

琉球大学学術リポジトリ

無方向性珪素鋼板の磁気特性改善に関する研究

メタデータ	言語: 出版者: 黄柏英 公開日: 2021-12-15 キーワード (Ja): キーワード (En): 作成者: 黄, 柏英, Kou, Hakuei, B.Y, Huang メールアドレス: 所属:
URL	http://hdl.handle.net/20.500.12000/25355

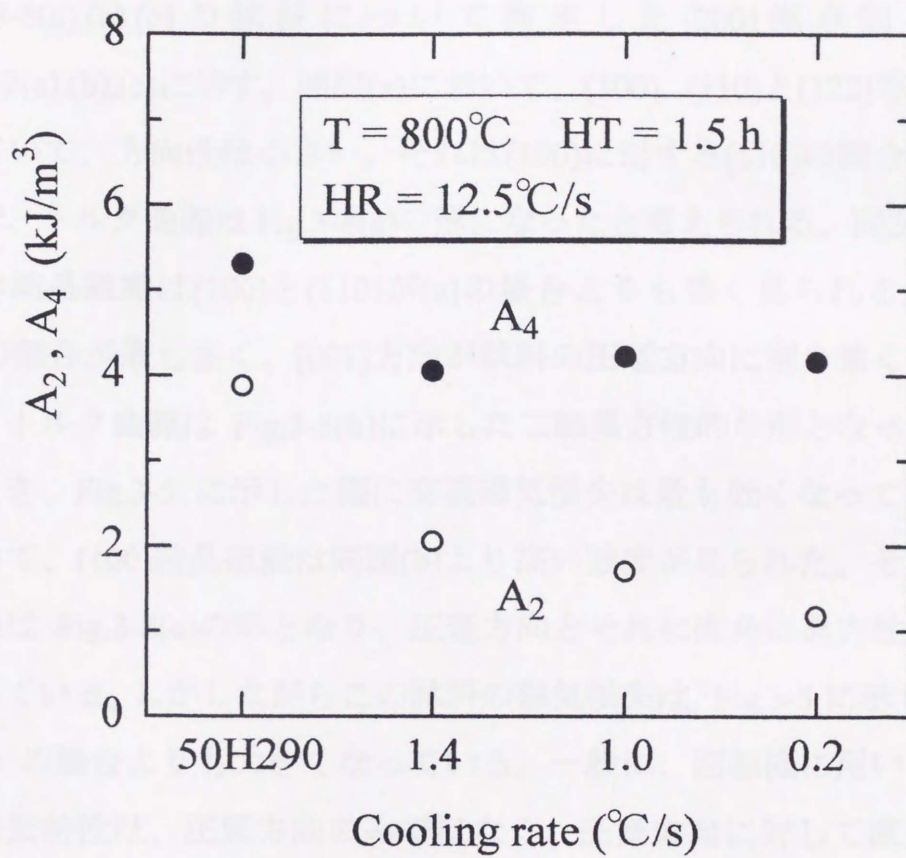


Fig.3-11 Dependence of A_2 and A_4 on cooling rate.

となってくることを示している。

冷却速度に依存してトルク曲線の形が変化することが分かった。そこで、その理由を明確化するために試料内の結晶組織についての検討を行った。

Fig.3-8(a),(b),(c)の試料について測定した(200)極点図をそれぞれFig.3-12(a),(b),(c)に示す。同図(a)において、(100)、(110)と(122)等の結晶組織が現れていて、方向性は小さい。それは(100)に対する(110)の割合が比較的大きいので、トルク曲線はFig.3-8(a)の形になったと考えられる。同図(b)において、試料の結晶組織は(100)と(110)が(a)の場合よりも強く見られる。試料の中に(100)の割合が最も多く、[001]方向が試料の圧延方向に割合強く集中しているため、トルク曲線はFig.3-8(b)に示した二軸異方性的な形となっている。またこのとき、Fig.3-5に示した様に交流磁気損失は最も低くなっていた。同図(c)において、(100)結晶組織は同図(b)より高い強度が見られた。そのため、トルク曲線はFig.3-8(c)の形となり、圧延方向とそれに直角に異方性が比較的大きく現れている。しかしながらこの試料の磁気損失は、Fig.3-5に示した様に $CR = 1.0^{\circ}C/s$ の場合よりも大きくなっている。一般に、回転機に用いられる鉄心材料の磁気特性は、圧延方向のみではなく、圧延方向に対して直角方向の特性を考慮する必要がある[15,16]。本実験では、圧延方向のみの磁気損失を測定したが、圧延方向に対して直角方向の磁気特性も考慮すると、Fig.3-11(c)の試料の異方性が最も小さいので、無方向性珪素鋼板としては好都合であると考えられる。このことについては、第四章において詳しく検討する。

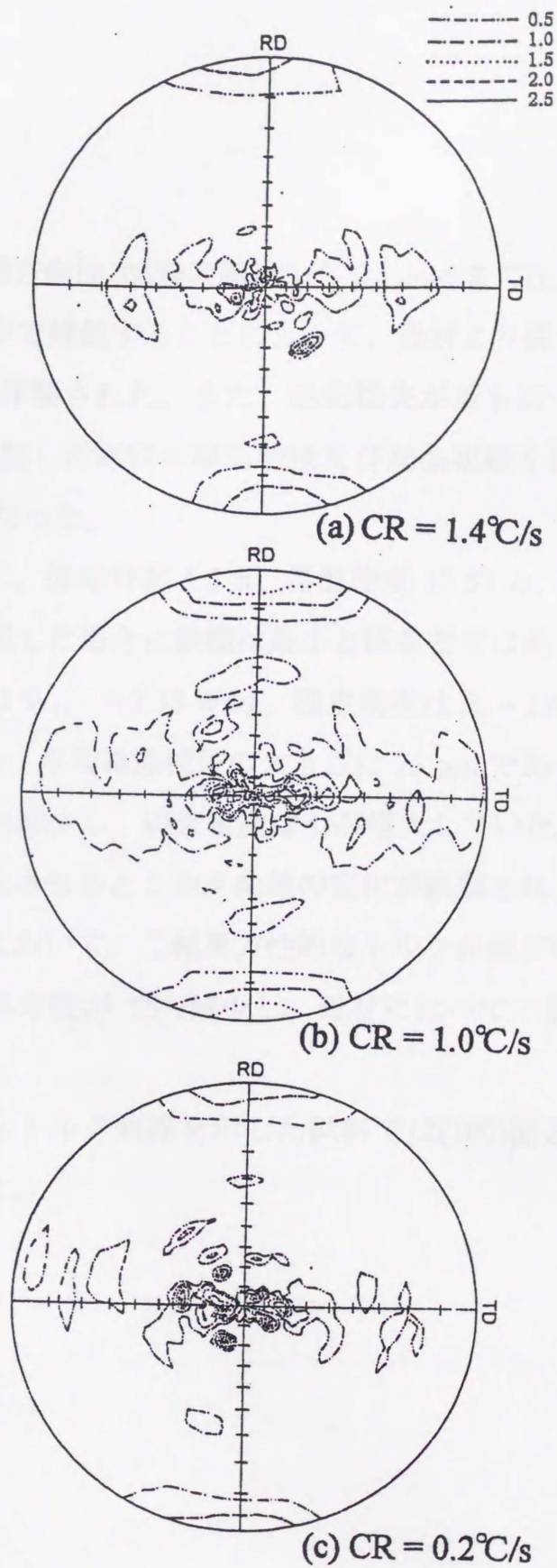


Fig.3-12 (200) pole figures of samples annealed with cooling rate of (a) 1.4°C/s, (b) 1.0°C/s and (c) 0.2°C/s.

3-4 まとめ

厚さ 0.5 mm の無方向性 3%珪素鋼板から 0.1 mm まで圧延した試料をアルゴン(Ar)ガス雰囲気中で焼鈍することによって、母材より磁気異方性が小さい無方向性珪素鋼板が作製された。また、磁気損失が最も低くなる最適な焼鈍条件を見出し、作製した試料の磁気特性及び結晶組織を検討した結果、以下のことが明らかとなった。

- 1) 焼鈍温度 800°C、焼鈍時間 1.5 h、昇温速度 12.5°C/s、冷却速度 1.0°C/s の焼鈍条件で焼鈍した場合に鉄損は最小と磁束密度は最大それぞれとなった。そのとき鉄損は $W_{15/50} = 2.38$ W/kg、磁束密度は $B_g = 1.69$ T であり、保磁力は $H_c = 38$ A/m、平均結晶粒径の大きさは 75 μm であった。この鉄損値は母材に比べ 10%減少し、磁束密度は 16%増大していた。
- 2) 冷却速度を変化させるとトルク曲線の変化が観察され、最適な焼鈍条件で焼鈍した試料において、二軸異方性的なトルク曲線が観察されたが、母材に比べて一軸異方性が 55%減少し、母材に比べて一層無方向性的となっていた。
- 3) 二軸異方性的なトルク曲線を示した試料では(100)面を有する結晶組織が多く観察された。

参考文献

- [1] H. Shimanaka, T. Irie, K. Matsumura and H. Nakamura: JMMM, vol.19, pp.63-64 (1980).
- [2] J. Harase: JMSF, vols.94-96, pp.419-424 (1984).
- [3] 開道 力: 電気学会論文誌 D, vol.116-D, no.3, p.265 (1996).
- [4] 山下 分敏, 山縣 芳和, 橋本 直: 第 22 回日本応用磁気学会学術講演概要集, 20aE-10 (1998).
- [5] (社)未踏科学技術協会編: 「おもしろい磁石のはなし」, 日刊工業新聞社 p.246 (1998).
- [6] 阿部 秀夫: 「金属組織学序論」, コロナ社, p.251 (1967).
- [7] 田中 靖, 浪川 操, 日裏 昭, 髭 暁方, 高田 芳一: 電気学会論文誌 A, vol.112-A, no.6, p.507 (1992).
- [8] 開道 力, 脇坂岳顕: 電気学会論文誌 A, vol.117-A, no.7, p.685 (1997).
- [9] K. Honma, T. Nozawa, H. Kobayashi, Y. Shimoyama, I. Tachino and K. Miyashi: IEEE Trans. Magn., vol.21, no.5, p.1903 (1985).
- [10] T. Nozawa, T. Yamamoto, Y. Matsuo, and Y. Ohya: IEEE Trans. Magn., vol.15, no.2, p.972 (1979).
- [11] 尾田 善彦, 日裏 昭, 富田 邦和: 電気学会マグネティックス研究会資料, MAG-96-12 (1996).
- [12] K. Matsumura and B. Fukuda: IEEE Trans. Magn., vol.20, no.5, p.1533 (1984).
- [13] C.K. Hou: IEEE Trans. Magn., vol.32, no.2, p.471 (1996).
- [14] 田口 悟: 「電磁鋼板」新日鐵, p.29 (1979).
- [15] 日本工業規格: ケイ素鋼板試験方法 JIS C 2550 (1961).
- [16] 山口俊尚, 成田賢仁: 電気学会論文誌 A, vol.96-A, no.7, p.341 (1976).

第四章 無方向性珪素鋼板の磁気特性に及ぼす冷却条件の影響

4-1 序論

回転機などの電気機器の損失を抑え、供給電力を有効に利用するためには用いられる鉄心材料の高磁束密度化および低損失化をすすめる必要がある。現在、回転機の鉄心材料には主に無方向性珪素鋼板が用いられている。周知のとおり珪素鋼板においては、 $\langle 100 \rangle$ 方向が容易磁化方向であるので、材料開発においては(100)面がなるべく多く材料表面と平行になる様に制御する必要がある。さらに回転磁界を考えた時に、面内でのあらゆる方向に磁化し易くするために、究極的には試料全体に(100)面が無方向に配列した珪素鋼板の実現が望まれる。

第三章において、無方向性珪素鋼板の磁気特性改善を目的として、試料の薄板化および最適な焼鈍条件を実験的に検討した。その結果一次再結晶した $75 \mu\text{m}$ 程度の結晶粒径を持った試料の磁気損失が最小となり、市販の母材の無方向性珪素鋼板に比べ一軸磁気異方性が 55%減少した。また、このとき冷却速度を低くすると鋼板面内に(100)面が比較的強く、磁気異方性が最も小さい材料が得られた[1]。この試料は前述のように目的とする材料の特性を具備していると考えられるので、さらに詳しく作製条件について検討する必要がある。以上のことから、本章では、一次再結晶させた試料の圧延方向とそれに直角方向の磁気特性とトルク曲線の関係に注目し、冷却過程の変化による磁気特性変化の原因を明確にする為に二段冷却の焼鈍を導入し、詳しく検討した。さらに X 線回析により結晶組織を調べて、結晶組織と磁気特性の関係について検討した。

4-2 実験試料の作製と実験方法

母材として、厚さ 0.5 mm 無方向性 3%珪素鋼板（新日鉄製：50H290）を使用した。母材を 0.1 mm まで冷間圧延した後、長さ 100 mm、幅 5 mm の大きさに切り出し、焼鈍して測定試料とした。本実験で、圧延方向（長手方向）に切り出した試料を L 方向の試料、圧延方向に対して直角方向に切り出した試料を T 方向の試料とそれぞれ呼び、試料はアルミナ板で挟み、石英管内に挿入し、純度 99.999% の Ar ガス中で赤外線集中加熱炉を用いて焼鈍を行った。このとき、大気圧の Ar ガスは完全に管内に閉じ込めた状態で焼鈍を行った。

焼鈍の過程を Fig 4-1 に示す。同図中の焼鈍過程 I では、一定の昇温速度(HR)で所望の焼鈍温度(T_1)まで上昇させ、 HT_1 時間保持してから、各所定の冷却速度(CR)で冷却した。本章中では、 $HR = 12.5^\circ\text{C}/\text{s}$ 、 $T_1 = 800, 850, 900, 1000^\circ\text{C}$ 、 $HT_1 = 1.5 \text{ h}$ とし、 $CR = 0.025 \sim 1.4^\circ\text{C}/\text{s}$ で任意に変化させて実験を行った。

焼鈍過程 II では、二段冷却を導入した。ここでの焼鈍条件は、焼鈍過程 I において最も二方向性的な磁気特性が得られた焼鈍条件： $HR = 12.5^\circ\text{C}/\text{s}$ 、 $T_1 = 900^\circ\text{C}$ 、 $HT_1 = 1.5 \text{ h}$ と同一条件にした。冷却速度は全て $CR = 1.4^\circ\text{C}/\text{s}$ とし、 T_2 の保持時間 HT_2 は 1 h と 5 h とし、 T_2 を 400°C から 700°C の間で変化させた。

作製した試料の諸磁気特性は次の装置を用いて測定した：①交流磁気損失は磁気損失測定器(凌和電子社製)により測定周波数 $f = 50 \text{ Hz}$ で測定した。②直流磁気特性は B-H ループトレーサ(テスラ社製)を用いて、 800 A/m の磁界印加時における磁束密度 B_0 および保磁力 H_c を測定した。③トルク曲線は磁気異方性トルク計(玉川製作所製)を用いて測定した、トルク測定に際しては、焼鈍後の試料を化学エッチングによって直径 4 mm の円板形に成形したものを用いた。④極点図は $20 \times 20 \text{ mm}^2$ の正方形の試料を使用し X 線回折装置 XD-DI

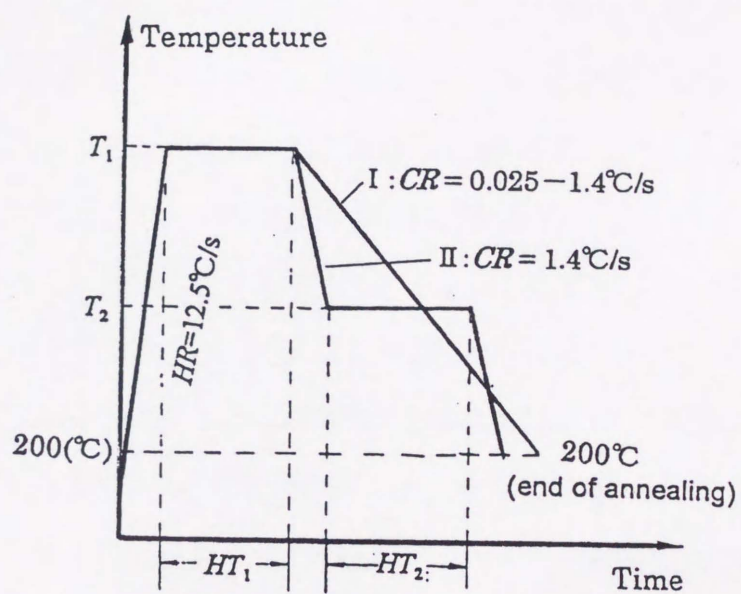


Fig.4-1 Processes of annealing.

(島津製作所製)を用いて反射法により測定した。⑤金属顕微鏡を用いてエッチピットの観察も行った。

…

…

…

4-3 一段冷却条件による磁気特性の変化

前章において冷却速度を $1.4^{\circ}\text{C}/\text{s} \sim 0.2^{\circ}\text{C}/\text{s}$ まで変化させて焼鈍した試料のトルク曲線の変化を観察したところ、冷却過程において低い冷却速度で焼鈍した試料では磁気異方性が小さく、かつ圧延方向とそれに直角方向に同程度の異方性を持つトルク曲線となることを明らかとした。そこで、冷却速度による磁気特性の変化およびその原因について詳しく検討した。

焼鈍温度 $T_1 = 800, 850, 900, 1000^{\circ}\text{C}$ で、冷却速度を前章で行った $0.2^{\circ}\text{C}/\text{s}$ よりもさらに低い $0.025^{\circ}\text{C}/\text{s}$ まで変化させて焼鈍を行ない、諸磁気特性を測定した。焼鈍した試料のトルク曲線を式(3-1)を用いてフーリエ分析し、求めた係数 A_2, A_4 の冷却速度に対する変化を Fig.4-2 に示す。 T_1 が高くなると A_2 は大きくなるが、いずれの温度で焼鈍した場合にも共通して、CR を減少させると A_2 は減少する傾向がある。この傾向は焼鈍温度 $T_1 = 900^{\circ}\text{C}$ で最も顕著となり、 $\text{CR} = 0.025^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の低い冷却速度のとき、 $A_2 = 1.2 \text{ kJ}/\text{m}^3$ であり、母材 (Fig.3-11 に示したように $A_2 = 3.88 \text{ kJ}/\text{m}^3$ である) に比べ、一軸磁気異方性は 69%減少しており、母材より無方向性となっていた。一方、 A_4 は冷却速度によらず、ほぼ $4.0 \text{ kJ}/\text{m}^3$ と一定になっていた。これらの結果は、CR を低くすると試料面内で圧延方向とそれに直角方向の磁気異方性が同程度となってくることを示している。

冷却速度 $\text{CR} = 0.025^{\circ}\text{C}/\text{s}$ で焼鈍した試料において、印加磁界 $800 \text{ A}/\text{m}$ 下で得られた磁束密度 B_g と保磁力 H_c の焼鈍温度に対する変化を Fig.4-3 に示す。L は圧延方向と平行に、T はそれとは直角方向に切り出した試料である。800°C から 900°C までの温度で焼鈍した時、L と T 方向の B_g の変化はみられず、ほぼ一定の値となっていた。しかし、焼鈍温度が 1000°C と高くなると、L と T 方向の B_g は減少していた。一方、同図に示している様に L と T 試料の H_c は焼鈍温度を高くするのに伴い急激に減少していた。この H_c が減少する原

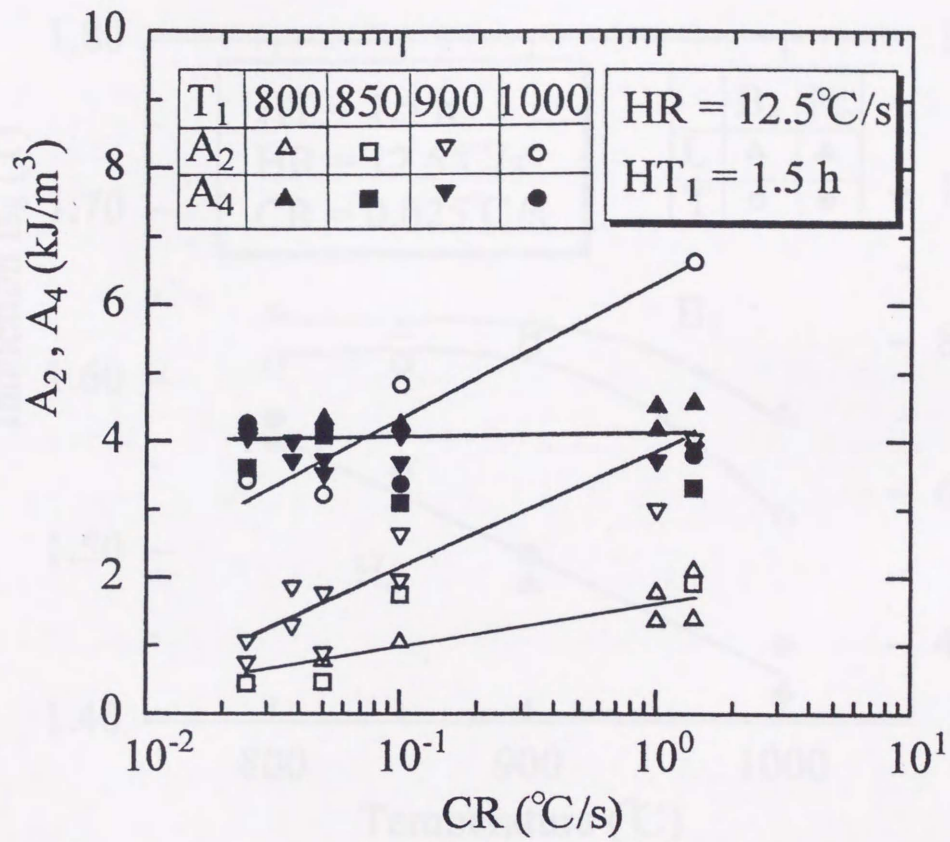


Fig.4-2 Dependence of A_2 and A_4 on cooling rate.

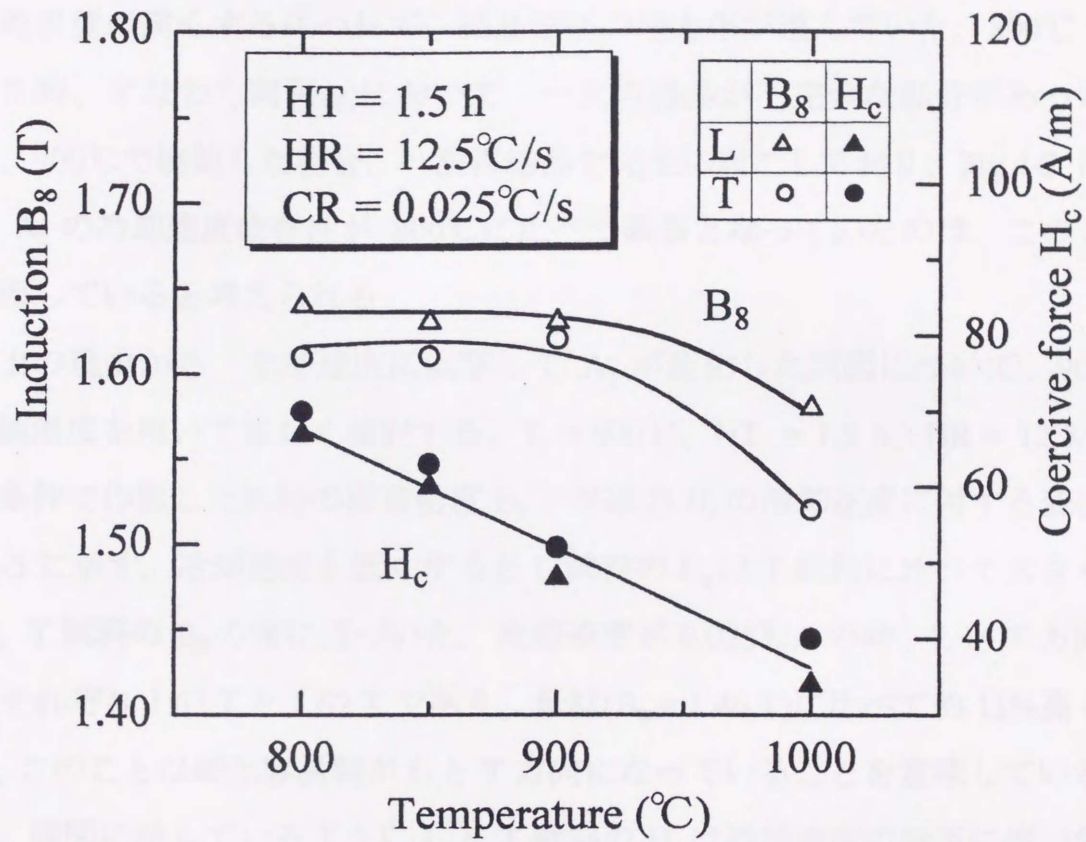


Fig.4-3 Dependence of H_c and B₈ on annealing temperature.

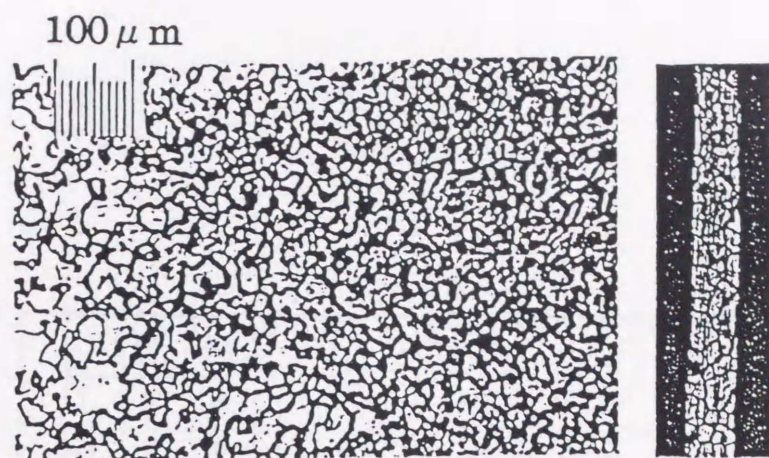
因は結晶粒径の増大にあると考えられる[1,2]。

焼鈍温度 $T_1 = 800, 900, 1000^\circ\text{C}$ で作製した試料を用いて、試料表面と断面の結晶観察を行った。観察された写真を Fig.4-4 に示す。同図から分かるように焼鈍温度の高くするにつれて、結晶粒径の増大化が進んでいた。800°Cで焼鈍した時、すなわち同図(a)において、一次再結晶が不完全な部分があった。一方、900°Cで焼鈍した場合、一次再結晶を完全に起こしており、Fig.4-2 に示した A_2 の冷却速度依存性が 800°Cに比べて顕著となっていたのは、このことに起因していると考えられる。

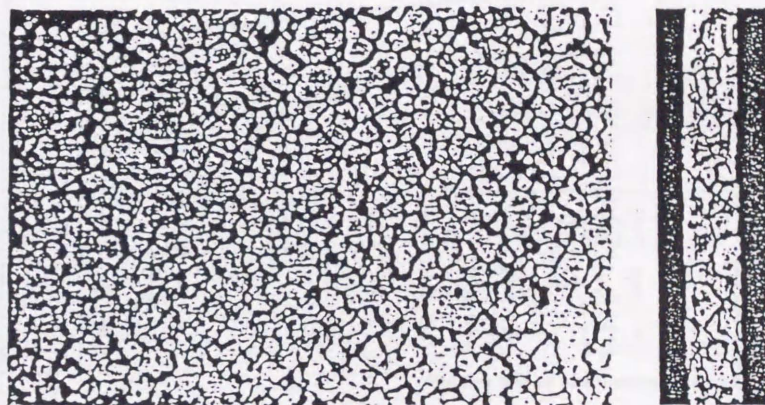
以上の理由から、冷却速度に依存して A_2 が変化した原因について、900°Cの焼鈍温度を用いて詳しく検討する。 $T_1 = 900^\circ\text{C}$ 、 $HT_1 = 1.5 \text{ h}$ 、 $HR = 12.5/\text{s}$ の焼鈍条件で作製した試料の磁束密度 B_g と保磁力 H_c の冷却速度に対する変化を Fig.4-5 に示す。冷却速度を低くすると L 試料の B_g は T 試料に比べて大きく減少し、T 試料の B_g の値に近づいた。冷却速度が $0.025^\circ\text{C}/\text{s}$ の時、L と T 方向の B_g はそれぞれ 1.63 T と 1.62 T であり、母材($B_g = 1.46 \text{ T}$)に比べて約 11%高くなった。このことは磁化容易軸が L と T 方向になっていることを意味している。一方、同図に示しているように L と T 試料の H_c は冷却速度の低下に伴い急激に減少していた。 H_c が減少する原因は結晶粒径の増大にあると考えられる[1,2]。

ここで、試料の平均結晶粒径の冷却速度に対する変化を Fig.4-6 に示す。冷却速度が低下するにつれて、焼鈍した試料の一次再結晶を起こした後の結晶粒径は増大化が進んでいることが観察され、冷却速度が $0.1^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下では結晶粒径の増大が顕著になっていて、 $0.1^\circ\text{C}/\text{s}$ より高い冷却速度において結晶粒径には顕著な変化は見られない。この結果は Fig.4-5 に見られるように H_c が $CR > 0.1^\circ\text{C}/\text{s}$ において変化が少ないことと対応している。

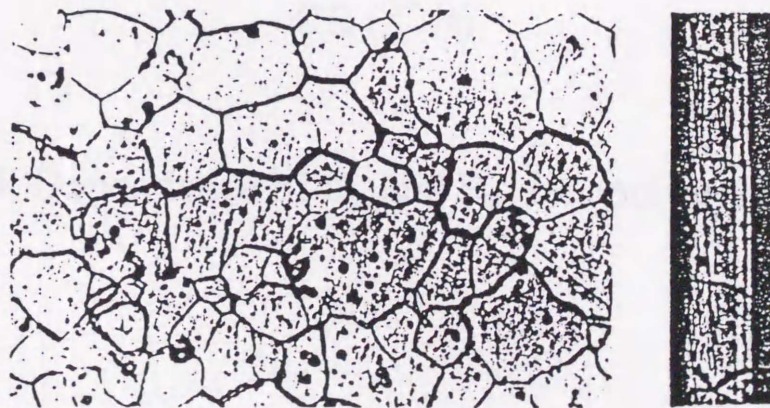
焼鈍した試料の交流損失の冷却速度に対する変化を Fig.4-7 に示す。L と T 方向の試料の鉄損はいずれの磁束密度においても冷却速度が遅くなるのに伴い減少しているが、その減少の勾配は T 試料の方が大きい。そのため、冷却



(a) $T = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$



(b) $T = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$



(c) $T = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$

Fig.4-4 The grains of the surface and cross on samples: (a) 800°C , (b) 900°C and (c) 1000°C .

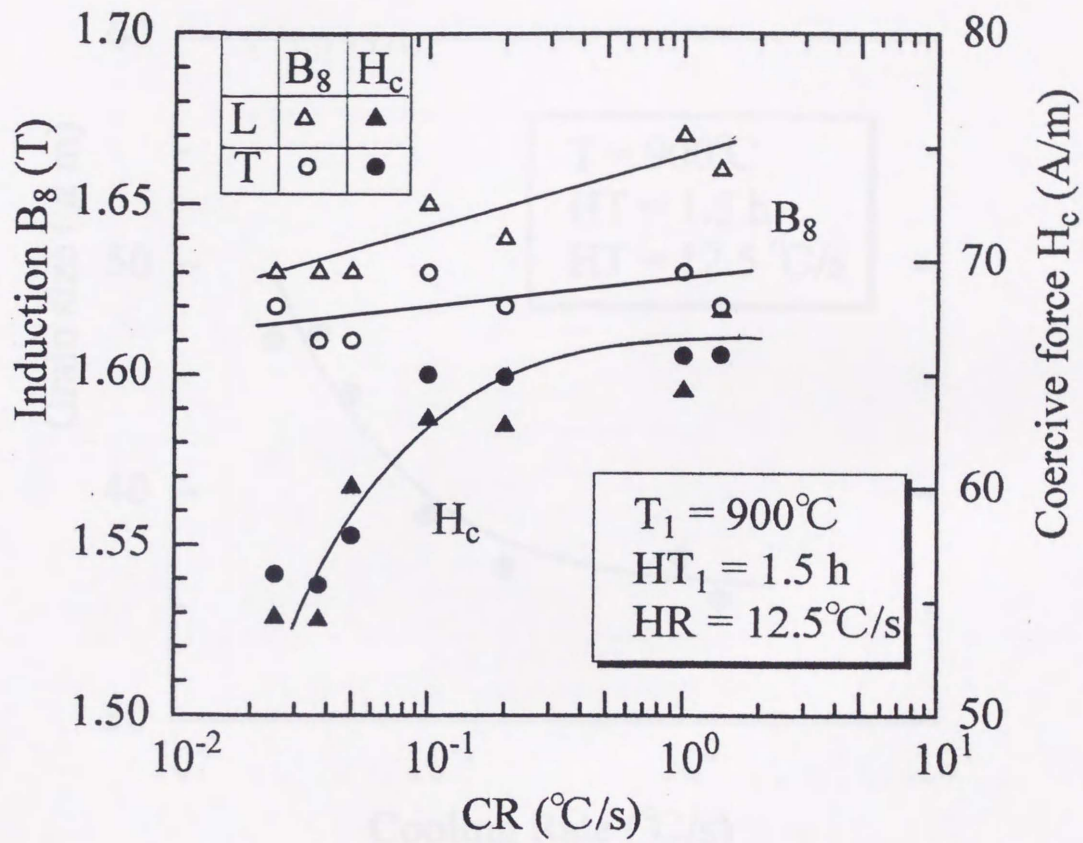


Fig.4-5 Dependence of H_c and B_8 on cooling rate.