등 보다 구체적인 연구가 진행되어야 할 것이다.

감사의 글

본 연구는 산학협동재단의 1995년도 학술연구비 지원으로 이루어졌으며 이에 감사를 드린다.

참고문헌

- [1] M. Sagawa, S. Fujimura, N. Togawa, H. Yamamoto, and Y. Matsuura, *J. Appl. Phys.* **55**, 2083-2087 (1984).
- [2] J. J. Croat, J. F. Herbst, R. W. Lee, and F. E. Pinkerton, *J. Appl. Phys.* **55**, 2078-2082 (1984).
- [3] T. S. Jang, *Permanent Magnet Materials Based on Fe-R-C and Fe-Ti-R Alloys (R = Rare-Earth Elements)*, Ph. D. Thesis, North Carolina State University (1991).
- [4] D. B. De Mooij and K. H. J. Buschow, *J. Less-Common Met.* **142**, 349-357 (1988).
- [5] T. S. Jang and H. H. Stadelmaier, *Materials Lett.* **9**, 483-486 (1990).
- [6] B. Grieb, K. Fritz, and E. -Th. Henig, *J. Appl. Phys.* **70**, 6447-6449 (1991).
- [7] R. Coehoorn, J. P. W. B. Duchateau, and C. J. M. Denissen, *J. Appl. Phys.* **65**, 704-709 (1989).
- [8] R. Coehoorn, D. B. de Mooij, J. P. W. B. Duchateau, and K. H. J. Buschow, *J. de Phys.* **C8**, 669-670 (1988).
- [9] 장태석, 임광운, 조대형, to be published.
- [10] K. H. J. Buschow, C. J. M. Denissen, B. D. de Mooij, F. R. de Boer, R. Verhoef, and Zhang Zhi-dong, *J. de Phys.* **C8**, 593-594 (1988).
- [11] H. Yamamoto, M. Nagakura, K. Hori, and N. Imaizumi, *IEEE Transl. J. on Magnetism in Japan* **4**, 284-292 (1989).
- [12] H. H. Stadelmaier and T. S. Jang, *IEEE Trans. Magn.* **25**, 3423-3425 (1989).
- [13] D. B. De Mooij and K. H. J. Buschow, *J. Less-Common Met.* **142**, 483-486 (1988).

An Investigation on the Magnetic Properties of Melt-Spun Fe-Pr-C Alloys

Tae-Suk Jang and Dae-Hyung Cho*

Department of Metallurgical and Materials Engineering, Sun Moon University, Choongnam, 336-840, Korea

** Department of Metallurgical Engineering, Han Yang University, Ansan, 425-791, Korea*

(Received 4 August 1997, in final form 20 August 1997)

Changes in phases, microstructures, and magnetic properties by the variation of quench rate and heat treatment were investigated for melt-spun $\text{Fe}_{77}\text{Pr}_{15}\text{C}_8$ ribbons. The amorphization of as-spun ribbons increased as the quench rate increased. As a result, the ribbon quenched at 40 m/s was almost entirely amorphous. Similarly to cast alloys, the primary phase in crystalline ribbons quenched at 10 m/s was α -Fe followed by the secondary $\text{Fe}_{17}\text{Pr}_2\text{C}_x$. Crystalline phases were still dominant in the ribbon spun at 20 m/s, but in this case crystallization of $\text{Fe}_{17}\text{Pr}_2\text{C}_x$ was remarkable with a little suppression of α -Fe. At 30 m/s an amorphous phase obviously dominated in the as-spun ribbons with small fraction of crystals. Therefore, substantial amount of hard magnetic $\text{Fe}_{14}\text{Pr}_2\text{C}$ was not obtained from the as-spun state but, as in cast alloys, produced only by a solid-state transformation. Within a few minutes fine grains of $\text{Fe}_{14}\text{Pr}_2\text{C}$ were easily obtained at relatively low temperature when the degree of amorphization of as-spun ribbons was higher. The grain size of $\text{Fe}_{14}\text{Pr}_2\text{C}$ was well less than 1 μm . The ribbons quenched at 20 or 30 m/s yielded higher coercivities after heat treatment.