

.....  
 論 文  
 .....

## 열처리에 따른 급냉 Fe-6.5%Si 스트립의 미세구조 및 자기특성 변화

성진경, 김문철

### Effects of Thermal Treatments on Microstructural Features and Magnetic Properties of Rapidly Quenched Fe-6.5%Si Strip

Jin-Kyung Sung and Mun-Chul Kim

#### Abstract

The objectives of this study are first, to expand our understanding of relationship between magnetic properties and microstructural features such as grain size and texture, and second to reduce core loss of Fe-6.5%Si strip through optimizing heat treatment conditions. A rapid solidification technique, planar flow casting(PFC), was adopted to produce Fe-6.5%Si strips. The strips were heat treated under various conditions. The results show that heat treatment conditions can change not only grain size but also (200) texture formation on the strip surface. Variation in magnetic properties of Fe-6.5%Si strip is analyzed in terms of the change in grain size as well as (200) texture on the strip surface. The heat treatment conditions of 1100°C over 2 hr or 1150°C 1~2hr in N<sub>2</sub>+5%H<sub>2</sub> appear to minimize core loss of Fe-6.5%Si strips.

#### 1. 서 론

규소강(Fe-Si)은 변압기와 모터 등에 널리 사용되는 연자성 재료로서, 대표적 요구 특성은 철손을 감소시키는 것이다. 철손이란 유도코일에 전류를 흘려 철심을 자화시킬 때 자심 안에서 소모되는 단위 시간당, 단위 부피(질량)당의 에너지를 뜻하며 이력손과 와류손으로 구분된다[1]. 70년대 이후 연구된 철손 감소법으로는 이력손을 감소시키는 방법인 고밀도 Goss 집합조직 형성, scribing을 통한 자구 핵생성 용이화, 코팅에 의한 인장력 적용 등이었다[2]. 이러한 연구가 성공적으로 진행됨에 따라 기존의 합금계 (Fe~3.5% Si)에서는 더 이상 주목할 만한 철손 감소방법이 사라지게 되었다. 따라서 규소함량을 증가시켜 철손을 감소시키려는 새로운 시도가 산

업적 측면에서 주목을 받게 되었다. 규소양을 증가시키면 다른 자성의 큰 손실 없이도 철손을 크게 감소시킬 수 있다고 알려져 있다. 철손이 감소하는 이유는 [100] 및 [111] 방향의 자왜상수(magnetostriction constant)인  $\lambda_{111,100}$ 이 규소함량 6.5% 및 5%에서 각각 0이 되며, 또한 비저항이 증가하기 때문이다(Fig. 1). 자왜상수의 감소란 일정 조성에서 자기-탄성(magneto-elastic) 상호 작용이 최소가 되기 때문이며, 이에 따라 철손이 감소할 것이다. 반면에 규소 함량에 따른 기타 자기적 특성의 변화 즉 포화자속밀도(Bs), Curie 온도, 이방성 상수 등은 그 변화가 비교적 완만하다. 이러한 이유 때문에 6.5% Si 조성구역에서 철손이 최소가 된다고 알려져 있다.

그러나 고규소강(Fe-4~6.5%Si)은 규칙격자

$B_s, T$	Saturation Induction
$T_c^m, ^\circ C$	Curie Temperature
$K_1, J/m^3$	Magnetostriction Constant
$\lambda_{abc}$	Crystal Anisotropy Constant
$T_c^s, ^\circ C$	Ordering Temperature

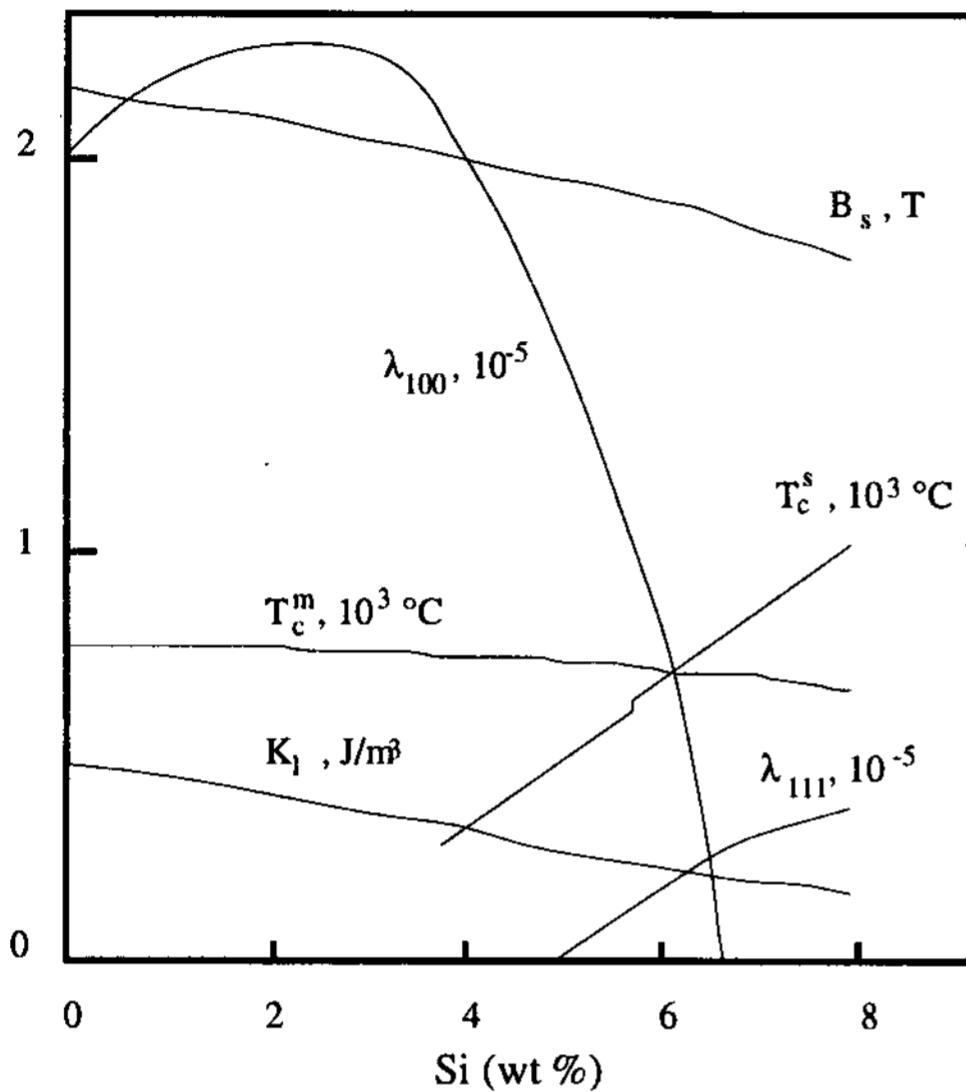


Fig. 1. Magnetic properties of Fe-Si crystalline alloys

형성에 따른 상은 취성때문에 판재화가 곤란하여 이를 극복하려는 많은 연구가 진행되었다. 도호쿠 대학에서는 K. I. Arai 등이 급냉법(melt spinning)을 이용한 고규소강판 제조연구를 수행하였다[3,4,5]. 가와사키 제철소에서는 쌍롤법을 이용하여 Fe-4.5%Si 강판을 제조하였다고 하며 [6], 신일본 제철소에서는 급냉법을 이용하여 제조한 Fe-6.5% Si 강판에 방향성까지 부여하는 기술을 개발하여 특허를 출원한 바 있다[7]. 또한 독일의 Max-Planck 연구소도 쌍롤법 및 단롤법의 일종인 PFC를 이용하여 Fe-6.5% Si 판재를 제조하였고[8,9], 미국의 Allied Signal 사에서는 PFC를 이용하여 0.05~0.1mm의 스트립을 제조하였다고 보고하였다[10]. 특히 일본의 NKK는 CVD법을 응용하여 Fe-6.5% Si 강판인 Super E Core를 개발하여 본격적인 판매를 서두르고 있다[11].

급냉법(rapid quenching)이 고규소강판 제조에 응용된 이유는 기존의 압연법을 이용할 때 발

생하는 취성을 피할 수 있기 때문이다. 기존 압연방법을 사용할 경우 철에 함유된 규소의 양이 4% 이상에서 압연할 때 취성이 발생한다. 취성이 발생하는 이유는 규소양의 증가가  $B_2, D0_3$  등의 규칙격자를 쉽게 형성시키기 때문으로 알려져 있다[12]. 그런데 급냉법을 이용하면 스트립의 냉각이 빨라서 규칙격자의 형성을 부분적 혹은 전면적으로 막을 수 있고 따라서 연성을 갖는 박고규소강판을 제조할 수 있다. 즉 규칙격자 천이 온도에서 규소의 확산이 잘 일어나지 않는 온도까지의 구간에서 냉각속도가 크면 규소가 확산할 충분한 시간이 없으므로 규칙격자 형성이 억제되어 연성이 있는 고규소 판재를 얻을 수 있게 된다. 이러한 관점에서 본다면, 고규소강에 급냉응고를 적용시킨 것은 급속응고(rapid solidification)에 의한 재료의 조직제어가 아니라, 급속냉각(rapid quenching)에 의한 규칙격자 형성의 제어다. 급냉법의 또 다른 장점은 잉곳(ingot)에서 압연공정을 이용하여 판재를 제조하는 방식에 비하여 장비 및 설비 비용이나 소모되는 에너지양을 대폭적으로 감소시킬 가능성이 있다는 점이다[13].

본고에서는 급냉 고규소 스트립의 열처리에 따른 미세조직 및 집합조직의 변화와 자성 최적화 열처리에 대하여 살펴보겠다. 미세조직과 집합조직을 살펴보는 이유는 조성이 일정하게 결정되면 철손특성에 영향을 주는 인자란 이력손에 영향을 주는 미세조직과 집합조직이기 때문이다.

## 2. 실험방법

### 2.1 Planar Flow Casting(PFC)

PFC공정은 얇은 스트립을 제조하는 기술로서 제조 가능한 스트립의 두께는 약 20-60 $\mu m$  정도이다. Fig. 2는 본 연구에 사용된 기기의 개략도를 나타낸다. 이 장비를 이용하여 스트립을 제조하는 순서는 다음과 같다. 먼저 모합금을 파쇄한 후 길이 30cm, 내경 1cm, 그리고 한쪽 끝에 슬릿이 나 있는 노즐에 모합금을 장입한 후 아르곤 가스를 일정시간 불어주어 산화성 분위기를 제거한 후, 용해 유도로를 가동시켜 모합금을 용해한다. 이와 동시에 롤을 회전시켜 원하는 속도에도달하게 한다. 모합금의 용해는 냉각롤의 약

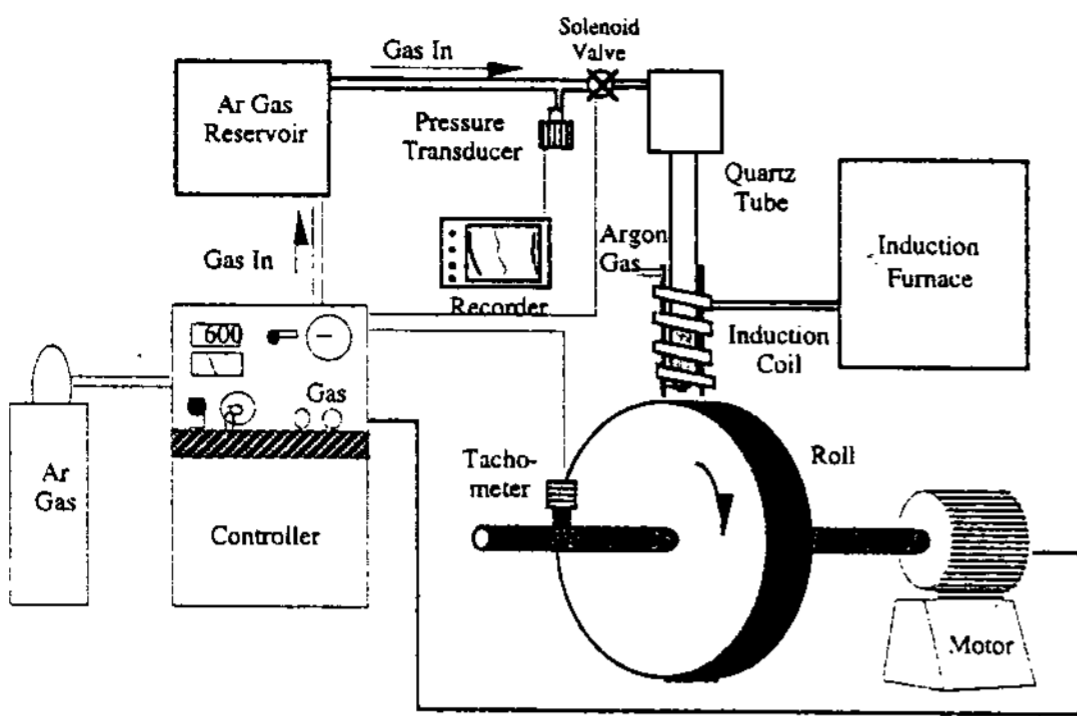


Fig. 2. Schematic diagram of PFC system

20cm상단의 노즐 안에서 이루어지며 이때 노즐의 외부는 노즐 슬릿부분 용탕의 산화방지를 위하여 분위기 가스로 아르곤 가스가 공급되는 보호관 안에 위치한다. 용탕이 원하는 온도에 도달하면 압축 실린더를 이용하여 노즐을 빠른 속도로 하강시켜, 물과 노즐 슬릿 사이의 간격이 약  $200\mu\text{m}$  정도가 되도록 하였다. 용탕을 보유한 노즐이 정위치에 도달하면 솔레노이드 밸브를 열어 가압된 아르곤 가스를 노즐 내에 불어넣어 용탕이 노즐 외부로 분사되도록 노즐내부를 가압하였다. 실험에서 사용된 제조조건을 살펴보면, 분사압은  $0.15\text{--}0.3\text{kgf/cm}^2$ , 슬릿 폭은  $300\text{--}500\mu\text{m}$ , 주조 롤의 회전 속도는  $12\text{--}25\text{m/sec}$  등이다.

## 2.2 열처리

본 연구에서 사용된 열처리 분위기는  $\text{N}_2+5\%\text{H}_2$  및 진공( $10^{-4}\text{--}10^{-5}$  torr) 등이다.  $\text{N}_2+5\%\text{H}_2$ 의 경우엔 열처리 후 바로 수냉을 하였으며, 진공 열처리 경우엔 로냉을 하였다. 수냉을 시킨 이유는 상조절이 용이하기 때문이다. 반면 진공 중 열처리의 장점은 열처리시 자성에 큰 영향을 미치는 산화막이 형성되지 않는다는 점이다. 열처리는  $1050, 1100, 1150^\circ\text{C}$  등에서 실시하였다.

## 2.3 조직관찰

Fe-Si합금의 경우 자성에 주요한 영향을 미치는 미세조직은 결정입도, 석출물 등과 A2, B2, D0<sub>3</sub>의 상을 들 수 있다. 본 연구에서는 열처리 온도 및 시간에 따른 결정입도의 변화를 광학현미경을 이용하여 관찰하였다. 일부 시편의 경우에는 재료내부의 석출물 및 상을 조사하기 위하

여 TEM 분석을 시도하였다.

## 2.4 집합조직 관찰

급냉 규소 스트립은 (200)면이 판재면에 평행한 cube-on-face 집합조직을 갖고 있다고 알려져 있다. (200) 집합조직은 방향성 응고에 의한 주조집합조직인데 우연히도 철계 연자성 재료에서 자성이 가장 뛰어난 집합조직으로 알려져 있다. 따라서 (200) 집합조직을 주조된 상태 및 열처리시 살펴보기 위하여 극점도(Pole Figure)를 이용한 집합조직 분석을 하였다.

## 2.5 자성측정

자기적 특성을 측정하기 위하여 시편을 원통형태(ring type)로 준비하였다. 직경 1cm의 석영관에 약 15-20cm길이의 스트립을  $0.1\mu\text{m}$  입도의  $\text{Al}_2\text{O}_3$ 를 묻혀서 감았다. 알루미늄 가루를 묻힌 이유는 고온 열처리시 스트립이 확산 접합되는 것을 방지하기 위함이다. 이렇게 열처리가 완료된 시편은 아세톤에 넣어 초음파세척기에서 세척한 후 직경 1cm의 석영관에 감아 1차 및 2차 권선을 마친 후 Iwatz 사의 SY8216 B-H Analyser를 이용하여 측정하였다. 측정 주파수는 50, 100, 300, 500, 1000Hz등이며, 인가자장 값은 1.5, 1.2, 1.0, 0.8, 0.6 T등이었다. 이때 측정된 자기 특성으로는 철손, 보자력, 투자율, 잔류자속밀도 등이었다.

## 3. 실험결과 및 고찰

### 3.1 미세조직

Fig. 3은 as-cast 상태 및  $\text{N}_2+5\%\text{H}_2$  분위기에서 열처리한 Fe-6.5%Si시편의 조직을 보여주고 있다. as-cast 시편의 경우, 물쪽 표면은 등방의 결정립을 보여주며 공기쪽 표면으로 접근할수록 방향성 응고가 일어난 결정립의 형태를 보여주고 있다. 또한 결정립은 주조 방향으로 약  $15\text{--}20^\circ$  누워있다. 등방의 결정립이 물쪽 표면에서 형성된 이유는 스트립 형성시 냉각롤과 용탕이 접촉하며 높은 과냉이 일어나 핵생성에 의한 응고가 스트립을 형성시키는 기구이기 때문이다. 반면에 공기쪽 표면으로 응고가 진행할수록 핵생성보다는 결정립 성장에 의한 응고가 일어나, 열

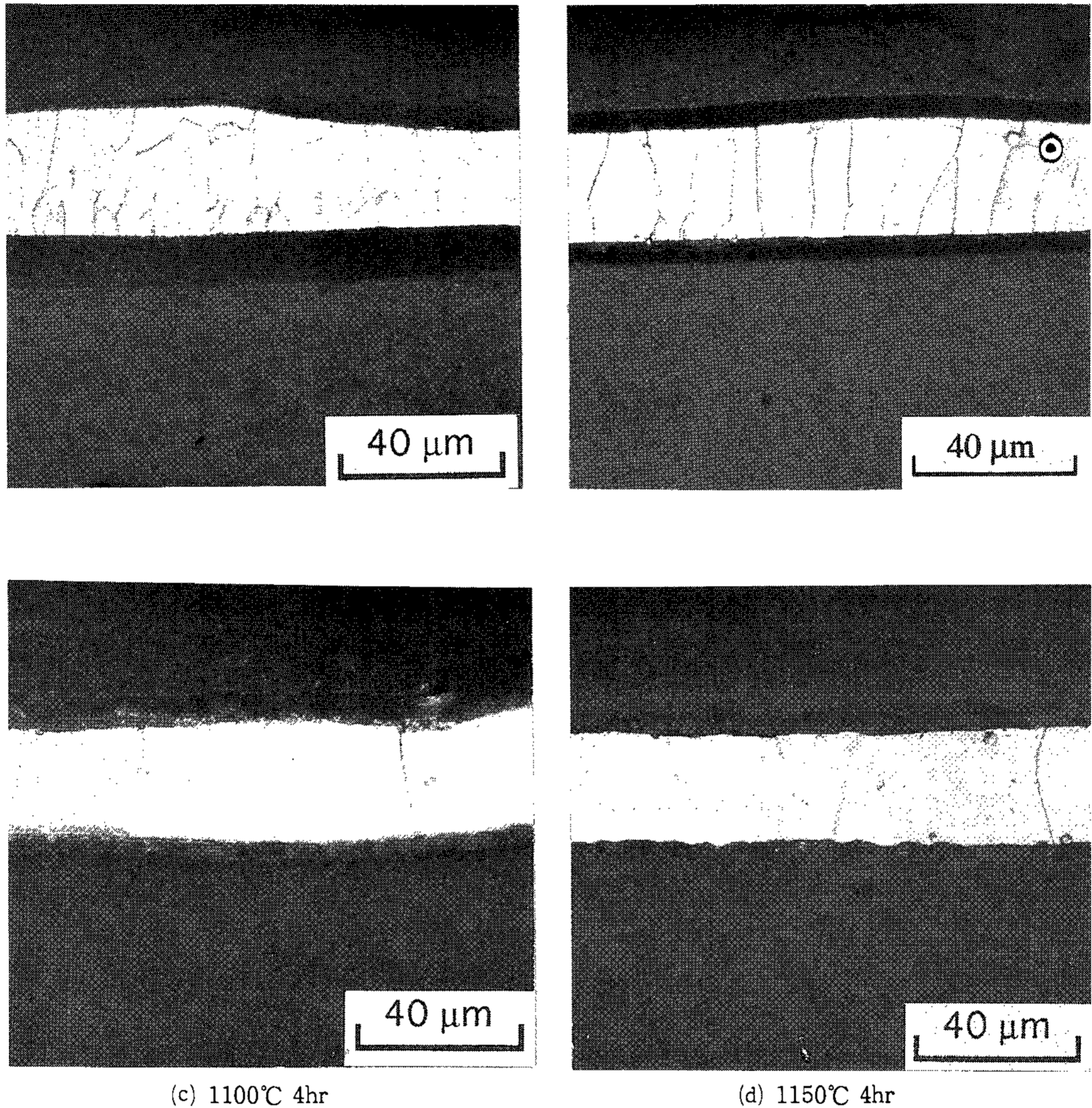


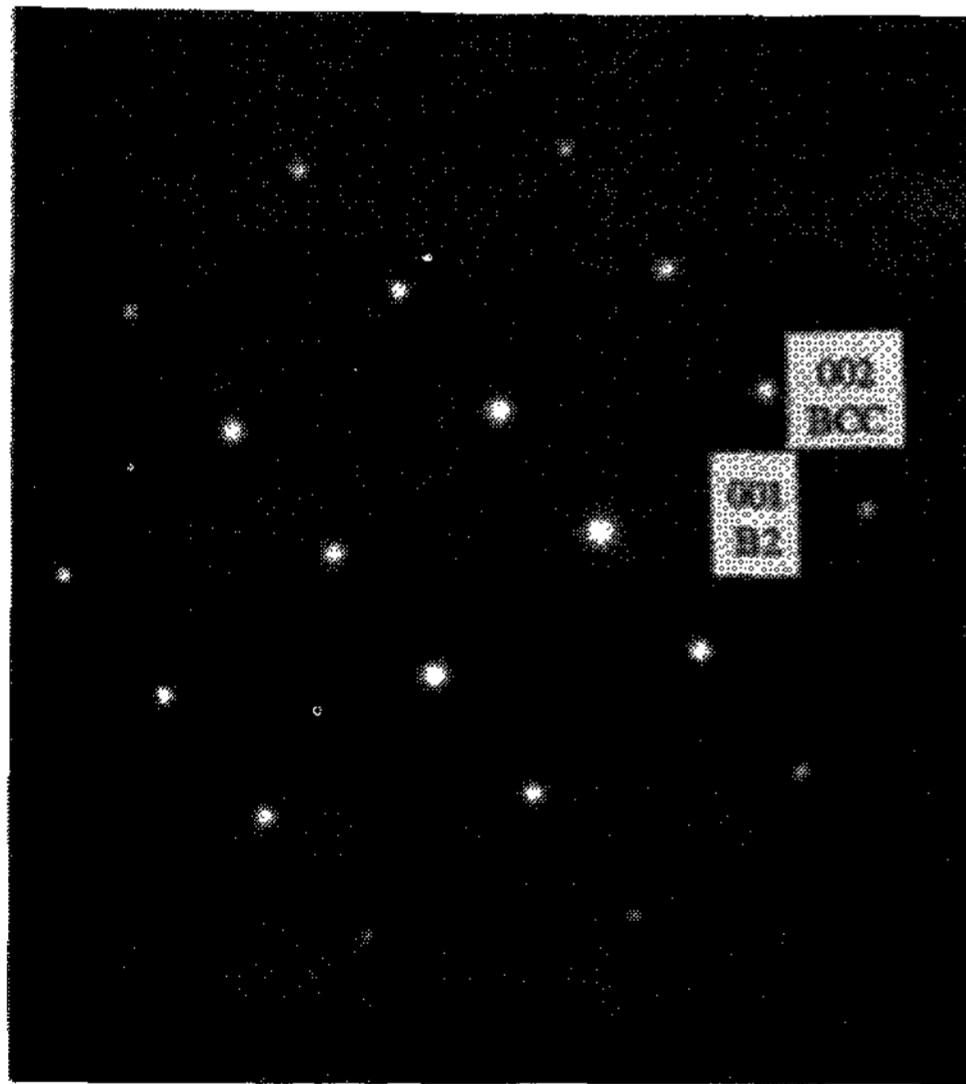
Fig. 3. Optical micrographs of Fe-6.5%Si heat treated at N<sub>2</sub>+5%H<sub>2</sub>, (a) as-quenched, (b) 1050 4hr, (c) 1100 4hr, and (d) 1150 4hr

전달 반대방향으로 길게 자란 결정립을 보여주고 있다. 이 시편을 1050°C 4hr 열처리하면 결정립이 성장하여 일부는 bamboo구조를 갖고 있으나 아직도 급냉의 자취를 찾아볼 수 있었으며, 이때의 폭방향 결정립의 크기는 13.5μm로 as-cast시편의 결정입도인 9 μm에 비하여 미약한 성장을 했음을 알 수 있다. 반면 1100°C 및 1150°C 4hr 열처리에서는 결정립의 성장이 충분히 일어나 완전한 bamboo구조를 갖고 있었고 as-cast시편의 급냉 조직의 자취는 찾아볼 수 없었다. Fig. 4는 Fe-6.5%Si 합금 스트립을 진공 중에서 1100°C

1hr 열처리한 후 로냉시킨 시편의 투과전자현미경의 bright field image 및 selected area diffraction pattern (SAD)을 보여주고 있다. Fe-6.5%Si 합금스트립 시편에서는 별다른 계재물을 찾아볼 수 없었다. bright field image의 경우 반점과 같은 형태의 점들이 발견되는데, 이는 B2 antiphase boundary이다[14]. 1100°C에서 1시간동안 열처리한 후 로냉시킨 시편의 상은 B2 규칙격자였다. 한편 이 시편에서는 D0<sub>3</sub> 규칙격자는 발견되지 않았는데 이는 로냉의 냉각속도가 충분히 커서(>300°C/hr) 규칙격자가 형성되지



(a) Bright field image



(b) [110] zone axis patterns

Fig. 4. TEM micrographs of Fe-6.5%Si heat treated at 1100 for 1hr

않은 것으로 생각된다.

Fig. 5는  $N_2+5\%H_2$  분위기에서 열처리시 Fe-6.5%Si 스트립의 결정립 성장 거동을 나타낸다. 1050°C의 경우에는 시간의 경과에 따른 결정립 성장이 미미하였으나, 1100°C 및 1150°C 열처리 경우엔 결정립 성장이 열처리 개시 후 2

시간까지는 매우 컸으며 그 이후에는 포화상태에 이르렀다. 스트립의 결정립 성장이 포화되는 이유는 스트립이 얇아 bamboo구조를 쉽게 이루어 결정입계가 표면에 걸리게 되고 표면에서는 표면 거칠기 및 산화막에 의해 입계의 이동이 방해받기 때문으로 사료된다. 한편 진공 중에서 열처리할 경우에는 열처리를 1100°C에서 1시간 및 4시간 실시하였는데 이때 폭방향 결정립 크기는 약 150-200 $\mu m$  정도였다. 진공 열처리시 결정립 성장이 더 잘 일어난 이유는 표면산화가 일어나지 않아 입계이동이 상대적으로 용이했기 때문으로 사료된다. 열처리에 따른 입도의 변화는 재료내의 불순물의 양, 스트립 두께, 열처리 분위기 등에 크게 좌우된다. 따라서 결정립 성장과정은 as-cast 시편의 결정방위 및 입도, 스트립 표면으로부터의 film의 기화, 각 결정립간의 표면에너지 차이, 표면 거칠기에 따른 결정립 성장의 걸림과 각기 다른 방위간의 입계에너지 차이 등이 영향을 준다고 알려져 있다[10].

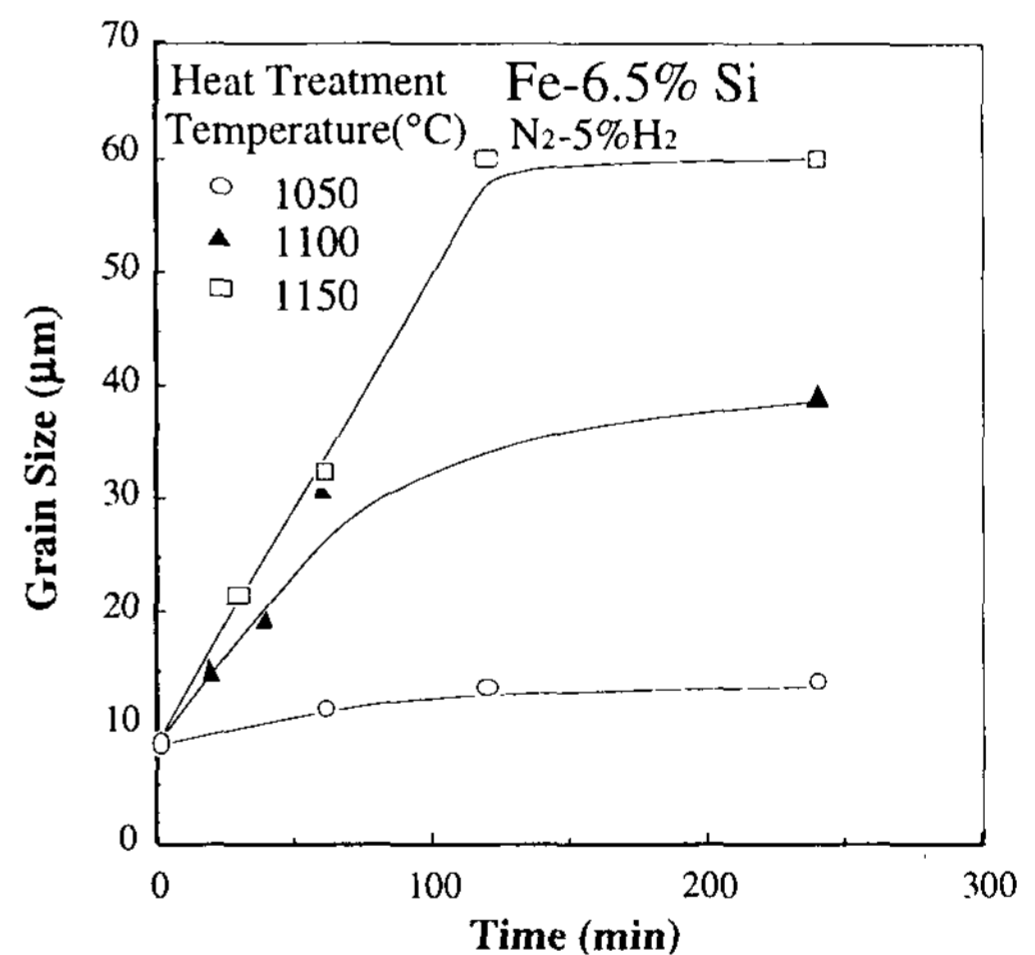
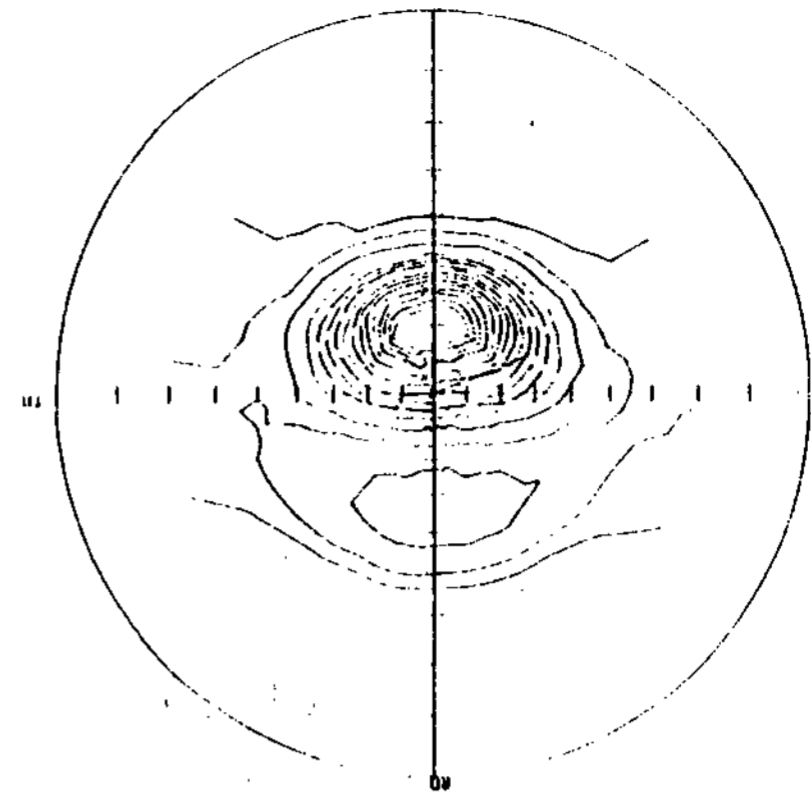


Fig. 5. Effect of heat treatment on grain growth behavior of Fe-6.5%Si

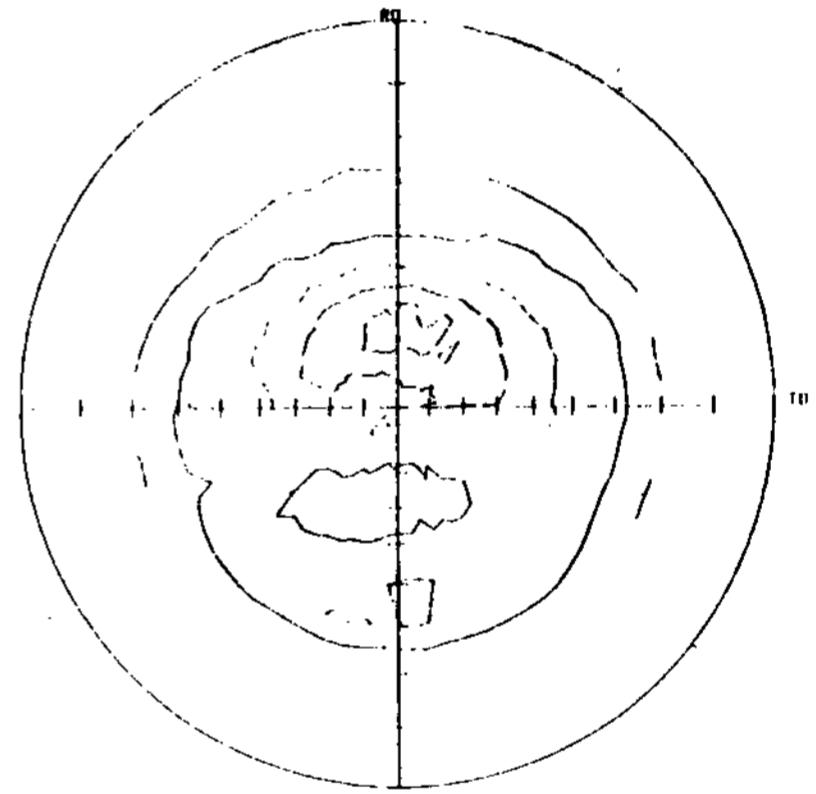
### 3.2 (200) 집합조직

Fig. 6은 Fe-6.5%Si 스트립의 (200) 극점도를 보여주고 있다. as-quenched 시편에서는 (200) 면이 표면에 평행한 방향에서 약 20° 기울어져 있었다. 또한 이 시편의 (200) 면강도(I)는 방향성이 없는 random한 시편의 (200) 면강도(I<sub>R</sub>)의 5.78배에 달했다. (200) 면이 스트립 표

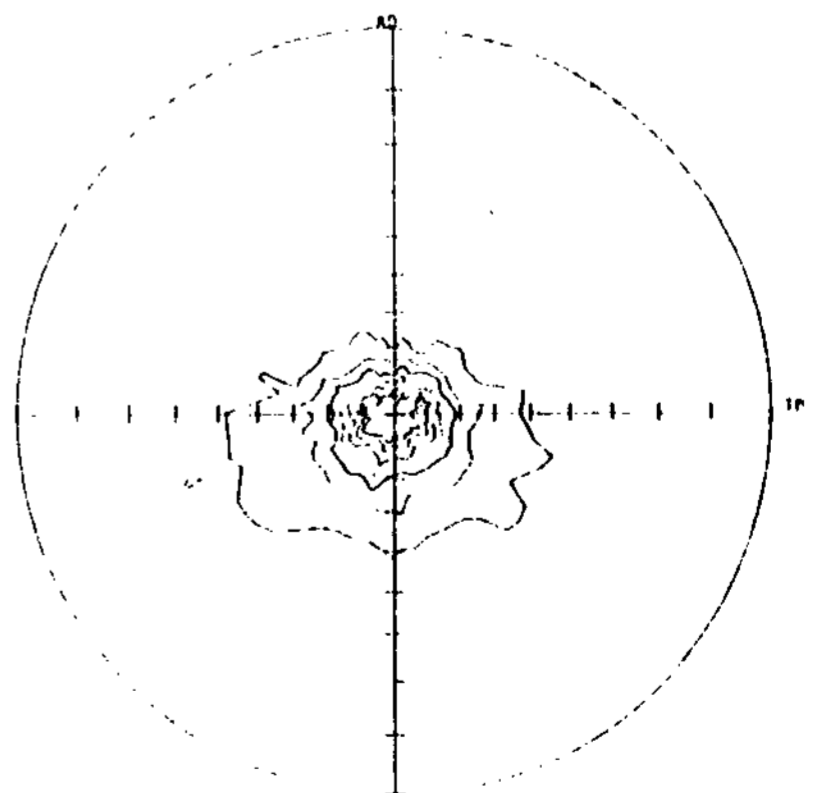
면에 평행한 방향으로 형성되는 이유는 주조시 선택적으로 성장하는 방향이 (200)면이기 때문으로 알려져 있다[10]. (200) 면이 표면에 평행한 면에서 약 20° 기울은 이유는 앞서 조직사진에서도 나타난 바와 같이 주조시 결정립의 성장이 주조방향으로 쏠리기 때문이다[15]. 한편 롤쪽 표면에서 찍은 극점도의 경우에도 (200)면이 표면에 평행한 면에서 약 20° 기울어져 있었다. 그러나 이 시편의 (200) 면강도는 random한 시편의 (200) 면강도에 비해 1.94 배에 불과했다. 이렇듯 롤쪽 표면에서 (200) 집합조직의 형성이 미약한 이유는 스트립 형성시 롤쪽 표면에서는 롤과 용탕이 접촉하며 높은 과냉이 일어나 핵생성에 의해 주도되는 응고에 의해 스트립이 형성되었기 때문에 결정 성장에 의해 나타나는 (200) 집합조직이 상대적으로 약할 수밖에 없었다고 설명할 수 있다. Fig. 6(c)는 1100°C에서 1 시간동안 열처리한 Fe-6.5%Si 스트립의 극점도를 보여주고 있다. as-cast 시편과 비교하여 볼 때 두드러지는 특징은 (200)면이 롤에 평행한 방향으로 형성되어 있다는 사실이다. 또한 (200)면의 면강도( $I/I_R$ )는 진공 열처리했을 때 14.58배로 증가하였고  $N_2+5\%H_2$  분위기에서 열처리할 경우 9.26배로 증가하였다. (200)면이 롤에 평행한 방향으로 형성되어 있다는 사실은 (200)면의 표면에너지가 주어진 열처리 조건에서 상대적으로 낮기 때문에 나타난 현상으로 사료된다. 따라서 주어진 열처리 조건에서 일어난 결정립 성장은 표면에너지가 구동력으로 작용한 3차 재결정현상으로 사료된다. (200)면강도는 열처리를 수행한 후에 더 커졌는데 이는 결정립 성장과 관계 있어 보인다. 초기 결정립 구조는 Fig. 5에서 보여주듯이 롤쪽 표면은 작은 등방의 결정립을 보여주며 공기쪽 표면으로 접근할수록 방향성 응고로 형성된 커다란 결정립의 형태를 보여주고 있다. 따라서 결정립 성장이 일어날 때, (200)면이 스트립 표면에 평행한 면에서 약 20° 기울은 면들은 스트립 표면에 평행하게 이동하여 표면에너지를 감소시키게 된다. 동시에 스트립 전체의 입계에너지를 줄이기 위하여 롤쪽 표면의 작은 등방의 결정립을 희생시키며, 방향성 응고가 일어난 커다란 결정립이 주로 성장하게 된 것으로 추론된다. 이러한 현상이 발생한



(a) As-Quenched, Air side, ( $I/I_R$ )=5.78



(b) As-Quenched, Roll side, ( $I/I_R$ )=1.94



(c) Vacuum 1100°C 1hr, ( $I/I_R$ )=14.6

Fig. 6. (200) pole figure of as-quenched and heat treated Fe-6.5%Si strip

결과 열처리 후에 (200)면의 강도가 커졌다고 설명할 수 있다.

Fig. 7은 열처리 분위기에 따른 (200)면의 강도를 보여주고 있는데, 진공 분위기 ( $10^{-4}$ - $10^{-5}$  torr) 가  $N_2+5\%H_2$  분위기보다 (200) 집합조직에 유리해 보인다.  $1100^\circ C$  열처리 경우 1시간 열처리시 진공열처리한 시편의 (200)면강도( $I/I_R$ )가 14.6으로  $N_2+5\%H_2$  분위기에서 열처리한 시편의 (200)면강도( $I/I_R$ )인 9.26보다 더 크게 나타났다. 반면 4시간 열처리한 경우 두 시편 모두 (200)면강도가 12 근처였다. 이 결과는 분위기 변화에 따른 표면에너지 변화 때문으로 해석할 수 있으며, 또한 결정립 성장 거동으로도 해석이 가능하다. 표면에너지로 설명할 경우, (200)면의 표면에너지가  $N_2+5\%H_2$  분위기보다 진공분위기에서 더 낮아 (200)면이 진공분위기에서 더 잘 형성된다고 할 수 있다. 그러나 이 현상은 결정립 성장 속도를 이용하여 설명하는 것이 더 합리적인 것 같다. 결정립의 성장은 진공 열처리시 매우 빨라서 (200)면의 성장이 매우 빠르고 따라서 (200)면 강도가 커진 것 같다. 반면  $N_2+5\%H_2$  분위기에서는 결정립의 성장이 상대적으로 느려서 (200)면강도가 낮게 나타나고 있는 것 같다. 이러한 논지의 근거는 결정입도 증가에 따른 (200)집합조직 형성의 관계를 살펴보면 더 명확해진다. Fig. 8은  $N_2+5\%H_2$

분위기 및 진공분 위기에서 열처리시 나타난 결정입도 증가와 (200)면강도의 변화를 보여주고 있다. 한 열처리 분위기에서 결정입도의 변화는 (200)면강도의 증가와 일치하고 있다. 따라서 이 현상은 스트립 면에 평행한 (200)면을 갖고 있는 큰 결정립이 선택적으로 성장한 결과로 설명할 수 있을 것이다. 비록 진공분위기가  $N_2+5\%H_2$  분위기보다 (200)면 형성에 더 도움이 되는 것 같기는 하지만 표준 열처리 분위기는  $N_2+5\%H_2$  분위기로 선택하였다. 그 이유는 진공열처리가 실용성 측면에서 상업화 가능성이 없고,  $N_2+5\%H_2$  분위기로도 충분히 (200) 집합조직을 형성시킬 수 있기 때문이다.

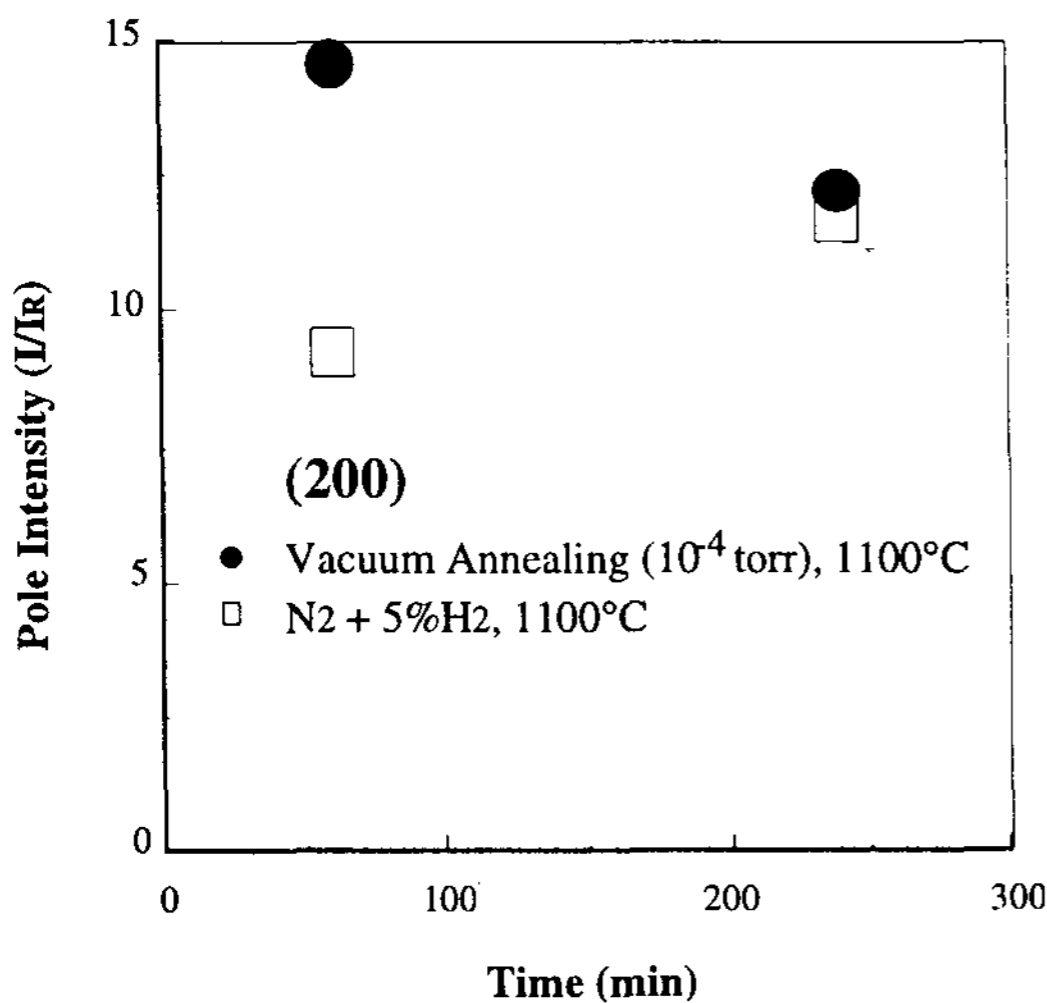


Fig. 7. (200) pole intensity ( $I/I_R$ ) of Fe-6.5%Si under different heat treatment atmosphere

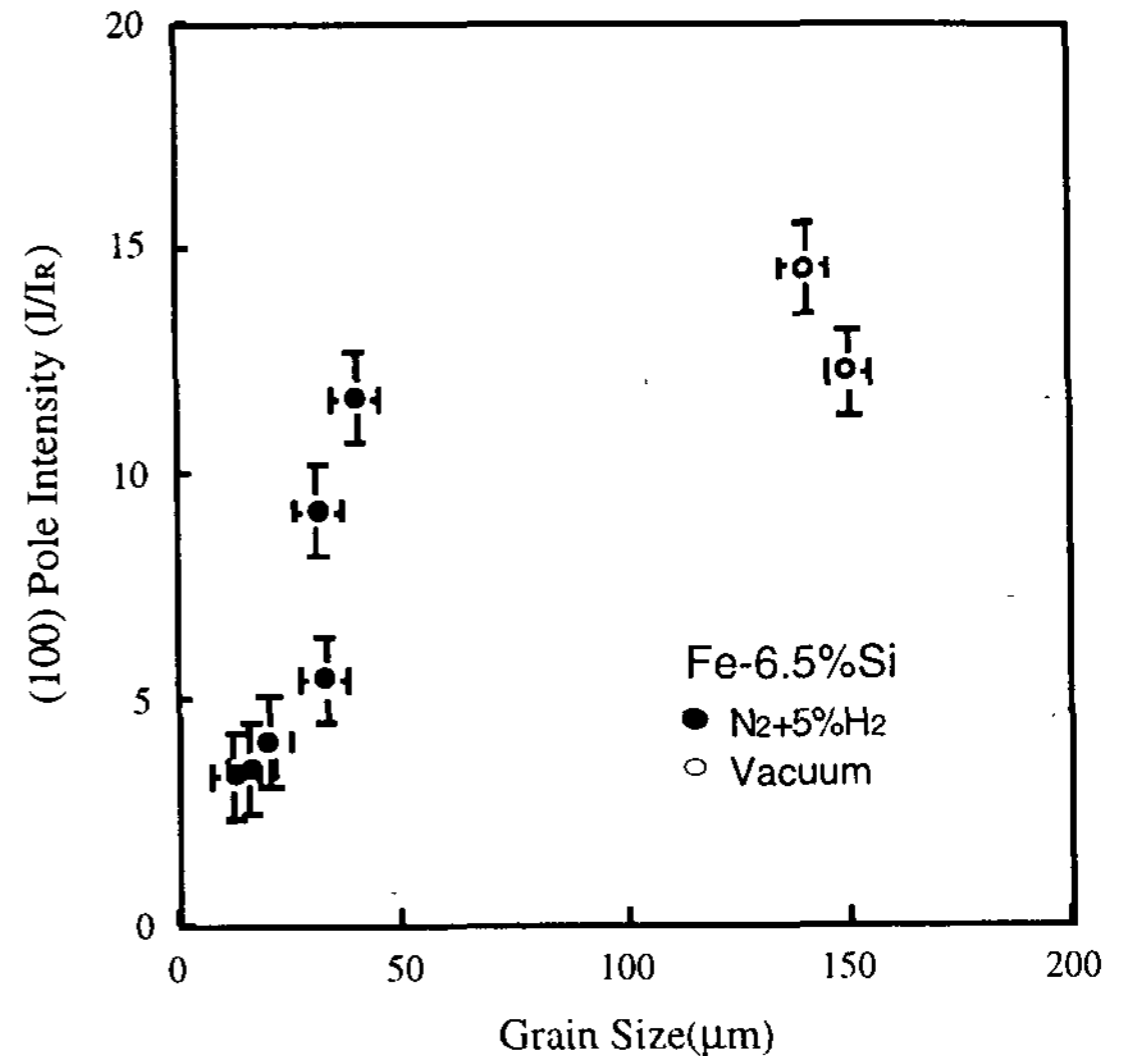
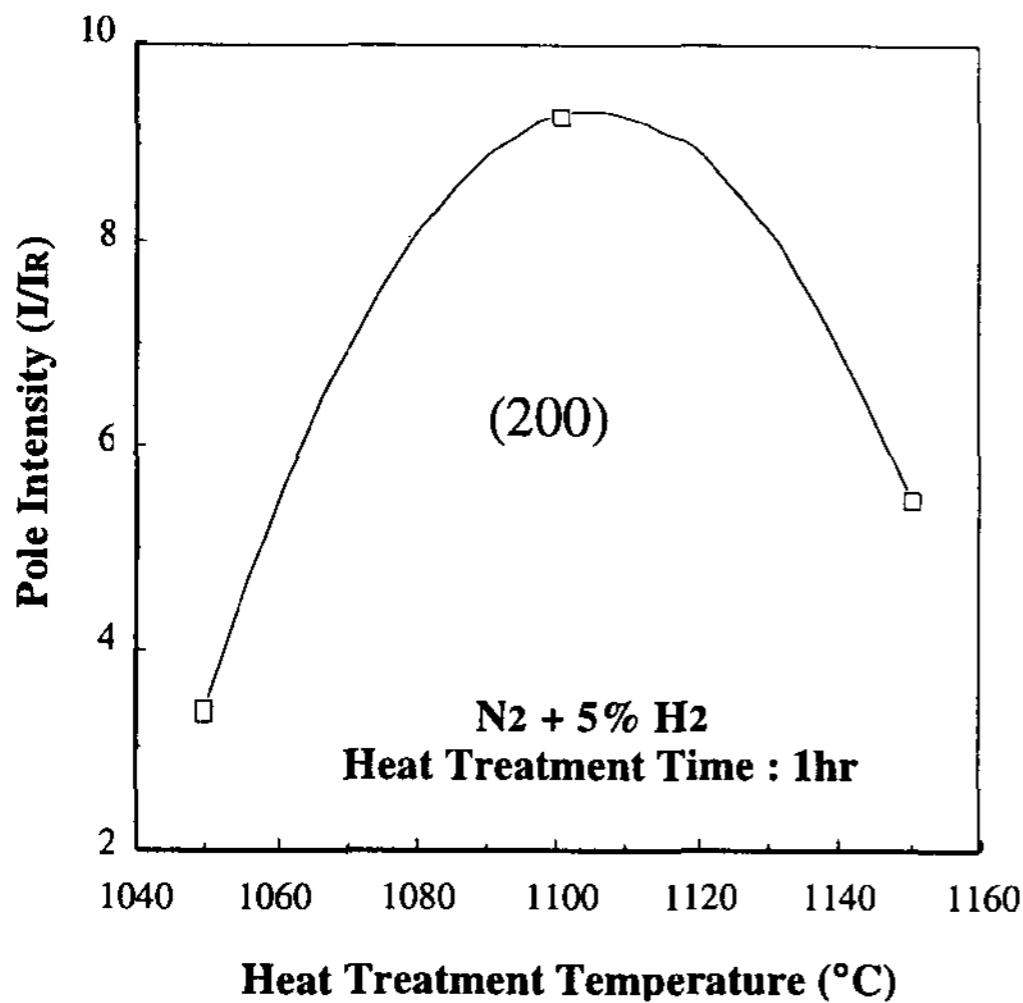


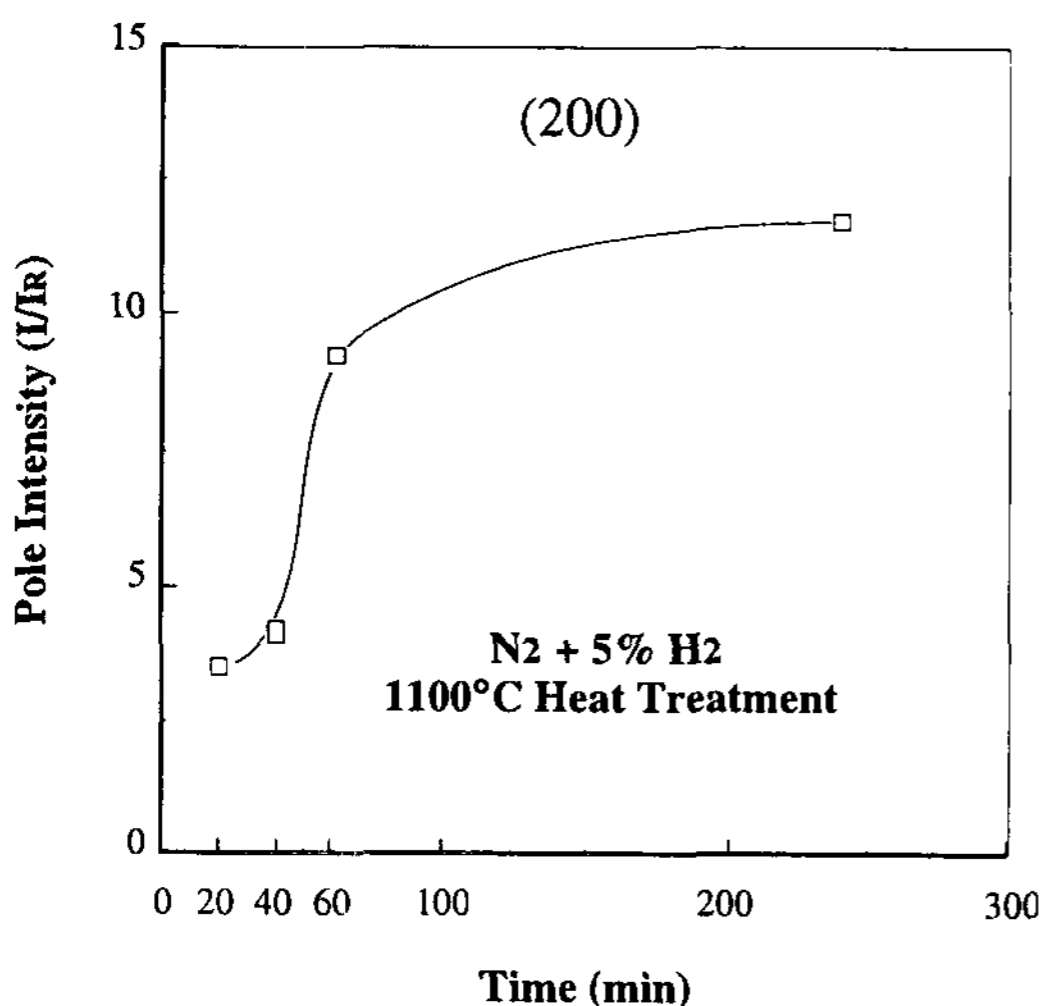
Fig. 8. Effect of grain size on (200) pole intensity

$N_2+5\%H_2$  분위기에서 1시간동안 열처리한 경우, (200) 집합조직 형성에 가장 큰 도움을 주는 열처리 온도는  $1100^\circ C$ 로 나타났다 (Fig. 9 (a)).  $1050^\circ C$  경우에는 결정립의 성장이 충분히 일어나지 않아서 (200)면강도는 as-cast 시편과 유사하다. 반면  $1150^\circ C$  열처리에서는 결정립 성장도 충분히 일어났으나 (200)면강도의 증가는 매우 미미하였다. 이 경우는  $1150^\circ C$ 에서 (200)면의 표면에너지가 상대적으로 높아져서 (200) 집합조직을 형성할 이유가 사라졌기 때문으로 추론된다. 한편  $1100^\circ C$ 에서는 결정립의 성장도 충분히 일어나고 (200)면의 표면에너지도 상대적으로 낮아 (200)집합조직이 양호하게 형성된 것

같다. 따라서 1100°C에서 열처리 시간에 따른 (200) 면강도의 변화를 관찰하였다(Fig. 9(b)). (200)면강도는 열처리를 시작한 후 한시간 내에 매우 빠르게 (200) 집합조직을 형성하였으며 그 후 시간의 경과에 따라 서서히 증가되었다. 이러한 집합조직의 형성은 앞서 설명한대로 결정립 성장으로 설명할 수 있다.



(a)



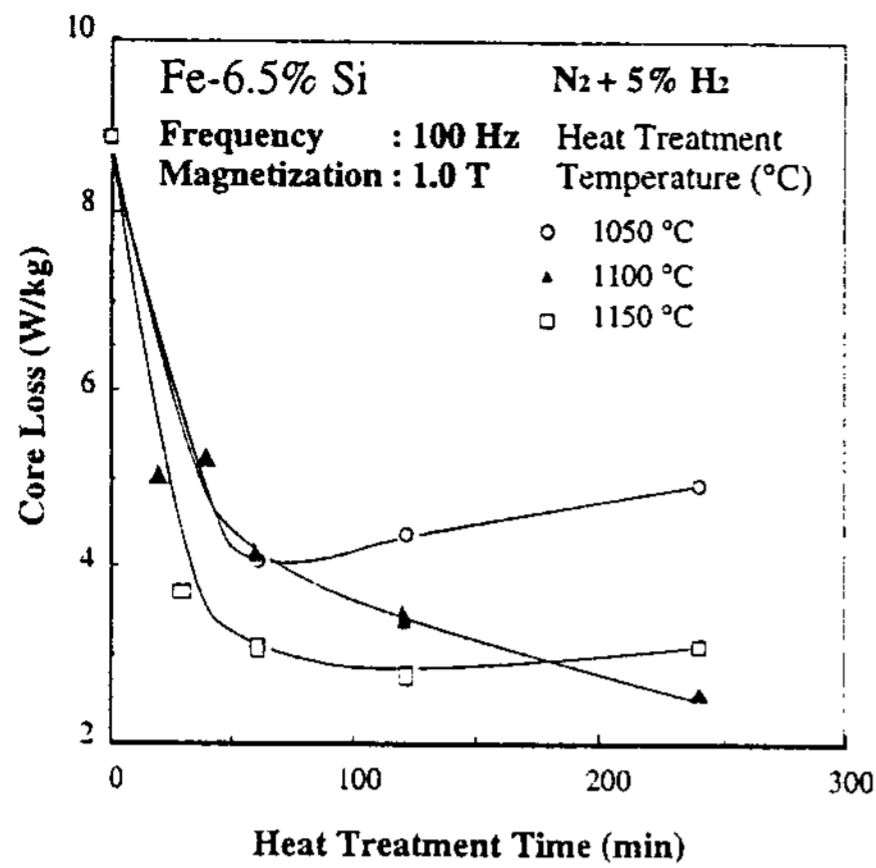
(b)

Fig. 9. (200) pole intensity ( $I/I_R$ ) of Fe-6.5%Si as a function of (a) heat treatment temperature, and (b) heat treatment time at 1100

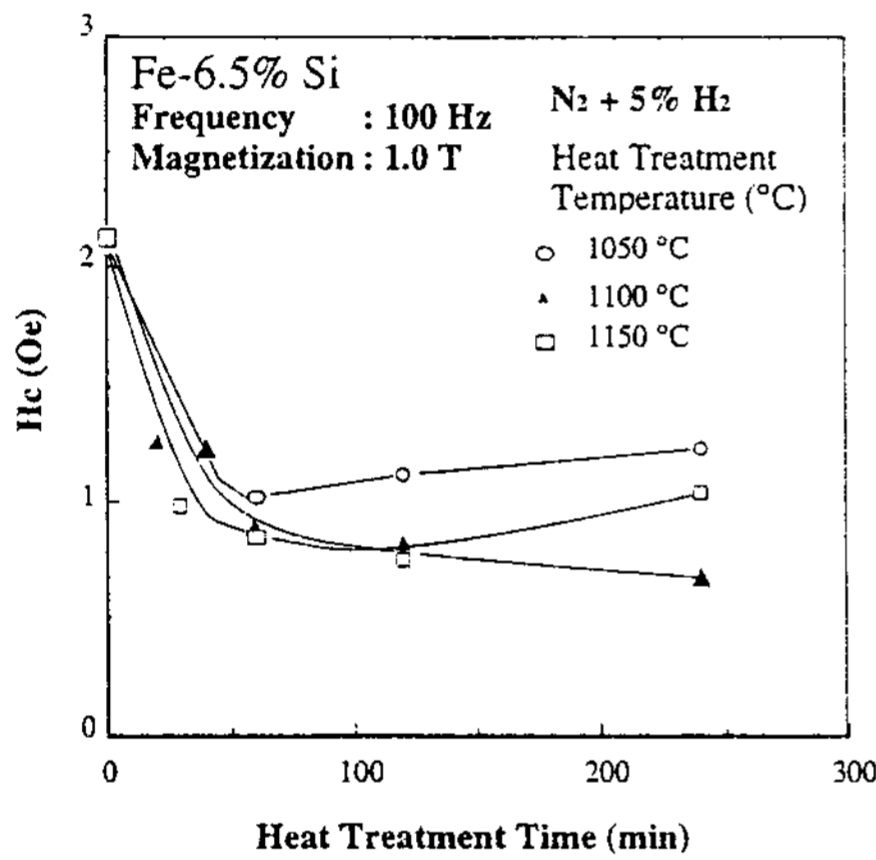
### 3.3 자기 특성

열처리는 내부응력을 제거시키고 결정립을 성장시키며 집합조직을 변화시켜 자기특성에 영향을 준다고 알려져 있다. Fig. 10은 열처리에 따른 철손, 보자력 그리고 투자율의 변화를 나타낸다. 철손의 경우 사용된 모든 열처리 온도에서 60분 이내에 급격한 철손의 감소를 보여주었다. 열처리 시간이 60분을 넘으면 열처리에 따른 철손 감소 효과가 포화 상태에 이르렀다. 철손을 기준으로 평가하면,  $N_2+5\%H_2$  분위기에서 열처리할 경우 최적조건은 1150°C 1-2 hr 및 1100°C 2 hr 이상이라고 할 수 있다. 1150°C 4 hr 열처리는 1150°C 1-2 hr 열처리와 비교하여 철손을 약간 증가시켰다. 1100°C 열처리의 경우엔 열처리 시간의 증가에 따라 철손이 감소하여 1100°C 4hr 열처리가 최소 철손값을 나타냈다. 반면 1050°C 열처리에서는 열처리 초기의 급격한 철손 감소 이후 다시 철손이 증가하였다. 1050°C 및 1150°C에서 장시간의(4 hr) 열처리가 철손을 오히려 증가시켰는데 이는 표면산화가 일어났기 때문인 것으로 생각된다. 즉 표면 산화층은 재료의 자화시 자구이동을 방해하여 철손을 증가시키기 때문이다. 특히 1050°C 열처리의 경우는 철손을 줄여주는 결정립 성장이 미미하여 표면 산화의 영향이 매우 크게 나타난 것 같다. 1100°C 4hr 열처리의 경우에도 파란색의 표면 산화층이 생성되었음에도 불구하고 철손이 감소하였는데 이러한 결과는 앞서 설명한 (200) 집합조직형성 때문으로 사료된다. 열처리 조건 변화에 따른 보자력의 변화는 철손의 변화와 유사한 거동을 보여주었다. 이 결과는 동일한 상을 갖고 있는 동일한 조성의 재료에서는 철손의 변화가 보자력이 영향을 주는 이력손의 차이에서 기인한다는 사실을 보여준다. 한편 투자율의 경우에는 세 열처리 조건 모두 열처리 시간 1-2시간에서 최대를 나타내는 경향을 보였다. 참고로 진공열처리시 자기특성의 변화를 살펴보면 다음과 같다. 진공 열처리시 철손특성은 1100°C 1hr의 경우  $W_{10/100}$ 은 3.177 W/kg,  $H_c$ 는 0.745 Oe, 투자율은 3531 이었으며 이는  $N_2+5\%H_2$  분위기의 열처리 경우와 유사했다. 그러나 1100°C 4hr의 경우  $W_{10/100}$ 은 2.519 W/kg,  $H_c$ 는 0.6343 Oe, 투자율은 4460 등으로 양호한 자성을 나타

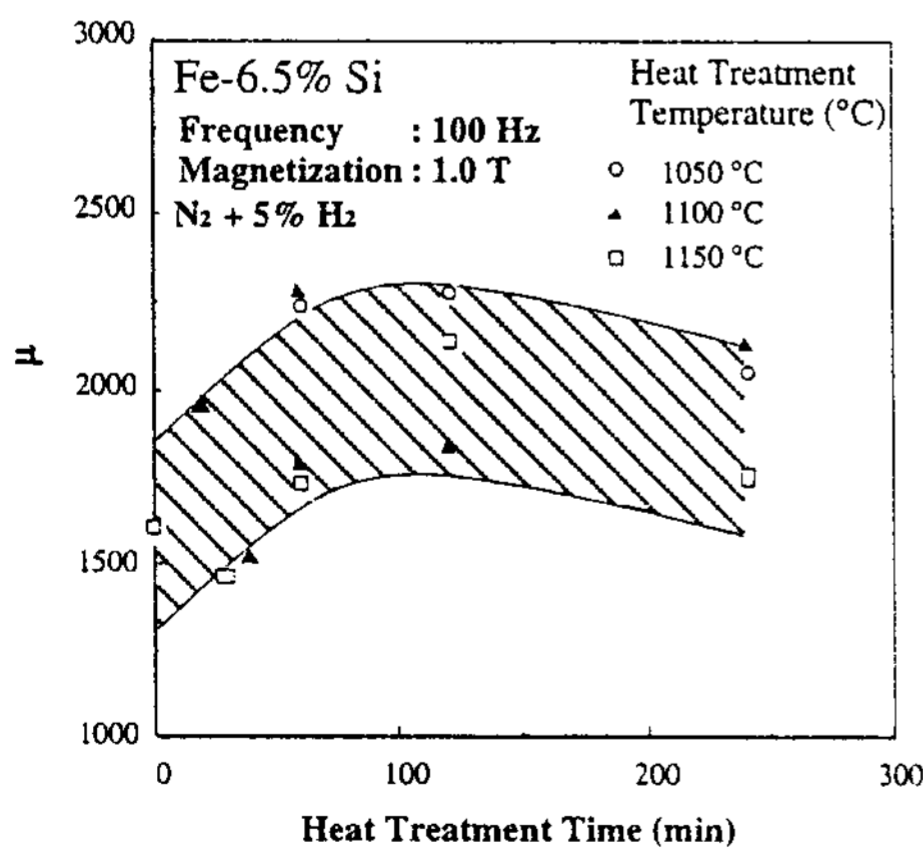




(a) Core loss



(b) Coercivity



(c) Permeability

Fig. 10. Effect of heat treatments on magnetic properties of Fe-6.5%Si, (a) core loss, (b) coercivity, and (c) permeability

났다. 이러한 양호한 자성이 나오게 된 배경은 산화가 일어나지 않았기 때문으로 사료된다.

Fig. 11은 결정립의 크기와 철손의 관계를 보여주고 있다. Fig. 10에서 살펴본 자기특성은 열처리 온도 및 시간에 대해 표현되어 재료의 조직이 자성에 미치는 영향을 살펴 볼 수 없었다. 따라서 열처리에 따른 조직 변화인 결정립의 크기와 철손의 관계를 살펴보았다. 결정립성장은 철손 감소와 일치하는 것 같다. 결정립의 크기가 자성에 미치는 영향에 대한 일반적인 해석은 결정립 크기의 증가가 자구의 크기를 증가시키고 따라서, 자력을 감소시켜 일어난다고 해석하고 있다. 즉 이력손의 일부는 입계에서 자구의 핵생성 및 소멸에 의한 것인데, 만약 결정립이 증가하여 결정입계가 감소한다면 이러한 이력손이 일어날 장소가 감소하여 이력손은 감소한다는 것이다. 그러나 결정립도 증가만으로 철손 감소를 설명하기는 부적합한 것 같다. 그 이유는 첫째 결정립이 9 $\mu\text{m}$ 에서 15 $\mu\text{m}$ 로 성장할 때 철손이 급격히 감소하였는데 이 부분의 철손 감소에 지대한 영향을 준 요소는 결정립 성장이 아닌 내부응력의 감소로 보는 것이 타당하기 때문이다. 즉 6 $\mu\text{m}$ 의 결정립성장이 철손에 큰 영향을 주었다고 할 수 없다. 결정립 성장에 따른 철손 감소 현상을 보여주는 구간은 내부응력이 제거된 후에 나타날 것이다(결정입도 15 $\mu\text{m}$ -60 $\mu\text{m}$  구간). 결정

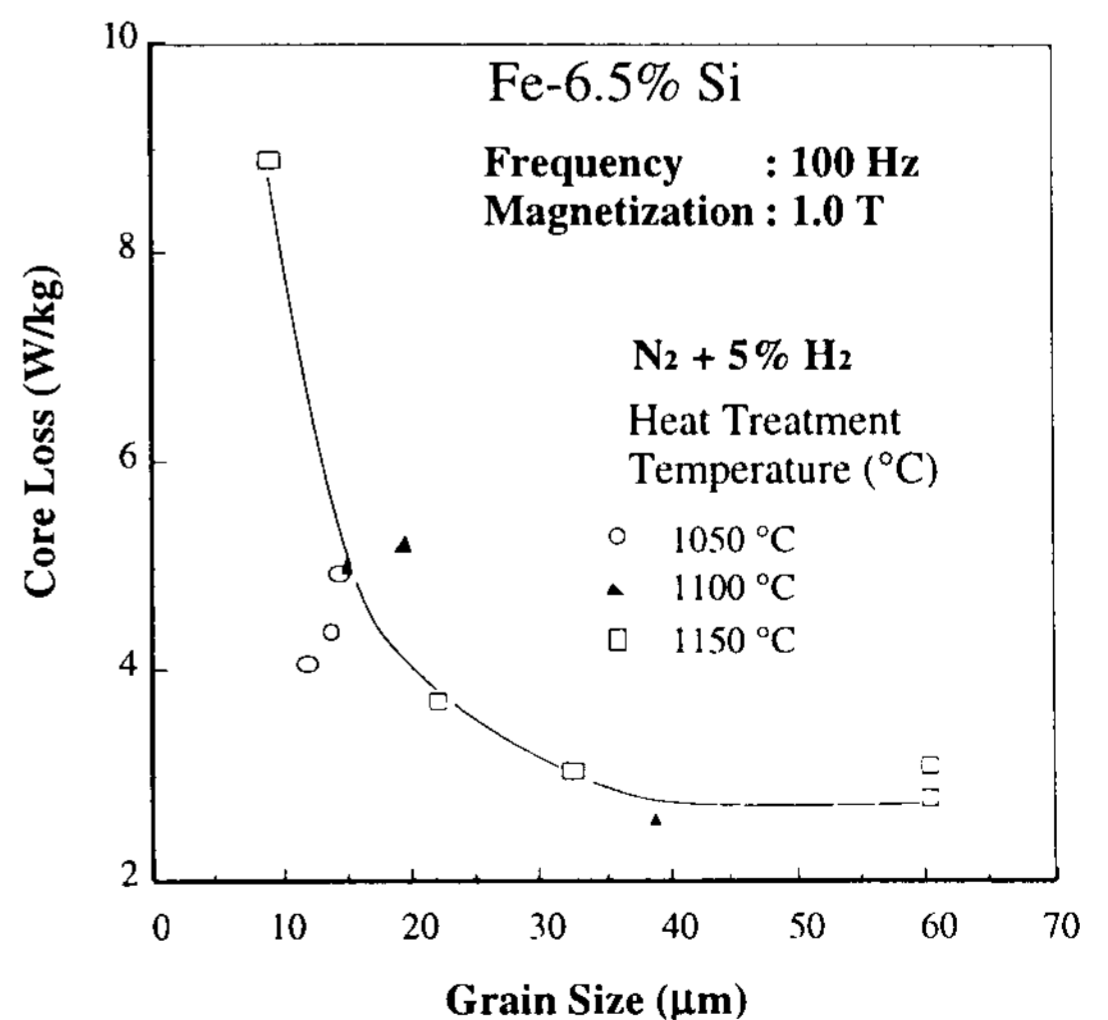


Fig. 11. Effect of grain size on core loss of Fe-6.5% Si

립이 조대한 경우(>50 $\mu$ m)엔 결정립의 크기가 철손에 미치는 영향도 있지만 열처리에 따른 집합조직의 영향도 고려하여야 한다. 더불어 고려할 점은 결정립 성장이 철손의 감소와 반드시 일치하지 않는다는 것이다. 와류손의 경우, 결정립의 크기 증가는 일반적으로 자구의 크기를 증가시켜 자벽간의 간격이 증가하여 와류손이 증가하고 또 일설에는 자벽의 이동속도가 증가하여 와류손이 증가한다고 설명되고 있다[16]. 따라서 결정립 크기의 증가가 자벽이동을 용이하게 하여 철손이 감소한다는 생각은 항상 적용될 수 있는 것이 아니다. 상용 무방향성 전기강판의 경우 결정입도가 약 100-150 $\mu$ m일때 최소 철손을 나타내며 입도가 그 이상일 때는 오히려 철손이 증가한다고 보고되고 있다. 이러한 측면에서 볼 때 열처리에 따른 효과를 결정립 크기의 증가로만 해석하는 방법에는 우리가 따르며 또한 실험적 근거도 불명확한 상태이다. 문헌에서도 결정립 크기와 자성을 연결시키려는 시도는 그리 많지 않다. 그 원인은 자성에 영향을 미치는 인자와 결정립 성장에 영향을 미치는 인자가 각각 독립적으로 다수 존재하기 때문에 서로 관계짓기에는 너무 여러 변수가 들어가 복잡한 양상을 보이기 때문이 아닌가 사료된다. 예를 들어보면 같은 결정립 크기에서도 불순물, 조성, 두께 및 집합조직이 다르면 철손이 다르다. 따라서 여러 요소들을 상호 비교할 수 있도록 각각의 자료들이 normalize되어야 하나 그러한 자료는 저자의 지식한도 내에서는 존재하지 않는다.

집합조직과 철손에 관한 분명한 관계가 정립되어 있지 못하다. 그 이유는 앞서 설명한대로 철손에 영향을 주는 인자가 너무 많아서 철손과 각 인자사이에 독립적인 상호관계를 자세한 밝히기가 쉽지 않기 때문이다. Fe-6.5%Si시편의 경우 철손과 (200) 집합조직과의 관계를 Fig. 12가 보여주고 있다. (200)면강도의 증가는 철손의 감소와 대략 일치하고 있다. 철손의 감소를 (200)면강도 증가로 설명해 본다면 다음과 같다. (200)면은 자화난이 방향([111])이 없고 자화용이 방향([001])만 있는 철계 연자성재료의 이상적인 자화면이다. 따라서 열처리에 따라 (200) 집합조직이 강화된다면 재료의 자화가 상대적으로 쉬워져 철손은 감소할 것이다. 그러나 집합조

직의 형성은 결정립의 성장, 표면 산화등 다른 여러 현상과 동시에 일어나므로 집합조직 형성과 철손과의 관계를 수량화하기는 어렵다. 본 실험의 경우는 1100 $^{\circ}$ C 열처리시 철손의 감소를 집합조직으로도 설명할 수 있을 것이다.

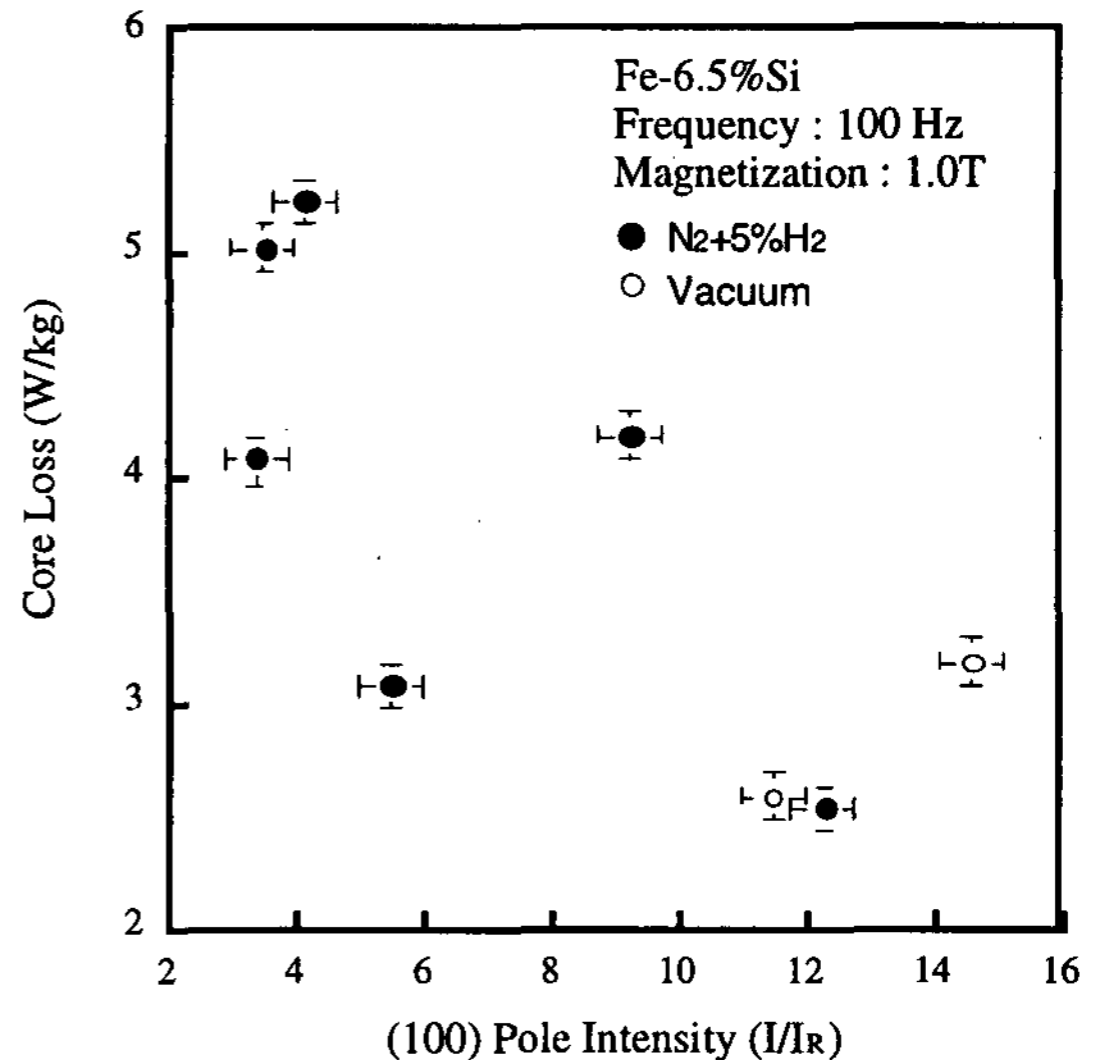


Fig. 12. Effect of (200) texture formation on core loss of Fe-6.5% Si

#### 4. 결 론

1) as-cast Fe-6.5%Si 시편의 결정립 구조는, 롤쪽 표면은 등방의 결정립을 보여주며 공기쪽 표면으로 접근할수록 방향성 응고가 일어난 결정립의 형태를 보여주고 있다. 또한 결정립은 주조 방향으로 약 15-20 $^{\circ}$  기울어져 있다. 열처리시 Fe-6.5%Si 스트립은 결정립이 성장하여 bamboo구조가 되었으며, 15-20 $^{\circ}$  기울어져 있던 결정립이 스트립 표면에 수직하게 되었다.

2) as-cast Fe-6.5%Si 스트립은 (200)면이 스트립 표면에 평행한 방향에서 약 20 $^{\circ}$  기울어져 있었다. 이 스트립을 1100 $^{\circ}$ C 이상의 N<sub>2</sub>+5%H<sub>2</sub> 분위기에서 1시간 이상 열처리할 때 (200)면이 스트립 면에 평행해지며 (200)면강도가 증가하였다.

3) Fe-6.5%Si 스트립을 N<sub>2</sub>+5%H<sub>2</sub> 분위기에서 열처리할 경우 최저 철손을 나타내는 조건은

1150°C 1-2 hr 및 1100°C 2 hr 이상이다. 열처리  
리에 따른 철손감소현상은 결정립 성장과 (200)  
집합조직 형성 등으로 설명할 수 있다.

### 참 고 문 헌

- [ 1 ] C. W. Chen : Magnetism and Metallurgy of Soft Magnetic Materials, North-Holland Pub. Co., Amsterdam (1977) 116
- [ 2 ] K. I. Arai : J. Appl. Phys, 64 (1988) 5373
- [ 3 ] K. I. Arai and N. Tsuya : IEEE Trans. Mags., Mag-16 (1980) 126
- [ 4 ] N. Tsuya, K. I. Arai, K. Ohmori, H. Shimanaka, and T. Kan : IEEE Trans. Mags., Mag-16 (1980) 728
- [ 5 ] K. I. Arai, and K. Ohmori : Metall. Trans. A, 17 (1986) 1295
- [ 6 ] F. Kogiku, M. Yukumoto, K. Shibuya, M. Ozaya, T. Kan : Mat. Res. Soc. Symp. Proc., 58 (1986) Materials Research Society
- [ 7 ] US Patent 5049204, Process for producing a grain oriented electrical steel sheet by means of rapid quench-solidification process
- [ 8 ] E. Vogt, and G. Frommeyer : Z. Metallkde, 78 (1987) 263
- [ 9 ] A. R. Buchner, and J. W. Schmitz : Steel Research, 63 (1992) 7
- [10] C. F. Chang, R. L. Bye, V. Laxmanan, and S. K. Das : IEEE Trans. Mags., Mag-20 (1984) 553
- [11] Y. Tanaka, M. Abe, S. Masuda, and J. Inagaki : J. Appl. Phys. 64 (1988) 5367
- [12] M. J. Tenwick and H. A. Davies : Proc. 5th Intern. Conf. on Rapidly Quenched Metals RQ5, eds. S. Steeb and H. Warlimont, North-Holland, Amsterdam (1984) 1639
- [13] L. L. Teoh : Iron and Steel Engineer, Dec (1988) 34
- [14] J. E. Wittig, E. Vogt, and G. Frommeyer : Ultramicroscopy, 30 (1989) 172
- [15] M. Pott-Langemeyer, W. Riehemann, and W. Heye : Mater. Sci. Eng A, 133 (1991) 204
- [16] K. Matsumura and B. Fukuda : IEEE Trans. Mags., Mag-20 (1984) 1533