

論文 / 著書情報
Article / Book Information

題目(和文)	極低硫黄化と高Si化による電磁鋼板の高性能化に関する研究
Title(English)	
著者(和文)	尾田善彦
Author(English)	Yoshihiko Oda
出典(和文)	学位:博士(工学), 学位授与機関:東京工業大学, 報告番号:甲第10471号, 授与年月日:2017年3月26日, 学位の種別:課程博士, 審査員:千葉 明,赤木 泰文,七原 俊也,安岡 康一,中村 吉男
Citation(English)	Degree:Doctor (Engineering), Conferring organization: Tokyo Institute of Technology, Report number:甲第10471号, Conferred date:2017/3/26, Degree Type:Course doctor, Examiner:,,,,,
学位種別(和文)	博士論文
Type(English)	Doctoral Thesis

極低硫黄化と高 Si 化による
電磁鋼板の高性能化に関する研究

2017 年 3 月

尾田善彦

目次

図目次	v
表目次	ix

第 1 章 序論	1
1-1 緒言	1
1-2 無方向性電磁鋼板の概要	4
1-2-1 電磁鋼板の種類	4
1-2-2 無方向性電磁鋼板の特徴	7
1-3 無方向性電磁鋼板の鉄損を決める要因	8
1-4 本研究の目的と概要	12
第 1 章の参考文献	

第 2 章 無方向性電磁鋼板の低鉄損化に関する研究動向	18
2-1 緒言	18
2-2 各種モータ用鉄心材料の研究動向	19
2-2-1 方向性電磁鋼板	19
2-2-2 圧粉磁心	20
2-2-3 アモルファス	21
2-2-4 パーメンジュール	22
2-3 無方向性電磁鋼板の低鉄損化の手法と得失比較	23
2-3-1 高合金化	24
2-3-2 板厚低減	27
2-3-3 集合組織制御	30
2-3-4 結晶粒径制御	31
2-3-5 高純度化	32
2-3-6 各種鉄損低減手法の得失比較	35

2-4 電磁鋼板の鉄損に及ぼす圧縮応力の影響に関する研究動向	37
2-4-1 モータ鉄損に及ぼす焼きばめの影響	37
2-4-2 無方向性電磁鋼板の素材鉄損に及ぼす圧縮応力の影響	39
2-5 結言	43
第2章の参考文献	
第3章 電磁鋼板の磁気特性に及ぼす硫黄の影響	49
3-1 緒言	49
3-2 実験方法	55
3-3 結果および考察	57
3-3-1 鉄損に及ぼす硫黄の影響	57
3-3-2 組織に及ぼす硫黄の影響	61
3-3-3 表層窒化に及ぼす硫黄の影響	66
3-3-4 極低硫黄化による窒化のメカニズムに関する考察	70
3-4 結言	72
第3章の参考文献	
第4章 極低硫黄材へのSb、Sn添加による低鉄損電磁鋼板の開発	74
4-1 緒言	74
4-2 実験方法	76
4-3 結果および考察	77
4-3-1 磁気特性に及ぼすSb、Snの影響	77
4-3-2 結晶粒成長性に及ぼすSbの影響	81
4-3-3 表層窒化に及ぼすSbの影響	83
4-3-4 Sb添加による表層窒化抑制に関する考察	86
4-4 開発鋼の磁気特性	90
4-5 開発鋼のモータへの適用	93
4-5-1 電動パワーステアリングモータに求められる特性	93
4-5-2 電動パワーステアリングモータへの開発鋼の適用効果	97

4-6 結言	99
第4章の参考文献	
第5章 圧縮応力下の鉄損に及ぼす Si 量の影響	103
5-1 緒言	103
5-2 Si 量の異なる電磁鋼板の圧縮応力下の鉄損評価	104
5-2-1 実験方法	104
5-2-2 素材の鉄損評価結果	106
5-2-3 Si 量増加による圧縮応力下の鉄損増加抑制に関する考察	110
5-3 低磁歪材料のモータ特性評価	118
5-3-1 モータ特性評価方法	118
5-3-2 モータ特性の評価結果と考察	120
5-4 結言	124
第5章の参考文献	
第6章 焼きばめにより鉄損が低減できる負磁歪材の開発	126
6-1 緒言	126
6-2 負磁歪材の作製と素材特性	128
6-2-1 実験方法	128
6-2-2 圧縮応力下での鉄損評価結果	129
6-2-3 圧縮応力下での鉄損低減に関する考察	132
6-3 負磁歪材のモータ特性評価	135
6-3-1 モータ特性評価方法	135
6-3-2 モータ特性の評価結果と考察	136
6-4 結言	138
第6章の参考文献	
第7章 Si 傾斜磁性材料の磁気特性に及ぼす圧縮応力の影響	140
7-1 緒言	140

7-2 Si 傾斜磁性材料の圧縮応力下の鉄損評価	141
7-2-1 実験方法	141
7-2-2 結果および考察	142
(1) 無応力下での Si 傾斜磁性材料の磁気特性	142
(2) 圧縮応力下での Si 傾斜磁性材料の磁気特性	145
(3) 圧縮応力下での鉄損増加が小さいことに関する考察 1	146
(4) 圧縮応力下での鉄損増加が小さいことに関する考察 2	148
7-3 Si 傾斜磁性材料のモータ特性評価	158
7-3-1 モータ特性評価方法	158
7-3-2 結果および考察	158
7-4 結言	161
第 7 章の参考文献	
第 8 章 結論	163
8-1 本研究で得られた成果	163
8-2 今後の展望と課題	167
8-2-1 無方向性電磁鋼板の高性能化技術	167
8-2-2 圧縮応力下の鉄損増加抑制技術	168
第 8 章の参考文献	
本研究に関する発表論文	170
国際会議	172
国内会議	172
解説記事	174
特許	174
受賞	175
謝辞	176

図目次

図 1-1	HEV/EV の駆動モータに求められる特性	4
図 1-2	鉄の結晶格子の模式図	5
図 1-3	鉄の方位別の磁化曲線	6
図 1-4	無方向性電磁鋼板と方向性電磁鋼板の模式図	6
図 1-5	Goss 方位	7
図 1-6	ブラシレス DC モータの効率に及ぼす電磁鋼板鉄損の影響	10
図 1-7	ヒステリシス曲線と渦電流	11
図 1-8	ヒステリシス損と渦電流損の支配因子	12
図 2-1	鉄の固有抵抗に及ぼす各種元素の影響	25
図 2-2	鉄の結晶磁気異方性定数に及ぼす添加元素の影響	26
図 2-3	無方向性電磁鋼板の鉄損に及ぼす Si、Al 量の影響	27
図 2-4	高周波鉄損および飽和磁化に及ぼす板厚の影響	29
図 2-5	薄電磁鋼板の磁気特性	30
図 2-6	無方向性電磁鋼板の鉄損に及ぼす酸素と窒素の影響	34
図 2-7	無方向性電磁鋼板の結晶粒径と鉄損に及ぼす硫黄の影響	35
図 2-8	焼きばめモータの応力分布	38
図 3-1	窒素の製錬限界の推移	52
図 3-2	酸素の製錬限界の推移	53
図 3-3	硫黄の製錬限界の推移	54
図 3-4	RH インジェクション法	55
図 3-5	サンプル作製方法	57
図 3-6	全鉄損に及ぼす硫黄の影響	59
図 3-7	ヒステリシス損及び渦電流損に及ぼす仕上焼鈍温度と硫黄量の影響	60
図 3-8	硫黄量と板厚中央部の平均結晶粒径の関係	63
図 3-9	仕上焼鈍後の鋼板断面の光学顕微鏡組織	63

図 3-10	極低硫黄材、鋼板表面より $10\mu\text{m}$ の板面 SEM 写真	64
図 3-11	極低硫黄材、表層析出物の同定 (TEM)	65
図 3-12	鋼板表面からの深さと AlN 量	68
図 3-13	仕上焼鈍温度と AlN との関係	68
図 3-14	直流磁化時の磁壁移動に及ぼす介在物の影響.....	69
図 3-15	鋼板表面のオージェ分析結果	71
図 4-1	仕上焼鈍後の磁気特性に及ぼす Sb の影響.....	78
図 4-2	仕上焼鈍後の磁気特性に及ぼす Sn の影響.....	79
図 4-3	鉄損分離結果 (Sb 添加鋼)	80
図 4-4	1050°C 仕上焼鈍材の断面組織 (光学顕微鏡)	82
図 4-5	真空焼鈍材の断面組織 (光学顕微鏡)	82
図 4-6	仕上焼鈍材の平均結晶粒径に及ぼす Sb の影響.....	83
図 4-7	鋼板表面からの深さと窒化量	85
図 4-8	窒化量の仕上焼鈍温度依存性	85
図 4-9	鋼板表面から $30\mu\text{m}$ までの領域における窒化に及ぼす Sb の影響.....	86
図 4-10	Sb=40ppm 材の鋼板表面のオージェスペクトル	88
図 4-11	Sb=40ppm 材の鋼板表面のオージェスペクトル	89
図 4-12	Sb=40ppm 材の鋼板表面のオージェスペクトル	89
図 4-13	開発鋼の磁気特性	91
図 4-14	開発鋼の高磁場磁気特性	92
図 4-15	開発鋼の硬度-鉄損バランス	92
図 4-16	EPS モータ構造例	95
図 4-17	磁気ヒステリシスが存在する場合の外部磁界とロータ内の磁束変化	96
図 4-18	磁気ヒステリシスの模式図	96
図 4-19	ロストルクに及ぼすヒステリシス損の影響.....	97
図 4-20	従来鋼と開発鋼のヒステリシス損の比較.....	98
図 4-21	開発鋼のロストルク評価結果	99
図 5-1	応力付与単板磁気測定装置の模式図	105
図 5-2	磁歪曲線例	105

図 5-3	3%Si 鋼の鉄損に及ぼす応力の影響	107
図 5-4	各種電磁鋼板の鉄損に及ぼす圧縮応力の影響	108
図 5-5	鉄損増加割合に及ぼす Si 量の影響	109
図 5-6	ヒステリシス損と渦電流損の増加割合に及ぼす Si 量の影響	110
図 5-7	磁歪に及ぼす Si 量の影響	111
図 5-8	鉄損増加割合に及ぼす磁歪の影響	112
図 5-9	ヒステリシス損と渦電流損の増加割合に及ぼす磁歪の影響	113
図 5-10	鉄の飽和磁歪に及ぼす Si 量の影響	115
図 5-11	正磁歪材への圧縮応力付与による磁区構造の変化模式図	116
図 5-12	鉄の磁気弾性エネルギーに及ぼす Si 量の影響	117
図 5-13	180° 磁壁と 90° 磁壁	118
図 5-14	評価モータの形状とサイズ	119
図 5-15	モータ評価装置の外観	120
図 5-16	モータ評価素材の鉄損に及ぼす圧縮応力の影響	121
図 5-17	焼きばめ前後のモータ損失	123
図 6-1	圧縮応力付与時の鉄損増加割合に及ぼす磁歪の影響	127
図 6-2	鉄の磁歪に及ぼす Si 量の影響	128
図 6-3	各種材料の鉄損に及ぼす圧縮応力の影響	131
図 6-4	圧縮応力付与による鉄損増加割合に及ぼす磁歪の影響	132
図 6-5	負磁歪材に圧縮応力を付与した場合の磁区模式図	134
図 6-6	負磁歪材の鉄損に及ぼす引張応力の影響	135
図 6-7	各種材料の焼きばめ前後の無負荷モータ鉄損	137
図 7-1	Si 傾斜磁性材料の模式図	141
図 7-2	3%Si 鋼、6.5%Si 鋼および Si 傾斜磁性材料の鉄損比較	143
図 7-3	Si 均一材料と Si 傾斜磁性材料の渦電流模式図	144
図 7-4	Si 傾斜磁性材料を磁化した場合の磁歪による伸びの模式図	144
図 7-5	鉄損に及ぼす圧縮応力の影響	146
図 7-6	各種材料の磁歪の磁束密度依存性	148
図 7-7	CVD による Si 傾斜磁性材料の製造プロセス	150

図 7-8	CVD による浸珪処理にともなう格子変化の模式図	151
図 7-9	鉄の格子定数に及ぼす Si 量の影響	152
図 7-10	化学研磨による板厚方向の残留応力評価方法	152
図 7-11	Si 傾斜磁性材料を板厚方向に片側のみ化学研磨した後の変形	153
図 7-12	Si 傾斜磁性材料の板厚方向の Si 分布と残留応力の模式図	156
図 7-13	3.5%Si 鋼と 6.5%Si 鋼の鉄損に及ぼす応力の影響	156
図 7-14	Si 傾斜磁性材料の鉄損に及ぼす圧縮応力の影響	157
図 7-15	各種材料の焼きばめ前後のモータ鉄損	160

表目次

表 2-1	各種鉄損低減手法の得失比較	36
表 2-2	圧縮応力付与による無方向性電磁鋼板の鉄損増加研究例	42
表 3-1	供試鋼の化学成分	57
表 4-1	鉄鋼における表面偏析型元素と電磁鋼板に適用する場合の課題	75
表 4-2	供試材の成分	76
表 4-3	開発鋼の諸特性例	93
表 5-1	モータ評価材料の磁歪	121
表 5-2	6.5%Si 鋼板のモータ評価結果	122
表 6-1	各種材料の磁歪	130
表 6-2	負磁歪材のモータ評価結果	137
表 7-1	Si 傾斜磁性材料のモータ評価結果	159

第 1 章 序論

1-1 地球環境の変化とモータ高効率化の必要性

近年、地球温暖化に対する関心が急速に高まっている。世界気象機関（WMO）は、2015 年の世界の年平均気温が観測史上最も高くなり、初めて産業革命前の気温より 1℃上昇したと報告した⁽¹⁾。さらに、気候変動に関する政府間パネル（IPCC）の第 5 次評価報告書によると、2100 年には現在に比べ、世界の地上平均気温は 0.3～4.8℃上昇するといわれている⁽²⁾。この平均気温の上昇により、異常気象の増加、海水面の上昇、マラリアなどの熱帯性伝染病の北限の拡大等が懸念されている⁽³⁾。

地球温暖化を防止するため、2015 年にフランスで開催された国連気候変動枠組条約第 21 回締約国会議（COP21）ではパリ協定が採択され、世界の平均気温上昇を産業革命前に比べ 2℃未満に抑えることが長期目標に設定された⁽⁴⁾。

このような地球温暖化は温室効果ガス、特に二酸化炭素の排出量増加によるところが大きく、2014 年度の国内の部門別二酸化炭素排出量に着目すると、産業部門が 34%、運輸部門が 21%、家庭部門が 15%となっており⁽⁵⁾、地球温暖化抑制には産業部門、運輸部門および家庭部門における省エネが必須である。

環境省は 2016 年 5 月に地球温暖化対策計画を発表しており、中期目標として温室効果ガスを 2030 年度に 2013 年度比で 26%減とすることを掲げている⁽⁶⁾。この目標を達成するため、例えば運輸部門ではハイブリッド電気自動車（HEV）、電気自動車（EV）等の比率を増やすこと、産業部門、家庭部門では省エネ性能の高い機器の普及を促すこと等が記載されている。

省エネの観点で、モータの果たす役割は非常に大きく、モータ省エネルギー対策に関する検討委員会によると、国内のモータの年間消費電力量は 5430 億 kWh であり、全消費電力量の約 60%を占めている⁽⁷⁾。このため、モータ効率を仮に 1%向上させると 50 万 kW クラスの原発 1 基分の省エネにつながるのと試

算もある⁽⁸⁾。

運輸、家庭、産業の各部門の省エネに関してモータの観点から考えてみると、運輸部門では HEV/EV の普及や乗用車のアイドリングストップの拡大、パワーステアリングの電動化等にモータが大きな役割を果たしている。また、家庭部門ではエアコン、冷蔵庫のモータが消費電力の 4 割を占めており⁽⁹⁾、産業部門では生産、空調用の動力としてモータが消費電力の 6 割を占めていることから⁽⁹⁾、モータの高効率化が非常に重要である。

以下、各部門でのモータ高効率化の動向について述べる。

運輸部門では CO₂削減の観点から HEV/EV 等の低公害車の普及が加速している。これら HEV/EV の特性向上は駆動モータの高性能化によるところが大きい。図 1-1 に HEV/EV の駆動モータに求められる特性を示す⁽¹⁰⁾。発進時、加速時には高トルクが、市街地走行時には高効率、高速走行時には高回転が求められる。また、自動車軽量化の観点から小型化が、安全性の観点から信頼性も強く求められている。このように HEV/EV の駆動モータでは多くの特性が求められるが、最近では燃費競争が激化しているため、高効率化が非常に重要となっており、高効率化の観点から内部埋め込み磁石型 (IPM) モータが広く用いられている。HEV/EV の駆動モータでは、全走行モードに占める市街地走行時の燃費の影響が大きいため、比較的低周波 (100~400Hz 程度) のモータ効率が重視されている。

家庭部門では前述したようにエアコン、冷蔵庫の消費電力が多いが、特に、エアコンは一般家庭での消費電力量が最も多い製品である⁽⁹⁾。エアコンの消費電力のうち、コンプレッサーモータの占める割合は 90%程度であることから、コンプレッサーモータの高効率化が求められている。エアコンの省エネ性能は 2006 年より APF (Annual Performance Factor : 通年エネルギー消費効率) で表示されるようになった。APF はある一定条件下で一年間を通じてエアコンを使用した場合の効率を表す指標であり⁽¹¹⁾、APF 効率には急速冷房、急速暖房等の高回転でコンプレッサーモータが使用される場合の寄与よりも、定常状態でゆっくりとコンプレッサーモータが回転している場合の寄与のほうが大きくなる。このため、エアコンのコンプレッサーモータには 50~200Hz 程度の周波数域で

の高効率化が求められている。エアコンのコンプレッサーモータでは HEV/EV の駆動モータ同様に IPM モータが広く用いられている。

産業部門では動力として誘導モータが広く用いられており、普及台数は約 1 億台となっている⁽¹²⁾。このため誘導モータの効率を向上させることは産業部門のエネルギー消費を抑制する上で極めて大きな意味を持っている。高効率誘導モータの普及を促すため 2011 年に三相誘導電動機をトップランナー基準の対象とすることが決定され⁽¹³⁾、2015 年 4 月より IE3（プレミアム効率）のトップランナー規制が開始となった。誘導モータは 50、60Hz の商用周波で使用されるため、商用周波での高効率化が求められている。また、最近では産業部門でも永久磁石を使用したブラシレスモータが使用され始めている。

澤畑らは高効率モータとして家電や自動車で広く使用されている永久磁石を用いたブラシレスモータの損失解析を行っており、銅損よりも鉄損比率が大きいことから、モータ高効率化のためには低鉄損の鉄心材料を用いることが重要としている⁽¹⁴⁾。

軟磁性鉄心材料として、電磁鋼板、アモルファス、圧粉磁心、パーメンジュール等があるが、国内での軟磁性材料の製造量のうち、約 97%は電磁鋼板である⁽¹⁵⁾。無方向性電磁鋼板は電磁鋼板製造量の 70%以上を占めており⁽¹⁶⁾、その 90%以上はモータの鉄心材料として使用されている。このため、モータ高効率化のためには無方向性電磁鋼板の低鉄損化が非常に重要である。

次節では、モータに用いられる無方向性電磁鋼板について概要を述べる。

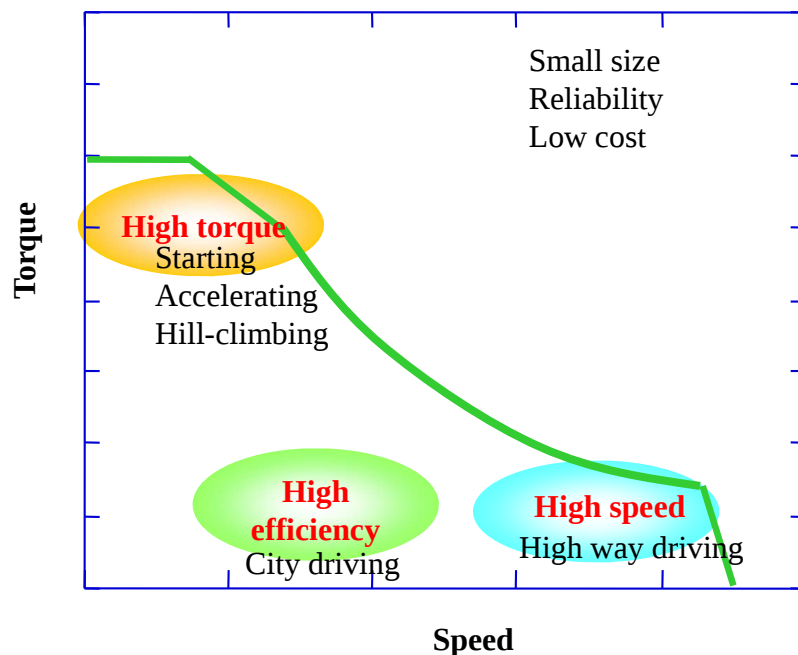


図 1-1 HEV/EV の駆動モータに求められる特性⁽¹⁰⁾

1-2 無方向性電磁鋼板の概要

1-2-1 電磁鋼板の種類

電磁鋼板はモータ、変圧器等の鉄心材料として広く使用されており、世界の生産量は年間 1000 万トンを超えている。電磁鋼板の歴史は古く、1900 年に英国の Hadfield により鉄に Si を添加することにより鉄損が低下することが発見されたことに端を発しており⁽¹⁷⁾、別名、けい素鋼板とも呼ばれている。

鉄を磁化した場合、固有の方向に磁化しやすいことは本多、茅により 1926 年に発見された⁽¹⁸⁾。図 1-2 に鉄の結晶構造の模式図を示す。常温では鉄は体心立方格子構造をとる。体心立方格子構造とは立方体の単位格子の各頂点と中心に鉄の原子が存在する構造である。立方体の一辺に沿う方向が $[100]$ 方向であり、立方体の対角線方向は $[111]$ 方向となる。図 1-3 に本多、茅により発見された体心立方晶の鉄を磁化した際の方位と磁化曲線を示す⁽¹⁸⁾。体心立方晶の鉄では、 $[100]$ 方向が磁化容易方向であり、 $[111]$ 方向が磁化困難方向となっている。この

ように結晶の方向により磁化のしやすさが異なる現象は結晶磁気異方性と呼ばれている。

電磁鋼板は結晶方位を制御することにより、磁化を容易にした材料であり、無方向性電磁鋼板と方向性電磁鋼板に分けられる。図 1-4 に無方向性電磁鋼板と方向性電磁鋼板を模式的に示す。無方向性電磁鋼板の結晶粒径は数 $10\ \mu\text{m}$ ～ $200\ \mu\text{m}$ 程度であり、結晶方位が比較的ランダムである。このため、どの方向に磁化してもほぼ同じような磁気特性を有しており、主にモータ用の鉄心材料として使用されている。

一方、方向性電磁鋼板は、結晶粒径が数 mm ～ 数 10mm であり、いわゆる Goss 方位^{注1-1)}と呼ばれる集合組織が発達している。Goss 方位では磁化の容易な $[100]$ 方向が圧延方向に集積しているため、圧延方向に極めて優れた磁気特性を示すが、圧延直角方向は無方向性電磁鋼板よりも磁気特性が劣っている。このため、一方向のみ磁気特性が要求される変圧器の鉄心材料として主に使用されている。

本論文ではこれら 2 種類の電磁鋼板のうち、モータ用に使用される無方向性電磁鋼板を取りあげる。

次項では、無方向性電磁鋼板について自動車のボディーに使われる鋼板と比較して特徴を説明する。

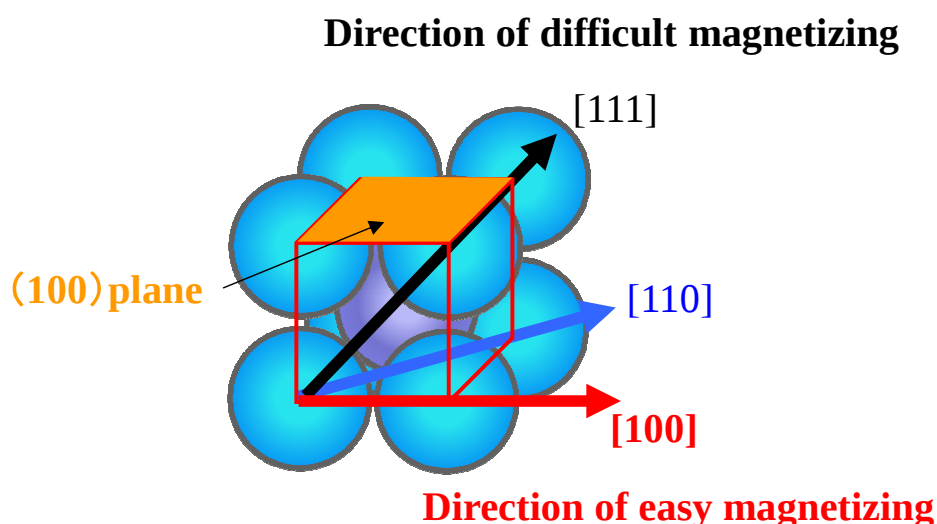


図 1-2 鉄の結晶格子の模式図

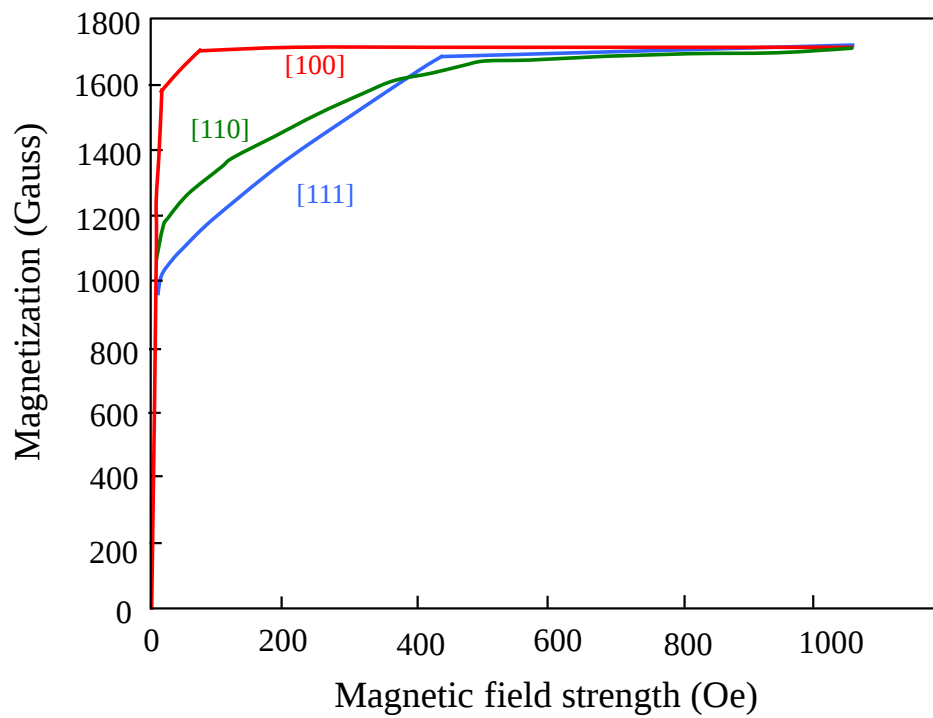
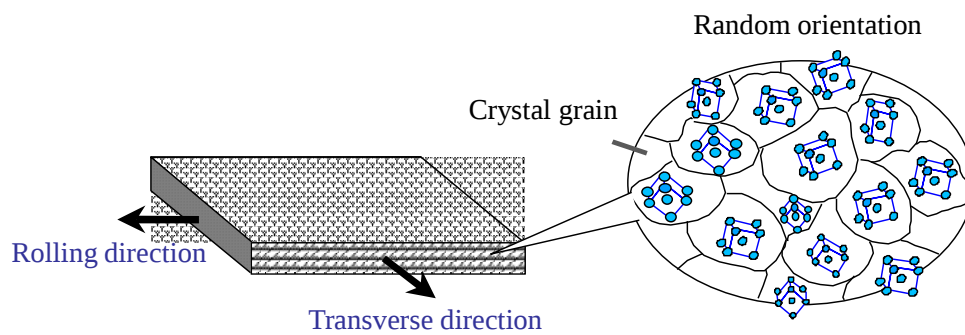
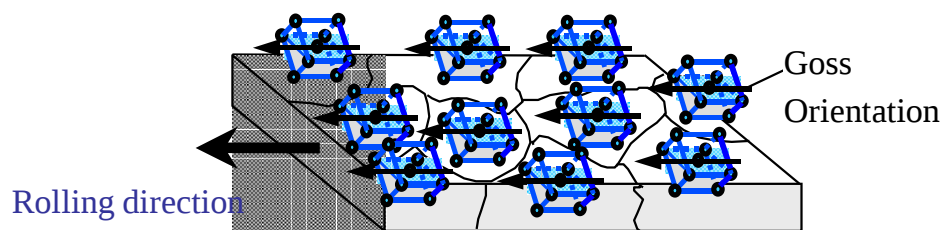


図 1-3 鉄の方角別の磁化曲線⁽¹⁸⁾



(a) 無方向性電磁鋼板の模式図



(b) 方向性電磁鋼板の模式図

図 1-4 無方向性電磁鋼板と方向性電磁鋼板の模式図

注 1－1) Goss 方位

図 1-5 に Goss 方位の模式図を示す。(110)面が圧延面に、[001]方向が圧延方向を向いた集合組織であり、[001]方向が圧延方向を向いていることから、圧延方向に極めて優れた磁気特性が得られる。1934 年にアメリカの Goss が、(110)[001]集合組織を有する方向性電磁鋼板を開発したことから⁽¹⁹⁾、Goss 方位と呼ばれている。

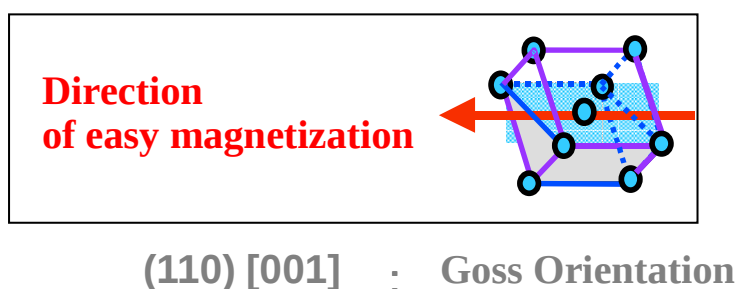


図 1-5 Goss 方位

1-2-2 無方向性電磁鋼板の特徴

無方向性電磁鋼板のグレードは鉄損により区別されており、鉄損の高い材料を低グレード材、鉄損の低い材料を高グレード材と呼んでいる。

無方向性電磁鋼板には、鉄損以外に磁束密度、層間抵抗、板厚精度、打ち抜き性、耐食性、溶接性等多岐にわたる特性に優れていることが求められる。無方向性電磁鋼板を自動車のボディー用材料と比べると以下のような特徴がある。

- ① Si 添加量が多い
- ② 板厚が薄い
- ③ 絶縁皮膜が塗布されている
- ④ 磁気特性に好ましい集合組織に制御されている

Si 添加は鉄損低減に有効であるため、低グレード材では Si 添加量は重量%で 0.1%程度であるが、高グレード材では Si 添加量は 3%程度となっている。なお、本論文では元素量は断りのない限り重量%で表すこととする。また、Si 添加は

結晶磁気異方性低減にも効果的であり、Si 添加により磁化が容易となる。

板厚は自動車ボディー用の鋼板では 0.6~0.8mm 程度であるが、電磁鋼板では後述するように渦電流損の低減に効果的であるため、自動車ボディー用材料よりも薄くなっており、誘導モータ等では 0.50mm 程度の電磁鋼板が、エアコン等では 0.35mm 程度の電磁鋼板が使われている。また、最近の HEV/EV 駆動モータ用の電磁鋼板では高周波鉄損低減の観点から 0.25~0.30mm 程度の電磁鋼板が使用されている。

絶縁皮膜は積層した鋼板間の渦電流の短絡を防止するために塗布されており、その厚みは $1\mu\text{m}$ 以下と極めて薄くなっている。また、有機成分を含んだ皮膜を塗布することにより、金型の損耗を抑制する効果もある^(20・21)。

集合組織とは多結晶材料中に存在する結晶粒が優先的に特定の方向に並んだ状態の組織のことで、集合組織を制御することにより、機械特性や磁気特性が変化する。自動車ボディー用材料ではプレス性に優れた集合組織に制御されているが、電磁鋼板では磁気特性に優れた集合組織に制御する必要があり、無方向性電磁鋼板では[100]方向を多く含む(100)面が鋼板板面内に比較的多く集積している。

以上のように無方向性電磁鋼板は様々な特徴があるが、モータ高効率化の観点から最も重要な特性は鉄損であり、鉄損低減のための様々な試みがなされている。次節では無方向性電磁鋼板の鉄損を決める要因について述べる。

1-3 無方向性電磁鋼板の鉄損を決める要因

モータ効率を向上させるためには電磁鋼板の低鉄損化が重要である。図 1-6 に定格出力 300W のブラシレス DC モータの効率に及ぼす無方向性電磁鋼板の鉄損の影響について石田らが調査した結果を示す⁽²²⁾。ここで鉄損は磁束密度 1.0T、周波数 400Hz の鉄損 $W_{10/400}$ を用いている。モータ効率は鉄損が低い電磁鋼板を適用するほど向上しており、電磁鋼板の鉄損が 70W/kg から 16W/kg に減少すると、モータ効率は約 5 ポイント向上している。このようにモータの鉄心材料と

して使われる無方向性電磁鋼板の鉄損低減によりモータ効率は大きく向上するため、鉄損の低い無方向性電磁鋼板が強く求められている。

電磁鋼板の鉄損はヒステリシス損と渦電流損からなる。図 1-7(a)に磁性体を磁化した場合のヒステリシス曲線を示す。ヒステリシス損は図 1-7(a)の磁気ヒステリシスの面積に対応した損失である。図 1-7(b)に磁性体を磁化した場合の、材料内部を流れる渦電流の模式図を示す。渦電流は磁性体を磁化した場合に、磁束の流れを妨げるように流れる電流であり、この電流に対応した損失を渦電流損と呼ぶ。

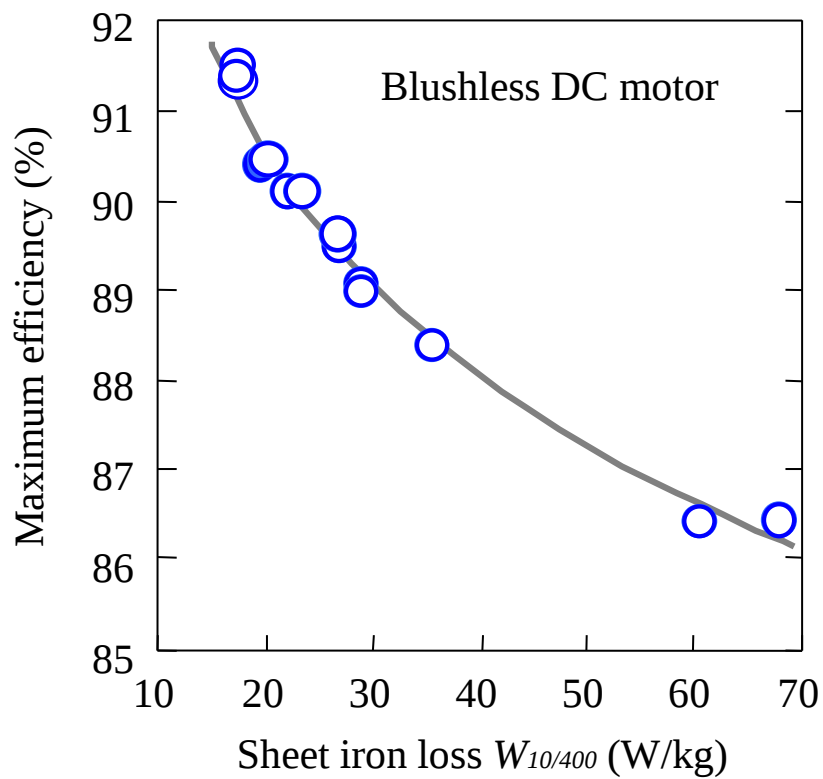
図 1-8 にヒステリシス損と渦電流損の支配因子を示す。ヒステリシス損を低減するためには、不純物の低減、集合組織（結晶がある特定の方位に優先的に集積している組織）制御、結晶粒の粗大化が有効である。一方、渦電流損を低減するためには固有抵抗の増大、板厚低減、結晶粒の細粒化が効果的である。

これら低鉄損化技術の従来研究、得失については第 2 章にて詳述するが、鋼の高純度化およびそれに伴う結晶粒粗大化が、磁束密度を維持しつつ鉄損を低減できるため、低鉄損化の手法として効果的である。また、高純度化と結晶粒粗大化は打ち抜き性の低下や積層工数の増大につながらないというメリットもある。

無方向性電磁鋼板の鉄損は上述した合金量や結晶粒径以外に、モータコア打ち抜きやかしめ、焼きばめ等によっても変化する^(23, 24, 25, 26)。これら、加工、締結による鉄損増加は、材料の塑性変形以外に圧縮応力の存在によることが知られている^(27, 28)。特に、モータコアをフレームに焼きばめ固定した場合には数 10 ～100MPa 程度の圧縮応力が電磁鋼板に付与されることから、鉄損が大幅に増加する^(29, 30)。このため、圧縮応力下での鉄損挙動を定量的に把握するとともに、圧縮応力下での鉄損増加の少ない電磁鋼板の開発が強く望まれているが、鉄損増加を大幅に抑制できる材料は見いだされていない。

以上の背景から、本研究ではモータ効率を向上させるため、無方向性電磁鋼板の素材鉄損低減とモータコア加工、締結時の鉄損増加抑制に取り組むこととした。素材鉄損低減に関しては、磁束密度低下と打ち抜き性の劣化を招かない、高純度化と結晶粒径粗大化について検討することとし、モータコア加工、締結

時の鉄損増加に関しては、鉄損増加の著しい焼きばめを取り上げ、鉄損増加を抜本的に抑制する材料開発に取り組むこととした。

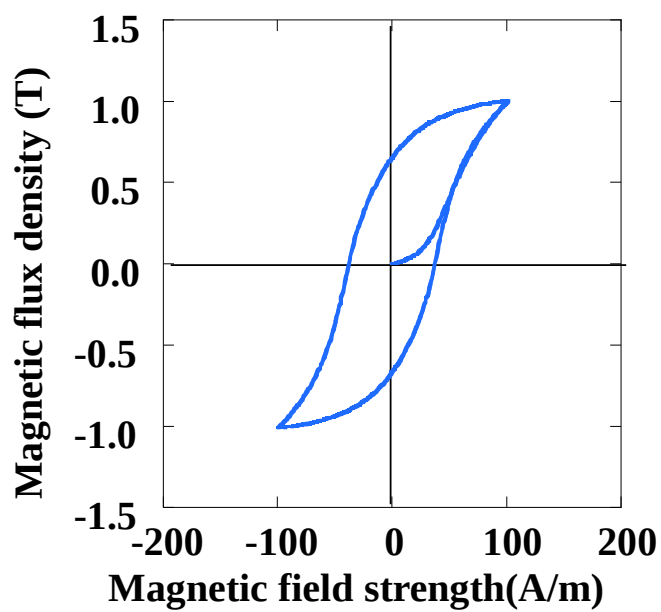


Motor type : SPM

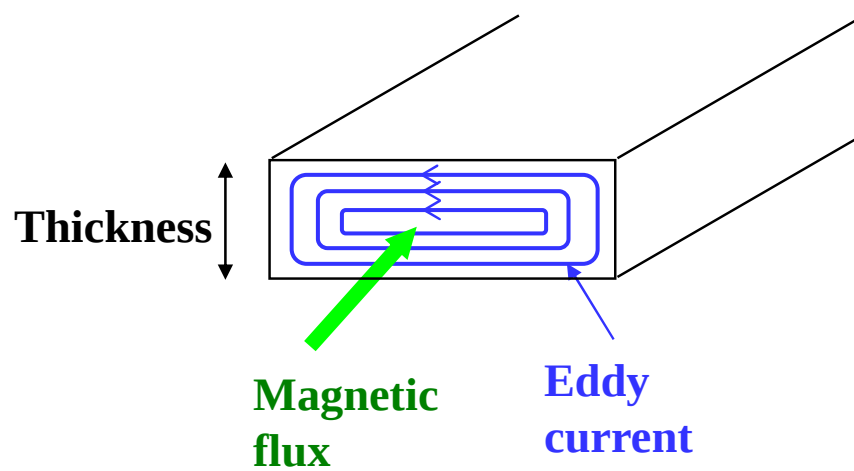
Pole figure : 8 pole

Rated output : 300W

図 1-6 ブラシレス DC モータの効率に及ぼす電磁鋼板鉄損の影響⁽²²⁾



(a) ヒステリシス曲線



(b) 磁化の際に鋼板内を流れる渦電流模式図

図 1-7 ヒステリシス曲線と渦電流

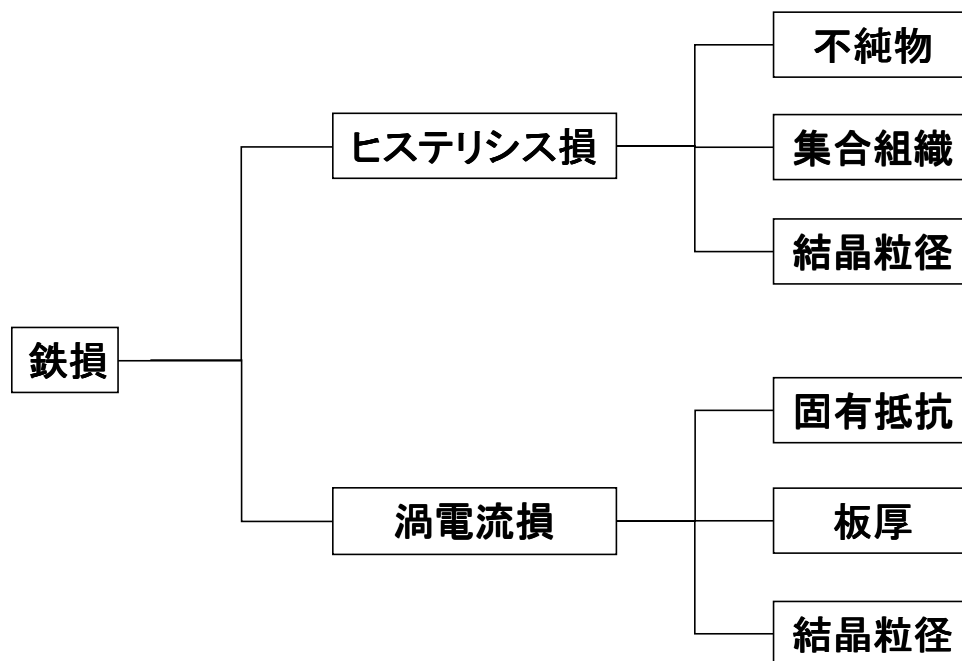


図 1-8 ヒステリシス損と渦電流損の支配因子

1-4 本研究の目的と概要

地球温暖化防止の観点から国内の電力消費量の約 6 割を占めるモータの高効率化が強く望まれている。そこで、本研究ではモータ効率を向上させるため、モータの鉄心材料として使用される軟磁性材料の中で 9 割以上を占める無方向性電磁鋼板の高性能化に着目し、特に以下の二点をテーマとした。

- ①無方向性電磁鋼板の素材鉄損低減
- ②モータコア加工、締結時の鉄損増加抑制

素材鉄損低減に関しては、従来の高合金化や薄手化の手法では磁束密度低下や打ち抜き性の劣化を招くという課題があるため、これら特性劣化を招かない新規鉄損低減手法の開発を目的とした。一方、モータコア加工、締結時の鉄損増加抑制に関しては、特に鉄損増加の著しい焼きばめを取り上げた。焼きばめ時の鉄損増加抑制技術として従来はモータ形状の変更等による圧縮応力低減が検討されているものの、締結力確保の観点から圧縮応力低減には限界があり鉄

損増加を抜本的に抑制できる技術は開発されていない。そこで本研究では、焼きばめ時の鉄損増加を抜本的に抑制することを目的とし、ある程度圧縮応力が加わった状態でも鉄損増加が抑制できる材料を検討することとした。

上記二つの目的を達成するため、具体的には以下の方法に取り組んだ。

素材鉄損低減では、高純度化技術に着目し、特に近年技術革新の著しい極低硫黄化技術を無方向性電磁鋼板に初めて適用した。論文中では極低硫黄化の効果と課題について述べるとともに、課題を解決する手法として **Sb**、**Sn** 添加による表層窒化抑制技術を提案した。この極低硫黄化と **Sb**、**Sn** 添加の組み合わせにより高磁束密度と低鉄損を両立したモータ用低鉄損電磁鋼板を開発した。

一方、焼きばめ時の鉄損増加を抜本的に抑制できる材料を開発するため、焼きばめによる鉄損増加と電磁鋼板の **Si** 量の関係を系統的に調査した。その結果、高 **Si** 化により焼きばめ時の鉄損増加を抑制できることを明らかにし、その原因を磁歪の観点から考察した。さらに、鉄損増加が極めて少ない材料として **6.5%Si** 鋼を提案するとともに、焼きばめにより鉄損が低減できる負磁歪材を試作し、その効果を検証した。また、板厚方向に **Si** の濃度勾配を有する **Si** 傾斜磁性材料の圧縮応力下の鉄損を世界で初めて評価し、**Si** 傾斜磁性材料が焼きばめによる鉄損増加が極めて少ないこととそのメカニズムを解明した。

本論文は以下の各章より構成されている。

第 1 章では、モータ高効率化の必要性およびモータの鉄心材料として広く使用されている無方向性電磁鋼板の概要について述べ、低鉄損電磁鋼板を開発する重要性について明確にした。

第 2 章では、無方向性電磁鋼板以外の鉄心材料として方向性電磁鋼板、アモルファス、圧粉磁心、パーメンジュールを用いたモータの性能と課題についてまとめた。次に、無方向性電磁鋼板の低鉄損化と圧縮応力下の鉄損挙動に関する従来研究について調査し、高純度化をベースとした低鉄損材開発のメリットと圧縮応力下の鉄損増加を抜本的に改善する必要性について述べた。

第 3 章、4 章では無方向性電磁鋼板の素材鉄損低減について検討を行い、磁束密度の低下や打ち抜き性の劣化を招かないモータ用新電磁鋼板を開発することを目的とした。

第3章では、磁束密度低下や打ち抜き性の劣化を招かない鉄損低減手法として高純度化に着目し、近年技術革新の著しい極低硫黄化技術を電磁鋼板に適用し、極低硫黄化による低鉄損化の効果について検証した。さらに、極低硫黄材の高温焼鈍時の鉄損増加の原因が表層窒化によるものであることを明らかにするとともに窒化に及ぼす硫黄の影響を定量化した。

第4章では、極低硫黄電磁鋼板の表層窒化抑制により高磁束密度と低鉄損を両立するモータ用低鉄損電磁鋼板の開発を目指した。極低硫黄材の窒化抑制の観点から、表面偏析型元素でかつ粒成長を阻害しない元素として **Sb**、**Sn** 添加に着目し、鉄損に及ぼす **Sb**、**Sn** の影響を明らかにするとともに、窒化に及ぼす **Sb** の効果を定量化した。さらに、極低硫黄化と微量 **Sb** 添加により開発した新規低鉄損材の特徴を示すとともに、モータへの適用例として電動パワーステアリングモータを取り上げ、モータ性能改善効果について示した。

第5章～7章では無方向性電磁鋼板をモータコアとした際の鉄損増加抑制の観点から、特に鉄損増加の著しい焼きばめを取り上げ、焼きばめによる鉄損増加を抜本的に解決する手法を材料面から提案することを目的とした。

第5章では、焼きばめによる鉄損増加を抜本的に抑制する方法を探索するため、無方向性電磁鋼板の圧縮応力下の鉄損に及ぼす **Si** 量の影響について系統的に調査し、高 **Si** 化により焼きばめ時の鉄損増加を抑制できることを明確にするとともに、そのメカニズムを材料の磁歪の観点から考察した。さらに、6.5%**Si** 鋼は圧縮応力付与時の鉄損増加が極めて小さいことを示し、6.5%**Si** 鋼を焼きばめモータに適用した場合の効果を検証した。

第6章では、第5章で得られた知見を発展させ、焼きばめにより焼きばめ前よりも鉄損が低減できる材料の開発を目指し、負磁歪を有する 6.7%**Si** 鋼を世界で初めて試作した。さらに、圧縮応力下の鉄損挙動調査および焼きばめモータでの鉄損評価をおこない、その効果を検証した。

第7章では、もともと 10kHz 以上の高周波機器のコア材料として開発された **Si** 傾斜磁性材料のモータへの適用可能性を検討するため、圧縮応力下の鉄損挙動を測定し、圧縮応力下の鉄損増加が極めて少ないことを明らかにした。その原因として、板厚方向の **Si** 分布と残留応力の観点から考察するとともに、焼き

ばめモータへ適用した場合の効果について検証した。

第 8 章では、第 2 章～第 7 章で得られた知見を総括するとともに、今後の展望について述べている。

第 1 章の参考文献

- (1) World Meteorological Organization: “2015 is hottest year on record”, Press Release Number2, Published 25 January 2016
- (2) 環境省：「IPCC 第 5 次評価報告書の概要」、pp.1-59、2014
- (3) 環境省：「Stop the 温暖化 緩和と適用へのアプローチ」、pp.1-27、2015
- (4) United Nations: “Reports of the Conference of the Parties on its twenty-first session, held in Paris from 30 November to 13 December 2015”, pp.1-36, 2016
- (5) 環境省：「2014 年度温室効果ガス排出量」、pp.1-21、2016
- (6) 環境省：「地球温暖化対策計画」、pp.1-71、2016
- (7) エネルギー総合工学研究所：「平成 21 年度省エネルギー設備導入促進指導事業報告書」、pp.1-94、2009
- (8) 森本茂雄：「環境に優しいモータとそのドライブ技術」、大阪府立大学工学部大学院工学研究科ニュース、No.34、pp.13-14、2004
- (9) 新機能素子開発研究協会：「電力使用機器の消費電力量に関する現状と近未来の動向調査」、pp.1-50、2009
- (10) 尾田善彦：「自動車用電磁鋼板の最近の動向」、磁気応用シンポジウム、pp.A2-3-1 - A2-3-26、2015
- (11) 遠藤隆久、温品治信、清水慎也：「エアコン用インバータ装置の省エネ技術」、東芝レビュー、Vol.61、No.12、pp.47-50、2006
- (12) 経済産業省：「三相誘導電動機の現状について」、pp.1-15、2011
- (13) 日本電機工業会：「トッランナーモータ」、pp.1-5、2013
- (14) 澤畑隆夫、宮川雅春、伊藤浩、守本康司、嶋崎哲夫：「ブラシレスモーター

- タの損失解析」、National Technical Report、Vol.33、No.5、pp.79-87、1987
- (15) 牧野彰宏：「超低損失磁心と超高硬度を有する低環境負荷型 Fe 基ナノ結晶磁性材料の開発」、低炭素社会実現のための基盤材料創生事業に係る研究プログラム助成研究成果報告書、東北大学金属材料研究所、pp.27-37、2012
- (16) 日本鉄鋼連盟：「鉄鋼統計要覧 2015 年版」、No.55、pp.20-21、2015
- (17) W. F. Barrett, W. Brown and A. Hadfield: “On the electrical conductivity and magnetic permeability of various alloys of iron”, Sci. Trans. Roy. Dublin Soc. Vol. VII, PART IV, pp.67-126, 1900
- (18) K. Honda and S. Kaya: “On the magnetization of single crystals of iron”, Sci. Repts., Tohoku University, Vol.15, pp.721-753, 1926
- (19) N. P. Goss: “Electrical sheet and method and apparatus for its manufacture and test”, US Patent 1965559, July 3, 1934
- (20) 丹田俊邦、市智之、森戸延行、入江敏夫、嶋中浩：「無方向性電磁鋼板の打ち抜き加工性を向上する電気絶縁皮膜」、鉄と鋼、Vol.66、No.7、pp.242-248、1980
- (21) 中村元治、岡田弘、松井清、北山実：「絶縁皮膜を有する電磁鋼板の打ち抜き性と絶縁性」、鉄と鋼、Vol.66、No.7、pp.232-241、1980
- (22) 石田昌義、稲永章子、本田厚人、大山 勇：「ブラシレス DC モータ特性に及ぼす鉄心素材の影響」、回転機研究会資料、RM-98-147、 pp. 1-6、1998
- (23) 中田高義、中野正典、川原敬治：「切断ひずみがけい素鋼板の磁気特性に及ぼす影響」、応用磁気学会誌、Vol.15、No. 2、pp.547-550、1990
- (24) 柏原義之、藤村浩志、岡村一男、今西憲治、屋鋪裕義：「電磁鋼板の打ち抜き加工による磁気特性劣化量の推定技術の開発」、電気学会論文誌 A、Vol.131、No.7、pp.567-674、2011
- (25) 藤村浩志、屋鋪裕義、児嶋浩、中山大成：「積層リングコアの磁気特性に及ぼすかしめ形状の影響」、電気学会論文誌 A、Vol.135、No.12、

pp.780-785、2015

- (26) A. Krings, S. Nategh, O. Wallmark and J. Soulard: “Influence of the welding process on the performance of slotless PM motors with SiFe and NiFe stator laminations”, IEEE Transactions on Industry Applications, Vol. 50, No.1, pp.296-306, 2014
- (27) Y. Kurosaki, H. Mogi, H. Fujii, T. Kubota and M. Shiozaki: “Importance of punching and workability in non-oriented electrical steel sheets”, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, Vol. 320, pp.2474-2480, 2008
- (28) V. Maurel, F. Ossart and R. Billardon: “Residual stress in punched laminations: Phenomenological analysis and influence on the magnetic behavior of electrical sheets”, Journal of Applied Physics, Vol. 93 No.10, pp.7106-7108, 2003
- (29) 佐藤光彦、金子清一、富田睦雄、道木慎二、大熊繁：「電磁鋼板の性質を利用した焼きばめによる効率低下を改善する固定子形状の検討」、平成17年電気学会産業応用部門大会、pp.III-375-III-378、2005
- (30) K. Fujisaki, R. Hirayama, T. Kawachi, S. Satou, C. Kaidou, M. Yabumoto and T. Kubota: “Motor core iron loss analysis evaluating shrink fitting and stamping by finite-element method”, IEEE Transactions on Magnetics, Vol. 43, No. 5, pp.1950-1954, 2007

第2章 無方向性電磁鋼板の低鉄損化に関する研究動向

2-1 緒言

序論で述べたように、地球温暖化防止の観点から、温室効果ガスの排出量削減が強く求められており、国内では産業、運輸、家庭部門等の二酸化炭素排出量の多い部門の省エネが必須となっている。省エネの観点でモータの果たす役割は大きく、モータは国内の電力消費量の約 6 割を占めるため、モータの高効率化が強く望まれている。

HEV/EV の駆動モータや高効率エアコンのコンプレッサーモータでは、永久磁石を使用したブラシレスモータが広く使用されているが、この形式のモータでは鉄損比率が高いことから、鉄心材料の低鉄損化がモータ高効率化の観点で重要である。モータ用鉄心材料として、最近では圧粉磁心やアモルファス、パーメンジュールを使用したモータも実用化されており、方向性電磁鋼板を適用したモータも研究されている。ただ、市販されているモータの 9 割以上は無方向性電磁鋼板を使用しており、国内の消費電力低減の観点からは無方向性電磁鋼板の低鉄損化が望まれている。

モータ高効率化を考える場合、素材鉄損の低い材料を使用することは重要であり、また、モータコアとしての鉄損を低減することも重要である。無方向性電磁鋼板を用いてモータを作製する場合、打ち抜きによりコア形状に加工され、かしめ、溶接等により鋼板同士が積層固定され、焼きばめ、ボルト締め等によりモータフレームに締結される。この際、材料が塑性変形したり、残留応力が導入されたりするため、一般に素材鉄損よりもモータ鉄損は高くなる。特に、焼きばめ等により材料に加えられる圧縮応力は電磁鋼板の鉄損を大きく増加させることが知られている。このため、圧縮応力による鉄損変化を定量的に把握するとともに、圧縮応力による鉄損増加の少ない材料が望まれている。

本章では、最初に圧粉磁心、アモルファス等の無方向性電磁鋼板以外の材料

を適用したモータの研究動向と課題について述べる。次に、モータ鉄心材料として広く使用されている無方向性電磁鋼板の素材低鉄損化の研究動向について述べ、低鉄損化技術の得失を比較することにより、モータ用電磁鋼板を開発する際に検討すべき低鉄損化手法を明らかにする。さらに、圧縮応力下での鉄損挙動および圧縮応力下での鉄損増加抑制技術に関する研究動向について述べ、圧縮応力下の鉄損増加を抜本的に抑制する材料開発の重要性を示す。

2-2 各種モータ用鉄心材料の研究動向

本節ではモータの鉄心材料として、方向性電磁鋼板、圧粉磁心、アモルファス、パーメンジュールを用いたモータの研究動向について述べる。なお、無方向性電磁鋼板の低鉄損化技術の研究動向については 2-3 節にて詳述する。

2-2-1 方向性電磁鋼板

序論で述べたように電磁鋼板には無方向性電磁鋼板と方向性電磁鋼板がある。モータには磁気特性の異方性の小さい無方向性電磁鋼板が主に使用されている。方向性電磁鋼板は磁気特性の異方性が大きいいためモータには一般に使用されていないが、ステータ形状やコアの採取方法等を工夫することにより、方向性電磁鋼板の優れた圧延方向の磁気特性を活用しモータの効率を高める検討がなされている。本項では方向性電磁鋼板をモータコア材として適用する試みについて紹介する。

今村らは定格出力 300W の SPM (Surface Permanent Magnet) モータのステータを分割コアとし、分割コアのティース長手方向に方向性電磁鋼板の圧延方向が向くようにコアを作製しモータ特性を評価している⁽³⁾。その結果、方向性電磁鋼板を用いた場合には効率 92.65%、低鉄損の無方向性電磁鋼板(35JN210)を用いた場合には効率 92.45%となり、方向性電磁鋼板使用により効率が約 0.2 ポイント改善したとしている。

松尾らは SRM (Switched Reluctance Motor) のロータに方向性電磁鋼板を適用

した結果について解析している⁽⁴⁾。方向性電磁鋼板の優れた圧延方向の磁気特性を活用するため、ロータをセグメント（分割）構造とし、回転子に埋め込むセグメント鉄心に方向性電磁鋼板を用いた場合の効果について検討している。ロータの磁化方向が電磁鋼板の圧延方向となるように小分割したロータを作製した結果、無方向性電磁鋼板をロータに用いた場合の効率 80.3%に対し、方向性電磁鋼板を用いた場合には 82.4%と約 2 ポイント効率が向上したとしている。

以上のように方向性電磁鋼板の圧延方向の磁気特性を有効に活用することによりモータ効率向上の可能性はあるものの、方向性電磁鋼板は無方向性電磁鋼板に比べて高価であること、高周波鉄損が同じ板厚の無方向性電磁鋼板に比べて大きくなること、表面にガラス質の皮膜を有するため打ち抜き性が劣位であることから、モータ用材料として普及する可能性は低い。

2-2-2 圧粉磁心

圧粉磁心は絶縁コーティングされた鉄粉などの金属磁性粉を高い圧力で成形したものであり、ダストコアとも呼ばれている。圧粉磁心は微細な鉄粉を絶縁皮膜で覆っているために電磁鋼板に比べ渦電流損が小さいという特徴がある⁽⁵⁾。一方、成形密度を高くすることが難しいことから、一般に電磁鋼板に比べ透磁率や飽和磁化が低いという課題がある⁽⁵⁾。

尾山らは定格出力 750W、定格トルク 2.1Nm の IPM モータを電磁鋼板と圧粉磁心で作製することにより、コア素材がモータ特性に与える影響について調査している⁽⁶⁾。電磁鋼板には 35H300、圧粉磁心にはヘガネス社製の Somaloy を用いており、コア形状は同一としている。最大トルク制御時には電磁鋼板を使用したモータの効率は 91.5%、圧粉磁心を使用したモータの効率は 86.8%であるが、最大効率制御では電磁鋼板を使用したモータでは 92.6%、圧粉磁心を使用したモータの効率は 89.6%となっており、電磁鋼板とのモータ効率差が小さくなっている。効率差が小さくなった要因は、最大効率制御時に電流位相を調整することにより、圧粉磁心モータの磁束密度が低減できたためとしている。

圧粉磁心は一般に電磁鋼板に比べ透磁率や飽和磁化が低いため、モータの効率低下が懸念されるが、圧粉磁心を用いて三次元的な磁気回路を構成すること

により、効率低下を防止する試みもなされている。

榎本らは圧粉磁心の三次元構造を活かしたクローティースモータを提案している⁽⁷⁾。本モータでは圧粉磁心を爪型形状のクローティースコアに成形し、円環状にまかれたコイルをクローティースコアで挟むことにより固定子が構成されている。本モータでは固定子の軸方向にコイル端部を配置しない構造となるため、従来のモータよりも小型化が可能となっている。榎本らは定格出力 750W の産業用サーボモータをクローティースモータで作製し、最高効率 90%を達成している。

また、自動車分野では圧粉磁心を用いた ABS モータが実用化されており⁽⁸⁾、圧粉磁心を 3 次元形状とすることによりコアの小型化が達成されている。

以上のように圧粉磁心はモータ用途に実用化され始めているが、強度が低いことから、ロータへの適用は難しく、またステータに用いた場合も、例えば HEV モータ等では振動等に耐える強度が必要となるため、当面は小型モータの一部に限定されると予想される。

2-2-3 アモルファス合金

アモルファス合金は 1960 年にカリフォルニア工科大の Pol Duwez らにより 75%Au-25%Cu を急冷することにより非晶質構造となることが見いだされ⁽⁹⁾、1970 年代初頭に東北大の増本らにより実用化された。アモルファス合金は電磁鋼板に比べて非常に硬く、かつ板厚も薄いため、モータ形状に加工することが難しく、また打ち抜き・コア積層の工数が著しく増大するという課題がありモータコア材としてはそれほど普及していない⁽¹⁰⁾。しかし、高周波鉄損が低く、かつ透磁率が高いというメリットがあるため、モータへの適用も検討され始めている。

杉山らはアキシシャルギャップモータにアモルファス合金を適用した効果について報告している⁽¹¹⁾。杉山らがアキシシャルギャップ構造としたのはアモルファス合金の硬度が高くかつ板厚が薄いため、複雑な鉄心形状を持つラジアルギャップモータへの適用が困難であるためとしている。杉山らは定格出力 11kW のアキシシャルギャップモータのコア材料として電磁鋼板 (35A300) とアモルファス

合金を用い、これら材料を短冊状に切断し積層することによりステータを作製し、特性を評価している。定格トルクでの効率は電磁鋼板の 91.7%に対し、アモルファスモータでは 93.2%となっており、1.5 ポイント効率が向上している。

榎本らは杉山らが検討したアキシアルギャップ構造のモータをさらに発展させ、IE5^{注2-1)}に相当する効率を有するモータをアモルファスを用いて開発している⁽¹⁰⁾。榎本らは、アモルファスに過大な応力が加わらないようにするため、樹脂製の鉄心保持部材にアモルファスコアを挿入することにより低鉄損化を図り、96%を超える効率の試作機を開発している。

鈴木らは SRM にアモルファス合金を適用した場合の特性を評価している⁽¹²⁾。汎用の板厚 0.35mm の電磁鋼板 (35A300)、板厚 0.1mm の低鉄損電磁鋼板 (6.5%Si 鋼) および板厚 25 μ m のアモルファス合金を用いて SRM を試作し、特性を評価した結果、最高効率は汎用電磁鋼板では 88.9%、低鉄損電磁鋼板では 94.1%、アモルファス合金では 95.1%となっており、汎用電磁鋼板に比べ 6 ポイント以上も高い効率が達成されている。

以上のように、アモルファス合金をモータに適用した場合、電磁鋼板を用いたモータに比べ、高効率が期待できる。しかし、アモルファス合金は板厚が薄く、硬度が非常に高いことから、従来のモータのように打ち抜きによりコア形状に加工し、積層してモータコアを作製する場合には、加工が困難となる、積層枚数が著しく増加する等の課題がある。このような課題を解決するため、ステータをアモルファス合金の巻鉄心構造としたモータも検討されているが⁽¹³⁾、モータ製造工程を変更する必要があることから一般に普及するにはまだ時間がかかるものとする。

注 2-1) IE5

IEC(International electrotechnical commission)が規定している産業用モータの国際高効率規格の最高レベル。日本では 2015 年に IE3 の規制が開始となった。

2-2-4 パーマンジュール

パーメンジュールは鉄に 50%程度の Co を添加した合金であり、加工性改善の

ために V を添加した Fe-49%Co-2%V がよく知られている⁽¹⁴⁾。パーメンジュールは飽和磁化が 2.3T と電磁鋼板に比べて高いことから高出力化、小型化が期待できる。

長谷川らは SRM に板厚 0.35mm の無方向性電磁鋼板と板厚 0.20 mm のパーメンジュールを適用し特性を評価している^(15, 16)。パーメンジュールを用いたモータでは同一回転速度での出力が無方向性電磁鋼板に比べ約 2 倍となり、広い動作範囲で約 84%の効率が達成されている。

パーメンジュールは磁束密度が高いことから、モータの小型化、軽量化が要求される航空機モータで検討されており^(17, 18)、実用化もなされている。

Degano らは航空機のスタータージェネレーターにパーメンジュールを適用した結果を報告している⁽¹⁹⁾。モータ形式は SPM であり、定格出力 45kW、最大回転速度 32000rpm のスタータージェネレーターにパーメンジュール（板厚 0.35mm）および 6.5%Si 鋼（板厚 0.1mm）を適用し、モータ損失の解析を行っている。パーメンジュールは高磁束密度設計が可能となるものの、損失が 6.5%Si 鋼よりも大幅に高くなることから、スタータージェネレーターの鉄心材料としては 6.5%Si 鋼のほうが望ましいとしている。

パーメンジュールは飽和磁化が高いことから高トルク化、小型化が要求される航空機モータ等では今後も使用されるものと思われるが、非常に高価であることから自動車や家電、産業用のモータに適用される可能性は極めて低い。

本節では、モータ鉄心材料として方向性電磁鋼板、アモルファス、圧粉磁心、パーメンジュールの適用例についてまとめたが、実用モータにおいて方向性電磁鋼板、アモルファス、圧粉磁心、パーメンジュールの適用例はそれほど多くなく、当分の間、無方向性電磁鋼板が主流であることは間違いないと思われる。そこで、次節では無方向性電磁鋼板の材料開発動向について述べる。

2-3 無方向性電磁鋼板の低鉄損化の手法と得失比較

前節にて述べたように、モータの鉄心材料として、電磁鋼板、アモルファス合

金、圧粉磁心、パーメンジュール等が使われているが、その 9 割以上は無方向性電磁鋼板である。このため、モータ効率向上には無方向性電磁鋼板の高特性が必要であり、1-3 節で述べたように低鉄損化が重要となる。

無方向性電磁鋼板の鉄損を低減するためには

- ① 高合金化
- ② 板厚低減
- ③ 集合組織制御
- ④ 結晶粒径制御
- ⑤ 高純度化

といった手法がある。

本節ではこれら無方向性電磁鋼板の鉄損低減技術についてこれまでの研究動向をまとめるとともに課題について述べる。

2-3-1 高合金化

図 2-1 に鉄に各種元素を添加した場合の固有抵抗の変化について *Metals Handbook* に記載された図を示す⁽²⁰⁾。鉄の固有抵抗を高めるためには P、Si、Al、S、Sn、Mn、V、Cr 等が効果的である。これら元素の内、P は鉄を脆化させるため 0.1%程度しか添加することができない。また、S、V は MnS、VN といった析出物を形成し鉄損を増加させるため、極力低減することが望ましい。Sn は 0.05%程度の添加であれば特に悪影響はないが、固有抵抗を増加させるためには、0.1%以上の添加が必要であり、鋼板コストが著しく高くなる。このようなことから電磁鋼板の固有抵抗増加による鉄損低減のため活用できる元素は Si、Al、Mn、Cr であり、特に Si、Al が活用されている。

図 2-2 に鉄の結晶磁気異方性定数に及ぼす各種元素の影響について Hall が求めた結果について示す⁽²¹⁾。結晶磁気異方性定数とは鉄の自発磁化^{注 2-2)}を外部磁場の方向に向ける際に必要とするエネルギーのことであり、結晶磁気異方性定数が低いほど磁化が容易となるため、鉄損が低下することとなる。鉄の結晶磁気異方性定数を低減するためには Ti、Ge、Si、Al、Cr が効果的である。これらのうち、Ti は TiN 等の析出物を形成するため鉄損が増加し、Ge は希少金属で

あり高価であるといったことからほとんど活用されていない。このため、結晶磁気異方性低減の観点から利用可能な元素は Si、Al、Cr となるが、少ない添加量で効果の大きい Si が主に活用されている。

以上の固有抵抗増加、結晶磁気異方性低減の観点から無方向性電磁鋼板の鉄損低減のために主に使用されているのは Si、Al となっている。

図 2-3 に無方向性電磁鋼板に Si、Al を添加した場合の鉄損低減効果について松村らが求めた結果を示す⁽²²⁾。Si+Al 量増加により鉄損は大きく低下する。このように、Si、Al 添加は鉄損低減に効果的であるが、一方で、脆化による圧延性の低下等を招くため、圧延法で製造する一般の無方向性電磁鋼板では Si+Al 量は 4%程度が上限となっている。また、Si、Al は非磁性元素であるため、添加量増加に伴い、飽和磁化が低下する。さらに、Si、Al 量増加とともに、材料が硬くなるため、モータコア打ち抜き時の金型損耗が多くなる。

以上のように Si、Al といった元素添加による高合金化は鉄損低減に効果的であるが、飽和磁化の低下、材料の硬度上昇による打ち抜き性の低下といった課題を有しており、高合金化以外の鉄損低減手法が望まれている。

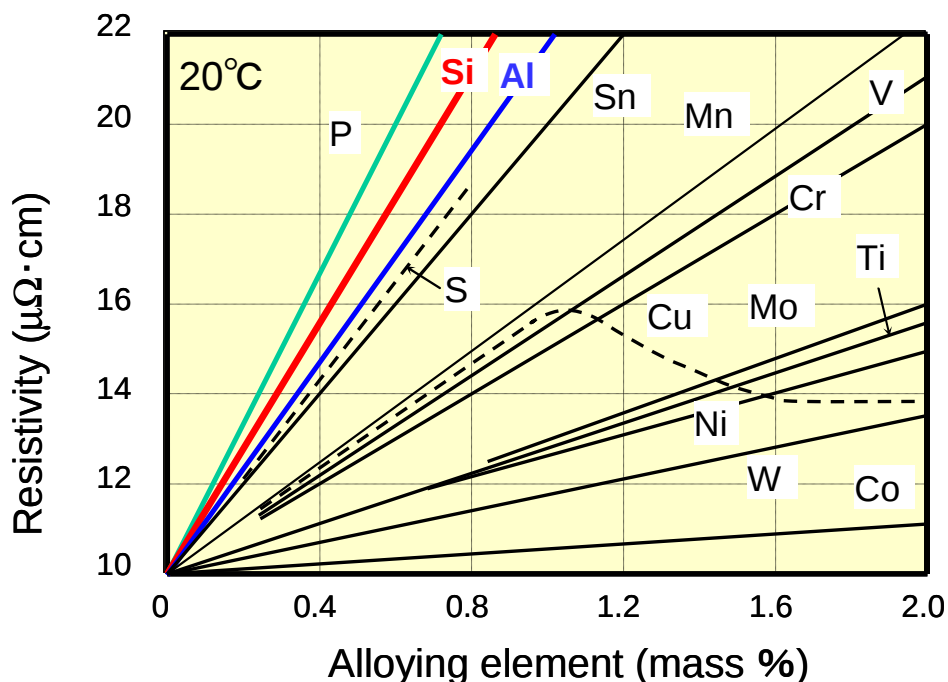


図 2-1 鉄の固有抵抗に及ぼす各種元素の影響⁽²⁰⁾

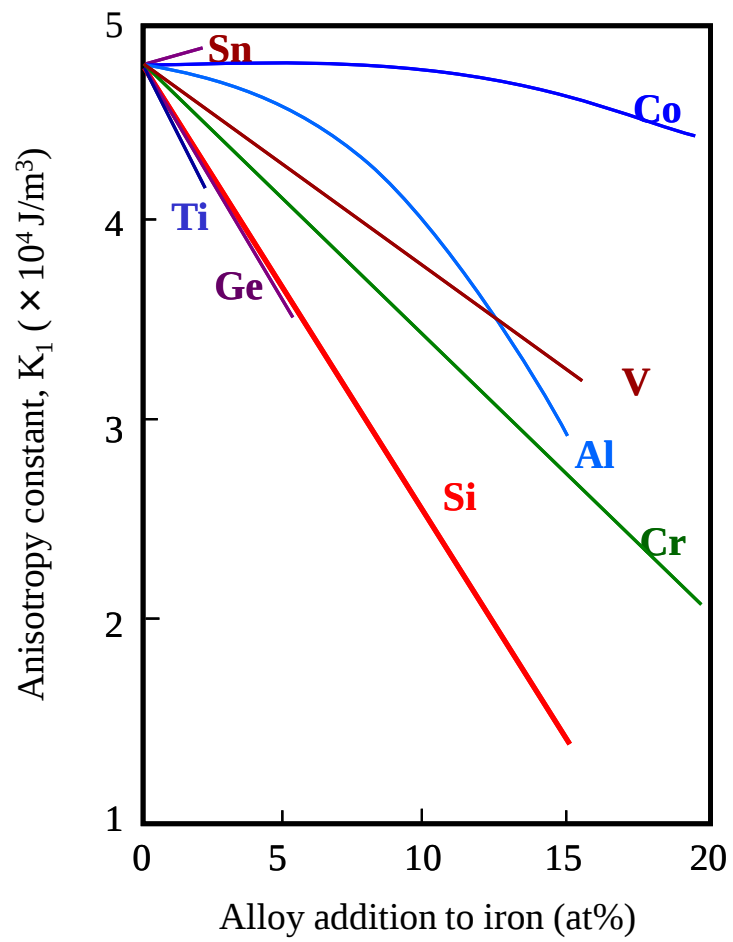


図 2-2 鉄の結晶磁気異方性定数に及ぼす添加元素の影響⁽²¹⁾

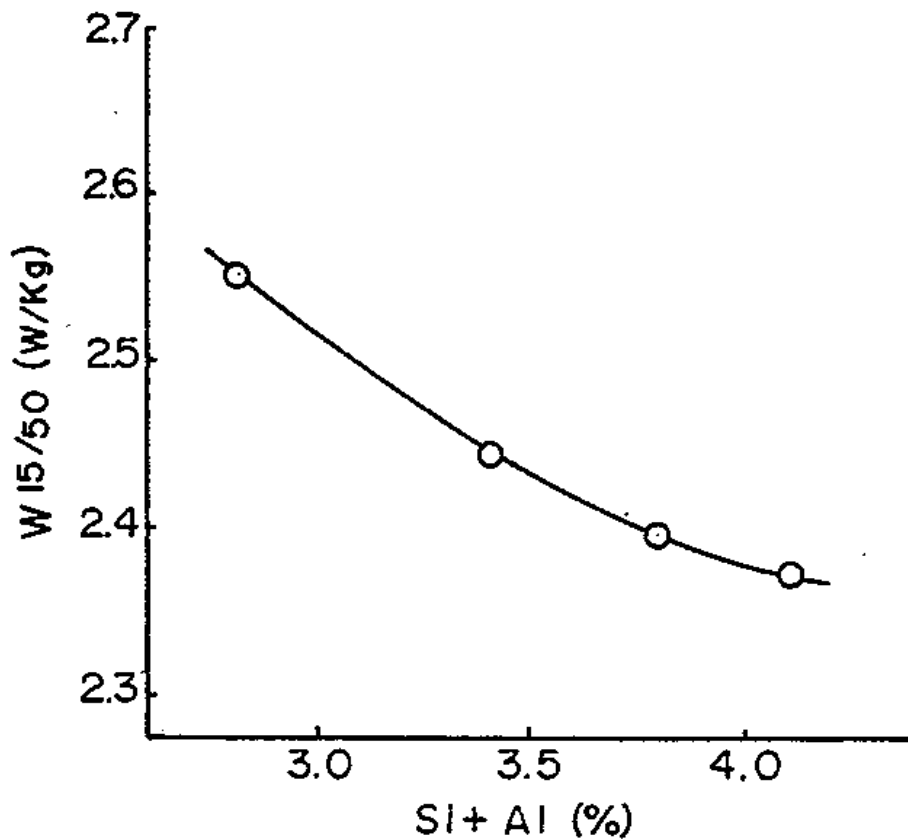


図 2-3 無方向性電磁鋼板の鉄損に及ぼす Si、Al 量の影響⁽²²⁾

注 2-2) 自発磁化

外部磁場を受けない状態で発生する磁化。強磁性体では隣り合った原子の間に磁気モーメントの向きをそろえようとする相互作用が働くため、外部から磁化していない場合でも磁気モーメントがそろった状態となる。磁気モーメントがそろっている領域を磁区と呼ぶ。

2-3-2 板厚低減

電磁鋼板の鉄損はヒステリシス損と渦電流損から構成されるが、このうち渦電流損は Golding が (2-1) 式で示したように⁽²³⁾、周波数の 2 乗に比例することから高周波励磁により急激に増大することとなる。

$$W = (\pi B_m f t)^2 / 6 \rho \quad (2-1)$$

ここで B_m : 励磁磁束密度、 f : 周波数、 t : 板厚、 ρ : 固有抵抗である。

渦電流損を低減するためには、板厚低減と固有抵抗増大の二つの手法が考えられるが、(2-1) 式より渦電流損は板厚の 2 乗に比例することから、板厚低減が効果的である。

図 2-4 に高周波鉄損および飽和磁化に及ぼす板厚の影響を示す⁽²⁴⁾。板厚低減により高周波鉄損は大きく低下するが、飽和磁化は変化しない。このため板厚低減は高周波鉄損の低減手法として好ましく、薄電磁鋼板の開発が行われている⁽²⁴⁾。

図 2-5 に薄電磁鋼板の磁気特性例を示す⁽²⁴⁾。板厚 0.35mm の材料に比べ、薄電磁鋼板では 20~30%程度鉄損が低下しており、この傾向は高周波になるほど顕著になる。薄電磁鋼板使用による高周波鉄損の低減効果は効率の向上だけでなく、モータの発熱量が小さくなることから磁石の温度も低減でき、Dy 等の高価な希土類元素を含まない永久磁石の使用も可能になるものと考えられる。

一般に薄電磁鋼板は鉄損低減の観点から、Si 量を 3%程度とした材料が用いられているが、日裏らは Si を 0.75%、Al を 0.29%とした材料に 850℃で熱延板焼鈍を施し、板厚を 0.2mm とした高磁束密度タイプの薄電磁鋼板について報告している⁽²⁵⁾。低鉄損タイプの薄電磁鋼板の磁束密度 $B_{50}=1.66T$ に比べ、開発材は磁束密度が $B_{50}=1.76T$ と非常に高く、このためモータ駆動時の電流を大幅に低減することが可能となる。また、400Hz の鉄損は低鉄損タイプの薄電磁鋼板よりは高いものの、集合組織制御によるヒステリシス損低減効果により 3%Si 鋼の 0.35mm 材と同程度となっている。

このように電磁鋼板の板厚低減は高周波鉄損低減に効果的であるため、今後高周波駆動の進展が予想される HEV/EV 駆動モータ等ではさらなる薄電磁鋼板が使用されるものと考えられる。一方で薄電磁鋼板には以下の課題がある。

- ① モータコア製造時に積み工数が増加し、生産性が低下する。
- ② 剛性の低下によりモータコア打ち抜き時に材料がたわみやすくなる。
- ③ モータコア打ち抜き時にポンチとダイスの隙間（クリアランス）を狭めて打ち抜くため金型寿命が短くなる。

- ④ 素材の飽和磁化は薄手化により変わらないものの、占積率が低下するため、モータコアとしての磁束密度が低下する。

このため、一部のモータコアでは 0.2mm の極薄電磁鋼板が使用されているものの、主流は 0.5mm 厚であり、高級エアコン等で 0.35mm、ハイブリッド電気自動車で 0.25～0.35mm の電磁鋼板が使用されているのが現状である。

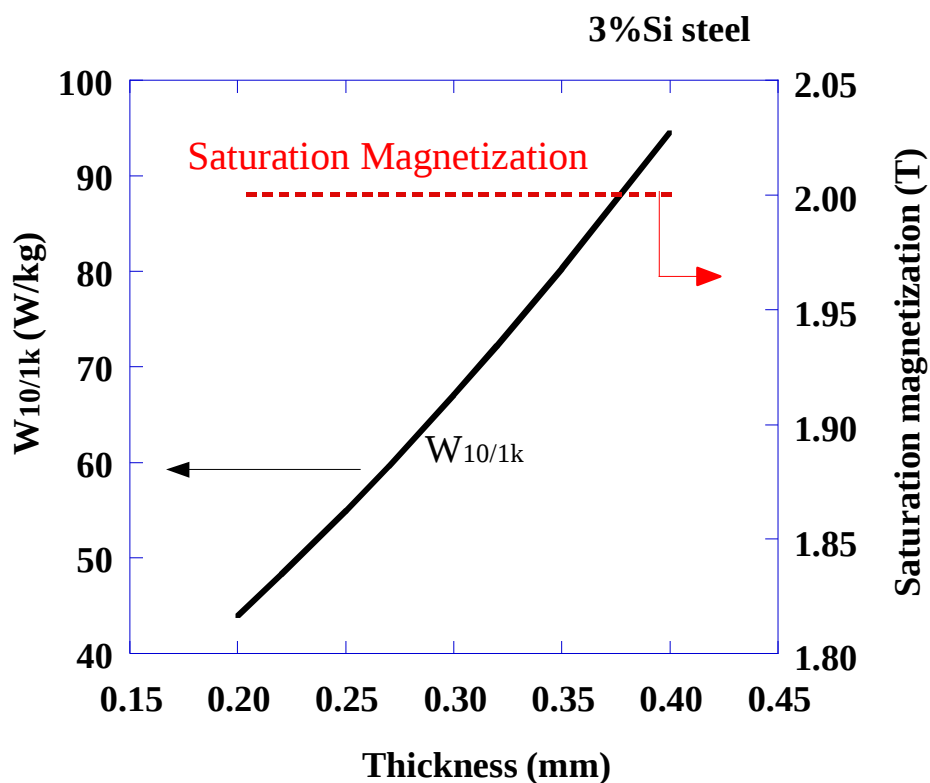


図 2-4 高周波鉄損および飽和磁化に及ぼす板厚の影響⁽²⁴⁾

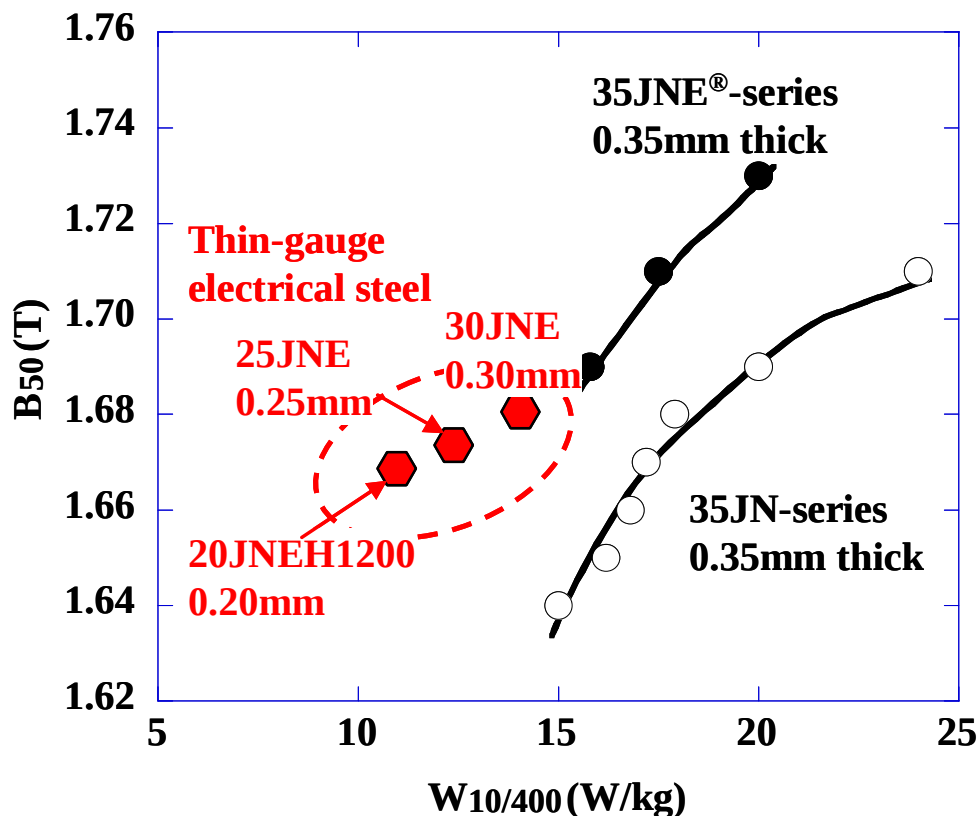


図 2-5 薄電磁鋼板の磁気特性⁽²⁴⁾

2-3-3 集合組織制御

集合組織とは多結晶材料中に存在する結晶粒が優先的に特定の方向に並んだ状態の組織のことであり、成分や製造プロセスにより鉄の集合組織は変化することが知られている。第 1 章で示した図 1-2 のように、鉄では[100]方向が最も磁化されやすく、[111]方向が最も磁化されにくい。このため、[100]方向を最も多く含む(100)面を鋼板板面内に集積させることが、電磁鋼板の磁気特性を向上させるために重要となる。

無方向性電磁鋼板は(100)面がランダムになっている集合組織が理想であるが、(100)面をランダムに制御することは容易でなく、磁気特性に不利な(111)面の集積度をいかに低減するかといった観点での研究がなされている。

松村らは無方向性電磁鋼板の鉄損に及ぼす集合組織の影響について調査している⁽²²⁾。(111)面強度を低減するほど、また(100)および(110)面強度を増加させる

ほど鉄損は低下する。

Chang らは 2%Si-1%Al 鋼に Sn、B、Sb を添加することにより組織を変化させた無方向性電磁鋼板の集合組織と磁気特性の関係を調査している⁽²⁶⁾。Chang らは(100)面強度と(110)面強度を足し合わせた値を(111)面強度で割った texture factor という値を用い、鉄損($W_{15/50}$)と磁束密度(B_{50})との関係を整理し、texture factor の値が高くなるほど鉄損は低下し、磁束密度は増加することを報告している。この結果は松村らの報告と同様に鉄損を低減するためには磁気特性に好ましい(100)および(110)面の集積を高める必要があることを示している。

製造プロセスの工夫により無方向性電磁鋼板の集合組織を制御する方法として、熱延板焼鈍がある。

田中らは 0.34%Si 鋼に $650^{\circ}\text{C}\sim 850^{\circ}\text{C}\times 1\text{hr}$ の熱延板焼鈍を施し、 750°C 歪取り焼鈍後の集合組織と磁気特性との関係を調査している⁽²⁷⁾。熱延板焼鈍温度を高めることにより磁気特性に好ましい(100)面強度が増加し、磁気特性に不利な(111)面強度が低下している。この集合組織変化により磁束密度が向上し、鉄損が低下するとしている。

以上のように、集合組織制御は電磁鋼板の磁束密度を高めつつ、鉄損を低減できる手法であるが、プロセス変更による集合組織制御は限界に近づきつつあり、これ以上の大幅な低鉄損化は難しいのが現状である。

2-3-4 結晶粒径制御

無方向性電磁鋼板の結晶粒径は $20\sim 150\mu\text{m}$ 程度であり、鉄損の低い高グレード電磁鋼板になるほど一般に結晶粒径は大きくなる。無方向性電磁鋼板の鉄損におよぼす結晶粒径の影響については多くの報告がなされている。

島津らは板厚 0.5mm の 0.85%Si-0.27%Al 鋼の鉄損に及ぼす結晶粒径の影響を周波数 50Hz $\sim$ 2kHz の範囲で調査している^(28, 29)。鉄損が最も小さくなる最適粒径は周波数 50Hz では $200\mu\text{m}$ 程度であるのに対し、周波数 200Hz では $80\mu\text{m}$ 程度、周波数 1kHz では $50\mu\text{m}$ 以下となり、高周波になるほど最適粒径は小さくなる。この現象はヒステリシス損と渦電流損の結晶粒径依存性から以下のように説明できる。

ヒステリシス損は磁壁の移動のしやすさに対応するが、磁壁移動を阻害する結晶粒界が多い細粒材ではヒステリシス損は高くなり、ヒステリシス損は結晶粒径に反比例するということが多田らの研究により示されている⁽³⁰⁾。

一方、渦電流損は結晶粒径が大きくなるほど増加する。島津らは渦電流損の結晶粒径依存性について磁区の観点から考察を行っており、粗大粒では磁区幅が広くなることから磁壁の移動速度が増加し、渦電流損が増加するとしている⁽²⁹⁾。このように、結晶粒が粗大化するとヒステリシス損は低下するが、渦電流損が増加するため、ヒステリシス損と渦電流損の比率に対応して、鉄損が最も低くなる結晶粒径が決定されることとなる。

無方向性電磁鋼板の低鉄損材では結晶粒径が $120\ \mu\text{m}$ 程度となっているが、更なる結晶粒粗大化により商用周波の鉄損は低下する可能性がある。結晶粒径を粗大化させるためには、最終（仕上）焼鈍温度を高めることが効果的である。しかし、既に量産の焼鈍炉の焼鈍温度は 1000°C を超えており、これ以上の高温焼鈍は困難な状況にある。

2-3-5 高純度化

電磁鋼板の代表的な不純物として酸素、窒素、硫黄がある。酸素は SiO_2 、 Al_2O_3 等の酸化物を、窒素は AlN 、 TiN 等の窒化物を、硫黄は MnS 等の硫化物を形成する。これらは鋼が溶融している際に形成されるものを介在物、鋼が凝固した後形成されるものを析出物と区別することもある。これら介在物や析出物は結晶粒成長を阻害するため、細粒化によるヒステリシス損増加により鉄損を増加させるが、介在物や析出物自体が鉄損増加の原因となることも知られている。

松村らは無方向性電磁鋼板の鉄損に及ぼす介在物量の影響について調査している⁽³¹⁾。介在物個数の減少にともない鉄損が低減でき、その原因は介在物自体が磁壁の移動を妨げるためとしている。松村らは介在物が存在した場合の動的な磁区観察も行っており、介在物が存在する磁壁では動きが妨げられる様子が認められている。

Shimanaka らは無方向性電磁鋼板の鉄損に及ぼす酸素、窒素の影響について調査している⁽³²⁾。図 2-6 に無方向性電磁鋼板の鉄損に及ぼす酸素、窒素の影響を

示す。酸素を 40ppm から 10ppm まで低減することにより磁束密度 1.5T、周波数 50Hz における鉄損 $W_{15/50}$ は 0.4W/kg 程度低減できる。また、窒素を 50ppm から 20ppm まで低減することにより $W_{15/50}$ は 0.4W/kg 程度低減できる。

入江らは無方向性電磁鋼板の鉄損に及ぼす硫黄の影響を調査している⁽³³⁾。図 2-7 に板厚 0.35mm、Si=3.0～3.2%、Al=0.4～0.6%の鋼の結晶粒径および鉄損に及ぼす硫黄の影響を示す。硫黄を 60ppm から 20ppm に低減することにより結晶粒は 40 μ m から 100 μ m 程度へと粗大化し、鉄損 $W_{15/50}$ は 0.6W/kg 程度低減できる。

高純度化は磁束密度の低下や打ち抜き性の低下を招かないため、低鉄損化の手法として望ましいものである。

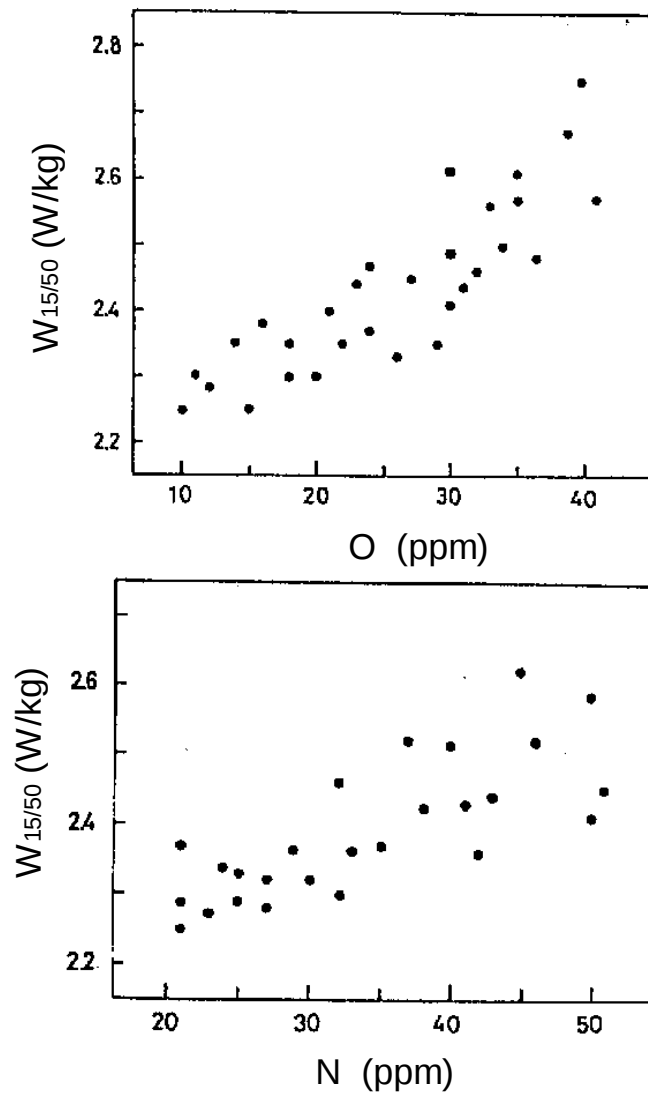


図 2-6 無方向性電磁鋼板の鉄損に及ぼす酸素と窒素の影響⁽³²⁾

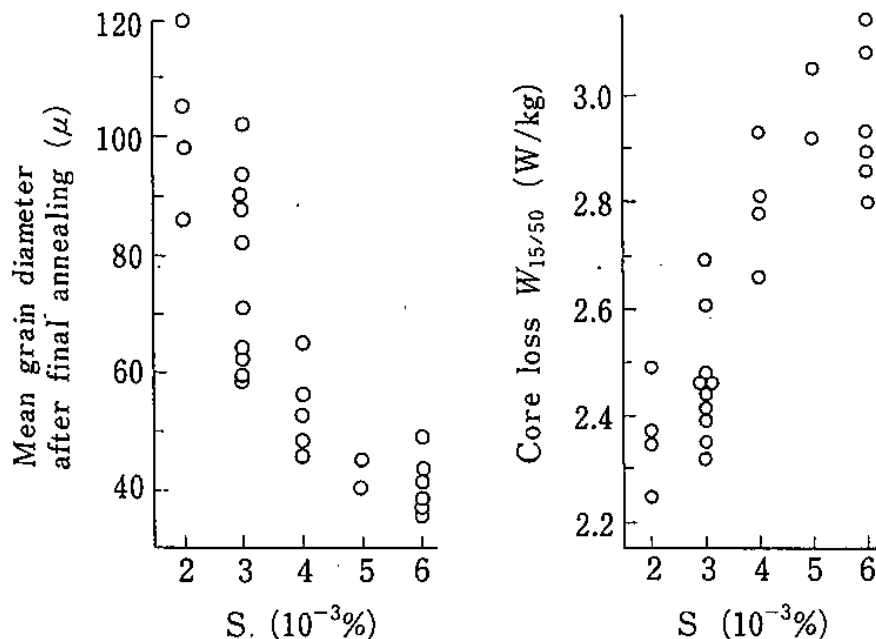


図 2-7 無方向性電磁鋼板の結晶粒径と鉄損に及ぼす硫黄の影響⁽³³⁾

2-3-6 各種鉄損低減手法の得失比較

表 2-1 にこれまでに述べた無方向性電磁鋼板の鉄損低減手法の得失を示す。渦電流損低減の手法としては高合金化と板厚低減がある。

高合金化は固有抵抗増加による渦電流損低減に効果的であるが、非磁性元素である Si、Al 量の増加により、飽和磁化が低下する。また、硬度が高くなるためモータコア打ち抜き時の金型損耗が大きくなる。

板厚低減は特に高周波鉄損低減に効果的であるが、占積率低下によりモータコアの磁束密度が低下し、モータのトルクが低下する。さらに、打ち抜き枚数が増加するため、生産性が低下する。

ヒステリシス損低減の手法としては、集合組織制御、結晶粒粗大化、高純度化がある。

集合組織制御は磁束密度向上につながるため、低鉄損化の手法として望ましいが、プロセス工夫による集合組織制御は限界に近づきつつあり、大幅な向上は望めないのが現状である。

結晶粒粗大化は磁束密度低下や打ち抜き性の劣化を招かないメリットがある。

結晶粒を粗大化させるためには、仕上焼鈍温度の高温化が必要となるが、高 Si 鋼ではすでに 1000℃程度で焼鈍が行われており、さらに焼鈍温度を高めるためには、特殊な焼鈍炉が必要となるため現実的でない。

高純度化は磁束密度の低下や打ち抜き性の劣化を招かないため、低鉄損化の手法として望ましいものである。高純度化により、粒成長を妨げる介在物や析出物が減少するため、焼鈍温度が低くても結晶粒の粗大化が可能となる。また、介在物や析出物自体も鉄損増加の原因となるため、高純度化により鉄損が低下する。近年、高純度化技術は著しく進歩しているため、無方向性電磁鋼板の低鉄損化を行うに際しては第一に取り組むべき手法と考える。特に近年は硫黄の低減技術の進歩が目覚ましく、 $S < 10\text{ppm}$ の材料が得られるようになっている。

そこで、本論文では高磁束密度と低鉄損を両立するモータ用新電磁鋼板の開発を目的とし、無方向性電磁鋼板の極低硫黄化とそれによる結晶粒粗大化について検討し、その効果と課題について第 3 章にて詳述し、第 4 章にて課題を解決したモータ用新電磁鋼板を提案する。

表 2-1 各種鉄損低減手法の得失比較

目的	鉄損低減手法	具体的手段	鉄損	磁束密度	打ち抜き性	備考
渦電流損低減	高合金化	Si, Al添加	低減	劣化	劣化	・飽和磁化低下 ・金型損耗増大
	薄手化	板厚低減: 例: 0.35mm→ 0.20mm	低減	劣化	劣化	・打ち抜き枚数増加 ・占積率低下
ヒステリシス損低減	集合組織改善	(100)、(110) 面 比率増加	低減	向上	変化なし	さらなる集合組織改善には技術革新要
	結晶粒粗大化	高温焼鈍	低減	変化なし	変化なし	これ以上の高温焼鈍には大幅な設備改造必要
	高純度化	N, O, S低減	低減	変化なし	変化なし	10ppm以下の硫黄低減可能

2-4 電磁鋼板の鉄損に及ぼす圧縮応力の影響に関する研究動向

2-4-1 モータ鉄損に及ぼす焼きばめの影響

無方向性電磁鋼板の素材鉄損は国際規格（IEC60404-2）に基づき、エプスタイン法で測定される。エプスタイン法では製品コイルの圧延方向および圧延直角方向から幅 30mm、長さ 280～320mm の矩形状のサンプルを切り出し、励磁コイル、誘起電圧測定コイルを備えたフレームにサンプルを井桁状に挿入し、無応力状態で鉄損を測定している。

これに対し実モータでは、無方向性電磁鋼板は打ち抜きによりモータ形状とされ、その後、かしめや溶接により鋼板同士が固定され、さらにボルト締め、焼きばめ等によりモータフレームに固定される。これら加工、固定により材料に圧縮応力や歪みが導入されるため、モータコアの鉄損はエプスタイン試験により測定した素材鉄損から予想されるものよりも一般に高くなる。このため、モータ効率を高めるためには低鉄損電磁鋼板を使用するだけでなく、これら加工、締結による鉄損変化を定量的に把握するとともに、鉄損増加の少ない加工方法、材料を選択することも重要となる。

これら、加工、締結のうち、焼きばめではモータのコアバック全体に大きな圧縮応力が付与されるため、モータ鉄損に及ぼす影響は非常に大きい。以下、焼きばめにより圧縮応力が付与された際のモータ特性に関する研究動向について述べるが、本論文の中では圧縮応力については引張応力と区別するためマイナス符号をつけて示すこととする。

仁吾らは、図 2-8 に示すように家電用の IPM モータ（分割コア）において電磁鋼板を焼きばめ固定した場合のモータコアに付与される圧縮応力について数値解析により求めている⁽³⁴⁾。焼きばめにより、モータのティース部には応力は発生していないが、バックヨーク部には-30MPa を超える圧縮応力が発生しており、局部的には-100MPa にも達している。さらに仁吾らは焼きばめ時のモータ鉄損変化も測定しており、焼きばめにより 25%程度鉄損が増加するとしている。

小関らは、焼きばめにより固定したモータのバックヨーク部の応力を測定し

ている⁽³⁵⁾。アルミフレームで焼きばめを行ったモータコアのバックヨークに歪ゲージを貼り付け、アルミフレームを切断し、切断前後の歪の変化量より応力を求めたところ、周方向には約-100MPa の圧縮応力が加わっていることを明らかにしている。

以上のように焼きばめにより大きな圧縮応力がモータコアに加わり、鉄損が増加するが、鉄損増加を抑制するため、モータ構造を工夫することによりコアバック部に加わる圧縮応力を低減する試みもなされている。

檜脇らは、IPM モータにおいて、焼きばめによる圧縮応力を軽減するため、バックヨーク部の形状を検討している⁽³⁶⁾。バックヨーク部にブリッジ部を設け、フレームとモータコアはブリッジを介して接触する構造とすることにより、ブリッジの内側のヨーク部分の圧縮応力は大幅に低下している。この応力緩和により従来構造のモータでは焼きばめにより鉄損が焼きばめ前に比べ 1.7 倍に増加していたが、新構造モータでは 1.5 倍と改善されている。

このようにモータ構造変更により圧縮応力を低減する手法は有効であるが、モータコアを保持するためにはある程度の圧縮応力が必要であり、焼きばめによる鉄損増加抑制の抜本的な解決とはなりえないのが現状である。

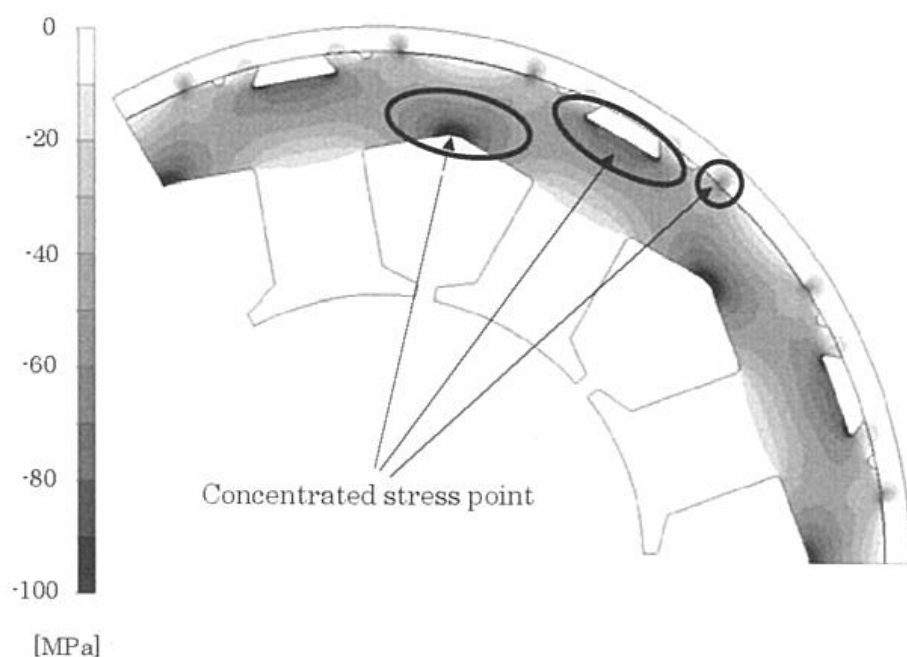


図 2-8 焼きばめモータの応力分布⁽³⁴⁾

2-4-2 無方向性電磁鋼板の素材鉄損に及ぼす圧縮応力の影響

前項にて、焼きばめによりモータコアに圧縮応力が加わりモータ鉄損が増加することを述べた。この焼きばめ等の圧縮応力による電磁鋼板の鉄損変化については多くの報告がある。

谷らは電磁鋼板の圧縮応力下の磁気特性を評価するため、シングルヨーク型の応力付与機構付き単板磁気測定器を作製し、板厚 0.5mm の無方向性電磁鋼板 (50A800) の磁化方向と同一方向に 150MPa まで引張応力、圧縮応力を付与した際の鉄損の応力依存性を調査している⁽³⁷⁾。鉄損の応力依存性は引張時と圧縮時で異なっており、引張時には 10~20MPa の応力により鉄損は若干低下し、それ以上の引張応力付与により緩やかに鉄損は増加している。圧縮時には-30~-50MPa 付近まで直線的に鉄損は増加し、それ以上の応力で鉄損増加は緩やかとなる。圧縮応力付与による鉄損増加は無応力に比べ 1.5~4 倍となっており、引張応力付与による鉄損増加に比べ非常に大きい。

宮城らは、-100MPa を超える圧縮応力を加えた場合の鉄損挙動を調査するため、板厚 0.35mm の無方向性電磁鋼板 35A360 を用い、-150MPa まで圧縮応力を加えた場合の鉄損変化を調査している⁽³⁸⁾。鉄損は圧縮応力-50MPa までは急激に増加し、-50~-100MPa の圧縮応力では鉄損増加は緩やかとなり、-100MPa を超えた圧縮応力では鉄損はほぼ一定となる。鉄損分離を行った結果、-100MPa を超える圧縮応力により、ヒステリシス損はわずかに増加するが、渦電流損は若干低下している。但し、その理由については論文中で明らかにしていない。

さらに宮城らは、積層鋼板への圧縮応力付与の実験データをもとに、モータを焼きばめした場合の鉄損増加を数値計算により求めている⁽³⁹⁾。6 極の SPM モータをアルミフレームに焼きばめた場合のモータ鉄損を計算したところ、焼きばめ前に比べ焼きばめ後では鉄損が 28%増加するという結果が得られている。

藤村らは、板厚 0.35mm の無方向性電磁鋼板を用い、鉄損に及ぼす焼きばめの影響について報告している⁽⁴⁰⁾。サンプルは内径 33mm、外形 45mm のリングサンプルを用い、Vかしめで固定した後、非磁性ステンレスのケースに焼きばめ、鉄損を評価している。この際、焼きばめによる平均圧縮応力は-25~-31MPa であった。かしめ焼きばめコアの鉄損は無歪のコアに比べ最大で 2 倍程度まで増加

しており、かしめよりも焼きばめの影響が大きくなっている。焼きばめによる鉄損増加の主因はリングコアの励磁方向に圧縮応力が付与されるためであるとしている。

このような圧縮応力下の鉄損増加を抑制する手法について材料面から検討した論文は非常に少ないが、異方性、結晶粒径の観点から一部研究がなされている。

谷らは圧縮応力下の磁化挙動に及ぼす電磁鋼板のグレードの影響を調査している⁽⁴¹⁾。板厚 0.5mm の 50A800 と 50A290 を用い、圧縮応力下で磁束密度 0.5T、1.0T、1.5T まで磁化した際の磁界の強さを比較している。圧縮応力下で所定の磁束密度まで磁化するのに要する磁界の強さから、無応力下での磁界の強さを引いた値は低鉄損材である 50A290 のほうが高くなり、磁化が困難となっている。低鉄損材で磁化が困難となる原因は結晶粒径が大きいためとしている。谷らの研究では鉄損に及ぼすグレードの影響には言及しておらず、圧縮応力下の鉄損増加を抑制する手法は示されていない。

Lobue らは、結晶粒径が $50\mu\text{m}$ と $270\mu\text{m}$ の二種類の 3%Si 鋼に最大 50MPa の圧縮応力および引張応力を付与して、鉄損に及ぼす応力の影響について調査を行なっている⁽⁴²⁾。圧縮応力下における磁束密度 1.0T での鉄損増加は、結晶粒径が $270\mu\text{m}$ の材料では無応力に比べ 2.8 倍に増加するが、結晶粒径が $50\mu\text{m}$ の材料では無応力に比べ 1.9 倍となり、細粒化により圧縮応力下の鉄損増加を抑制できるとしている。

高原らは、圧縮応力下の鉄損増加挙動に及ぼす異方性の影響について検討している⁽⁴³⁾。板厚 0.5mm の無方向性電磁鋼板である 50A1300、50A470、50A290 を用い、圧延方向、圧延直角方向および圧延方向から 55° の角度からサンプルを切り出し、圧縮応力付与時の鉄損増加挙動を調査している。圧縮応力を加えた場合の鉄損増加は圧延方向で最も大きく、圧延直角方向や圧延方向から 55° 傾いた方向では比較的小さくなっている。この原因について高原らは次のように考察している。無方向性電磁鋼板では集合組織は完全にランダムではなく、比較的 $\{011\} \langle 100 \rangle$ 配向が強いため、磁化ベクトルが圧延方向を向きやすくなっている。この状態で圧縮応力を加えると電磁鋼板では正磁歪を有しているた

め、磁化ベクトルは圧縮応力と直角方向を向きやすく磁化が困難となるため鉄損が大きく増加する。一方、圧延直角方向や圧延方向から 55° 傾いた方向では、無応力の状態で既に圧縮応力と直角方向に磁化ベクトルがある程度向いているため、圧縮応力を付与しても鉄損増加が少ないとしている。

無方向性電磁鋼板の異方性の影響については谷らも検討しており、板厚 0.5mm の低鉄損電磁鋼板である 50A290 を用い、圧延方向および圧延直角方向からサンプルを切り出して圧縮応力下での鉄損挙動を調査している⁽⁴⁴⁾。高原らの結果と同様に圧縮応力付与による鉄損増加は圧延方向に比べ圧延直角方向で少なくなっており、無応力に比べ圧延方向では約 2.6 倍、圧延直角方向では約 1.7 倍鉄損が増加している。圧延直角方向で鉄損増加が少ない原因は、無応力時の鉄損が圧延直角方向では圧延方向に比べ高いためであり、-50MPa 以上の圧縮応力を加えた場合の鉄損は圧延方向と圧延直角方向でほぼ同等となっている。

表 2-2 に各文献で示された無方向性電磁鋼板に圧縮応力を付与した場合の鉄損増加割合を示す。磁束密度や周波数により鉄損増加レベルは異なるものの、圧縮応力を加えた場合には鉄損が 1.5~2.8 倍程度増加しており、その影響は非常に大きい。高原らや谷らの研究において、電磁鋼板の集合組織を制御することにより圧縮応力下の鉄損増加を抑制できる可能性が示唆されているが、無方向性電磁鋼板では圧延直角方向に圧縮応力を加えたとしても 1.7 倍程度増加しており、圧縮応力下の鉄損増加を抜本的に抑制できる手法ではない。

そこで本論文では圧縮応力付与時の鉄損増加を抜本的に抑制できる材料を提案することを目的とし、第 5 章にて鉄損に及ぼす Si 量の影響について検討し、鉄損増加が極めて少ない材料として 6.5%Si 鋼を提案する。さらに第 5 章の知見を発展させ、圧縮応力付与により鉄損が低減できる負磁歪材を第 6 章にて提案する。さらに第 7 章では板厚方向に Si の濃度勾配を有する Si 傾斜磁性材料の圧縮応力下の鉄損増加が少ないこと、およびそのメカニズムについて考察し、Si 傾斜磁性材料が焼きばめモータのコア材料として適していることを述べる。

表 2-2 圧縮応力付与による無方向性電磁鋼板の鉄損増加研究例

研究者	測定方法	f(Hz)	B(T)	圧縮 応力 (MPa)	材料	測定方向	鉄損増加 割合
宮城ら ⁽³⁸⁾	積層 鋼板	50	1.0	-50	35A360	圧延方向	2.7
						圧延直角 方向	2.0
藤村ら ⁽⁴⁰⁾	リング	50	1.0	-25~- 31	35A250	全周方向	1.5
Lobue ら ⁽⁴²⁾	単板	100	1.0	-50	・3%Si steel ・板厚:0.34mm ・結晶粒径 50 μ m	圧延方向	1.9
				-50	・3%Si steel ・板厚0.34mm ・結晶粒径: 270 μ m		2.8
谷ら ⁽⁴⁴⁾	単板	50	1.0	-100	50A290	圧延方向	2.6
						圧延直角 方向	1.7
山本ら ⁽⁴⁵⁾	リング	50	1.0	-23~- 37	50A600	全周方向	1.5
千田ら ⁽⁴⁶⁾	単板	50	1.5	-100	・3.4%Si鋼 ・板厚:0.5mm	圧延方向	1.75
				-100	・2.8%Si鋼 ・板厚:0.5mm		1.5

鉄損増加割合=圧縮応力下の鉄損 / 無応力での鉄損

2-5 結言

本章では、方向性電磁鋼板、アモルファス、圧粉磁心、パーメンジェールを使用したモータの研究動向をまとめるとともに、無方向性電磁鋼板の素材低鉄損化技術と焼きばめ等の圧縮応力による鉄損増加挙動に関する研究動向について述べた。

方向性電磁鋼板、アモルファス、圧粉磁心、パーメンジェールを使用して、様々なモータが検討されており、一部実用化されているものもあるが、これら材料は打ち抜き性や強度、価格等の点で課題がある。このため、自動車や家電のモータとして広く普及するにはまだ時間がかかり、当分の間、鉄心材料の主流は無方向性電磁鋼板であり続けるものと考ええる。このため、無方向性電磁鋼板の低鉄損化が重要である。

無方向性電磁鋼板の素材鉄損低減技術として、高合金化、板厚低減、集組組織制御、結晶粒径制御、高純度化が挙げられるが、磁束密度を低下させずかつモータコア打ち抜き時の金型損耗、積工数の増加を招かない手法として高純度化とそれによる結晶粒粗大化が効果的であると考ええる。

そこで、第3章では、無方向性電磁鋼板の鉄損低減手法として高純度化に着目し、近年技術革新の著しい極低硫黄化技術を電磁鋼板に適用し、極低硫黄化による低鉄損化の効果と課題について検証する。

第4章では、極低硫黄電磁鋼板の表層窒化抑制により高磁束密度と低鉄損を両立するモータ用低鉄損電磁鋼板の開発を目指す。極低硫黄材の窒化抑制の観点から、表面偏析型元素でかつ粒成長を阻害しない元素として Sb、Sn 添加に着目し、鉄損に及ぼす Sb、Sn の影響を明らかにするとともに、窒化に及ぼす Sb の効果を定量化する。

一方、モータコア加工、締結による鉄損増加については、特に鉄損増加が著しい焼きばめに着目した。本章で述べたように、焼きばめ等の圧縮応力増加の抑制に関しては多くの研究がなされているが、焼きばめによる鉄損増加を抜本的に解決する手法は見出されていない。そこで、本論文では材料面か

ら焼きばめ鉄損増加を抜本的に解決する手法について検討する。

第5章では、焼きばめによる鉄損増加を抜本的に抑制する方法を探索するため、Si量の観点から系統的な研究を行い、高Si化により焼きばめ時の鉄損増加を抑制できることを明確にするとともに、そのメカニズムを材料の磁歪の観点から考察する。また、6.5%Si鋼は圧縮応力時の鉄損増加が極めて少ないことを述べ、焼きばめモータでの効果を検証する。

第6章では、第5章の知見を発展させ、焼きばめにより焼きばめ前よりも鉄損が低減できる材料の開発を目指し、負磁歪材である6.7%Si鋼を試作し、焼きばめモータでの効果を検証する。

第7章では、高周波機器のコア材料として開発されたSi傾斜磁性材料のモータへの適用可能性を検討するため、圧縮応力下の鉄損挙動を測定し、圧縮応力下の鉄損増加が極めて少ないことを明らかにする。その原因として、板厚方向のSi分布と残留応力の観点から考察するとともに、焼きばめモータへ適用した場合の効果について検証する。

第2章の参考文献

- (1) 本田厚人、佐藤圭二、大山勇：「インバーターモータ効率に及ぼす無方向性電磁鋼板素材の影響」、川崎製鉄技報、Vol.29、No.3、pp.169-173、1997
- (2) W. F. Barrett, W. Brown, A. Hadfield: “On the electrical conductivity and magnetic permeability of various alloys of iron”, Sci. Trans. Roy. Dublin Soc. Vol. VII, PART IV, pp.67-126, 1900
- (3) 今村猛、寺島敬、早川康之：「分割モータコア用として優れた磁気特性を有する電磁鋼板とその評価」、JFE 技報、No.8、pp.7-10、2005
- (4) 松尾勇是、樋口剛、阿部貴志、宮本恭祐、大戸基道：「方向性電磁鋼板を用いたセグメント構造 SR モータの特性解析」、電気学会自動車研究会資料、VT-11-15、pp.7-12、2011

- (5) 榎本裕治：「圧粉鉄心の最新開発動向とモータへの応用」、まぐね、Vol.1、No.9、pp.424-431、2006
- (6) 尾山仁、北島健二、豊田晴久、西岡隆夫、木村康三、澤井孝典、園田敏之：「圧粉磁心を利用したモータの効率評価」、SEI テクニカルレビュー、Vol.169、pp.79-81、2006
- (7) 榎本裕治、床井博洋、小林金也、天野寿人、石原千生、安部恵輔：「高密度圧粉磁心を適用したクローティースモータの開発」、電気学会論文誌 D、Vol.129、No. 10、pp.1004-1010、2009
- (8) 鈴木将生、中本徳也：「新型 ABS モータの開発」、自動車技術会学術講演会前刷集、No.90-02、pp.17-20、2002
- (9) P. Duwez , R. H. Willens and W. Klement , “Continuous Series of Metastable Solid Solutions in Silver-Copper Alloys”, J. App. Phys. Vol.31, pp.1136-1137, 1960
- (10) 榎本裕治、床井博洋、今井尊雄、鈴木利文、小俣剛、相馬憲一：「国際高効率規格 IE5 レベルを達成したアモルファスモータ」、日立評論、Vol.97、No.06-07、pp.50-55、2015
- (11) 杉山雄太、榎本裕治、今川尊雄、板橋弘光、床井博洋：「アモルファス金属鉄心による 11kW アキシアルギャップモータの高効率化」、電気学会産業応用部門誌、Vol.134、No.8、pp.760-766、2014
- (12) 鈴木貴紀、伊藤慎也、寺田元一郎、千葉明、吉田光伸、渡辺洋、深尾正：「熱処理したアモルファス合金積層体を用いた SRM の電動機特性」、電気学会回転機研究会資料、RM-03-142、pp.35-40、2003
- (13) Z. Wang, Y. Enomoto, M. Ito, R. Masaki, S. Morinaga, H. Itabashi and S. Tanigawa: “Development of a permanent magnet motor utilizing amorphous wound cores”, IEEE Transactions on Magnetics, Vol.46, No.2, pp.570-573, 2010
- (14) 東北製鋼：「パーメンジュールの特徴と用途」、電気製鋼、Vol.82、No.1、pp.99-100、2011
- (15) 長谷川祐、中村健二、一ノ倉理：「実機試験によるパーメンダ応用 SR モータの特性評価」、電気学会回転機研究会資料、RM-10-39、pp.31-39、2010

- (16) Y. Hasegawa, K. Nakamura and O. Ichinokura: “Optimization of switched Reluctance motor made of Permendur”, IEEE Transaction on Magnetics, Vol.46, No.6, pp.1311-1314, 2010
- (17) P. Arumugam, C. Gerada, S. Bozhko, H. Zhang, W. Fernando, A.L. Rocca and S. Pickering: “Permanent magnet Starter-Generator for aircraft application”, SAE Tech Pap Ser, SAE-2014-01-2157, 2014
- (18) D. J. Powell, G. W. Jewell, S. D. Calverley and D. Howe: “Iron loss in a modular rotor switched reluctance machine for the more-electric aero-engine”, IEEE Transactions on Magnetics, Vol.41, No.10, pp.3934-3936, 2005
- (19) M. Degano, P. Arumugam, W. Fernando, T. Yang, H. Zhang, J. B. Bartoro, S. Bozhko, P. Wheeler and C. Gerada: “An Optimized Bi-directional, Wide Speed Range Electric Starter-Generator for Aerospace Application”, IET Conf Publ B0665A 0537-9989, Vol.628 Vol.2, pp.1396-1401 , 2014
- (20) Metals Handbook ASM, 1948
- (21) R.C. Hall: “Single-crystal magnetic anisotropy and magnetostriction studies in iron-base alloys”, Journal of Applied Physics, Vol.31, pp.1037-1038, 1960
- (22) K. Matsumura and B. Fukuda: “Recent development of non-oriented electrical steel sheets”, IEEE Trans. On Mag., Vol.Mag-20, No.5, pp.1533-1538, 1984
- (23) E. W. Golding: Electrical Measurement and Measuring Instruments, 5th ed. ,London Pitman, 1963
- (24) 尾田善彦、大久保智幸、高田正昭：「JFE スチールにおける無方向性電磁鋼板の最近の進歩」、JFE 技報、No.36、pp.6-11、2015
- (25) A. Hiura, Y. Oda, K. Tomida and Y. Tanaka: “Magnetic properties of high-permeability thin gauge non-oriented electrical steel sheets”: J. Phys 4, Vol. 8, Pr2, pp.499-502, 1998
- (26) S. K. Chang and W. Y. Huang: “Texture effect on magnetic properties by alloying specific elements in non-grain oriented silicon steels”, ISIJ International, Vol.45(2005), No.6, pp.918-922
- (27) 田中隆、屋鋪裕義：「熱延板焼鈍による無方向性電磁鋼板の高性能化」、

- 住友金属、Vol.45-5、pp.29-32、1993
- (28) 島津高英、塩崎守雄、黒崎洋介：「無方向性電磁鋼板の高周波磁気特性に及ぼす結晶粒径の影響」、CAMP-ISIJ、Vol.4,p.1880、1991
- (29) 島津高英、塩崎守雄、黒崎洋介：無方向性電磁鋼板の高周波磁気特性、MAG-90-203、pp.51-57、1990
- (30) 多田裕俊、藤村浩志、屋鋪裕義：「無方向性電磁鋼板のヒステリシス損に及ぼす結晶粒径の影響」、CAMP-ISIJ、Vol.27、p.899、2014
- (31) 松村洽、福田文二郎、木下勝雄、今井卓雄、小畑良夫、宮崎重紀：「低鉄損無方向性電磁鋼板の新製品 RM7」、川崎製鉄技報、Vol.15、No.3、pp.38-42、1983
- (32) H. Shimanaka, Y. Ito, T. Irie, K. Matsumura, H. Nakamura and Y. Shono: “Energy Efficient Electrical Steel”, TMS-AIME, p.193, 1980
- (33) 入江敏夫、松村洽、中村広登、荘野保之：「新しい高磁束密度低鉄損無方向性珪素鋼板の開発」、川崎製鉄技報、Vol.10、No.1、pp.15-22、1978
- (34) 仁吾昌弘、及川智明、馬場和彦、川口仁：「フレーム固定時の応力低減によるモータの高性能化」、電気学会回転機研究会資料、RM-08-33、pp.1-6、2008
- (35) 小関祐生、宮城大輔、高橋則雄：「モータコア焼きばめ圧縮力並びに鉄損の測定」、平成 20 年電気学会全国大会、5-036、pp.56-57、2008
- (36) 檜脇英治、吉川祐一、舟津哲司、玉村俊幸、村上浩、本田幸夫：「永久磁石同期モータのコア応力緩和による鉄損低減」、電気学会回転機研究会資料、RM-04-63、pp.7-12、2004
- (37) 谷良浩、大穀晃裕、有田秀哲、中野正嗣、山口信一、都出結花利、吉岡孝、藤野千代：「電磁鋼板の応力下における磁気特性の測定」、電気学会マグネティックス研究会資料、MAG-03-191、pp.15-20、2003
- (38) D. Miyagi, K. Miki, M. Nakano and N. Takahashi: “Influence of Compressive Stress on Magnetic Properties of Laminated Electrical Steel Sheets”, IEEE Transactions on Magnetics, Vol. 46, No. 2, pp.318-321, 2010
- (39) D. Miyagi, N. Maeda, Y. Ozaki, K. Miki and N. Takahashi: “Estimation of Iron

Loss in Motor Core with Shrink Fitting using FEM Analysis”, IEEE Transactions on Magnetics, Vol. 45, No. 3, pp.1704-1707, 2009

- (40) 藤村浩志、屋鋪裕義、児島浩、中山大成：「リングコアの磁気特性に及ぼす焼嵌めの影響」、電気学会マグネティックス研究会資料、MAG-05-1-3、pp.1-6、2005
- (41) 谷良浩、大穀晃裕、中野正嗣、有田秀哲、都出結花利、吉岡孝、山口信一、藤野千代：「応力下における電磁鋼板の磁気特性（その 2）」、電気学会マグネティックス研究会資料、MAG-04-91、pp.59-64、2004
- (42) M. LoBue, C. Sasso, V. Basso, F. Fiollio and G. Bertotti: “Power losses and magnetization process in Fe-Si non-oriented steels under tensile and compressive stress” , Journal of Magnetism and Magnetic Materials, Vol.215-216, pp.124-126 , 2000
- (43) 高原英実、奥村峻、栴島壮史、林駿一、開道力：「無方向性電磁鋼板の磁気特性における応力依存性の検討」、Journal of the magnetics society of Japan、Vol.35、 No.3、 pp.291-296、2011
- (44) 谷良浩、大穀晃裕、中野正嗣、有田秀哲、山口信一、都出結花利：「応力下における無方向性電磁鋼板の鉄損特性」、Journal of Magnetics Society of Japan、Vol.30、No.2、pp.196-200、2006
- (45) 山本健一、霜村英二、山田一夫、佐々木堂：「電動機鉄心の磁気特性に及ぼす外部応力の効果」、電気学会論文誌 A、Vol.117、No.3、pp.311-316、1997
- (46) 千田邦浩、藤田明、本田厚人、黒木直樹、八木正昭：「無方向性電磁鋼板の応力下での磁気特性と磁区構造」、電気学会論文誌 A、Vol.131、No.6、pp.884-890、2011

第3章 電磁鋼板の磁気特性に及ぼす硫黄の影響

3-1 緒言

第2章にて無方向性電磁鋼板の低鉄損化の研究動向について述べた。それら手法を改めて示すと以下のようなになる。

- ① 高合金化（固有抵抗アップ）による渦電流損低減
- ② 板厚低減による渦電流損低減
- ③ 集合組織制御によるヒステリシス損低減
- ④ 高純度化によるヒステリシス損低減
- ⑤ 結晶粒粗大化によるヒステリシス損低減

これら手法のうち、高合金化による固有抵抗増加の観点では Si、Al の添加が効果的であるが、Si、Al を添加する手法では磁束密度が低下するとともに硬度上昇により打ち抜き性も低下する。板厚を低減した場合には、打ち抜き工数が増加するとともに、薄手材を打ち抜くためポンチとダイスの隙間（クリアランス）を狭める必要があることから金型の破損が起りやすくなるという課題がある。集合組織制御は磁束密度を向上させつつ、鉄損を低減できる手法であるが、無方向性電磁鋼板の集合組織を大きく改善することは容易でなく、ほぼ限界に近づいているのが現状である。

これに対し、不純物低減とそれに伴う結晶粒の粗大化については磁束密度を低下させず、打ち抜き性等もほとんど変化しないことから低鉄損化の手法として望ましいものといえる。また、鋼の高純度化技術は近年急速に進歩しており、従来にないレベルの高純度電磁鋼板の製造も期待できる。

図 3-1 に窒素の工業的製錬限界の時代推移について雀部が報告した結果を示す⁽¹⁾。ここでプロットは鉄鋼各社が公表している精錬限界濃度を示している。窒素は 1960 年代には 30ppm 程度であったが、鑄造時に溶鋼が空気と触れないようにするシール技術の発達により 1990 年の時点で精錬限界は 10ppm 程度に達して

いる。図 3-2 に酸素の製錬限界の時代推移を示す⁽¹⁾。酸素は 1960 年代には 30ppm 程度であったが、真空脱ガス装置の導入、真空脱ガスの長時間処理化等により 1980 年以降 10ppm 以下の高純度化が可能となり、1990 年の時点で 4~5ppm 程度まで低減されている。

電磁鋼板も 1990 年代から窒素、酸素ともに 20ppm 以下となっており⁽²⁾、窒素、酸素についてはほぼ製錬限界に近いところで製造しているといえる。

図 3-3 に硫黄の製錬限界の時代推移について雀部が報告した結果を示す⁽¹⁾。硫黄に関しては窒素、酸素よりも高純度化が進んでおり 5ppm 未満まで低減する技術が開発されている。特に軸受鋼や造船用厚板、エネルギー分野向けラインパイプ等で硫黄系介在物を起点とした割れ防止のため硫黄低減技術が進歩してきた^(3,4)。例えば、ラインパイプでは耐サワー（湿潤硫化水素環境における耐久性）の観点から極低硫黄化が強く求められてきた⁽⁵⁾。これは石油・ガスには腐食性物質である硫化水素（ H_2S ）が含まれているが、このような石油・ガスをラインパイプで輸送する際、水素が鋼板内に侵入し、侵入した水素は MnS と鉄の界面に溜まって膨張することにより水素誘起割れを引き起こすこととなるためである。

このような背景から 1980 年代後半から 1990 年代にかけて、主にラインパイプ、軸受鋼、造船用厚板の高性能化を目的として硫黄低減技術が開発されてきており、最近では RH 真空脱ガス装置^{注 3-1)}を活用した極低硫黄化技術が開発されている。RH 真空脱ガス装置はもともと、鋼中の酸素や窒素を低減する技術として 1960 年代に開発された装置である⁽⁶⁾。図 3-4 に RH 真空脱ガス装置の模式図を示す。RH 真空脱ガス装置は、取り鍋上方に二本の浸漬管を備えた RH 容器を設置することにより脱ガスを行うものであり、RH 容器内は真空となっている。脱ガス処理時には二本の浸漬管の一本に Ar ガスを吹き込むことにより、その浮力を利用して溶鋼を真空となった RH 容器内へ還流させ、溶鋼が真空にさらされることにより酸素、窒素等の除去が行われている。本装置にインジェクションランス（ノズル）を設置し、粉末の CaO-CaF_2 系脱硫剤を Ar ガスと一緒に溶鋼中に直接噴射する技術が 1980 年代に開発された。本技術により、溶鋼と脱硫剤との反応性が向上し、厚板の量産鋼においても 10ppm 未満の極低硫黄レベルに安定して低減することが可能となった⁽⁷⁻⁹⁾。

これに対し、電磁鋼板では量産鋼の硫黄のレベルは 10～30ppm 程度にとどまっている。低鉄損化に関する従来の研究でも硫黄が 10ppm 以上の領域に関するものしかなく⁽¹⁰⁾、S<10ppm の極低硫黄域での無方向性電磁鋼板の鉄損挙動について調査した報告は見当たらない。しかし、無方向性電磁鋼板では介在物・析出物の低減およびそれに伴う結晶粒の粗大化は鉄損低減につながることから、極低硫黄化技術を電磁鋼板に適用した場合、鉄損を著しく低減できる可能性があるのではないかと考えられる。

そこで本章では、磁束密度低下や打ち抜き性の劣化を招かない無方向性電磁鋼板の新規鉄損低減技術を開発することを狙いとし、近年技術革新の著しい極低硫黄化技術を電磁鋼板に適用し、極低硫黄化による低鉄損化の効果について検証するとともに、極低硫黄化による鉄損低下阻害因子として窒化の観点から考察を行なった。

注 3－1) RH (Ruhrstahl-Heraeus) 真空脱ガス装置

取り鍋に二本の浸漬管を備えた真空槽を装着し、一本の管に Ar ガスを吹き込み、その浮力を利用して溶鋼を真空槽へ還流させる真空脱ガス炉。溶鋼が真空にさらされることにより、脱ガスが可能となる。本装置は転炉で脱炭処理を行った後、溶鋼中の酸素、窒素等を低減するために用いられるが、ランスから脱硫剤を溶鋼中に吹き込むことにより、極低硫黄材の製造も可能となる。

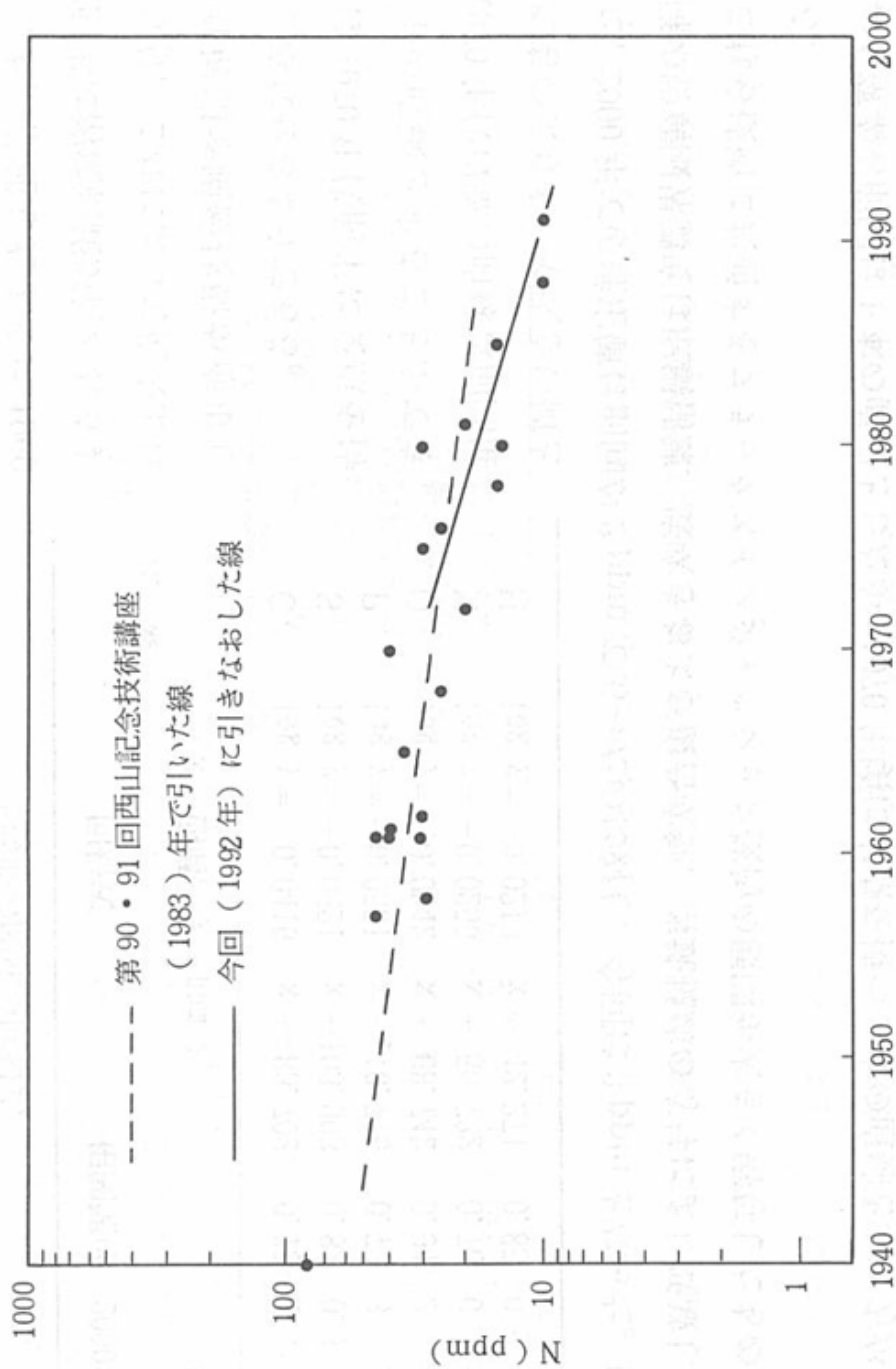


図3-1 窒素の製錬限界の推移 (1)

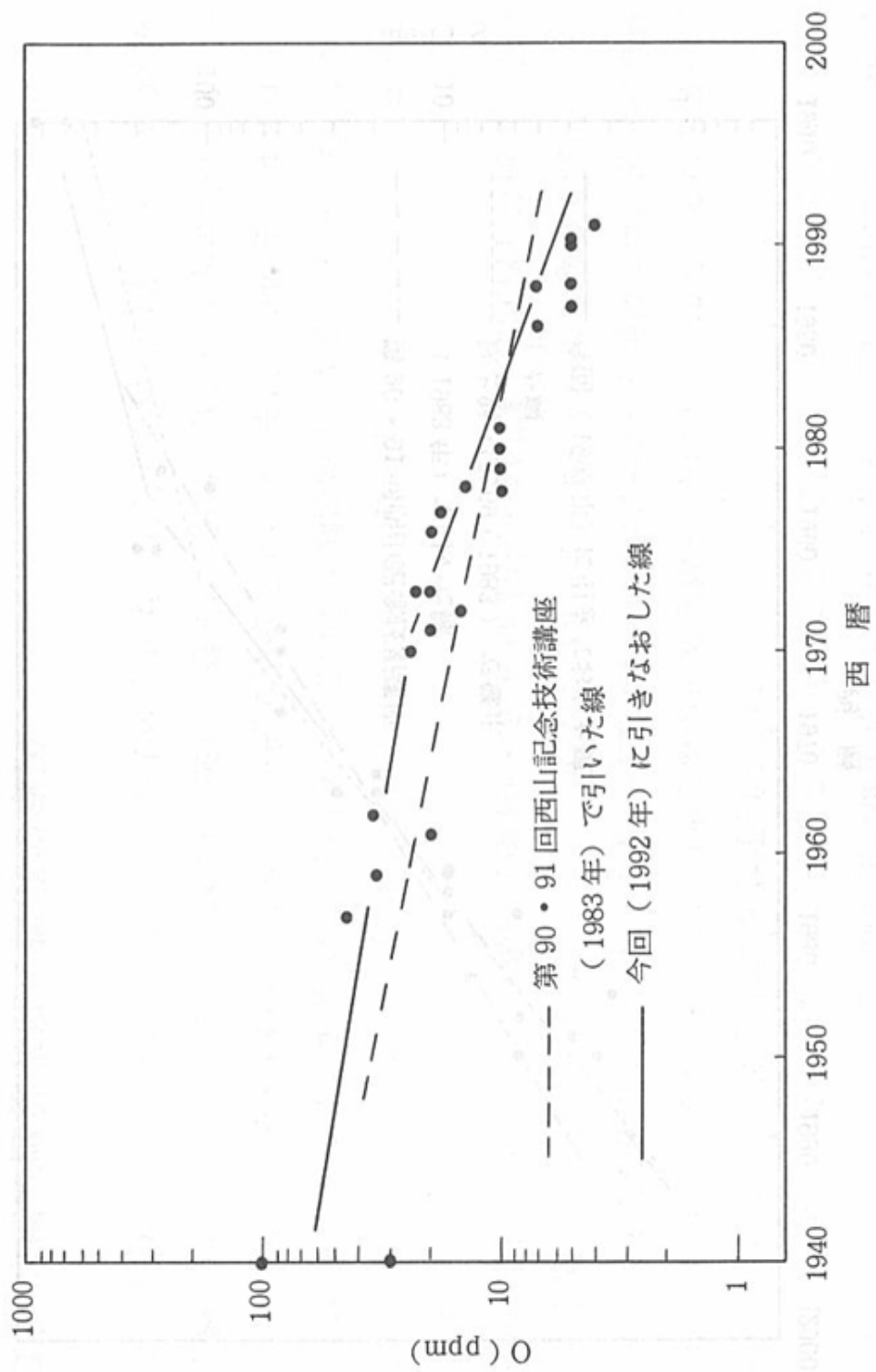


図3-2 酸素の製錬限界の推移 (1)

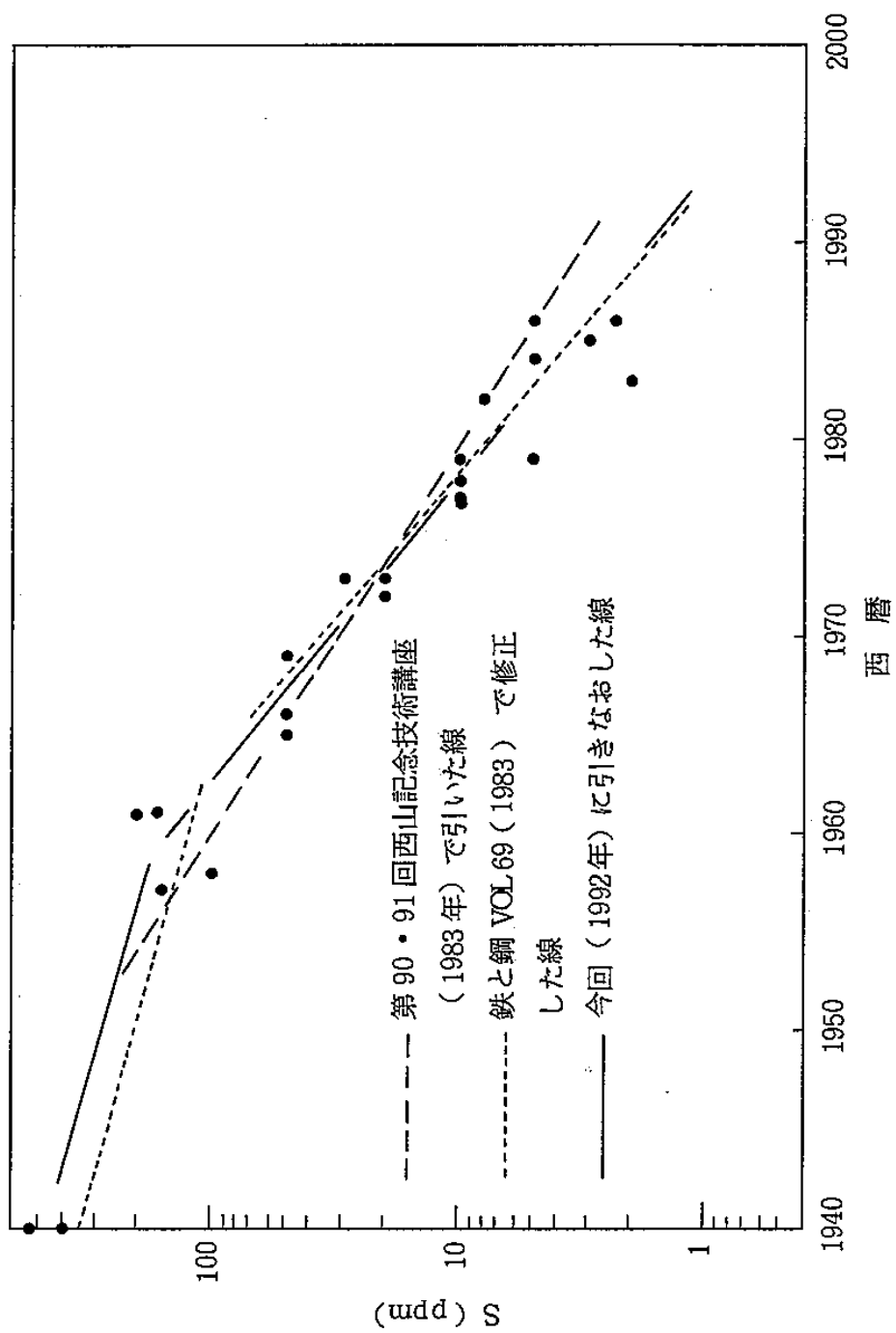


図3-3 硫黄の製錬限界の推移 (1)

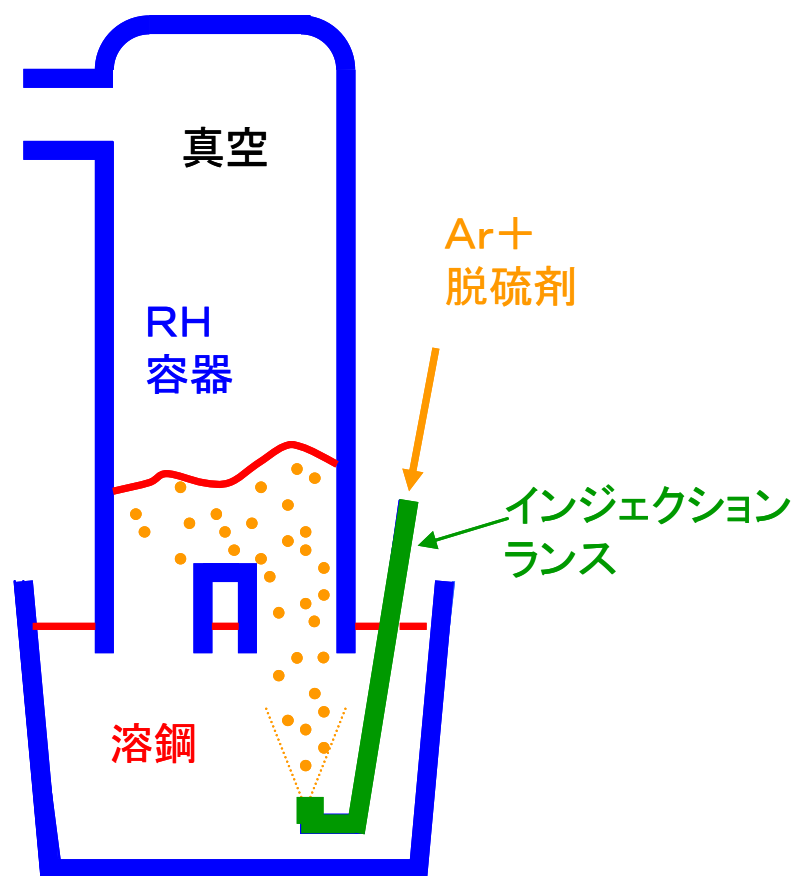


図 3-4 RH インジェクション法

3-2 実験方法

鉄損に及ぼす硫黄の影響について検討するため実験室にて硫黄量を変化させた 3 種類の電磁鋼板を真空溶解し厚さ 40mm の鋼塊を作製し、熱間での粗圧延により板厚 $t=27\text{mm}$ とした。表 3-1 に 3 種類の材料の成分を示す。ここで Si 量は約 2.7%、Al 量は約 0.3%と一定とし、S 量を高純度化技術によって得られる 4 ppm (極低硫黄材)、通常の電磁鋼板の硫黄レベルの 32 ppm (通常硫黄材)、硫黄量を高めた 54 ppm (高硫黄材) の 3 種類とした。これら成分の板厚 $t=27\text{mm}$ の粗圧延材を図 3-5 に示すように 1200°C で 1 時間加熱し、熱間での仕上圧延により板厚 $t=2.3\text{mm}$ の熱延板を得た。熱延板を酸洗後、 $100\%\text{H}_2$ 雰囲気にて 830°C で 3 時間焼鈍し、冷間圧延により板厚 0.50mm とし、 $10\%\text{H}_2$ - $90\%\text{N}_2$ 雰囲気にて

850～1050℃×2min 間の仕上焼鈍を施した。仕上焼鈍板より幅 30mm、長さ 120mm の板を圧延方向および圧延直角方向から切り出し、単板磁気測定器を用いて 50Hz、60Hz の鉄損を測定し、鉄損分離は 2 周波法にて行った。

断面組織は光学顕微鏡により観察し、走査型電子顕微鏡 (SEM) ^{注 3-2)} により鋼板表層部の詳細な調査を行った。鋼板表層部の窒化量を定量するため、鋼板表面より 30 μ m ピッチで電解抽出^{注 3-3)} を行い N as AlN 量 (アルミニウムナイトライドとして析出している窒素量) を求めた。さらに鋼板表面の元素偏析を調査するためオージェ分析^{注 3-4)} を行った。

注 3-2) 走査型電子顕微鏡 (Scanning Electron Microscope、SEM)

電子顕微鏡の一種であり、電子線で試料を走査し、試料から放出される二次電子を検出して対象を観察する方法。

注 3-3) 電解抽出

試料を 10% アセチルアセトノー 1% テトラメチルアンモニウムクロライドーメタノール (10%AA系) 溶液等を用いて定電流電解を行い、得られた析出物を定量分析する手法。

注 3-4) オージェ分析

試料に電子線を照射した際に試料表面から放出されるオージェ電子のエネルギースペクトルを分析することにより、試料表面に存在する元素の同定を行う方法。オージェ電子が物質中を非弾性散乱することなく進む距離(平均自由行程)は数 nm であるため、試料表面のごく浅い領域の情報を得ることができる。

表 3-1 供試鋼の化学成分

(mass%)

No.	分類	Si	Mn	Al	S	N
1	極低硫黄材	2.63	0.18	0.27	0.0004	0.0020
2	通常硫黄材	2.75	0.22	0.30	0.0032	0.0019
3	高硫黄材	2.73	0.22	0.30	0.0054	0.0019

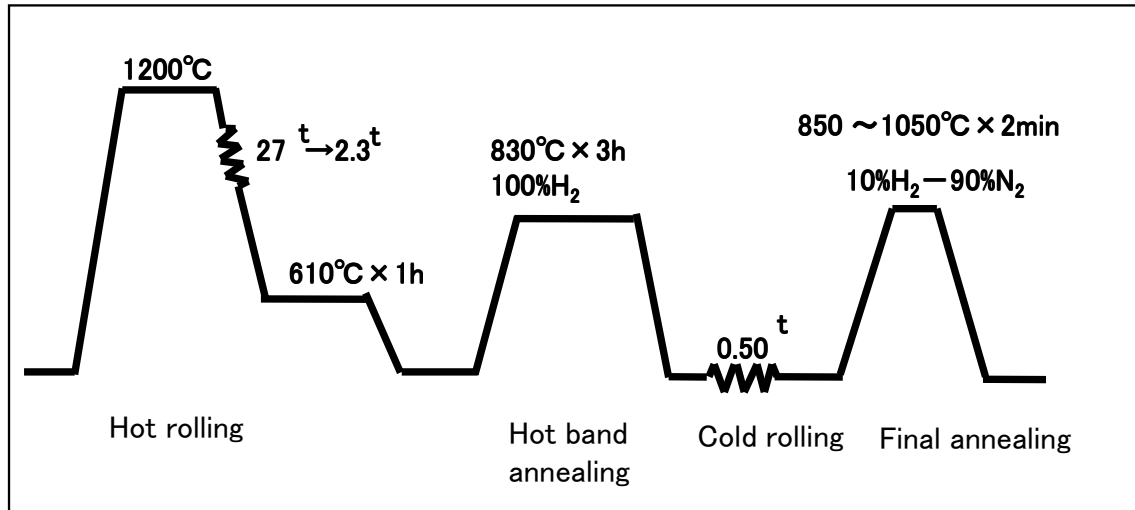


図 3-5 サンプル作製方法

3-3 結果および考察

3-3-1 鉄損に及ぼす硫黄の影響

図 3-6 に磁束密度 1.5T、周波数 50Hz での鉄損 $W_{15/50}$ に及ぼす仕上焼鈍温度の影響を示す。ここで鉄損は冷延板から幅 30mm、長さ 120mm の単板試料を 8 枚切り出し、850、900℃、975℃、1050℃にて各 2 枚焼鈍を行った後、測定を行った平均値をプロットしている。仕上焼鈍温度 900℃以下の領域では $S=32\text{ppm}$ の通常硫黄材、 $S=54\text{ppm}$ の高硫黄材および $S=4\text{ppm}$ の極低硫黄材ともに焼鈍温度の上昇に伴い鉄損は低下する。また、鉄損の値を比較すると極低硫黄材の鉄損は高硫黄材に比べ大幅に低くなっている。

一方、仕上焼鈍温度が 900℃以上では通常硫黄材、高硫黄材の鉄損は仕上焼鈍温度の上昇に伴い低下するが、極低硫黄材の鉄損は逆に増大しており、仕上焼

鈍温度 1050℃では通常硫黄材、高硫黄材に比べ鉄損が高くなっている。

極低硫黄材において高温焼鈍により鉄損が増加した原因を調査するため、50、60Hz の鉄損値より 2 周波法にて鉄損分離を行った。図 3-7 にヒステリシス損、渦電流損の仕上焼鈍温度依存性を示す。渦電流損はいずれの材料においても仕上焼鈍温度が高くなるにともない増加している。

一方、ヒステリシス損は、通常硫黄材、高硫黄材では仕上焼鈍温度が高くなるに伴い単調に低下する。これに対し、極低硫黄材ではヒステリシス損は 900℃までは仕上焼鈍温度が高くなるに伴い低下するものの、900℃以上では逆に焼鈍温度が高くなるに伴い増加しており、このヒステリシス損の増加が高温焼鈍時に全鉄損が増加した原因であるといえる。

以上のことから、900℃以下の温度では極低硫黄化により無方向性電磁鋼板の鉄損を低減できることが明らかとなった。一方、焼鈍温度が 900℃を超えると極低硫黄材の鉄損は仕上焼鈍温度が高くなるにともない増加しており、極低硫黄材では通常硫黄材、高硫黄材と異なる特異な鉄損挙動を示している。

このことは極低硫黄材を高温焼鈍した際に、何らかの鉄損増加原因が生じていることを示唆しているものと考えられる。そこで、この鉄損増加原因を解明し、鉄損増加を抑制することができれば、極低硫黄材の鉄損はより一層低下するのではないかと考えた。

次項では、極低硫黄材の高温焼鈍時の鉄損増加原因について調査した結果について述べる。

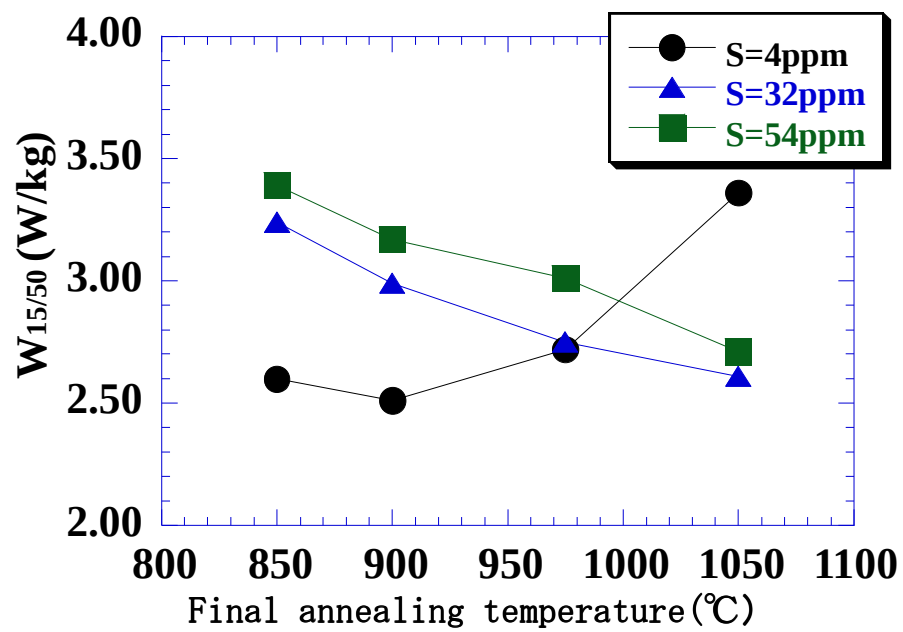
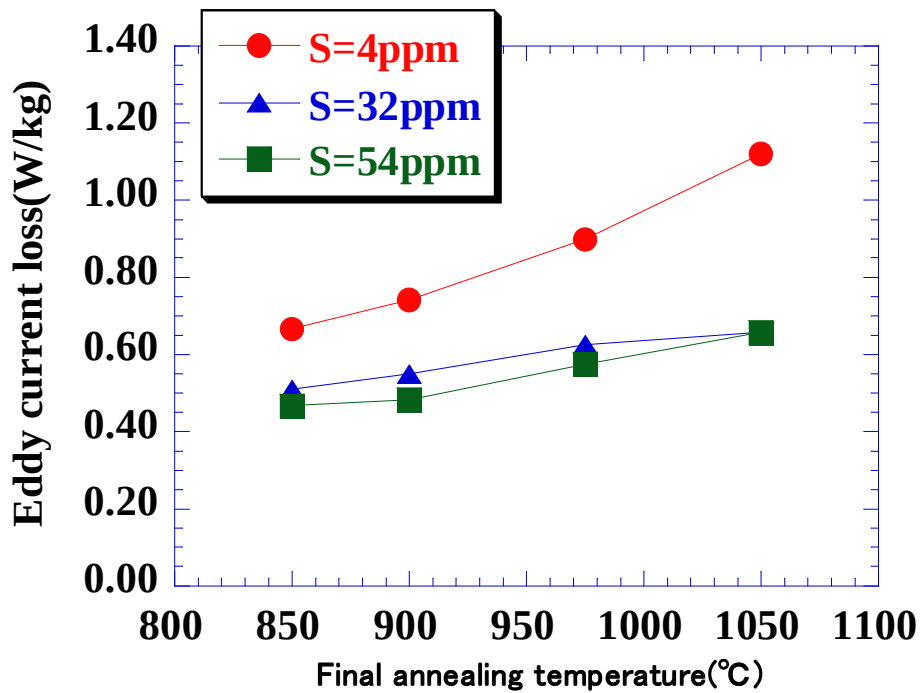
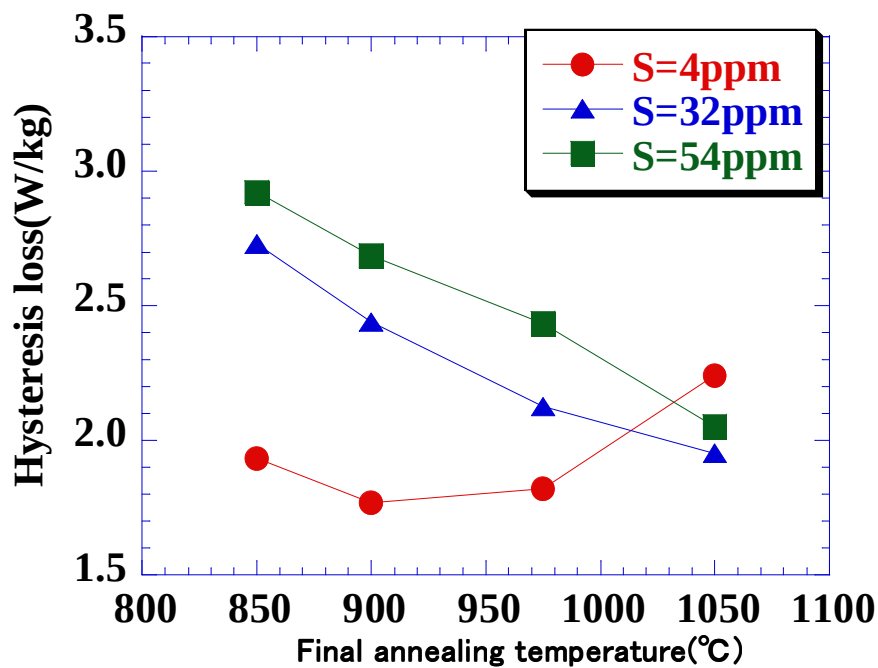


図 3-6 全鉄損に及ぼす硫黄の影響



(a) 渦電流損に及ぼす仕上焼鈍温度と硫黄量の影響



(b) ヒステリシス損に及ぼす仕上焼鈍温度と硫黄量の影響

図 3-7 ヒステリシス損及び渦電流損に及ぼす仕上焼鈍温度と硫黄量の影響

($B_m=1.5\text{ T}$ 、 $f=50\text{ Hz}$)

3-3-2 組織に及ぼす硫黄の影響

前項の結果より極低硫黄材と通常硫黄材、高硫黄材ではヒステリシス損の焼鈍温度依存性が大きく異なることが明らかとなった。ヒステリシス損に影響を及ぼす因子として結晶粒径がある。特に極低硫黄材では粒成長性を阻害する MnS が少なくなることから、粒成長性が通常硫黄材と大きく異なることが予想される。そこで、結晶粒径の仕上焼鈍温度依存性を調査するため、板厚中央部の組織を光学顕微鏡にて観察した。図 3-8 に JIS G 0551 に規定された線分法^{注3-5)}に準拠して結晶粒径を測定した結果を示す。従来の S=30~50ppm 材に比べ硫黄を 4ppm とすることにより粒成長性が著しく向上している。これは硫黄を低減することにより、結晶粒の成長を妨げる MnS が少なくなったためである。

結晶粒径とヒステリシス損の関係はよく知られており、結晶粒を粗大化するとヒステリシス損は低下する。このため、焼鈍温度 900℃以下での極低硫黄材での鉄損低下は結晶粒が大きくなったためと考えられる。しかし、仕上焼鈍温度 950℃以上においても結晶粒は粗大化しており、950℃以上の高温域における極低硫黄材のヒステリシス損の増加を結晶粒径の観点から説明することはできない。そこで高温焼鈍材の鋼板断面組織を光学顕微鏡にて詳細に観察した。図 3-9 に仕上焼鈍温度 1050℃における S=54ppm の高硫黄材と S=4ppm の極低硫黄材の断面組織を示す。極低硫黄材では板厚中央部の結晶粒は粗大になっているが鋼板表層近傍に結晶粒が小さくなった細粒組織が認められる。

そこで、この細粒部分に相当する部分を断面から SEM にて観察した。図 3-10 に鋼板表面から 10 μ m の位置まで研磨して、板面方向から SEM 観察を行った結果を示す。析出物は楕円状もしくは針状をしており、大きさは 0.1~0.5 μ m 程度である。

この析出物の組成を同定するため、極低硫黄材の鋼板表面から 10 μ m 程度の位置より薄膜サンプルを作製し TEM 観察を行った。図 3-11 に TEM 観察結果を示す。図 3-11(a)に成分分析を行った析出物、図 3-11(b)に EDX 分析 (Energy Dispersive X-ray spectroscopy : エネルギー分散型 X 線分析)^{注3-6)}の結果を示す。分析の結果、Al と Fe のピークが認められた。Fe のピークは薄膜母材の成

分に対応するものであり、析出物は Al 系の析出物であることが判明した。

図 3-11(c)に EELS(**E**lectron **E**nergy **L**oss **S**pectroscopy：電子エネルギー損失分光法)^{注 3-7)}により軽元素を分析した結果を示す。これより N のピークが認められ、図 3-12(b)の分析結果と総合すると析出物は AlN であるといえる。

以上のことから、極低硫黄材では鋼板表層部が窒化しており、窒化物は大きさ 0.1～0.5 μ m 程度の AlN であることが明らかとなった。

次項では高硫黄材と極低硫黄材での表層窒化量の違いについて定量的に評価した結果を述べる。

注 3－5) JIS 0551 線分法

適切な腐食液により鋼の結晶粒を判別できるようにし、光学顕微鏡にて組織を撮影後、組織写真に直線を引き、直線と結晶粒の交点の数を数えることにより結晶粒径を求める方法。直線と結晶粒の交点の数が多くなるほど細粒となる。

注 3－6) EDX (エネルギー分散型 X 線分析)

電子線や X 線などの一次線を試料に照射した際に発生する特性 X 線もしくは蛍光 X 線を半導体検出器等のエネルギー分散型検出器にて検出し、そのエネルギーと強度から、試料を構成する元素と濃度を調べる分析手法。

注 3－7) EELS (電子エネルギー損失分光法)

電子が薄い試料を透過する際に原子との相互作用により失うエネルギーを測定することにより元素を分析する手法。EDX に比べ微小領域の分析が可能であり、C、N 等の軽元素の分析感度に優れている。

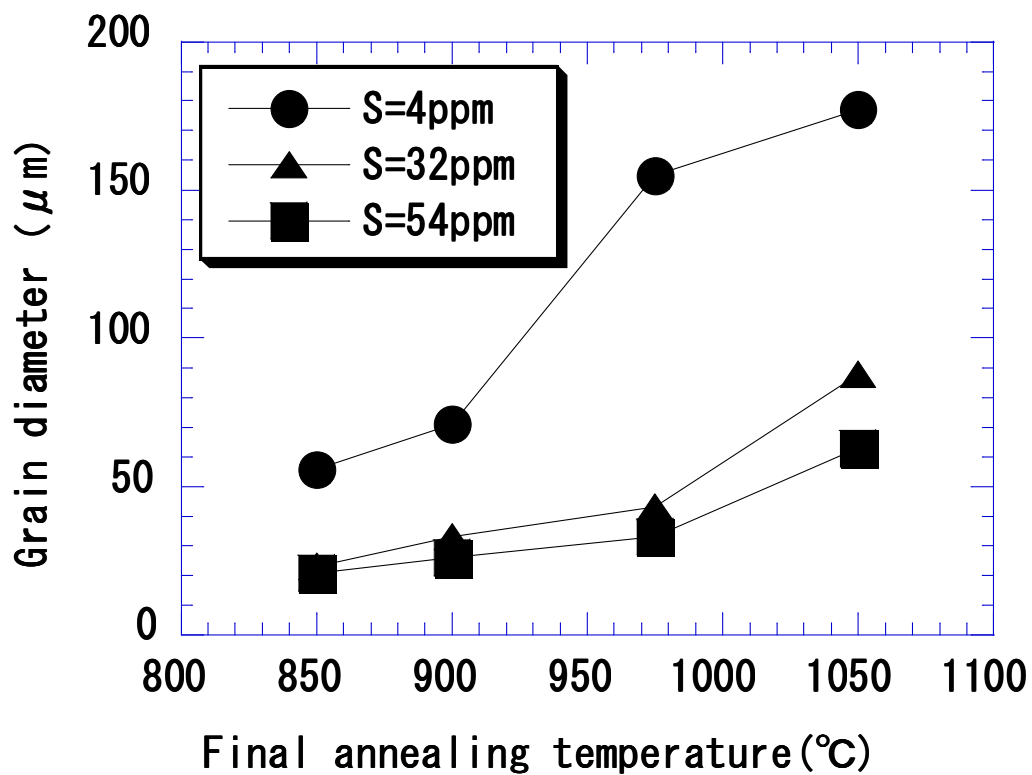


図 3-8 硫黄量と板厚中央部の平均結晶粒径の関係

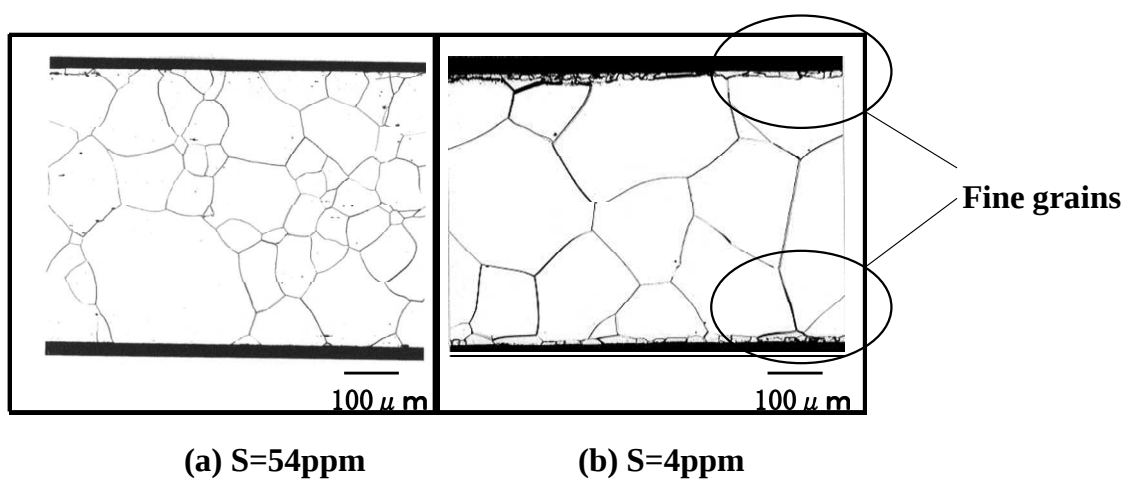


図 3-9 仕上焼鈍後の鋼板断面の光学顕微鏡組織
(a)S=54ppm、(b)S=4ppm (仕上焼鈍温度 1050 $^{\circ}\text{C}$)

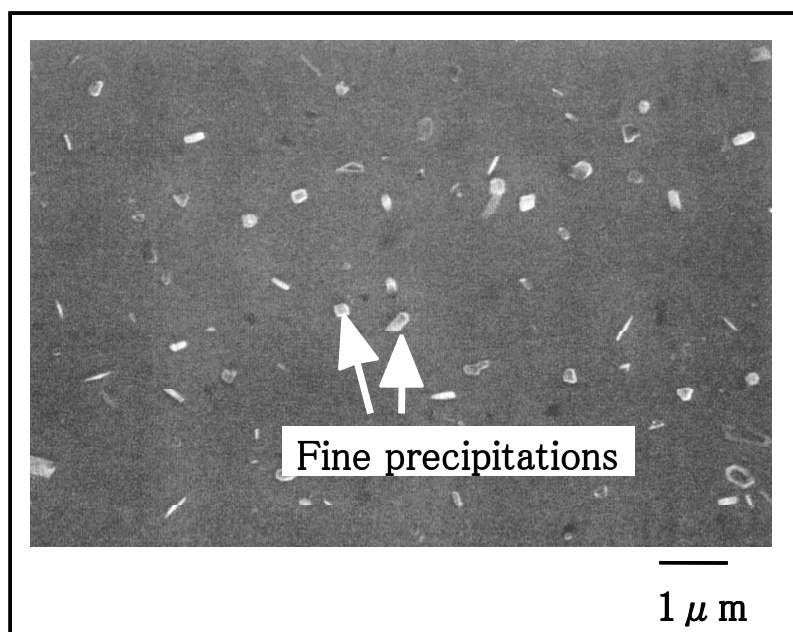
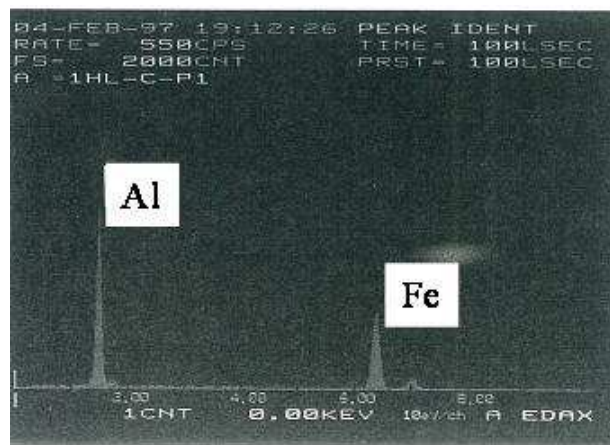


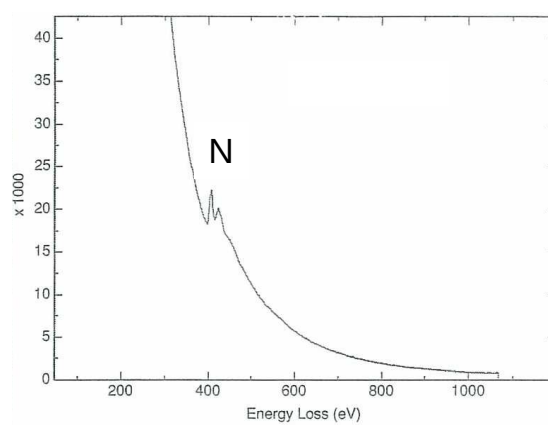
図 3-10 極低硫黄材、鋼板表面より $10\mu\text{m}$ の板面 SEM 写真
(仕上焼鈍温度 1050°C)



(a) 薄膜での TEM 写真



(b) EDX (Energy Dispersive X-ray spectroscopy) 分析結果



(c) EELS (Electron Energy Loss Spectroscopy)分析結果

図 3-11 極低硫黄材、表層析出物の同定 (TEM)
(仕上焼鈍温度 1050℃)

3-3-3 表層窒化に及ぼす硫黄の影響

前項にて認められた表層の AlN (アルミニウムナイトライド) 量を定量的に調査するため鋼板表面より $30\mu\text{m}$ ピッチで電解抽出を行い、N as AlN 量 (AlN として析出している窒素量) を測定した。図 3-12 に 1050°C 焼鈍材の鋼板表面からの深さと AlN 量の関係を示す。S=54ppm の高硫黄材でも窒化は認められるが、その量は少なく鋼板表面から $30\mu\text{m}$ の領域でも N as AlN 量は 100ppm 程度である。一方、S=4ppm の極低硫黄材では表面から $30\mu\text{m}$ の領域の N as AlN 量は 1000ppm にも達しており、表面から $30\sim 60\mu\text{m}$ の領域でも N as AlN 量は 400ppm に達している。

図 3-13 に鋼板表面から $30\mu\text{m}$ の領域における窒化量の仕上焼鈍温度依存性を示す。鋼板表層部の窒化は仕上焼鈍温度の上昇とともに直線的に増加するが、その傾向は S=4ppm の極低硫黄材で大きい。極低硫黄材の 1050°C 焼鈍材の窒化量を 850°C 焼鈍材と比較すると 10 倍以上窒化量が多くなっている。

磁壁の移動におよぼす析出物(precipitates)、介在物(inclusion)等の影響については多くの報告がある。松村らは介在物が無方向性電磁鋼板の磁壁の移動を妨げる様子を観察している⁽¹¹⁾。図 3-14(a)～(c)に直流磁界を印加した場合の磁壁移動を SEM にて松村らが観察した結果を、(d)～(f)に松村の観察結果を模式的に示す。図 3-14 (a)は消磁後の磁区であり、(d)は消磁後の磁区の模式図である。図中の黒丸が介在物を示しており、黒っぽく見える部分と白っぽく見える部分が磁区であり、それぞれ逆向きに磁化されているためコントラストが異なって見えている。Domain wall(A)は介在物が存在しない磁壁、Domain wall(B)は介在物が存在する磁壁である。図 3-14(b)に磁束密度 1.0T まで磁化した場合の磁区、(e)にその際の磁区の模式図を示す。直流磁界を加えることにより、介在物の存在しない Domain wall(A)は移動し、黒っぽく見える磁区の占める割合が大きくなっているが、介在物が存在する Domain wall(B)は変化していない。図 3-14(c)に磁束密度 1.5T まで磁化した場合の磁区、(f)にその際の磁区の模式図を示すが、磁束密度 1.5T となっても介在物が存在する Domain wall(B)は変化していない。

以上のことから、介在物が存在することにより磁壁の移動が妨げられることが

わかる。

また、**Kersten** は保磁力に及ぼす介在物の影響は以下の式であらわされるとしている⁽¹²⁾。

$$H_c = 1.6K \cdot \delta_0 \cdot \alpha^{2/3} / (J_s \cdot d) \quad (3-1)$$

H_c : 保磁力

K : 磁気異方性定数

δ_0 : 磁壁の厚さ

J_s : 飽和磁化

α : 介在物の存在率

d : 介在物の直径

これより、介在物の量が多いほど、直径が小さいほど保磁力は大きくなり、磁化が困難となることがわかる。

以上のことから、図 3-7 で認められた仕上焼鈍温度 1050℃での極低硫黄材のヒステリシス損の増大は鋼板表層部に析出した AlN により磁壁の移動が妨げられたためと考えられる。

次項では、極低硫黄材で表層窒化が顕在化するメカニズムについて考察する。

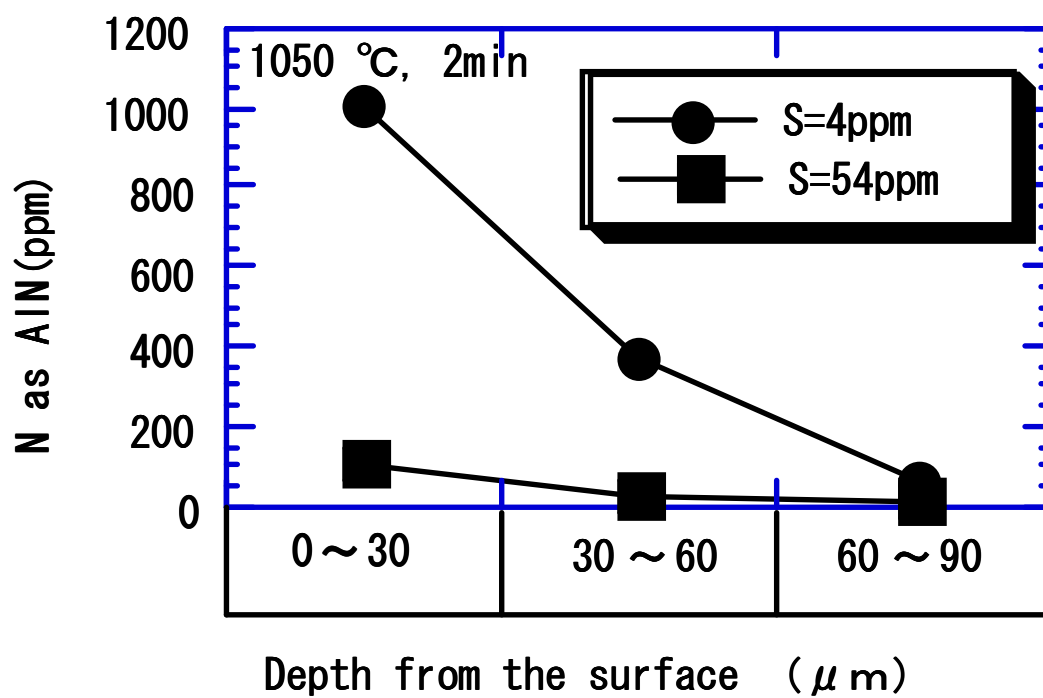


図 3-12 鋼板表面からの深さと AlN 量

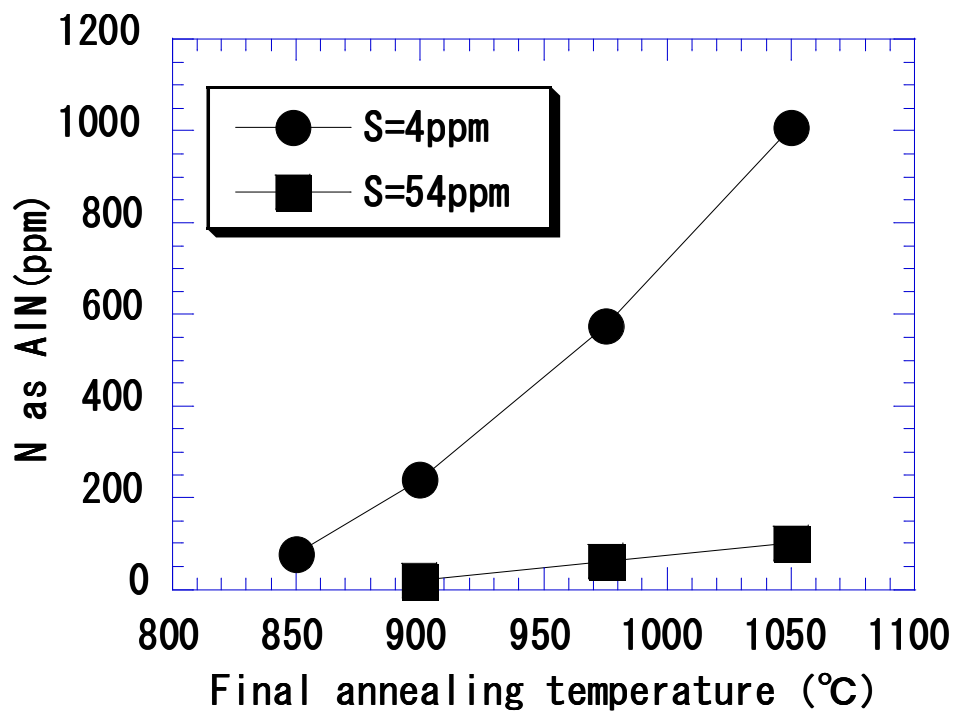


図 3-13 仕上焼鈍温度と AlN との関係（鋼板表面より 30 μm の領域）

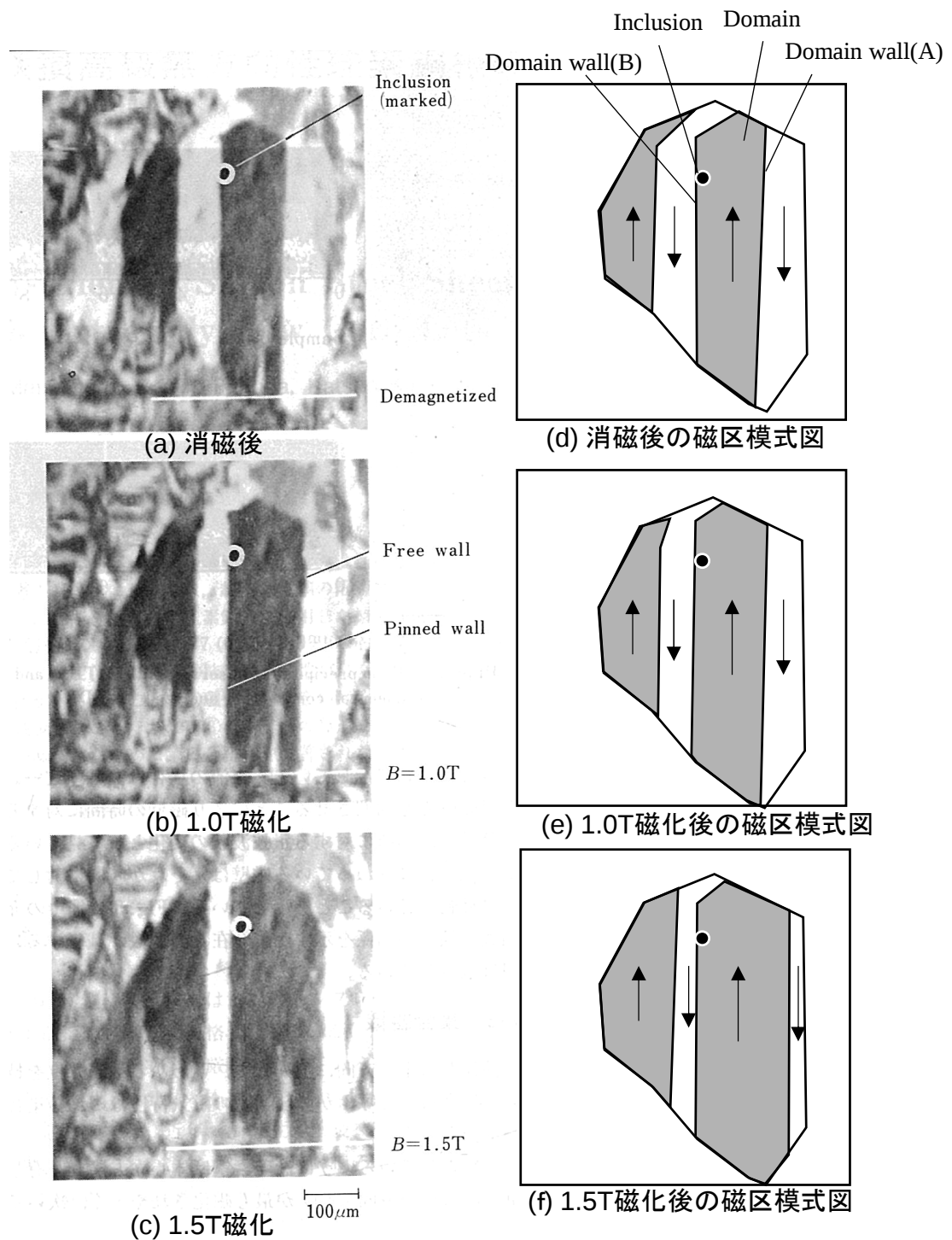


図 3-14 直流磁化時の磁壁移動に及ぼす介在物の影響

(a)消磁後の磁区、(b)1.0T 磁化後の磁区、(c)1.5 T 磁化後の磁区 (11)

(d)消磁後の磁区模式図、(e)1.0T 磁化後の磁区模式図、(f)1.5T 磁化後の磁区模式図

3-3-4 極低硫黄化による窒化のメカニズムに関する考察

極低硫黄化に伴う窒化増大の原因を明らかにするため、鋼板表面のオージェ分析を行った。オージェ分析とは物質に電子を照射した際に発生するオージェ電子を分析して元素の特定を行う手法であるが、分析深さはオージェ電子が他の元素に散乱されない領域であり、鋼板表面から数 nm の範囲となる。このため、オージェ分析では鋼板極表層の元素分析が可能となる。

まず表面の汚れを除去するため、オージェ分析装置のチャンバー内にて極低硫黄材と高硫黄材の冷延板の表面を Ar イオンにてスパッタリングした。スパッタリングとは高速で Ar イオンを材料表面に衝突させることにより、材料表面の原子をはじき出す手法であり、極表面を削ることができる技術である。次に、焼鈍時の元素偏析挙動を調査するため、本検討にて用いたオージェ分析装置にて最も高温となる 850℃にて 30min 鋼板を加熱保持した後、室温まで冷却し鋼板表面の元素分析を行った。

図 3-15 に冷却後の鋼板表面のオージェ分析結果を示す。極低硫黄材では硫黄のピークはほとんど認められないが、高硫黄材では明瞭な硫黄のピークが認められた。高硫黄材の表面を Ar イオンにて 30s 間スパッタリングすることにより表面層を除去し、再度分析したところ硫黄のピークが消滅したことから、高硫黄材では焼鈍時に硫黄が鋼板表面に偏析していることが明らかとなった。これに対し、極低硫黄材では硫黄のピークは非常に弱かったことから、焼鈍中には硫黄はほとんど表面偏析していないといえる。

本間らは SUS304 の鋼板表面に S および P を偏析させた場合の酸素の吸着挙動を調査している⁽¹³⁾。それによれば、偏析元素がない場合は酸素が吸着しやすいのに対し、S、P が偏析した場合には鋼板表面への酸素吸着が起こりにくく、特に S が表面偏析した場合に吸着開始までの潜伏期間が長くなるとしている。

Driscoll⁽¹⁴⁾や Wiemer ら⁽¹⁵⁾も S が表面偏析した鋼の酸化過程を調査し、S が偏析した場合には酸素の吸着を抑制するとしている。

これらのことから、表面偏析した硫黄は窒素の吸着過程にも影響を及ぼすことが考えられる。すなわち高硫黄材では熱延板焼鈍時および仕上焼鈍の初期に

硫黄が鋼板表面に偏析し、高温焼鈍時の窒素の鋼板表面への吸着を抑制したものと考えられる。一方、極低硫黄材では表面に硫黄がほとんど存在しないため、仕上焼鈍時に雰囲気中の窒素が鋼板表面に吸着し、鋼板内部へ拡散して Al と結びつくことにより AlN として鋼板表層部で析出し、これにより鉄損が増大したものと考えられる。

以上、本章では無方向性電磁鋼板の硫黄を 10ppm 以下に低減することにより大幅な低鉄損化が可能となること、極低硫黄材では表層窒化が生じやすくなることを示すとともに、窒化の原因について考察した。

次章では、極低硫黄材の表層窒化抑制技術について検討を行い、本技術により開発した新電磁鋼板の特性およびモータへの適用例について述べる。

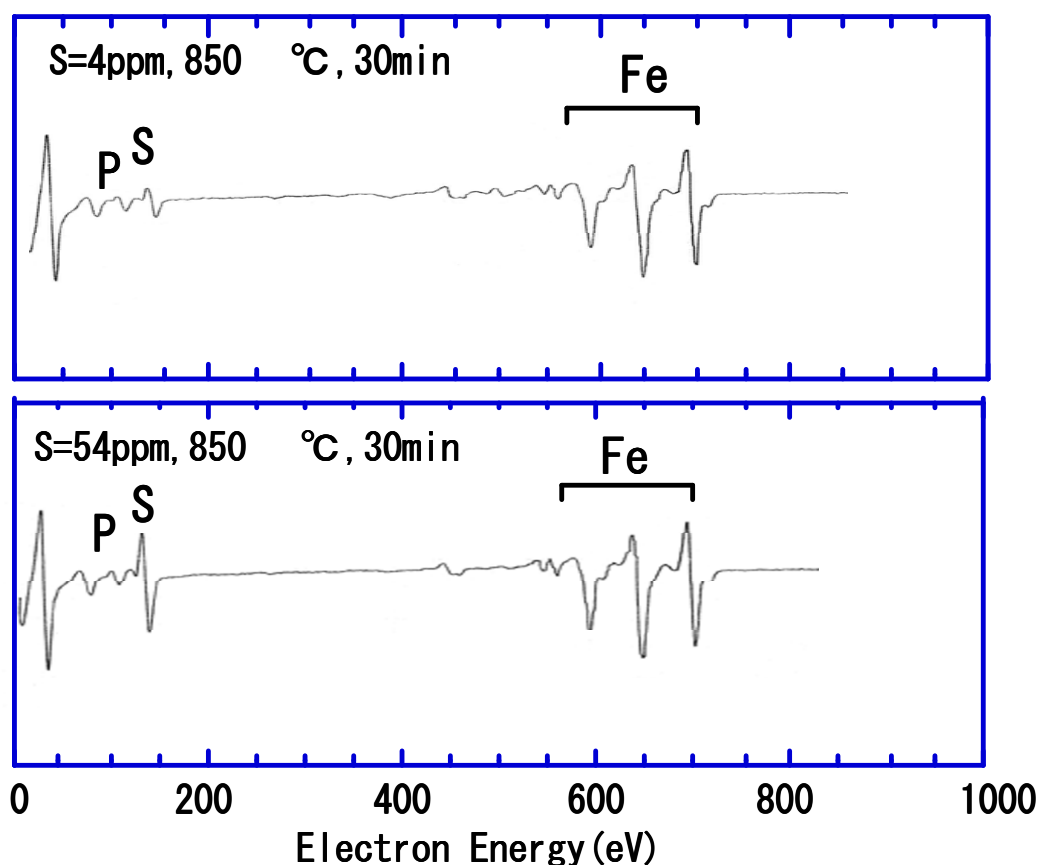


図 3-15 鋼板表面のオージェ分析結果

3-4 結言

無方向性電磁鋼板の鉄損を低減するため、極低硫黄化技術を適用した結果、以下のことが明らかとなった。

- (1) S=4ppm の極低硫黄材では焼鈍温度 900℃以下で S=32ppm の通常硫黄材および S=54ppm の高硫黄材よりも鉄損が低くなる。これは極低硫黄材では結晶粒が粗大化するためである。
- (2) 極低硫黄材では焼鈍温度 950℃以上で鉄損が増加する。これはヒステリシス損の増加に対応している。
- (3) 極低硫黄材のヒステリシス損増加は仕上焼鈍時の窒化に起因している。窒化量を定量した結果、仕上焼鈍温度 1050℃では極低硫黄材の N as AlN 量は 1000ppm にも達しており、高硫黄材に比べ 10 倍程度窒化していることが明らかとなった。
- (4) 仕上焼鈍時の鋼板表面への硫黄偏析挙動をオージェ分光法により測定したところ、高硫黄材では鋼板表面に硫黄が偏析していたが、極低硫黄材では硫黄偏析がほとんど認められないことが明らかとなった。このことから、高硫黄材では表面偏析した硫黄が仕上焼鈍時の窒化を抑制しているが、極低硫黄材では硫黄偏析がなくなったため窒化が顕在化したものと考えられる。

第 3 章の参考文献

- (1) 雀部実：「精錬技術の進歩と不純物の低減」、第 143、144 回西山記念講座、pp.1-25
- (2) 小原隆史：「無方向性電磁鋼板の最近の進歩」、第 155、156 回西山記念講

座、pp.151-196

- (3) 齊藤誠、関谷重信：「軸受鋼の機械的諸特性に及ぼす酸素、硫黄の影響」、電気製鋼、Vol.36、No.3、pp.147-154、1975
- (4) Gwrald J. Roe: “Bethlehem’s Low-Sulfur Plate Steels”, Pros Low Sulfur Steel Symp 1984, pp.37-39, 1984
- (5) 田辺治良、中田正之：「多様化するニーズに貢献する製鋼技術」、NKK 技報、No.179、pp.14-21、2002
- (6) 日本金属学会編：鉄鋼精錬、p.172、2000
- (7) 桜井栄司、古野好克、福味純一、白山章、村井剛、松野英寿：「福山 No.4 RH における溶鋼脱硫技術-1」、材料とプロセス、Vol.8、p.272、1995
- (8) 福田佳之、小野山修平、今井正、務川進、佐渡達也、吹上和徳、國武意智、高木信浩、松本周：「名古屋製鐵所における高級鋼量産技術の開発」、新日鉄技報、Vol.394、pp.91-97、2012
- (9) 田辺治良、平野稔、広瀬猛、田口喜代美、碓井務、今井寮一郎：「上吹き脱硫による超極低硫鋼の製造について」、鉄と鋼、Vol.66、S258、1980
- (10) K. Matsumura and B. Fukuda: “Recent development of non-oriented electrical steel sheets”, IEEE Transactions on Magnetics, MAG-20, No.5, pp.1533-1537, 1984
- (11) 松村洽、福田文二郎、木下勝雄、今井卓雄、小畑良夫、宮崎重紀：「低鉄損高級無方向性珪素鋼板の新製品 RM7」、川崎製鉄技報、Vol.15、No.3、pp.38-42、1983
- (12) M. Kersten: “Zur theorie der koerzitivkraft“, Z. Physik, pp.714-740, 1948
- (13) 本間禎一、藤田大介：「鉄鋼の高温酸化と不純物効果」、日本金属学会秋季大会シンポジウム講演予稿、pp.114-115、1986
- (14) T. J. Driscoll: “The Initial Oxidation of Iron at 200 ~ 300°C and the Effect of Surface sulfur”, Oxidation of Metals, Vol. 16, Nos. 1/2, pp.107-130, 1981
- (15) D. Wiemer, H. J. Grabke and H. Viefhaus: “Investigation on the influence of sulfur segregation on the adherence protective oxide layers on high temperature materials”, Fresenius J Anal Chem, Vol.341, pp.402-405, 1991

第4章 極低硫黄材へのS b、S n添加による低鉄損電磁鋼板の開発

4-1 緒言

前章の検討結果より、極低硫黄材は通常硫黄材、高硫黄材に比べ板厚中心部の結晶粒が粗大化し、仕上焼鈍温度が900℃以下では鉄損が大きく低下することが明らかとなった。一方、仕上焼鈍温度が950℃を超えると極低硫黄材の鉄損は仕上焼鈍温度が高くなるにともない増加すること、鉄損増加の原因は仕上焼鈍時の著しい表層窒化によるものであることも判明した。このことは見方を変えると極低硫黄材の結晶粒成長性を維持しつつ、表層窒化を抑制することが出来れば、さらに極低硫黄材の鉄損を低減できる可能性があることを示唆しているものと考えた。そこで、極低硫黄電磁鋼板をベースに表層の窒化を抑制する手法を検討することとした。

仕上焼鈍時の表層窒化を抑制するためには、

- ① 焼鈍雰囲気制御
- ② 硫黄と同様の表面偏析型元素^{注4-1)}の活用

が考えられる。焼鈍雰囲気制御とは焼鈍雰囲気中の水素濃度を制御するものである。すなわち電磁鋼板の焼鈍は、通常、水素窒素の混合雰囲気で行われており水素濃度は10vol%程度であるが、この水素濃度を高めることにより窒化を抑制した研究例がある^(1, 2)。しかし、水素濃度アップはコストアップになるだけでなく、仕上焼鈍炉のようなコイルを連続して通板する焼鈍炉では、ガス漏れによる爆発等の危険性もあるため、焼鈍設備の安全対策を行なう必要があり、現実的でない。そこで表面偏析型元素の活用について本章では検討することとした。

表4-1に鉄鋼における表面偏析型元素例を示す。これら元素の内、SeはMnSe

として析出することが知られており^(3, 4)、方向性電磁鋼板では MnSe の微細析出物を積極的に活用して集合組織制御が行われる場合がある。集合組織制御に活用された MnSe は、その後行われる高温長時間（数時間）の最終焼鈍で鋼中に再溶解し、結晶粒成長を妨げないため、方向性電磁鋼板での Se 添加は鉄損増加の原因とならない。一方、無方向性電磁鋼板では焼鈍温度が方向性電磁鋼板に比べて低く、かつ焼鈍時間も数十秒と短いため、Se を添加した場合には微細に析出した MnSe が再溶解せず、結晶粒は微細となるため鉄損増加の要因となる。

O、C はそれぞれ酸化物、炭化物を形成し鉄損を増加させる^(5, 6)。一方、P は析出物を形成しにくいいため粒成長性を阻害しないが、鋼を著しく硬くするとともに板厚中央部に偏析し脆化の原因となる⁽⁷⁾。これらのことから、Se、O、C、P といった元素を無方向性電磁鋼板で活用することは難しい。これに対し、Sb、Sn は析出物を形成せず、0.05%程度までであれば脆化をほとんど招かないため極低硫黄材の窒化抑制に望ましい元素と考えられる。

そこで本章では、極低硫黄材の窒化抑制により高磁束密度かつ低鉄損を両立したモータ用新電磁鋼板を開発することを目指し、極低硫黄材への Sb、Sn 添加を試みた。さらに、開発材のモータへの適用例として電動パワーステアリングを取り上げ、その効果を検証した。

表 4-1 鉄鋼における表面偏析型元素と電磁鋼板に適用する場合の課題

Surface segregation elements	Problem
Se	Iron loss increase (precipitation of MnSe)
P	Steel embrittlement
Sb	Nothing
Sn	Nothing
O	Iron loss increase (crystallization of oxides)
C	Iron loss increase (precipitation of carbides)

注 4-1) 表面偏析型元素

特定の熱処理等により鋼板の表面に濃化する元素。鉄に比べ原子半径が非常に

小さく鉄中を容易に移動できる元素（C、N）や鉄に比べイオン半径がかなり大きく鉄中にとじこもっているよりも、結晶表面や結晶粒界のような自由空間を求めて偏析する元素（S、P、Sb、Se 等）がある。これら元素の偏析係数と鉄に固溶した場合の固溶限の関係は Hondros らにより整理されており、固溶限が小さくなるほど偏析係数は大きくなることが示されている⁽⁸⁾。

4-2 実験方法

表 4-2 に示す 7 種類の成分の鋼を実験室にて真空溶解し、厚さ 40mm の鋼塊とした。ここで Si は約 2.7%、Al は約 0.3%、S を 4~5 ppm 一定とし、Sb を tr.~190 ppm、Sn を tr.~180 ppm の範囲で変化させた。本鋼塊を熱間での粗圧延により板厚 27mm とした後、第 3 章で示した図 3-5 と同様に 1200℃で 1 時間均熱し、熱間圧延により板厚 2.3mm の熱延板を得た。熱延板を酸洗後、100%H₂ 雰囲気にて 830℃で 3 時間焼鈍し、冷間圧延により板厚 0.50mm とし、10%H₂-90%N₂ 雰囲気にて 850~1050℃×2min 間の仕上焼鈍を施した。磁気特性は単板にて 50Hz、60Hz の特性を測定し、鉄損分離は 2 周波法にて行った。

表層の窒化量を定量化するため、表面から 30 μ m ピッチで電解抽出を行い、AlN 量を測定した。さらに焼鈍時の Sb の表面偏析を調査するため、焼鈍前後の鋼板表面のオージェ分析を行なった。

表 4-2 供試材の成分 (mass%)

No.	Si	Mn	Al	S	Sb	Sn	N
1	2.63	0.18	0.27	0.0004	tr.	tr.	0.0020
2	2.76	0.18	0.27	0.0005	0.0040	tr.	0.0020
3	2.72	0.17	0.29	0.0005	0.0100	tr.	0.0023
4	2.75	0.18	0.29	0.0004	0.0190	tr.	0.0024
5	2.73	0.17	0.28	0.0004	tr.	0.0040	0.0024
6	2.71	0.17	0.28	0.0004	tr.	0.0100	0.0027
7	2.72	0.17	0.28	0.0004	tr.	0.0180	0.0027

tr. : 成分が分析限界以下であることを指す

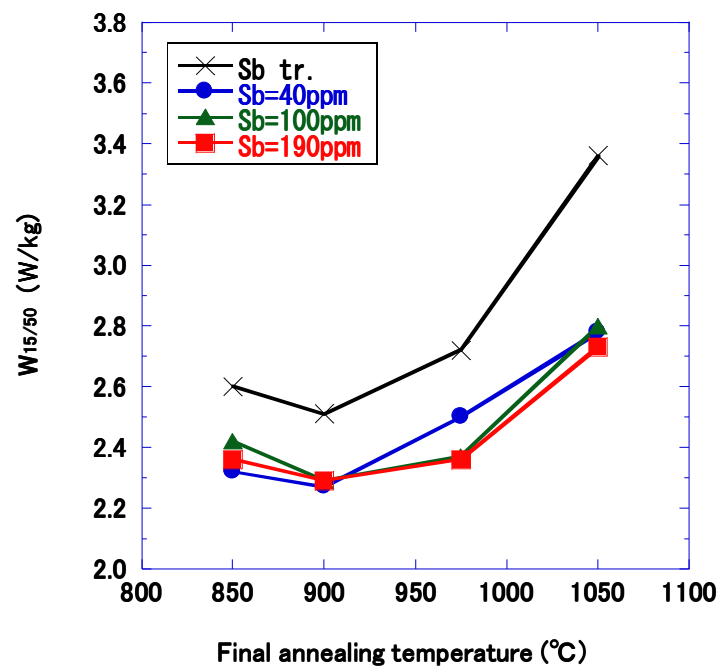
4-3 結果および考察

4-3-1 磁気特性に及ぼす Sb、Sn の影響

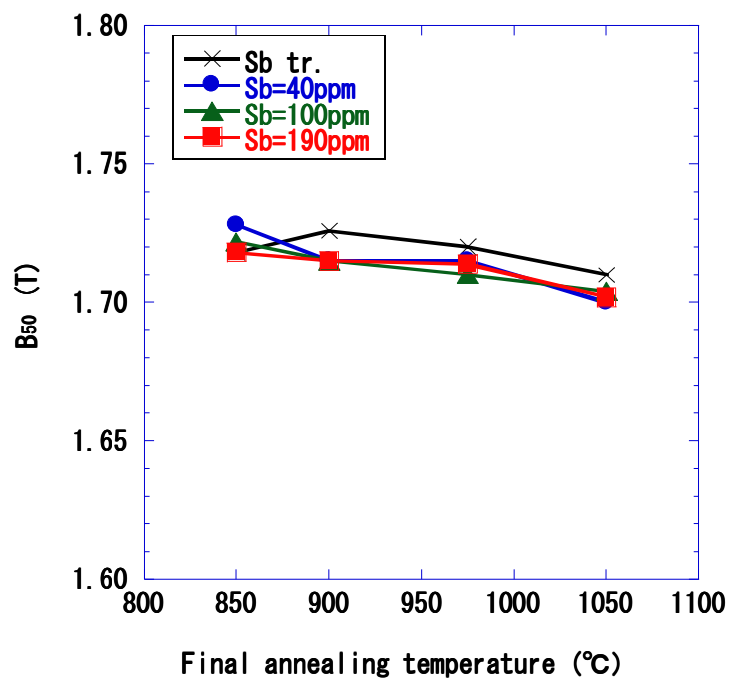
図 4-1(a)に磁束密度 1.5T、周波数 50Hz での鉄損 $W_{15/50}$ に及ぼす Sb の影響を示す。Sb 添加鋼の鉄損は tr.Sb 鋼に比べ 0.2~0.6W/kg 低下しており、特に仕上焼鈍温度が高い場合に顕著となる。また、鉄損低下量は Sb 量によらずほぼ同等である。図 4-1(b)に磁界の強さ 5000A/m での磁束密度 B_{50} に及ぼす Sb の影響を示す。磁束密度は Sb 添加を行ってもほとんど変化しない。図 4-2(a)に鉄損 $W_{15/50}$ に及ぼす Sn の影響を示す。Sn 添加鋼では鉄損低減効果は Sb 添加鋼に比べ若干小さいものの、tr. Sn 鋼に比べ 0.2~0.4W/kg 程度の低下が認められた。図 4-2(b)に磁束密度 B_{50} に及ぼす Sn の影響を示す。磁束密度は Sn 添加を行ってもほとんど変化していない。

Sb、Sn 添加により鉄損が低下した原因を明らかにするため、二周波法により Sb 添加鋼の鉄損分離を行った。図 4-3 に渦電流損とヒステリシス損に及ぼす Sb の影響を示す。渦電流損は Sb 添加により若干低下しているものの、Sb 添加鋼と tr. Sb 鋼で大きな差はない。一方、ヒステリシス損は Sb 添加により低下しており、特に仕上焼鈍温度 1050℃では $\Delta W_{15/50}=0.4\sim0.6\text{W/kg}$ 程度と大きく低下している。このことから、Sb 添加による全鉄損の低下は主にヒステリシス損の低下によるものであることが明らかとなった。

次項では、Sb 添加によりヒステリシス損が低下した原因について述べる。

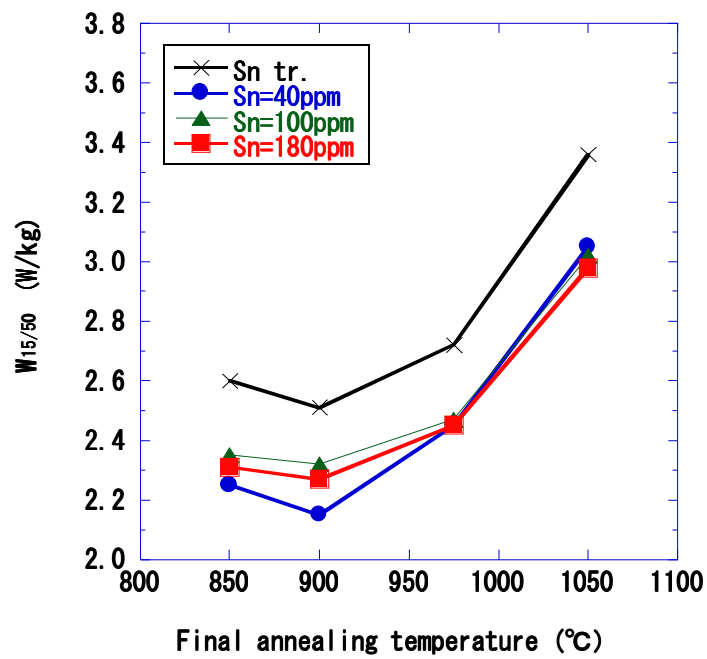


(a) 鉄損に及ぼす Sb の影響

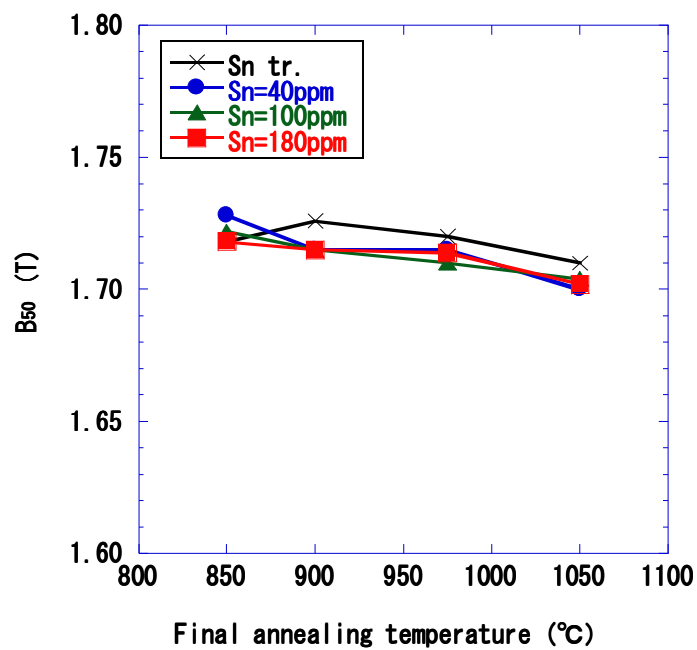


(b) 磁束密度に及ぼす Sb の影響

図 4-1 仕上焼鈍後の磁気特性に及ぼす Sb の影響

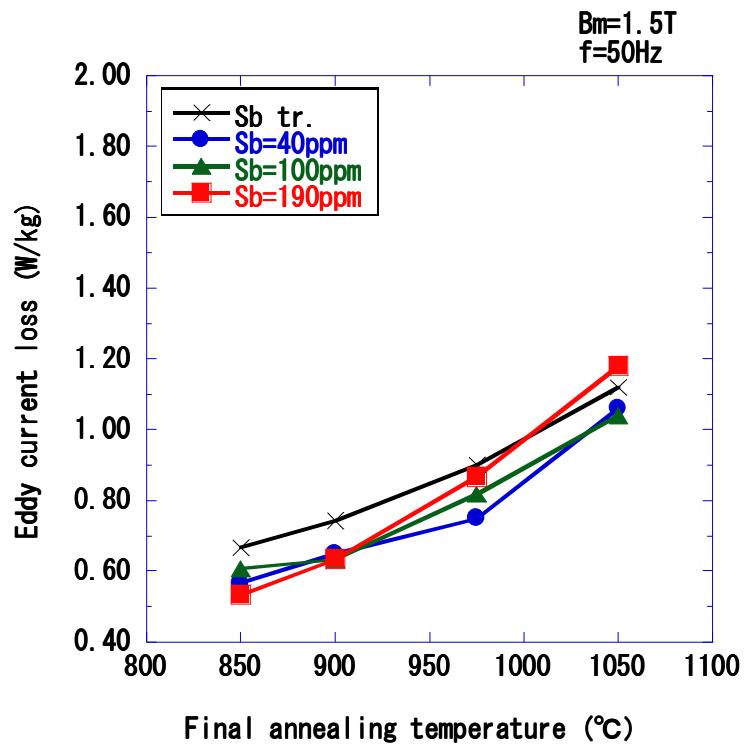


(a) 鉄損に及ぼす Sn の影響

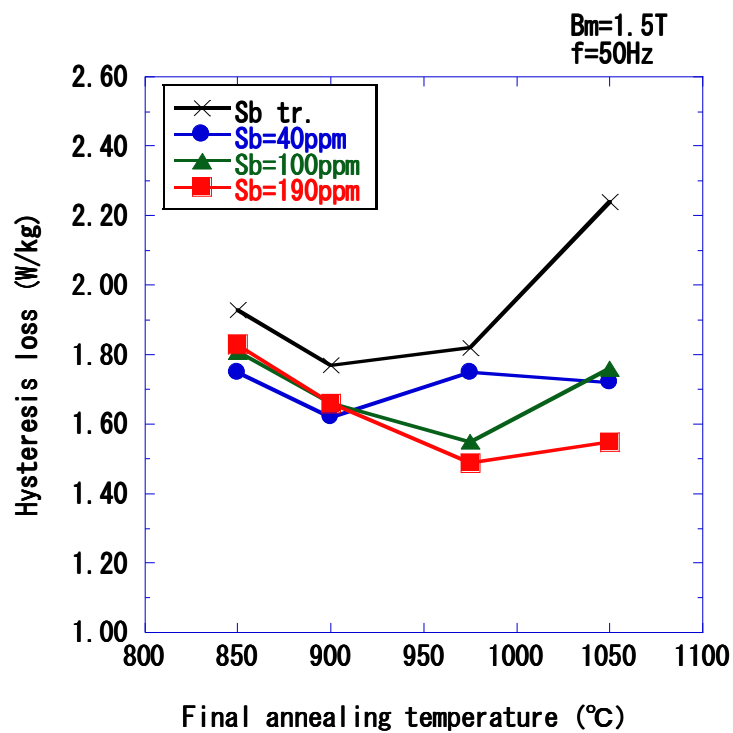


(b) 磁束密度に及ぼす Sn の影響

図 4-2 仕上焼鈍後の磁気特性に及ぼす Sn の影響



(b) 渦電流損に及ぼす Sb の影響



(b) ヒステリシス損に及ぼす Sb の影響

図 4-3 鉄損分離結果 (Sb 添加鋼)

4-3-2 結晶粒成長性に及ぼす Sb の影響

前項において、極低硫黄材に Sb、Sn を添加することにより全鉄損が低下し、その原因はヒステリシス損低下によるものであることが明らかとなった。そこでヒステリシス損低下の原因を調査するため、最初に鋼板断面の組織観察を行った。

図 4-4 に tr.Sb 鋼と Sb=190ppm 鋼の仕上焼鈍板の鋼板断面での光学顕微鏡写真を示す。tr.Sb 鋼では表層に微細組織が認められ、一方、Sb=190ppm 鋼では表層微細組織はほとんど認められない。このことから Sb 添加により表層組織が変化し、ヒステリシス損が低下したものと考えられるが、Sb が板厚中心部の粒成長性に影響を及ぼしヒステリシス損を低減できた可能性もある。そこで、表層組織の違いを調査する前に結晶粒成長性に及ぼす Sb 添加の影響について調査を行った。

ここでは仕上焼鈍時の窒化による鋼板表層部の組織変化の影響を除くため、冷間圧延後、真空中(1×10^{-3} Pa)にて焼鈍を行い粒成長性に及ぼす Sb の影響を調査した。図 4-5 に tr.Sb 鋼と Sb=190ppm 鋼の仕上焼鈍後の鋼板断面組織を示す。tr.Sb 鋼、Sb 添加鋼いずれも仕上焼鈍温度が高くなるに伴い、結晶粒径が大きくなっている。鋼板表層部の組織に着目すると tr.Sb 鋼においても表層の微細粒は認められておらず、このことから図 4-4 で認められた tr.Sb 鋼での表層細粒組織は仕上焼鈍雰囲気起因したものであることが示唆される。

図 4-6 に板厚中心部の平均結晶粒径の仕上焼鈍温度依存性を示す。いずれの材料も焼鈍温度が高くなるにともない結晶粒径は大きくなるが、今回実験を行った Sb=0~190ppm の範囲では Sb 添加による粒成長性の差は認められず、Sb 添加によるヒステリシス損の低下は粒成長性の差によるものではない。

次項では、Sb 添加によるヒステリシス低下の原因について窒化の観点から調査した結果について述べる。

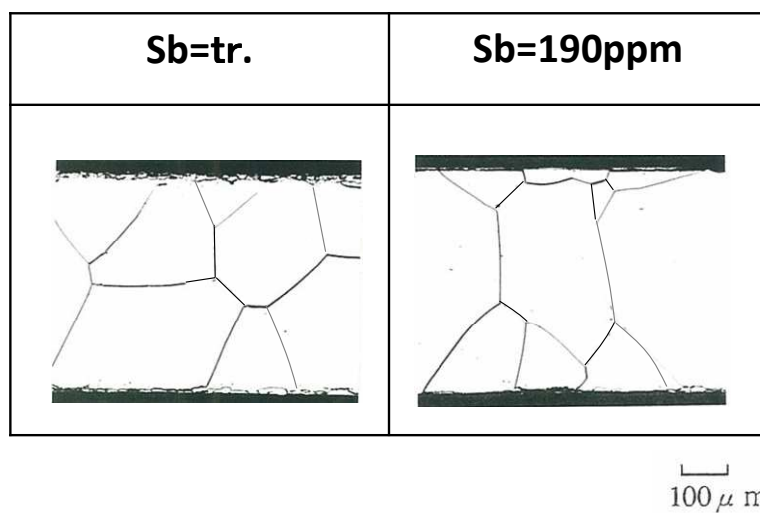


図 4-4 1050°C仕上焼鈍材の断面組織（光学顕微鏡）

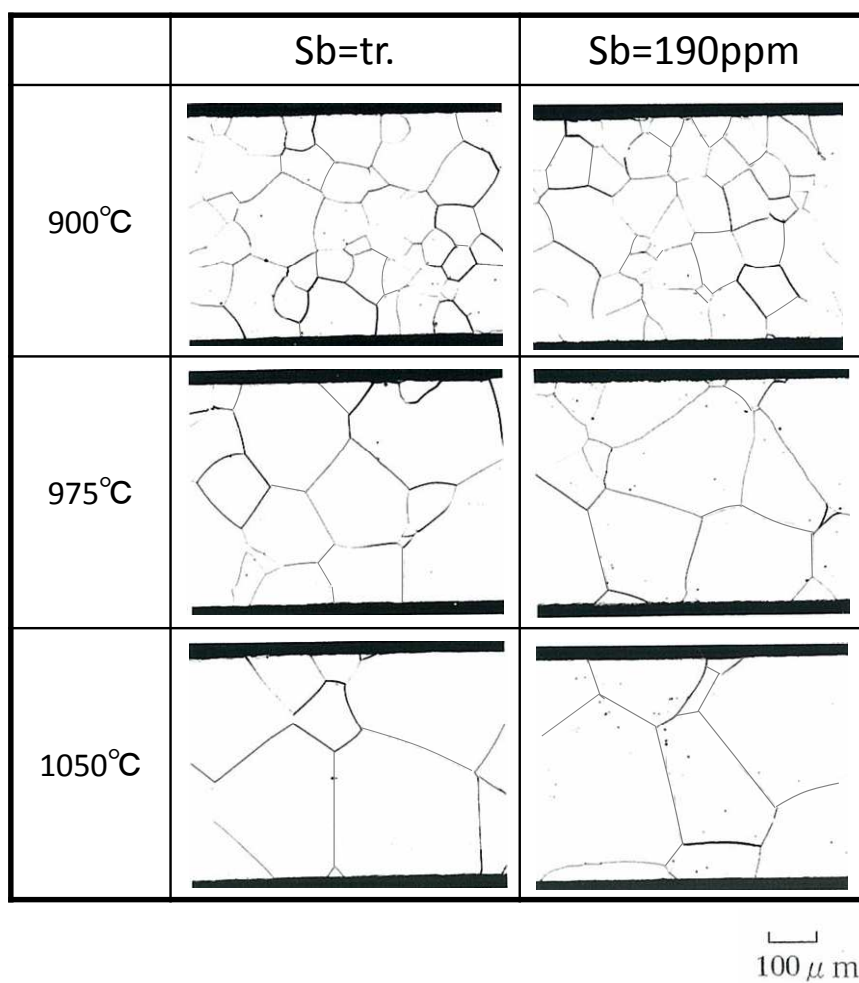


図 4-5 真空焼鈍材の断面組織（光学顕微鏡）

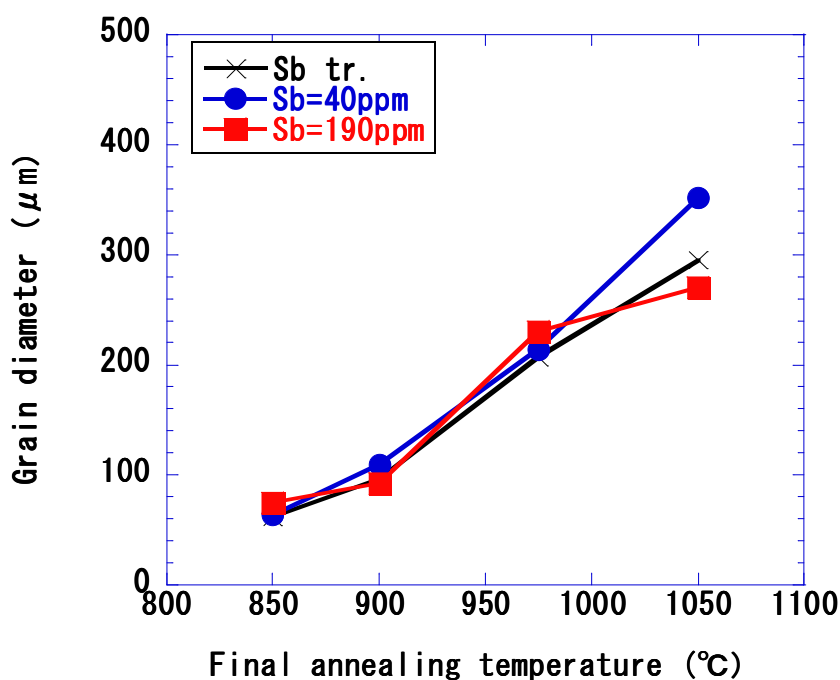


図 4-6 仕上焼鈍材の平均結晶粒径に及ぼ Sb の影響

4-3-3 表層窒化に及ぼす Sb の影響

Sb 添加の有無による表層窒化量の違いを明らかにするため、電解抽出により鋼板表層部の窒化物の定量を鋼板表面から $30\mu\text{m}$ ピッチで行なった。

図 4-7 に 1050°C 仕上焼鈍材の鋼板表面からの深さと N as AlN 量 (アルミニウムナイトライドとして析出している窒素量) の関係を示す。tr.Sb 鋼では、鋼板表面から板厚方向に $90\mu\text{m}$ 程度の領域まで窒化が生じている。特に鋼板表面より $30\mu\text{m}$ 以内の領域では tr.Sb 鋼の N as AlN 量は 1000ppm にも達している。一方、Sb 添加鋼では窒化は大幅に抑制されており、鋼板表面より $30\mu\text{m}$ 以内の領域においても N as AlN 量は 200ppm 以下となっている。これは tr.Sb 鋼の $1/5$ 程度の窒化量である。

次に表層窒化の仕上焼鈍温度依存性を調査するため、Sb 添加鋼と tr.Sb 鋼の鋼

板表面から 30 μ m まで電解抽出を行い、N as AlN 量を測定した。

図 4-8 に仕上焼鈍温度と N as AlN 量の関係を示す。tr.Sb 鋼では仕上焼鈍温度の高温化に伴い表層部の窒化量は直線的に増加しており、850℃における N as AlN 量は 100ppm 以下であるが、1050℃では約 1000ppm と 10 倍以上に達している。一方、Sb 添加鋼では仕上焼鈍温度の高温化による N as AlN 量の増加は緩やかである。

図 4-9 に鋼板表面から 30 μ m の領域における窒化量に及ぼす Sb 量の影響を示す。窒化の著しい 1050℃焼鈍材に着目すると、tr.Sb 鋼では N as AlN 量は 1000ppm に達しているが、Sb を 40ppm 添加すると N as AlN は 200ppm と 1/5 まで低下しており、極微量の Sb 添加により窒化は著しく抑制されている。さらに Sb を添加すると窒化量は緩やかに低下し、Sb=190ppm で N as AlN は 100ppm 以下となる。

以上のことから、極低硫黄材に 40ppm 程度の極微量の Sb を添加することにより高温仕上焼鈍時の窒化が著しく抑制されることが明らかとなった。この表層の窒化抑制が、Sb 添加によるヒステリシス損低下とそれによる全鉄損低下の原因である。

次項では、Sb 添加による窒化抑制メカニズムについて考察する。

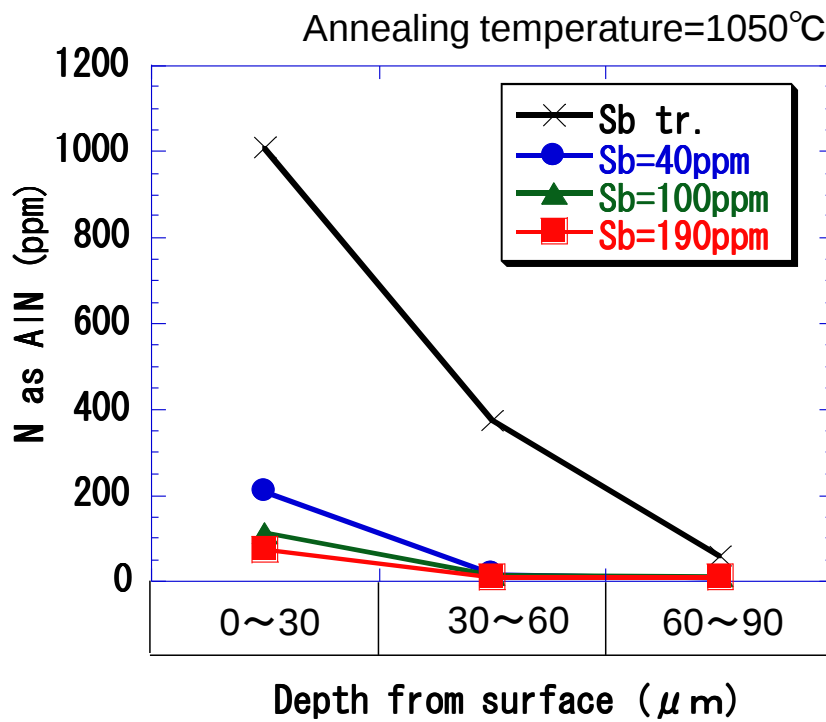


図 4-7 鋼板表面からの深さと窒化量

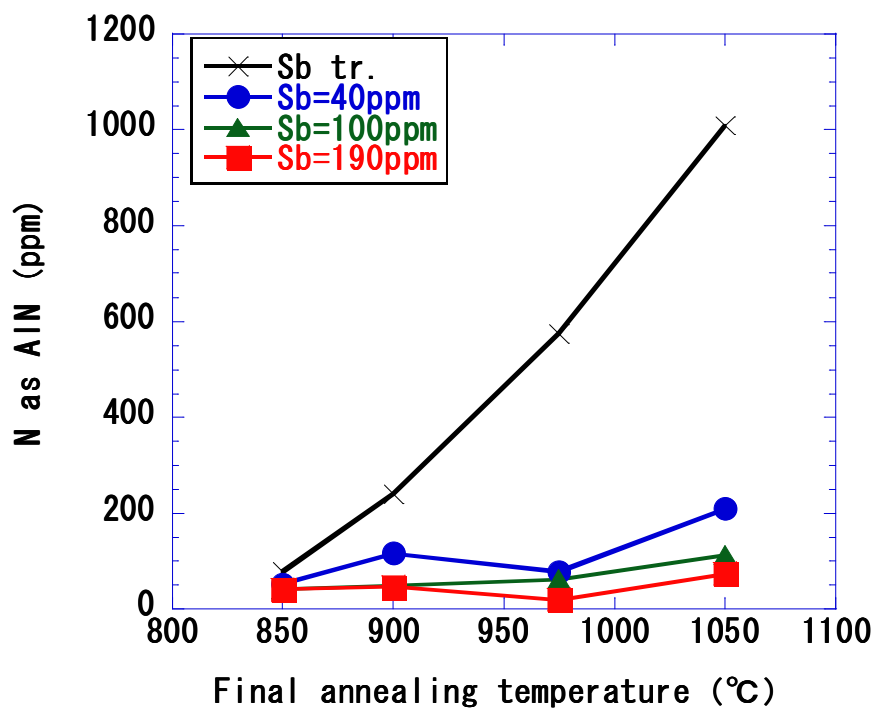


図 4-8 窒化量の仕上焼鈍温度依存性（表面から 30 μm までの領域）

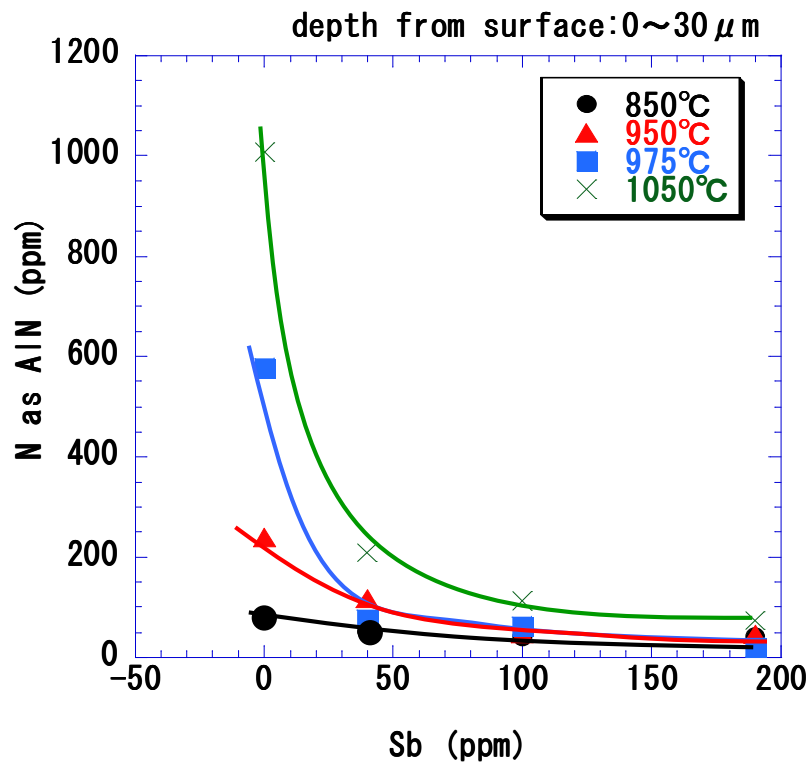


図 4-9 鋼板表面から 30 μ m までの領域における窒化に及ぼす Sb の影響

4-3-4 Sb 添加による窒化抑制に関する考察

Sb 添加による窒化抑制メカニズムについて考察するため、焼鈍中の Sb の表面偏析をオージェ電子分光法にて調査した。サンプルは Sb=40ppm 添加鋼を用いた。まず表面の汚れを除去するためオージェ分析装置のチャンバー内にて冷延板の表面を Ar イオンによりスパッタリングした。スパッタリングとは高速で Ar イオンを材料表面に衝突させることにより、材料表面の原子をはじき出す手法であり、極表面を削ることができる技術である。その後、室温にてオージェ電子分光法による表面分析を行なった。次に、サンプルをオージェ装置の超高真空中 (6.7×10^{-6} Pa) において 850°C $\times$ 30min 加熱保持し、400°C まで冷却後、再度表面分析を行なった。

図 4-10 に加熱前の分析結果を示す。加熱前では Sb は認められない。図 4-11

に 850℃にて 30min 加熱後の分析結果を示す。加熱前には認められなかった Sb ピークが 850℃×30min 加熱後では認められる。このことから加熱により Sb が鋼板表面に濃化することが明らかとなった。Sb が偏析により鋼板表面近傍にのみ濃化した場合、偏析層を除くと Sb のピークは消滅するものと考えられる。

そこで、Sb が鋼板表層に偏析していることを確認するため、Ar イオンでスパッタリングし、極表層の Sb 偏析層をオングストロームのオーダーで削ることを試みた。図 4-12 にスパッタリング時間 30s 後のオージェ分析結果を示す。スパッタリング時間 1s で約 1Åの表面層を削ることができることから、本実験では表層を 30Å削ったこととなる。スパッタリング後には Sb のスペクトルが認められないことから、Sb は 30Å以下の極表層に偏析していることが明らかとなった。

Sb が鋼板表面に偏析する現象に関しては多くの報告があるが⁽⁹⁻¹²⁾、窒化抑制に関する研究は非常に少ない。

西田らは自動車ボディー用の材料である低炭素 Al キルド鋼板の焼鈍時の窒化に及ぼす偏析型元素の影響について調査している⁽¹³⁾。Sn、Sb、As、Se、Te を鋼に添加した場合、焼鈍時の窒化が著しく抑制されること、これら元素は鋼表面を不活性にし、焼鈍雰囲気中の窒素と鋼との反応を阻害することにより窒化を抑制している。

Wiemer らは Fe-15%Cr 合金において Sb 同様の表面偏析型元素である S が表面偏析することにより表面エネルギーを低下させ、雰囲気ガスの鋼板表面への吸着を抑制すると報告している⁽¹⁴⁾。

これらのことから、鋼板表面に偏析した Sb が表面エネルギーを低下させ、窒素の鋼板表面への吸着を抑制したものと考えられる。

電磁鋼板への Sb 添加は、これまで集合組織制御による高磁束密度化の観点で検討されているが、窒化抑制の目的で添加された例は見当たらない。例えば、Jenko らは 1.85%Si-0.19%Al 鋼への Sb 添加について研究しているが、Sb の表面偏析により、磁気特性に好ましい (100) 集合組織を発達させようというものであり、窒化抑制については触れられていない⁽¹⁵⁾。

本研究は極低硫黄電磁鋼板の課題が窒化にあることを明らかにし、窒化抑制の

観点で極微量の Sb 添加が効果的であることを明らかにしたものであり、極低硫黄化と Sb 添加の組み合わせは全く新規な材料である。

次項では、無方向性電磁鋼板に極低硫黄化と Sb 添加の組み合わせ技術を適用した効果について、磁気特性、機械特性等の観点から検証した結果について述べる。

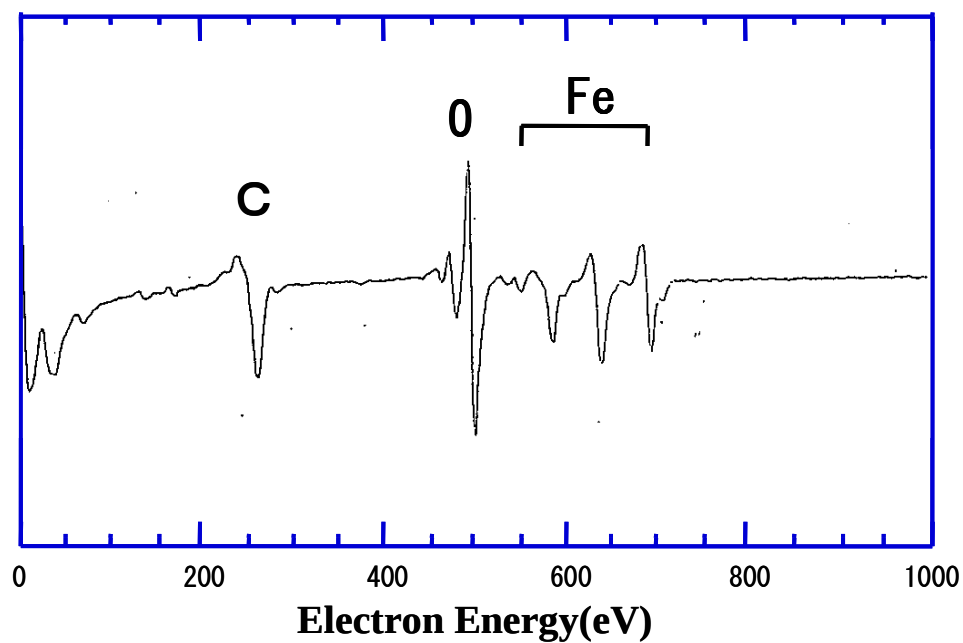


図 4-10 Sb=40ppm 材の鋼板表面のオージェスペクトル
加熱前 (Ar イオンスパッタにより表面汚れ除去)

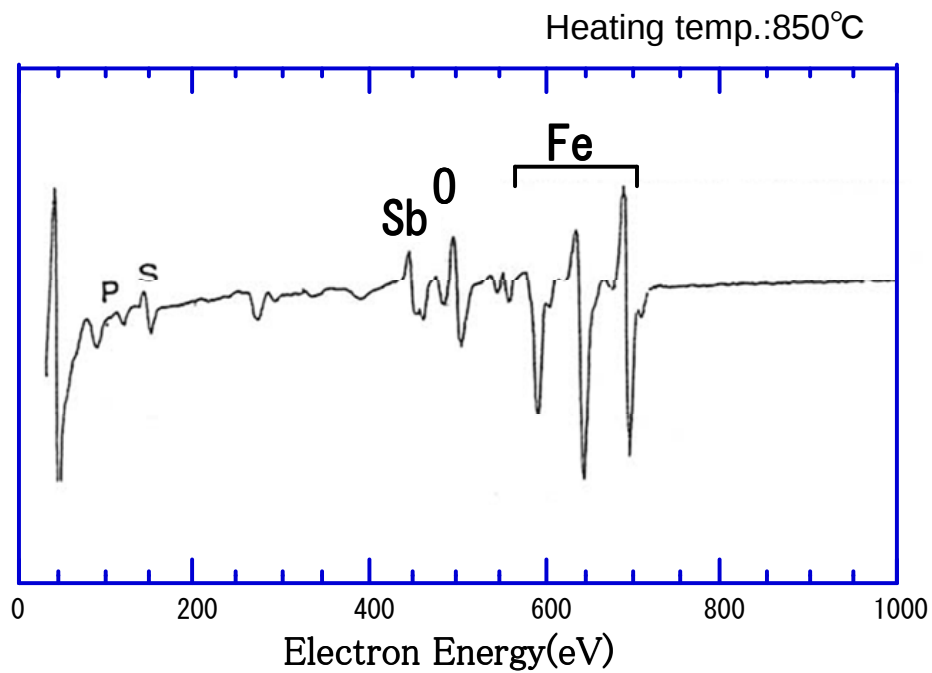


図 4-11 Sb=40ppm 材の鋼板表面のオージェスペクトル
(850°C×30min 加熱後)

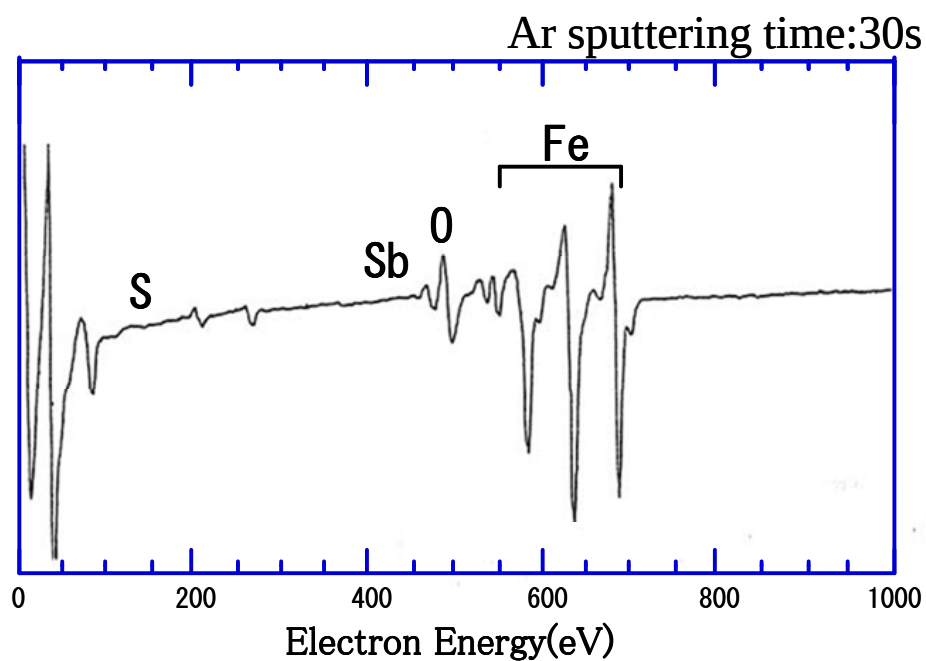


図 4-12 Sb=40ppm 材の鋼板表面のオージェスペクトル
(850°C加熱後に冷却し、その後 Ar スパッタリング 30s 後)

4-4 開発鋼の磁気特性

前節までの検討において、極低硫黄材に **Sb** もしくは **Sn** を微量に添加することにより鉄損を大幅に低減できることが明らかとなった。極低硫黄化と **Sb** 添加の組み合わせによる磁気特性向上効果を幅広い **Si** 量で確認するため、**Si**=1~3%、**S**=4ppm、**Sb**=80ppm とした板厚 0.50mm と 0.35mm の無方向性電磁鋼板を試作し、特性を評価した。

図 4-13 に板厚 0.5mm の開発鋼の磁気特性を示す。開発鋼は従来鋼に比べ、同じ鉄損で比較すると磁束密度が大幅に高くなっている。これは極低硫黄化により結晶粒を粗大化し、**Sb** 添加により表層の窒化を抑制することにより、従来鋼よりも少ない **Si** 量で低鉄損化が達成できたためであり、同一鉄損で比較した場合には開発鋼の飽和磁化が高くなるためである。

図 4-14 に同等の鉄損を有する従来鋼（35A230:Si+Al=4%程度）と Si+Al=3%鋼に本技術を適用した開発鋼（板厚 0.35mm）の高磁場磁気特性を示す。ここで縦軸は磁気測定で得られた磁束密度から空気の磁化分を差し引いた材料の磁化 **J** としており、各材料の磁化の飽和挙動を比較しやすくしている。飽和磁化は従来鋼の 1.95T に比べ開発鋼では 2.00T となっており、0.05T 向上している。

このように開発鋼では同一鉄損を得るための **Si**、**Al** 量低減が可能となることから飽和磁化が高くなり、磁束密度が向上することが確認できた。

以上のことから開発鋼をモータに適用することにより同一鉄損であればモータの高トルク化が、同一磁束密度であればモータの低鉄損化が期待できる。また、自動車用の高効率モータでは高トルク化の観点から部分的に磁束密度が 2.0T 程度となるような設計が行われる場合もあるが、そのような場合、飽和磁化の高い開発鋼は磁束漏れの抑制も期待できる。

ところで電磁鋼板をモータコアに打ち抜く際、ビッカース硬度が高いと金型損耗が大きくなり金型研磨等のコストアップの要因となるため、ビッカース硬度は低いことが望まれている。しかし、一般の電磁鋼板では、低鉄損材は **Si** 添加量を高めているため硬度が高くなっており、特に最高グレードの電磁鋼板で

はビッカース硬度は 200 を超えている。これは高グレード材になるほど鉄損低減の観点から Si 添加量を増やす必要があり、添加された Si が材料の硬さを高めるためである。これに対し、開発鋼では前述したように同一鉄損を得るための Si 量が従来鋼に比べ少なくなることから、硬度が低減できる。

図 4-15 に従来鋼と開発鋼のビッカース硬度を示す。同一鉄損で比較すると開発鋼の硬度は従来鋼よりも低くなっており、金型損耗抑制が期待できる。

表 4-3 に開発鋼（板厚 0.35mm）の磁気特性、ビッカース硬度、熱伝導率を鉄損同等の 35A230 と比較して示す。0.35 mm 材においても 0.5 mm 材と同様に高磁束密度、低硬度といった優れた特性が得られている。また、開発鋼は Si、Al の低減により熱伝導率も 15%程度向上しており、モータの熱放散性の向上も期待できる。

次節では、開発鋼をモータに適用した場合の効果について述べる。

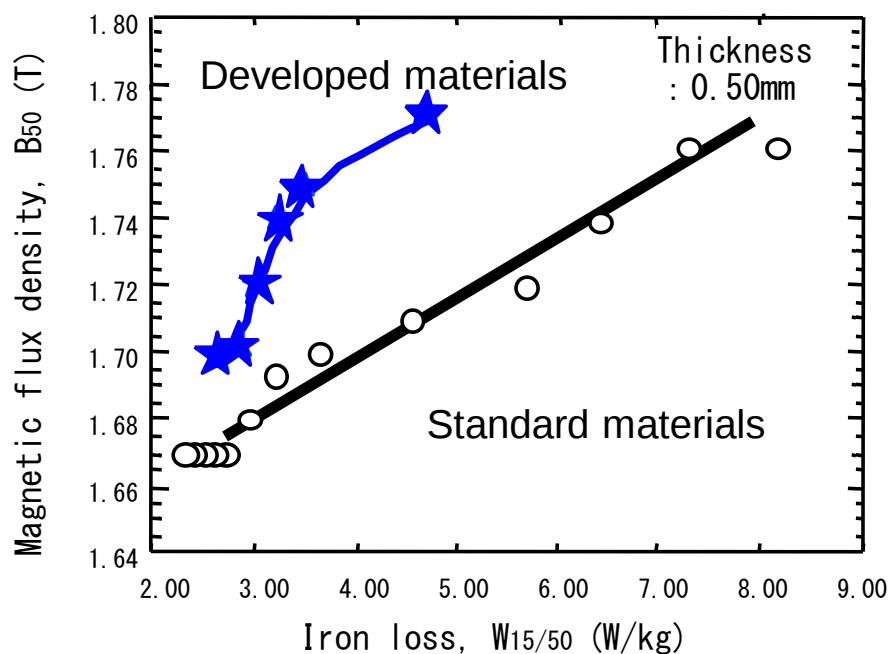


図 4-13 開発鋼の磁気特性（板厚 0.5mm）

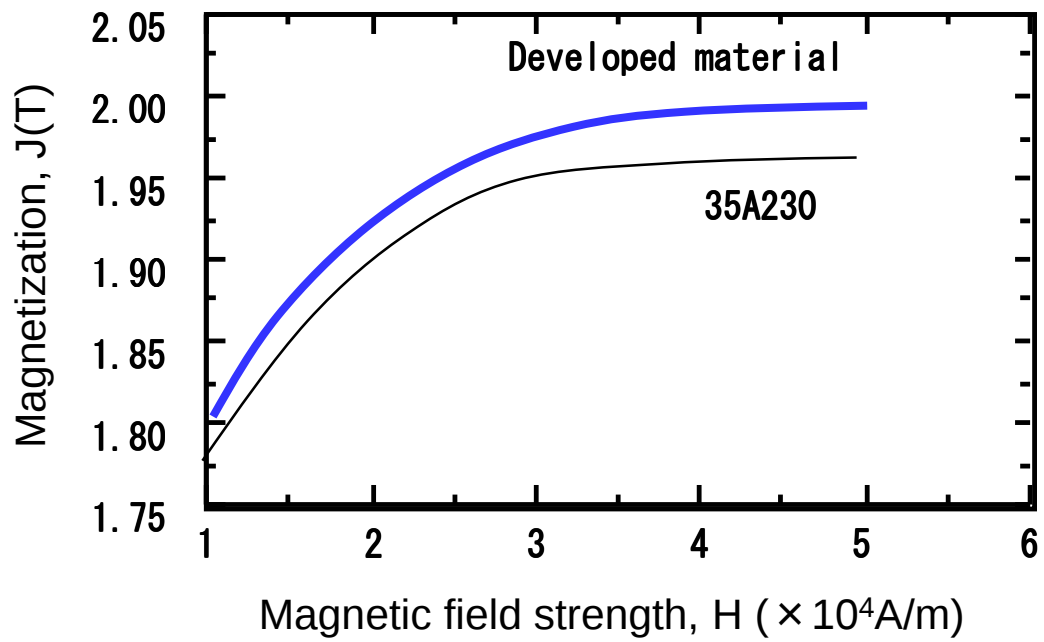


図 4-14 開発鋼の高磁場磁気特性 (板厚 0.35mm)

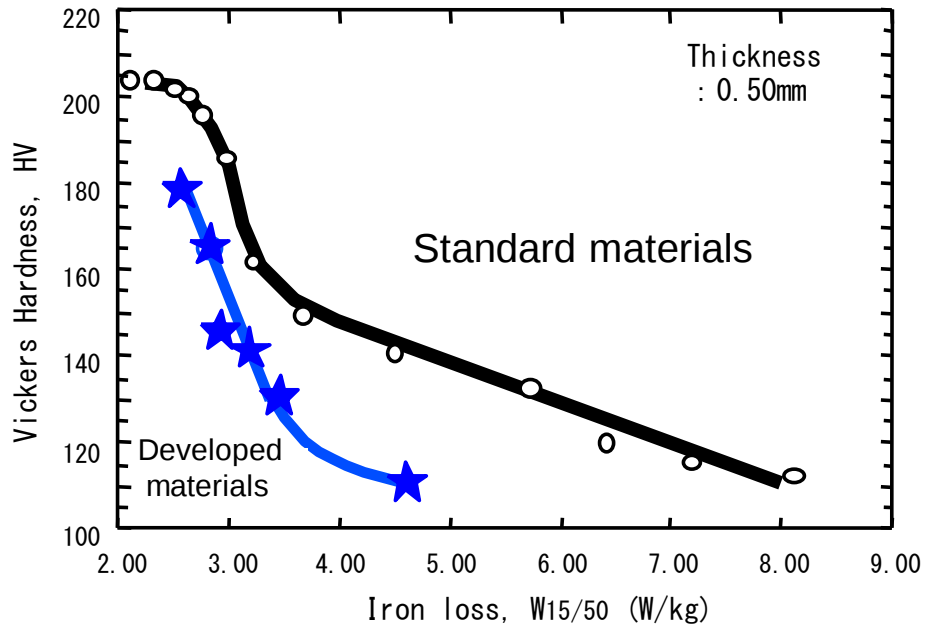


図 4-15 開発鋼の硬度-鉄損バランス (板厚 0.5mm)

HV: 500g

表 4-3 開発鋼の諸特性例

板厚 0.35mm

	$W_{15/50}$ (W/kg)	B_{50} (T)	HV	Thermal conductivity (W/m・K)
Developed material	2.16	1.68	180	23.72
35A230	2.10	1.66	202	20.54

HV: 500g

4-5 開発鋼のモータへの適用

4-5-1 電動パワーステアリングモータに求められる特性

開発鋼を用いることにより様々なモータの特性向上が期待できるが、本項では一例として急速に普及が進んでいる電動パワーステアリング（EPS: Electric Power Steering）モータへの適用結果について述べる。EPS モータは自動車の操舵をアシストするモータであるが、EPS を装着した場合、油圧パワステに比べ燃費が 3～5%程度向上するといわれている⁽¹⁶⁾。これは、従来の油圧パワステではコーナリング等のステアリング操作時以外にも油圧ポンプを駆動しているため、高速道路での直進時などでは無駄にエネルギーを消費しているのに対し、EPS ではステアリング操作時のみモータを駆動し、直進時にはエネルギーロスが発生しないためである。この EPS 装着により燃費が大きく向上することから、EPS の世界市場は 2020 年には 2012 年の 1.9 倍の 6550 万台になるものと予測されている⁽¹⁷⁾。

一方で EPS を装着した場合には、油圧パワステに比べ操舵フィーリングが劣るという問題点が指摘されている⁽¹⁸⁾。ここで、コーナリング時の EPS モータの駆動状態について考えてみる。コーナリング時にステアリングを切ると、操舵力をアシストするため EPS モータに電流が流れ、EPS モータが回転する。一方、

コーナリング後は復元力によりステアリングは逆回転し、直進の位置に戻ることが知られている。この際、EPS モータは電流を流すことなく、空回りしている状態となる。EPS モータが空回りした場合、トルクが発生し、ステアリング復元時の抵抗として働くため、油圧パワステに比べ操舵フィーリングが劣るといわれている。この EPS モータ空回り時に発生するトルクは一般にロストトルク（摩擦トルク）と呼ばれている⁽¹⁸⁾。

EPS モータとして広く普及している永久磁石界磁型の直流整流子電動機の場合、ロストトルク発生の原因には、軸受け損、ブラシ損などの機械的な摩擦以外に鉄心材料のヒステリシス損が挙げられる。

いま、図 4-16 に示すようなロータに電磁鋼板を用い、ステータの内側に永久磁石が貼り付けられた直流電動機を考えてみる。このようなモータを空回りさせた場合には、片側の永久磁石の磁束がロータを通り、もう片方の永久磁石に流れ込むこととなる。

図 4-17 に永久磁石から発生する外部磁界とロータ内の磁束の時間変化を示す。ロータに磁気ヒステリシスが存在する場合には、外部磁界とロータ内の磁束変化に位相遅れ θ が発生する。この場合、モータに発生するロストトルクは次式で示される⁽¹⁹⁾。

$$T=kBH\sin \theta \quad (4-1)$$

ここで、 T ：ロストトルク、 B ：磁束密度、 H ：磁界の強さ、 k ：定数、 θ ：磁界の強さと磁束密度の遅れ角である。式（4-1）より、磁界の強さと磁束密度の遅れ角が大きいほどトルクは大きくなることがわかる。

図 4-18 に磁界の強さと磁束密度の遅れ角と磁気ヒステリシスの関係を模式的に示す。ヒステリシス損の大きい材料では遅れ角が大きくなることから、素材のヒステリシス損が増加するとモータのロストトルクは増加するものと考えられる。

そこで、素材のヒステリシス損とロストトルクの関係を確認するため、ヒステリシス損が異なる様々な無方向性電磁鋼板を用いて外径 54mm、高さ 60mm の永久

磁石界磁型の直流整流子電動機を作製し、ヒステリシス損とモータのロストトルクの関係进行调查した。ここで永久磁石はフェライト磁石を使用し、極数は 4 極とした。作製したテストモータを外部駆動のモータにより 1rpm で回転させた場合のトルクをトルクメータで測定し、ロストトルクを求めた。ここで、モータ回転速度 1rpm で評価した理由は、ステアリング復元時にモータが空回りしている回転速度が 1rpm 程度となるためである。

図 4-19 に素材のヒステリシス損とモータのロストトルクの関係を示す。素材のヒステリシス損とロストトルクは良い相関があり、ロストトルクはヒステリシス損低減により直線的に低下する。

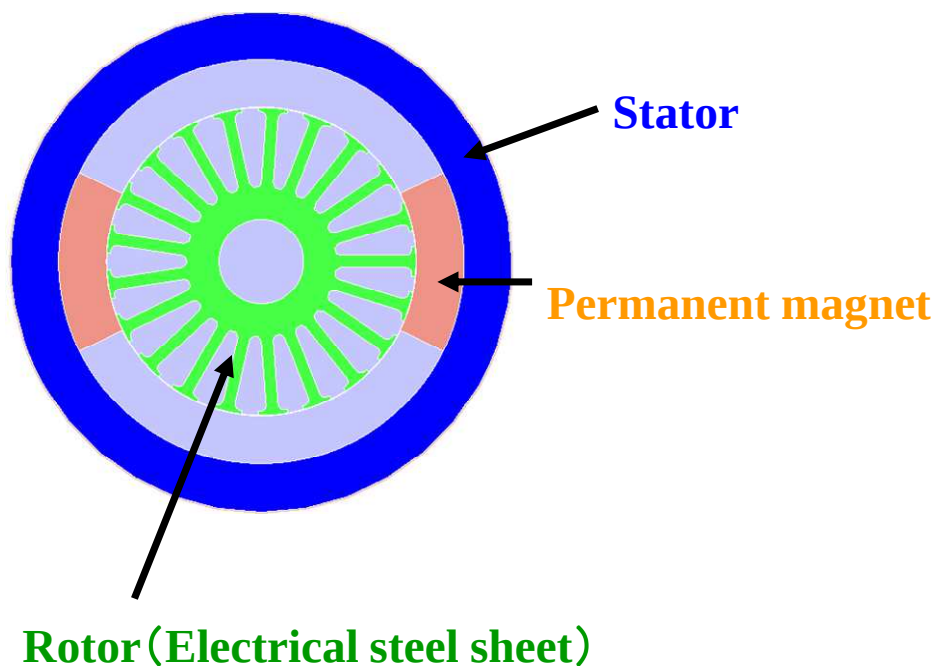


図 4-16 EPS モータ構造例（永久磁石界磁型の直流電動機）

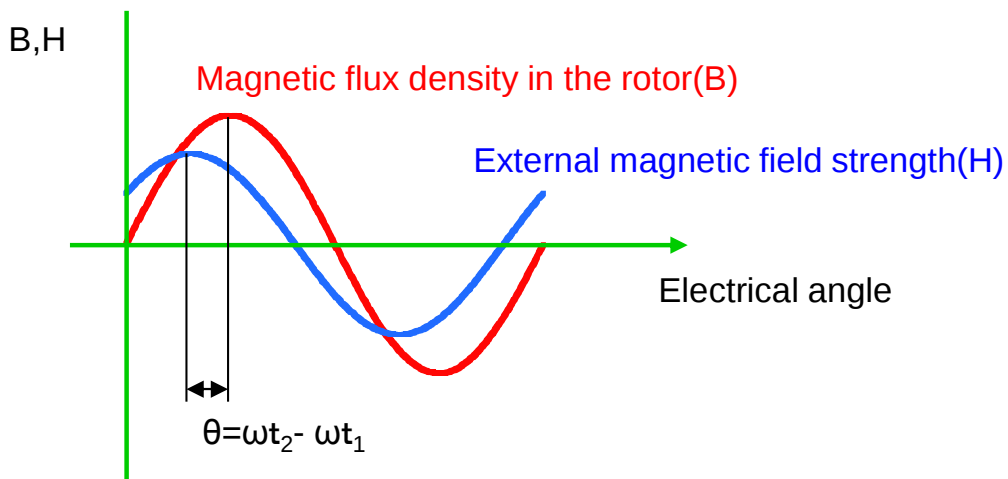


図 4-17 磁気ヒステリシスが存在する場合の外部磁界とロータ内の磁束変化

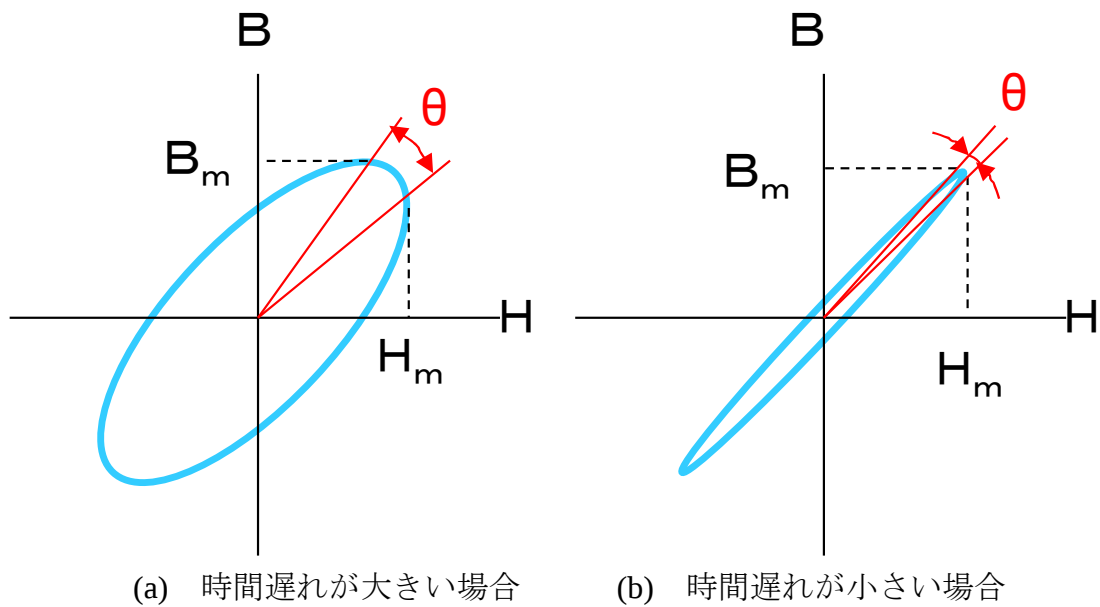


図 4-18 磁気ヒステリシスの模式図

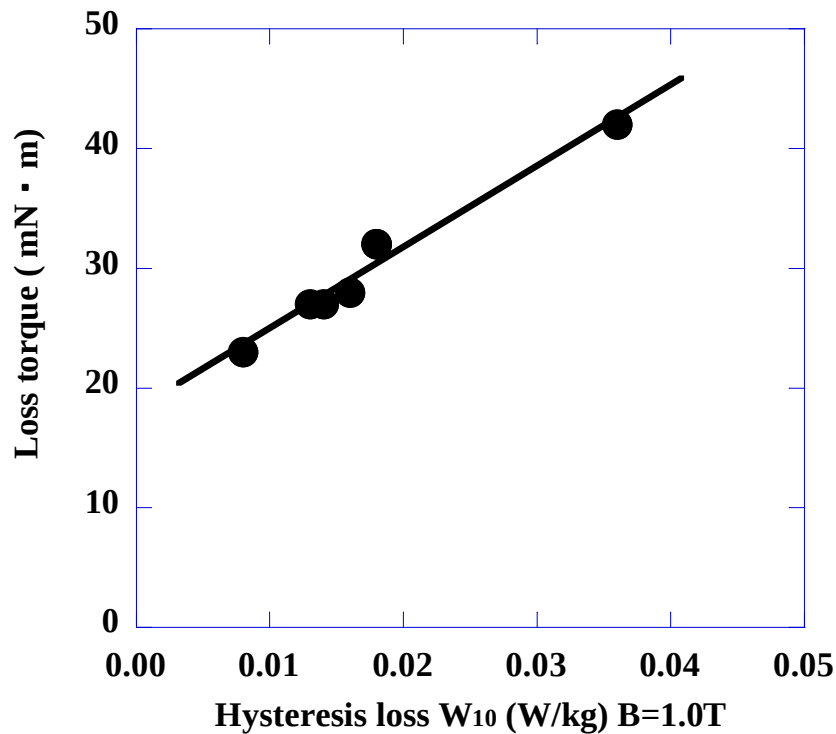


図 4-19 ロストルクに及ぼすヒステリシス損の影響

4-5-2 電動パワーステアリングモータへの開発鋼の適用効果

図 4-20 に板厚 0.5mm の従来鋼と開発鋼のヒステリシス損を比較した結果を示す。開発鋼は従来鋼に比べヒステリシス損が低く、EPS モータのコア材に適用した場合にはロストルク低減が期待できる。

開発鋼を用いて EPS モータを作製した場合の効果を確認するため、従来鋼の板厚 0.5mm の無方向性電磁鋼板である 50A1000、50A700 と開発鋼を用いて直流電動機を作製し、ロストルクの評価を行った。ロストルクに占めるベアリング損、ブラシ損、ヒステリシス損を分離するため、以下の測定を行った。最初に、永久磁石のないステータをセットしたテストモータを用い、ブラシを除いたテストモータを外部駆動のモータで回転させた場合のトルクをトルクメータで測定し、ベアリング損に対応するロストルクを求めた。次にブラシを付けた状態でテストモータを外部駆動のモータで回転させた場合のトルクをトルクメータで測定し、ブラシ損+ベアリング損に対応するロストルクを求めた。最後に永久

磁石をステータにセットしたテストモータを用い、外部駆動のモータで回転させた場合のトルクをトルクメータで測定することによりヒステリシス損+ブラシ損+ベアリング損に対応するロストルクを求めた。これら測定結果より、ヒステリシス損、ブラシ損、ベアリング損にそれぞれ対応するロストルクを求めた。

図 4-21 に 50A1000、50A700 と開発鋼のロストルクの内訳を比較した結果を示す。従来鋼の 50A1000、50A470 ではロストルクに占めるヒステリシス損の割合が半分程度を占めており、ロストルクは約 $40\text{mN}\cdot\text{m}$ 程度となっている。一方、開発鋼ではロストルクに占めるヒステリシス損の割合が $1/3$ 程度と大きく低減でき、ロストルクの値も $28\text{mN}\cdot\text{m}$ と従来鋼に比べ大きく低減できた。

以上のように開発鋼を用いることにより EPS モータのロストルクを大きく低減できることから、開発鋼は EPS モータのコア材として広く使用されている。さらに、開発鋼はハイブリッド電気自動車の駆動モータ、高効率エアコンのコンプレッサーモータ、高効率誘導モータ等にも使用されており、モータの高効率化、高特性化に大きく貢献している。

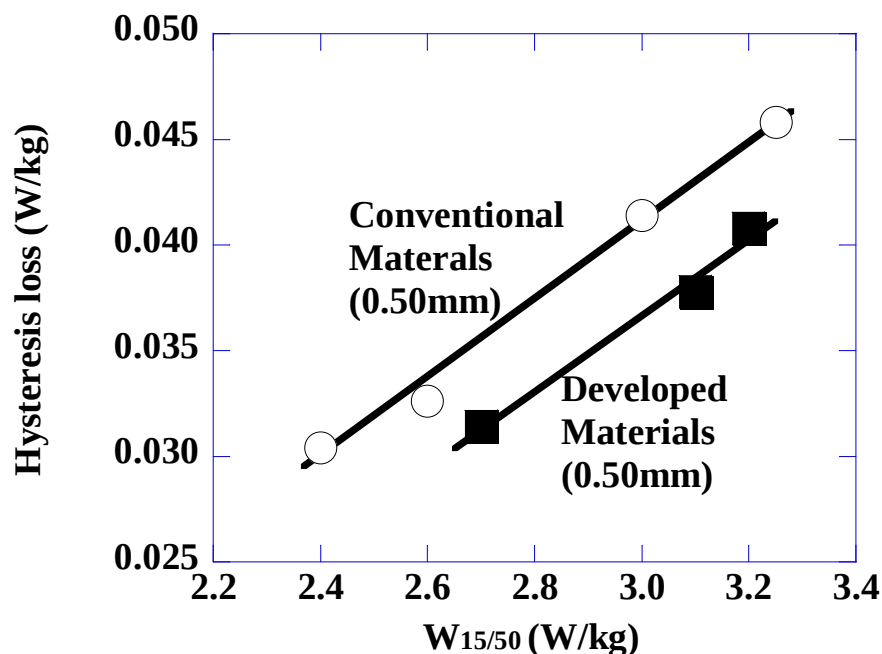


図 4-20 従来鋼と開発鋼のヒステリシス損の比較

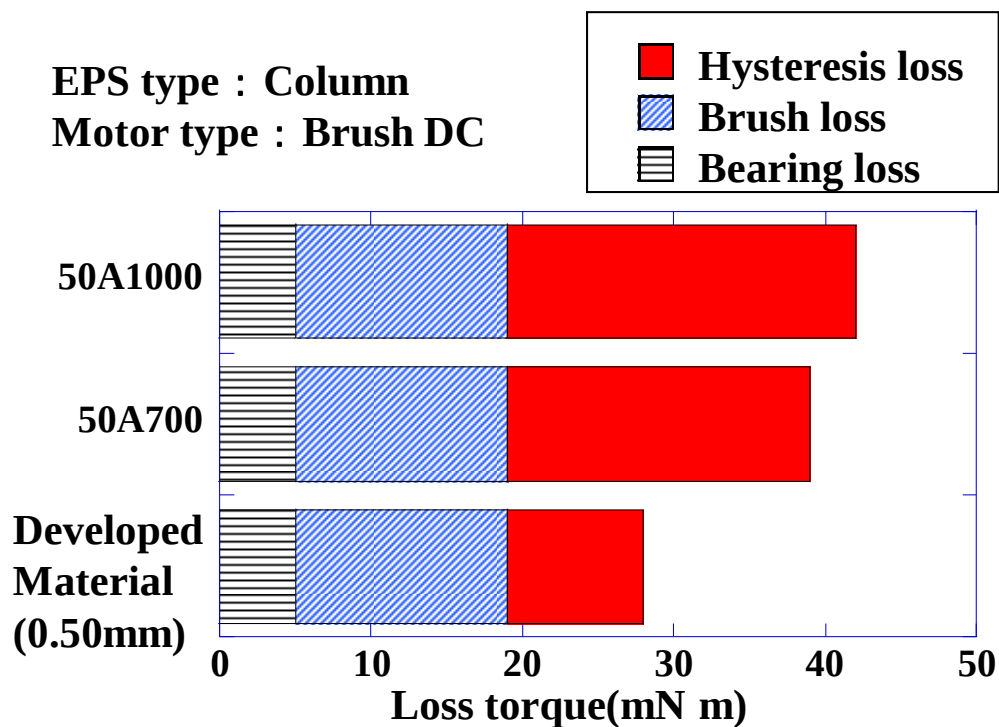


図 4-21 開発鋼のロストルク評価結果

4-6 結言

高磁束密度と低鉄損を両立するモータ用新電磁鋼板の開発を目指し、極低硫黄無方向性電磁鋼板への Sb、Sn 添加の効果について検討した結果、以下のことが明らかとなった。

- (1) Sb、Sn 添加により鉄損 $W_{15/50}$ は $0.2 \sim 0.6 \text{ W/kg}$ 程度低下する。
- (2) Sb、Sn 添加による鉄損低下は表層の窒化抑制によるものであり、40 ppm 以上の Sb 添加により仕上焼鈍時の表層窒化は 1/5 程度に抑制できる。
- (3) Sb は仕上焼鈍時に鋼板表面に偏析する。この表面偏析した Sb が仕上焼鈍時の雰囲気中の窒素の吸着を抑制したものと考えられる。
- (4) 極低硫黄材に Sb、Sn を添加することにより従来鋼に比べ磁束密度－鉄損バランスを大幅に改善したモータ用新電磁鋼板を開発した。開発鋼は

従来鋼に比べ、同じ鉄損で比較すると軟質であるため、打ち抜き性向上も期待できる。さらに開発鋼では同一鉄損レベルの従来鋼に比べ飽和磁化も高くなる。

- (5) 開発鋼を EPS モータに適用したところ、従来鋼に比べロストルクを 3 割程度低減できることが判明した。これは開発鋼のヒステリシス損が従来鋼に比べ低いためである。

第 4 章の参考文献

- (1) L. Y. P. Xie, N. Zhang and W. Mao: “Texture Optimization for Intermediate Si-Containing Non-oriented Electrical Steel”, J Mater Eng Perform, Vol.23, No. 11, pp.3849-3858
- (2) B. K. Bae, J.S. Woo and S. K. Chang: “Effects of the Hydrogen Content of the Annealing Atmosphere on 3.2%Si-1.2%Al Containing Non-oriented Electrical Steel”, 材料とプロセス, Vol.13, p.1209, 2000
- (3) 村木峰男、前田千寿子、小松原道朗: 「Al、Se、Sb をインヒビター元素として用いた冷延 2 回法による方向性電磁鋼板の磁気特性に及ぼす中間焼鈍温度の影響」、材料とプロセス、Vol.9、p.1455、1996
- (4) 井口征夫、前田千寿子、田中智夫: 「Mo 添加珪素鋼の 2 次再結晶に及ぼす熱延板表面層の影響」、日本金属学会誌、Vol.49、No.6、pp.417-421、1985
- (5) 実川正治、光成元伸、田鍋俊一、岡見雄二、関口克正、細谷佳弘、古田彰彦: 「福山電磁鋼板焼鈍ラインの設備操業と商品の品質」、NKK 技報、Vol.131, pp.16-23, 1990
- (6) 黒崎洋介、塩崎守雄、住本正勝、東根和隆、沢田泰志: 「セミプロセス無方向性電磁鋼板の粒成長性に及ぼす酸化物の形態の影響」、材料とプロセス、Vol.5、p.1922、1992

- (7) C. A. English: "Review of Phosphorus Segregation and Intergranular Embrittlement in Reactor Pressure Vessel Steels", ASTM STP 1405, pp.151-173, 2001
- (8) E. D. Hondros and M. P. Seah: "Segregation to interfaces", International Materials Reviews, pp.262-301, 1977
- (9) 山本孝充、篠田弘造、鈴木茂:「Fe-Sb 合金の焼鈍に伴う表面組成の変化」、東北大学多元物質科学研究所素材工学研究彙報、Vol.63、No.1-2、pp.13-18、2007
- (10) E. Clauberg, C. Uebing and H. J. Grabke: "Effect of segregated on the oxidation of Fe-4%Sb single crystals", Applied Surface Science, Vol. 143, pp.206-214, 1998
- (11) G. Lyudkovsky: "The effect of antimony on internal oxidation and magnetic properties of Si-Al electrical steel", IEEE Transactions on Magnetic Materials, Vol. MAG-22, No. 5, pp.508-510,1986
- (12) E. Clauberg, C. Uebing, H. Viefaus and H. J. Grabke: "Surface segregation of antimony on ferritic single crystals", Surface Science, Vol. 454-456, pp.613-617, 2000
- (13) 西田稔、井口征夫、小西元幸、大橋延夫:「低炭素キルド鋼板の焼鈍時の浸室に及ぼす雰囲気と不純物元素の影響」、鉄と鋼、Vol.59、No.11、p.383、1973
- (14) D. Wiemer, H. J. Grabke, and H. Viefhaus: "Investigation on the influence of sulfur segregation on the adherence protective oxide layers on high temperature materials", Fresenius J Anal Chem, Vol.341, pp.402-405, 1991
- (15) M. Jenko, F. Vodopivec, H. J. Grabke, H. Viefhaus, B. Pracek, M. Lucas and M. Godec: "Orientation dependent surface segregation of antimony on non-oriented electrical steel sheet", Materials Technology, Vol.65, No. 11, pp.500-504, 1994
- (16) 田中俊則:「電動パワーステアリング用モータ」、三菱電機技報、Vol.76、No.6、pp.387-390、2002

- (17) 矢野経済研究所：「電動パワーステアリング世界市場に関する調査結果」，
2013
- (18) 喜福隆之、木全政弘、大熊昌郁、阪部茂一、和田俊一、大穀晃裕：「電
動パワーステアリング制御技術」、三菱電機技報、Vol.70、 No.9、
pp.923-928、1996
- (19) 電気学会精密小型電動機調査専門委員会編：「小型モータ」、p.33、1991

第 5 章 圧縮応力下の鉄損に及ぼす Si 量の影響

5-1 緒言

エアコンのコンプレッサーモータ等では、一般にコアを固定するため焼きばめが施されている⁽¹⁾。また、最近、モータコア打ち抜き時の材料歩留まり向上、高密度巻線化によるモータ高効率化の観点から分割コアが使用される場合があり^(2, 3)、分割コアではコアをモータケースに固定するため、焼きばめや圧入が行われることも多い^(4, 5)。このような焼きばめや圧入を施したモータでは、コアとして使用される電磁鋼板に数 10～100MPa 程度の圧縮応力が付与されており、無応力下に比べ電磁鋼板の鉄損が大きく増加することが知られている^(6, 7)。このため圧縮応力下での電磁鋼板の鉄損を定量的に把握することと、圧縮応力付与による鉄損増加の少ない材料を開発することが求められている。

電磁鋼板に圧縮応力を付与した場合の鉄損変化に関する研究例については、第 2 章の表 2-2 にまとめて示したが、圧縮応力を付与すると無応力に比べ鉄損は 1.5～2.8 倍程度に増加している。

このような圧縮応力付与による鉄損増加を材料面から抑制する手法について、第 2 章でも述べたように、集合組織、結晶粒径の観点から一部研究がなされているが、抜本的な解決には至っておらず、圧縮応力付与時の鉄損増加を大きく抑制する技術が望まれているのが現状である。

ところで、電磁鋼板の鉄損を左右する材料因子として合金元素の影響がある。中でも Si は磁気異方性を低下させるとともに、固有抵抗増加により効果的に鉄損を低減できることから古くから活用されている元素であり、高グレード電磁鋼板では重量%で 2～3%程度の Si が添加されている。更に近年では CVD 法（化学気相蒸着法）の適用による浸珪処理により、従来製造が困難とされていた 6.5%Si 鋼も工業レベルで生産がなされるようになっている⁽⁸⁾。しかし、圧縮応力下の鉄損特性に及ぼす Si の影響について系統的な研究はほとんど行われてい

ない。

そこで本章では、焼きばめ時の鉄損増加を抜本的に抑制できる材料を提案することを目指し、Si 量を様々に変化させた電磁鋼板の圧縮応力特性を系統的に調査することとした。その結果、高 Si 化により焼きばめ時の鉄損増加を抑制できることを明らかにし、その原因を磁歪の観点から考察した。さらに、鉄損増加が極めて少ない材料として 6.5%Si 鋼を提案するとともに、モータ試作を行い 6.5%Si 鋼の焼きばめによる鉄損増加抑制効果を検証した。

5-2 Si 量の異なる電磁鋼板の圧縮応力下の鉄損評価

5-2-1 実験方法

Si 量が 0.4～5.5%の鋼を実験室にて真空溶解し、厚さ 40mm の鋼塊を作製し、熱間での粗圧延により板厚 $t=27\text{mm}$ とした。本粗圧延材を 1100°C で 30 分間加熱し、熱間圧延により板厚 2.0mm の熱延板を得た。熱延板に $900^{\circ}\text{C} \times 30\text{s}$ の熱延板焼鈍を施した後、板厚 0.20mm まで冷間圧延し、20% H_2 -80% N_2 雰囲気中にて $1000^{\circ}\text{C} \times 10\text{s}$ の仕上焼鈍を施した。また、磁歪がほぼゼロの材料を作製するため、3.5%Si 鋼を用いて板厚 0.10mm の冷延板を作製し、実験室にて SiCl_4 ガス中にて 1200°C で浸珪処理を行い、さらに 1100°C で拡散焼鈍を行うことにより 6.5%Si 鋼を作製した。これら材料から幅 30mm、長さ 180mm の単板試料を圧延方向が長手方向となるように切り出した。磁気測定には図 5-1 に示す縦型ダブルヨーク式の単板試験器を用い⁽⁹⁾、電力計法により鉄損を計測した。圧縮応力は試料の長手方向に付与し、同一方向の鉄損を測定した。この際、圧縮時の試料の座屈を防止するため板厚方向に 0.03MPa の圧縮応力を加えた。なお、本章では圧縮応力とは磁化方向に加えた応力を指すこととする。また、磁歪は圧延方向に 400Hz にて 1.0T まで励磁した場合の磁歪をレーザードップラー式磁歪測定器^{注 5-1)}により測定した。図 5-2 に磁歪曲線例を示す。材料によっては磁歪がマイナスからプラスへと変化する場合もあることから、本論文では磁歪の最小値と最大値の差 (peak to peak) をとった値 λ_{p-p} を磁歪とした。

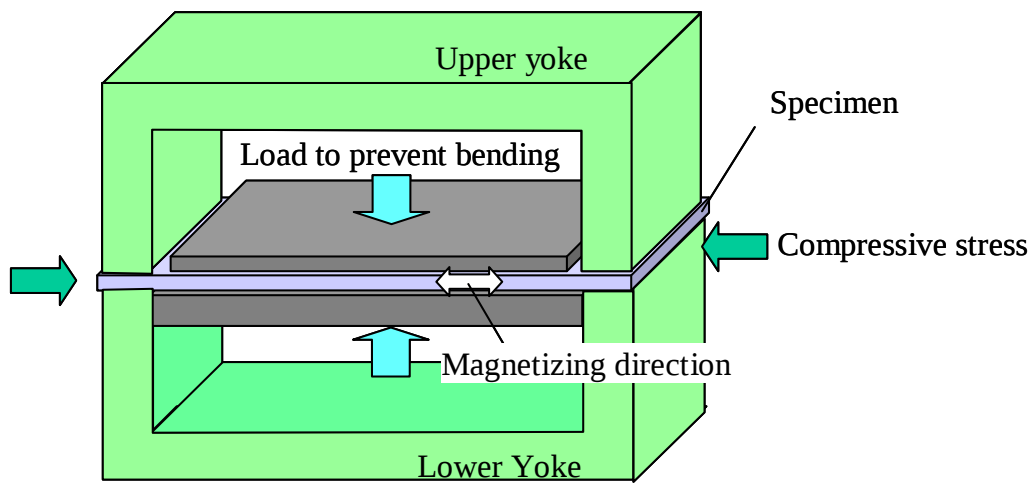


図 5-1 応力付与単板磁気測定装置の模式図

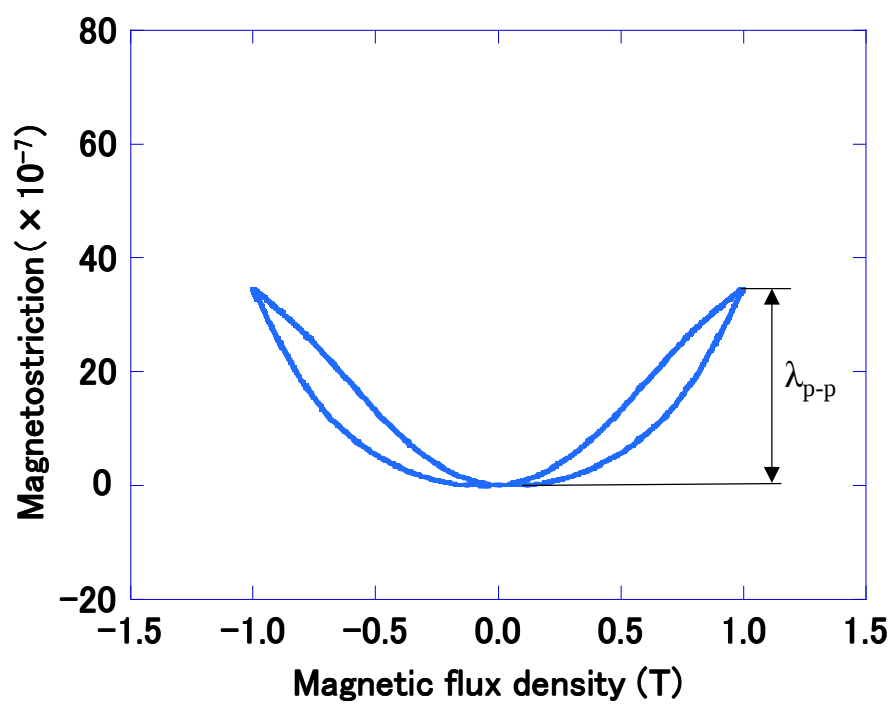


図 5-2 磁歪曲線例

注 5-1) レーザードップラー式磁歪測定器⁽¹⁰⁾

反射ミラーを取り付けたサンプルを交流で励磁し、振動している反射ミラーにレーザー光を照射した際のドップラー効果により材料の変位を求めることにより磁歪を測定する方法。歪ゲージを用いる手法に比べ、微小な変位を測定することが可能となる。

5-2-2 素材の鉄損評価結果

図 5-3 に板厚 0.35mm と 0.20mm の 3%Si 鋼の鉄損の応力依存性の例を示す。ここで圧縮応力は－符号、引張応力は＋符号で示す。また、鉄損はハイブリッド電気自動車等でよく使用される磁束密度 1.0T、周波数 400Hz の鉄損 $W_{10/400}$ で評価した。電磁鋼板に引張応力を付与した場合には、10MPa 程度までは鉄損が若干低下し、それ以上の引張応力により鉄損はわずかに増加している。一方、圧縮応力を付与した場合には数 MPa 程度の低い応力においても鉄損は著しく増加し、-50MPa の圧縮応力を付与した場合には無応力下に比べ、板厚 0.35mm 材では 1.97 倍、板厚 0.20mm 材では 1.92 倍となっており、板厚によらず鉄損は約 2 倍程度に増加した。

焼きばめを行った場合、モータコアには-10～-100MPa 程度の圧縮応力が加わることが知られているが⁽¹⁾、図 5-3 に示すように電磁鋼板の鉄損は圧縮応力付与により著しく増加することから、焼きばめはモータ効率低下の一因となっている。焼きばめによるモータ効率低下を抑制するために、固定方法の工夫により圧縮応力を低減する試みが多くなされているが⁽¹¹⁾、モータを固定するためには-30～-50MPa 程度の圧縮応力が必要であり、これ以上の圧縮応力の低減は困難である。そこで、電磁鋼板の材質を変えることにより焼きばめ時のモータ効率低下を抑制できる可能性がないかと考え、本章では電磁鋼板の主要な成分である Si 量を変えることにより圧縮応力下の鉄損挙動を調査した。

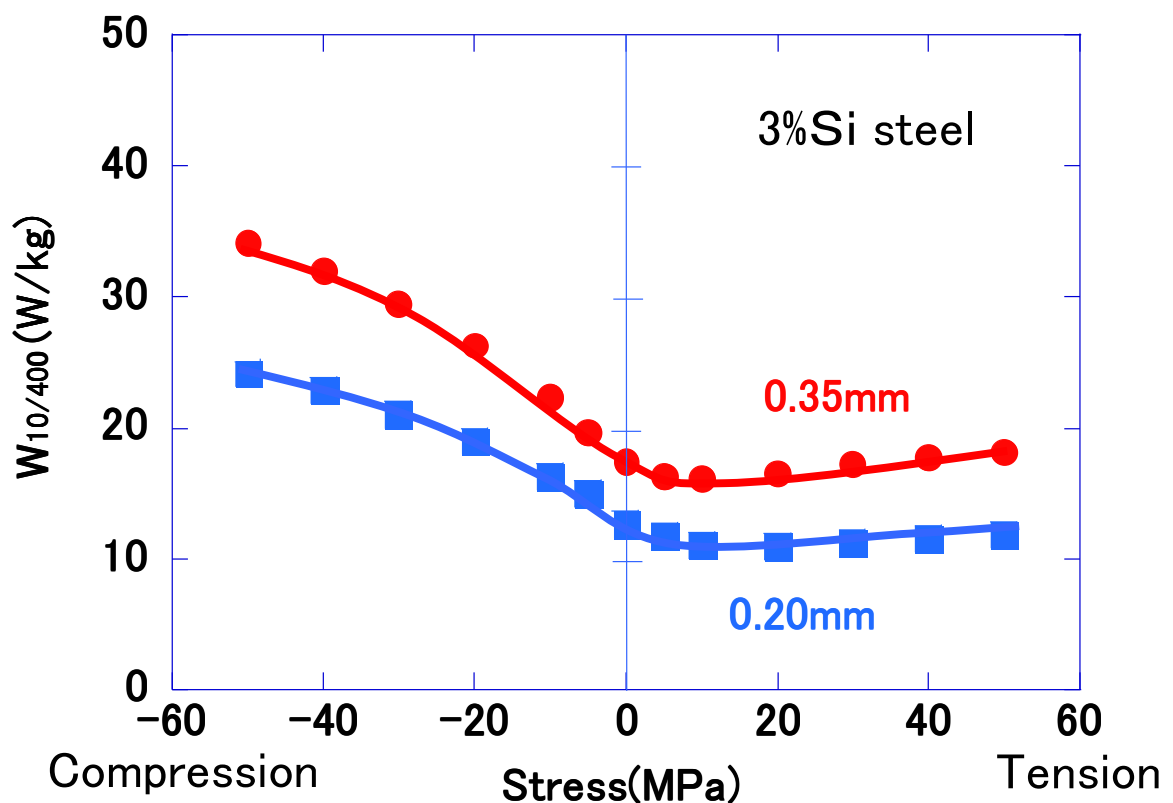


図 5-3 3%Si 鋼の鉄損に及ぼす応力の影響

図 5-4 に Si 量を 0.4%～6.5%まで大きく変化させた材料の鉄損の圧縮応力依存性を示す。0.4～3.5%Si 鋼は一般の無方向性電磁鋼板で使用される範囲の Si 量である。5.5%Si 鋼は冷間圧延が困難であるため、量産はされていないレベルの Si 量であるが、ここでは圧縮応力下の鉄損に及ぼす Si の影響を明確にするため、実験室にて圧延法により製造した材料である。6.5%Si 鋼は CVD 法により量産されている材料であり、量産プロセスと同様の CVD 法により実験室にて作製した。

最初に一般の無方向性電磁鋼板で使用されるレベルの Si 量である 0.4～3.5%Si 鋼に着目すると圧縮応力-20～-30MPa 程度まで鉄損は急激に増加し、それ以上の圧縮応力では鉄損は緩やかに増加している。次に 5.5%Si 鋼に着目すると 0.4～3.5%Si 鋼に比べ鉄損の圧縮応力依存性は小さくなっている。さらに特徴的なのは 6.5%Si 鋼であり、他の材料に比べ鉄損増加は非常に小さくなっている。

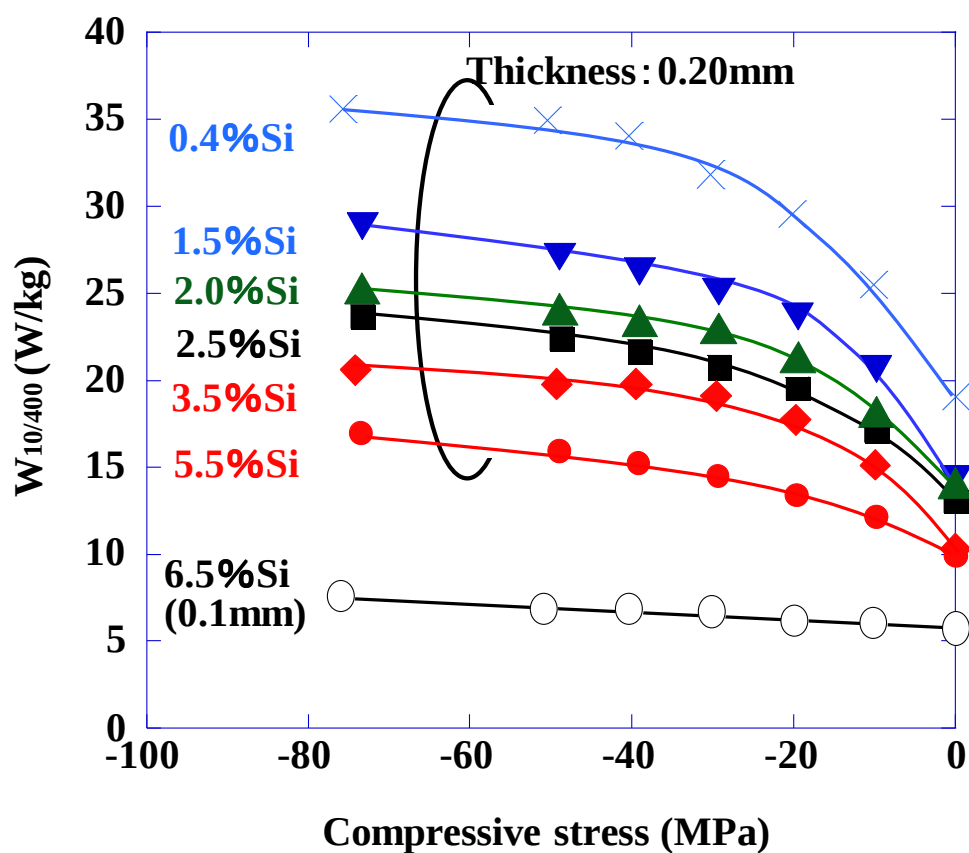


図 5-4 各種電磁鋼板の鉄損に及ぼす圧縮応力の影響

圧縮応力下の鉄損に及ぼす Si 量の影響を明確にするため図 5-4 のデータを (5-1) 式で定義される鉄損増加割合で整理した。ここで-50MPa の圧縮応力を用いた理由は一般的な焼きばめ時のモータコアバック部に付与される応力が -50MPa 程度となるためである。

$$\text{鉄損増加割合} = (-50\text{MPa の鉄損}) / (\text{無応力の鉄損}) \quad (5-1)$$

図 5-5 に磁束密度 1.0T、周波数 400Hz における鉄損増加割合の Si 量依存性を示す。Si が 0.4～3.5%の範囲では圧縮応力付与による鉄損増加割合は 1.7～1.9 程度でほぼ一定であり、それ以上の Si 量で急激に増加割合が低下している。このことからエアコン・コンプレッサーモータや HEV/EV モータに使用される 0.4～

3.5%Si 鋼を焼きばめ等で固定した場合には、圧縮応力が付与されるバックヨーク等では無応力の状態に比べ 1.7～1.9 倍程度鉄損が増加した状態で使用されていることとなる。

図 5-6 にヒステリシス損、渦電流損の増加割合に及ぼす Si 量の影響を示す。ここでヒステリシス損、渦電流損は 50Hz、200Hz の鉄損を二周波法にて鉄損分離することにより求めた。圧縮応力付与によりヒステリシス損だけでなく渦電流損も増加しており、圧延法で製造可能な $\text{Si} \leq 3.5\%$ の材料ではヒステリシス損は無応力下の鉄損に比べ 2 倍程度、渦電流損は 1.5～1.8 倍程度増加することが明らかとなった。このことから、焼きばめ等による鉄損増加はヒステリシス損が支配的な低周波域で駆動されるモータだけでなく渦電流損が支配的な高周波モータにおいても大きな問題であるといえる。

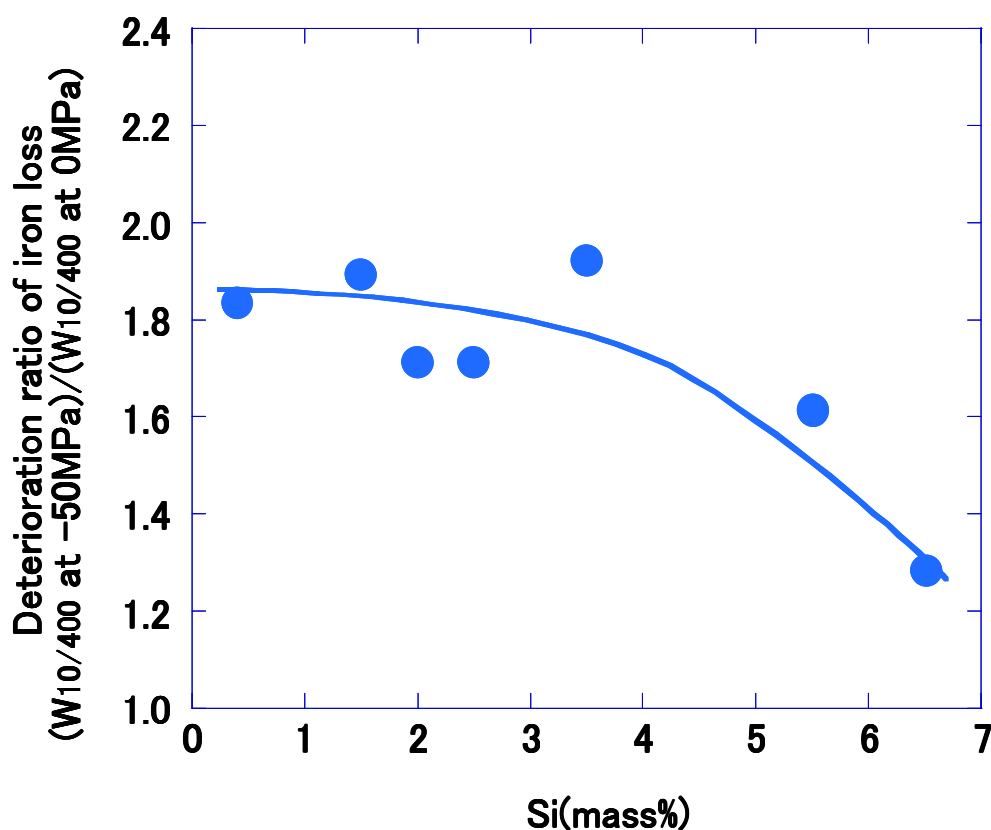


図 5-5 鉄損増加割合に及ぼす Si 量の影響

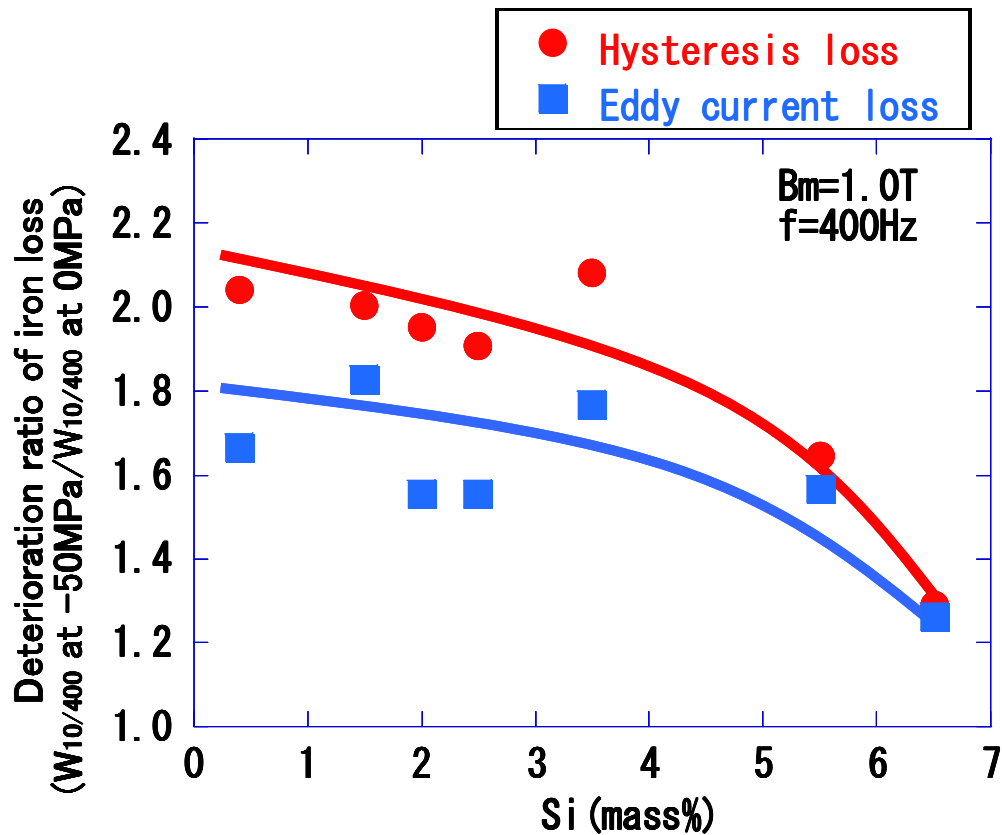


図 5-6 ヒステリシス損と渦電流損の増加割合に及ぼす Si 量の影響

5-2-3 Si 量増加による圧縮応力下の鉄損増加抑制に関する考察

Si 量増加により変化する電磁鋼板の物理量として固有抵抗、結晶磁気異方性、磁歪等がある。これらの内、Si 量が 3.5%以上で急激に変化するものとして磁歪があり、図 5-5 の鉄損増加割合の Si 量依存性は磁歪変化に対応したものではないかと考えられる。このことを確かめるため、各材料の磁歪を測定し、磁歪と圧縮応力下の鉄損増加の関係を調査した。

図 5-7 に Si 量と磁歪 λ_{p-p} の関係を示す。ここで磁歪は鉄損測定と同一の条件である磁束密度 1.0T、周波数 400Hz で測定し、磁歪曲線の最大値と最小値の差 (peak to peak 値: λ_{p-p}) を縦軸とした。Si が 0.4~3.5%の範囲では磁歪の Si 量依存性は小さいが、Si 量が 3.5%を超えると磁歪は大きく低下し 6.5%Si で磁歪はほぼゼロとなる。

図 5-8 に鉄損増加割合を磁歪で整理した結果を示す。磁歪と鉄損増加割合とは良い相関があり、磁歪を低減することにより圧縮応力付与による鉄損増加を抑制することが可能となる。これより、図 5-4 で 6.5%Si 鋼の鉄損が圧縮応力を付与してもほとんど変化しなかった原因は磁歪が小さいためであることが明らかとなった。

図 5-9 にヒステリシス損および渦電流損の増加割合に及ぼす磁歪の影響を示す。ヒステリシス損、渦電流損とも磁歪低減により圧縮応力付与による損失増加割合は小さくなる。

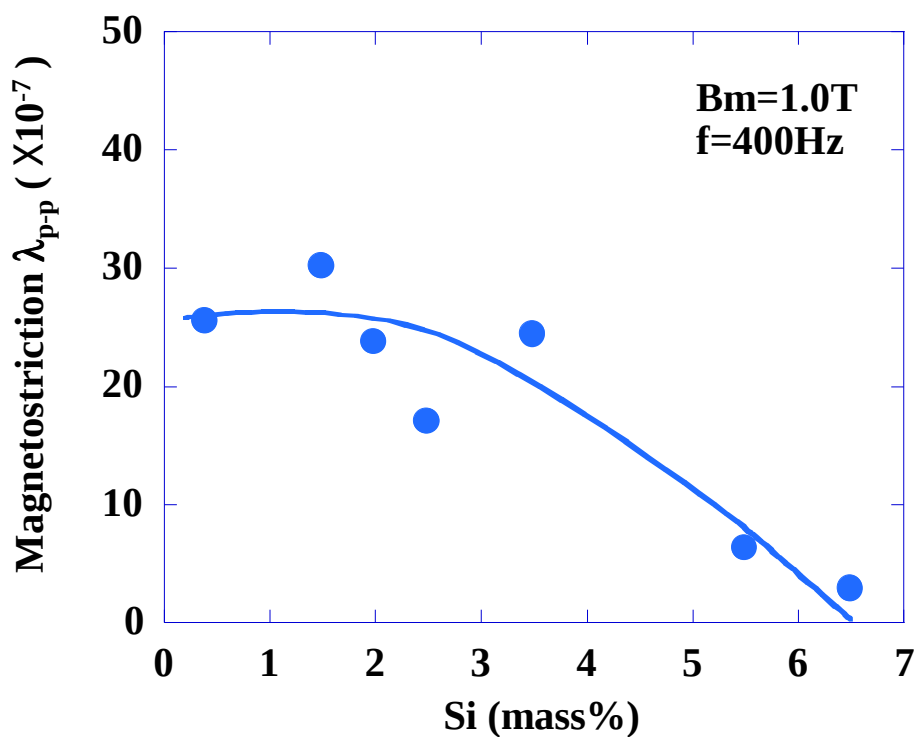


図 5-7 磁歪に及ぼす Si 量の影響

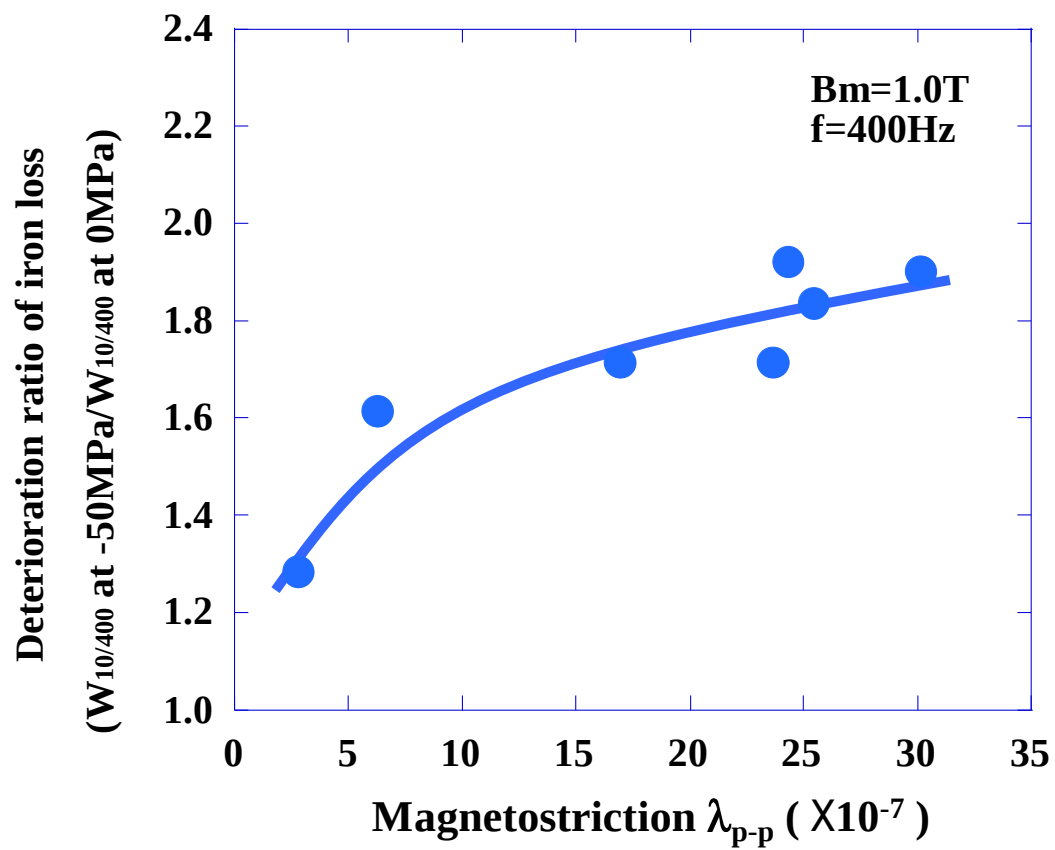


図 5-8 鉄損増加割合に及ぼす磁歪の影響

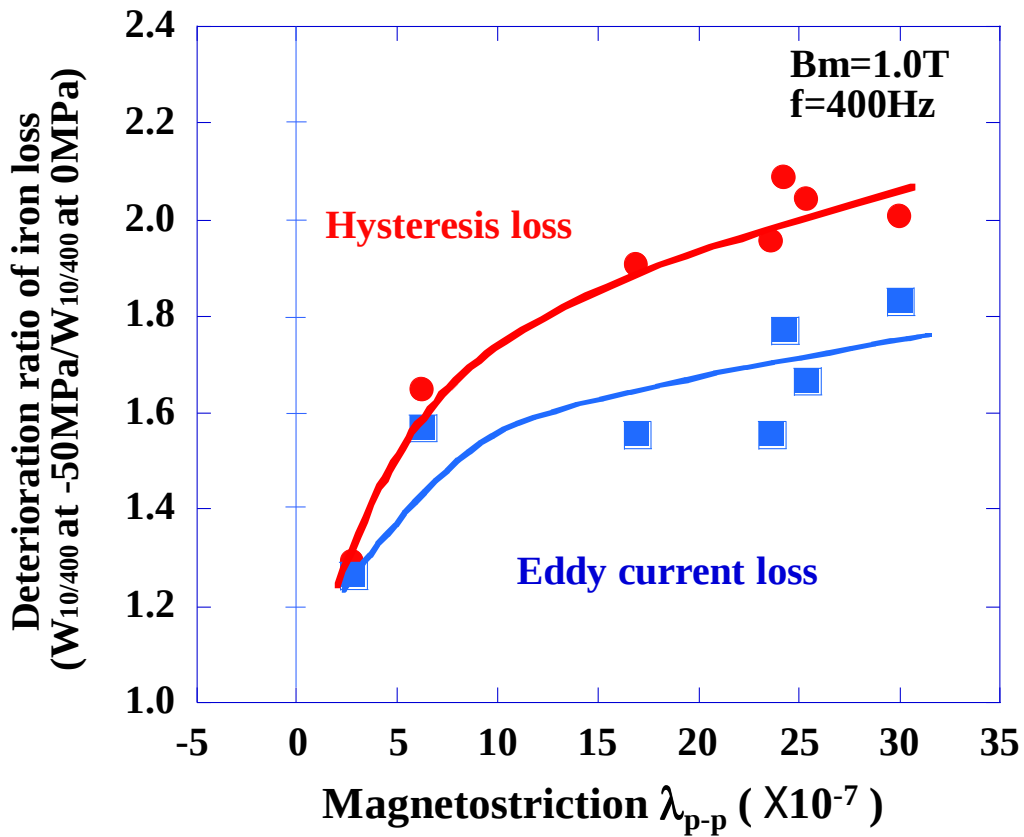


図 5-9 ヒステリシス損と渦電流損の増加割合に及ぼす磁歪の影響

以上のように磁歪低減により圧縮応力下の鉄損が低下した理由は次のように考えられる。試料に応力が付与された場合の磁気弾性エネルギー^{注 5-2)} は

$$E = -3/2 \lambda_s \sigma \cos^2 \theta \quad (5-2)$$

で与えられる⁽¹²⁾。ここで λ_s は試料の飽和磁歪、 σ は試料に付与される応力、 θ は磁化ベクトル^{注 5-3)}と応力のなす角度である。

多結晶体の飽和磁歪は

$$\lambda_s = (2/5) \lambda_{100} + (3/5) \lambda_{111} \quad (5-3)$$

で表すことができる。ここで、 λ_{100} は[100]方向の磁歪、 λ_{111} は[111]方向の磁歪である。鉄に Si を添加した場合の λ_{100} および λ_{111} の Si 量依存性は Carr らにより求められている⁽¹³⁾。そこで、Carr らによって求められた λ_{100} 、 λ_{111} の Si 量依存性より飽和磁歪を求めてみた。

図 5-10 に λ_{100} 、 λ_{111} の Si 量依存性と λ_{100} 、 λ_{111} よりもとめた飽和磁歪の Si 量依存性を示す。磁歪の Si 量依存性は本実験で求めた磁束密度 1.0T における磁歪と傾向がほぼ一致している。図 5-11 より Si<6.5%の電磁鋼板では飽和磁歪は正となるが、このような正磁歪を有する多結晶体に磁化ベクトルの方向と平行に圧縮応力を付与した場合には、磁気弾性エネルギーはプラスとなり、圧縮応力が大きくなるほど磁気弾性エネルギーが増加することは (5-2) 式より明らかである。

図 5-11 に正磁歪材に圧縮応力を付与した場合の磁区構造変化の模式図を示す。図 5-11(a)に圧縮応力を加える前の磁区構造を示す。図 5-11(b)に無応力で外部磁場を上下方向に印加した場合の磁区構造の変化を示す。無応力で外部磁場を印加すると、主に 180° 磁壁^{注 5-4)}の移動により磁化が進むこととなる。図 5-11(c)に圧縮応力を付与した場合の磁区構造を示す。圧縮応力を付与した場合、磁化ベクトルは圧縮応力と垂直な方向を向いたほうが磁気弾性エネルギーが低下するため、圧縮応力付与後は、圧縮応力と垂直な方向に磁化ベクトルが向きやすくなるものと考えられる。図 5-11(d)に圧縮応力を付与した材料に外部磁場を圧縮応力と同じ方向に印加した場合の磁区構造変化を示す。圧縮応力の付与方向に磁化する場合には主に 90° 磁壁^{注 5-4)}移動および磁化回転により磁化が進むと考えられることから、大きなエネルギーが必要となるため鉄損が増加したものと考えることができる。

実際の無方向性電磁鋼板の磁区は非常に複雑であり、図 5-11 のような単純な磁区構造をとることはないが、応力付与による磁区構造変化はおおよそ図 5-11 のような挙動をするものと考えられる。

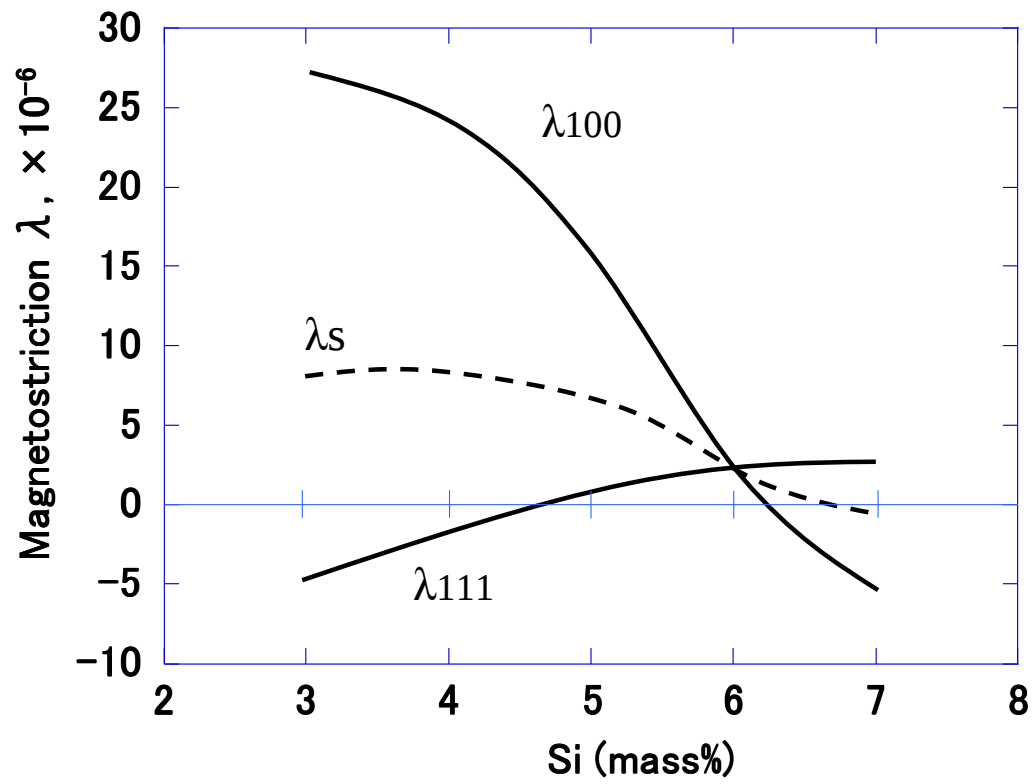


図 5-10 鉄の飽和磁歪に及ぼす Si 量の影響

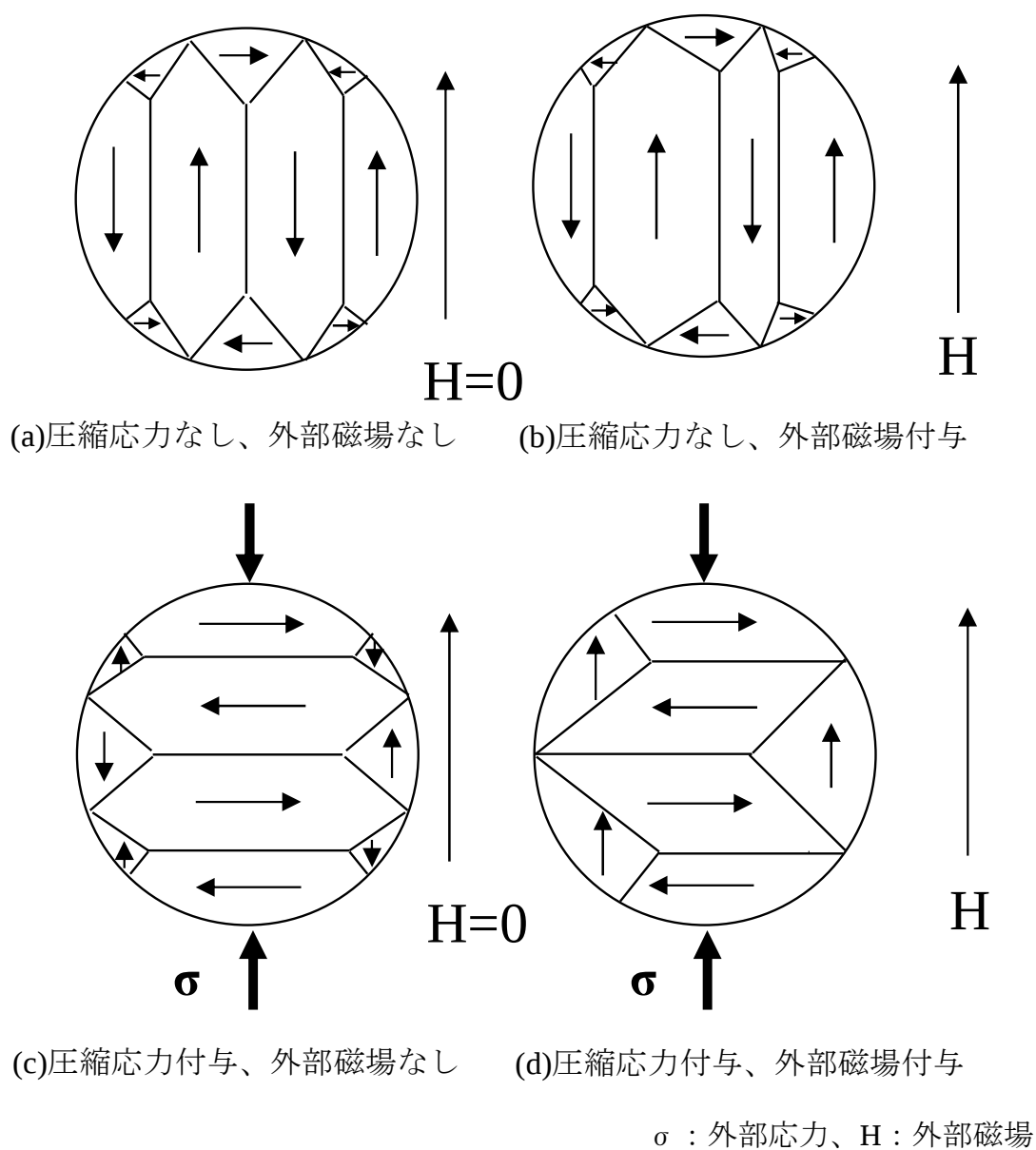


図 5-11 正磁歪材への圧縮応力付与による磁区構造の変化模式図

次に、図 5-10 の飽和磁歪の Si 量依存性より、-50MPa の圧縮応力を磁化ベクトルと平行に加えた場合の磁気弾性エネルギーの変化を求めてみた。図 5-12 に -50MPa の圧縮応力を付与した際の磁気弾性エネルギーの Si 量依存性を示す。Si が 4%を超えると磁気弾性エネルギーが低下し、特に 6.5%Si 鋼では磁気弾性エネルギーが極めて小さくなる。この飽和磁歪低減による磁気弾性エネルギーの低下が高 Si 鋼で鉄損増加が低下した原因と考えることができる。

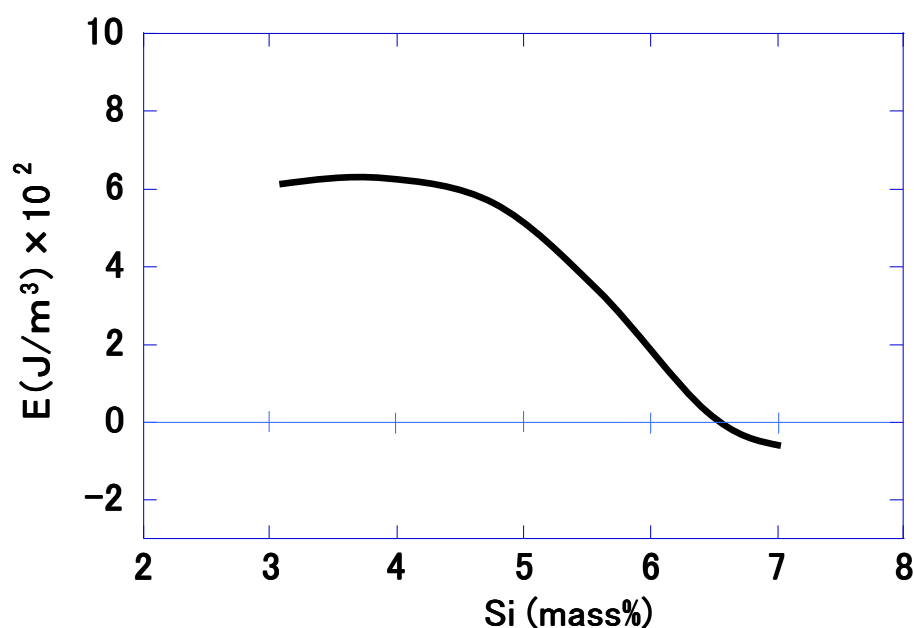


図 5-12 鉄の磁気弾性エネルギーに及ぼす Si 量の影響

注 5－2) 磁気弾性エネルギー

磁性材料に外部から応力を加えた場合、応力と磁歪との相互作用により生じる弾性エネルギー。

注 5－3) 磁化ベクトル

磁化ベクトルとは単位体積あたりの磁気モーメントのことであり、物質の中に棒状の磁石（磁区）があると仮定すると、その向きと強さをベクトル表示したもの。

注 5－4) 180° 磁壁、90° 磁壁

図 5-13 に 180° 磁壁と 90° 磁壁の模式図を示す。図中の矢印はそれぞれの磁区の磁化ベクトルを示している。磁壁を隔てて磁化ベクトルが互いに直角となっているものを 90° 磁壁とよぶ。これに対し、磁壁を隔てて磁化ベクトルが反並行となっているものを 180° 磁壁とよぶ。

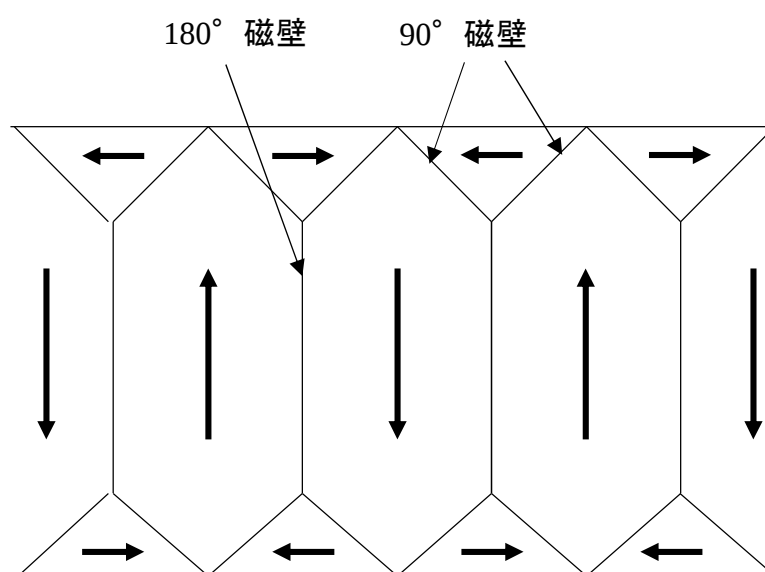


図 5-13 180° 磁壁と 90° 磁壁

5-3 低磁歪材料のモータ特性評価

5-3-1 モータ特性評価方法

これまでの検討において圧縮応力下の鉄損増加を抑制するためには材料の磁歪を低減することが効果的であることを明らかにした。上述したように 6.5%Si 鋼は磁歪が非常に小さく、圧縮応力付与による鉄損増加も小さいことから、焼きばめ等の圧縮応力が加わるモータに 6.5%Si 鋼を適用すると、焼きばめにより鉄損が増加することなく、素材本来の磁気特性が発揮できるものと考えられる。

そこでモータ特性に及ぼす低磁歪材の効果を確認するため、6.5%Si 鋼および比較として 3%Si 鋼を用いてモータを作製した。図 5-14 にモータ形状を示す。モータは 8 極、12 スロット、積み厚 25mm の IPM モータであり、ワイヤーカットによりコアを加工した。本モータの定格出力は 0.3kW、ティース部の磁束密度は 1.2T、バックヨーク部の磁束密度は 0.9T である。図 5-15 にモータ評価装置を示す。最初に、脱磁したロータをセットしたテストモータを用い、テストモータを外部駆動のモータで回転させた場合のトルクをトルクメータで測定し、機械損を求めた。次に着磁したロータをセットしたテストモータを用い、外部駆動のモータで回転させた場合のトルクをトルクメータで測定することにより無負荷時の損失（鉄損＋機械損）を求めた。このようにして得られた無負荷損失からあらかじめ求めておいた機械損を差し引くことにより無負荷時の鉄損を求めた。また、焼きばめによる鉄損変化を測定するため、ステータをアルミ合金製のケースに焼きばめ代 $30\mu\text{m}$ （公差 $+0\mu\text{m}$ 、 $-0.9\mu\text{m}$ ）で焼きばめ、無負荷時におけるモータ鉄損を焼きばめ前後で評価した。なお、焼きばめによりバックヨーク部に付与される平均の圧縮応力を歪みゲージで測定したところ -30MPa であった。

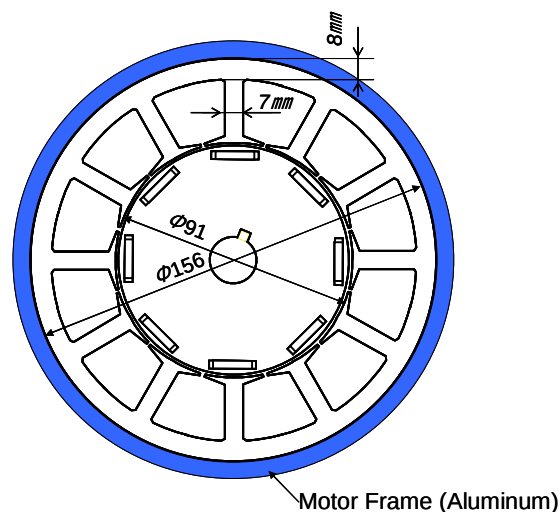
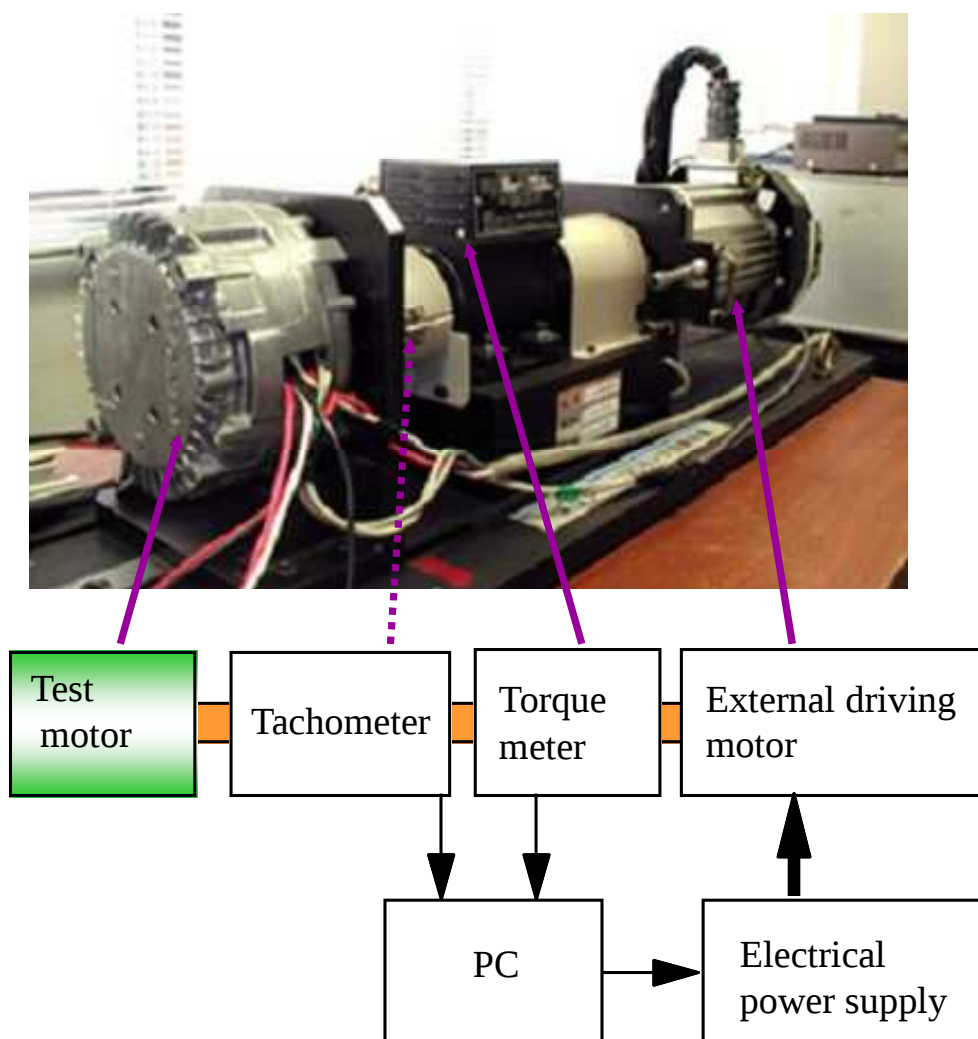


図 5-14 評価モータの形状とサイズ



Torque meter

Maker: Ono Sokki,

Model: Torque detector, SS-050

Full scale: 5Nm

Resolution: 0.001Nm

図 5-15 モータ評価装置の外観

5-3-2 モータ特性の評価結果と考察

表 5-1 にモータ評価に用いた板厚 0.10mm の 6.5%Si 鋼および板厚 0.20mm の 3.0%Si 鋼の磁歪を示す。ここで磁歪はレーザードップラー式磁歪測定器により測定した値である。6.5%Si 鋼では $\lambda_{p-p} = 2.8 \times 10^{-7}$ となっており、完全なゼロ磁

歪とはならなかったものの、3%Si 鋼に比べ一桁磁歪が小さくなっている。

図 5-16 にモータ評価に用いた 6.5%Si 鋼の圧縮応力下での素材鉄損を 3%Si 鋼と比較して示す。図 5-4 で示した結果と同様に、3%Si 鋼では圧縮応力付与により鉄損は無応力に比べ 2 倍程度となるが、6.5%Si 鋼では鉄損増加量が非常に小さくなっている。

表 5-1 モータ評価材料の磁歪

	Magnetostriction、 $\lambda_{p-p} (\times 10^{-7})$
3.0%Si steel	25.0
6.5%Si steel	2.8

B=1.0T、 400Hz

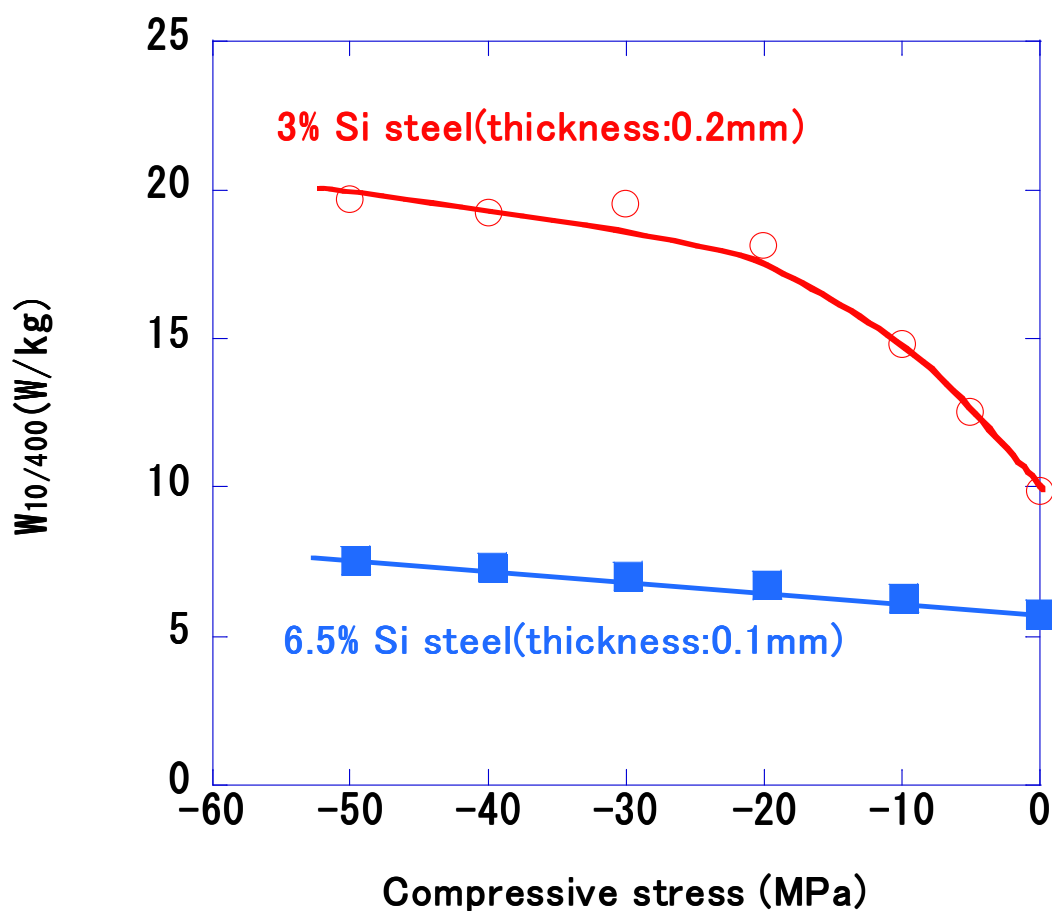


図 5-16 モータ評価素材の鉄損に及ぼす圧縮応力の影響

表 5-2 に 6.5%Si 鋼および比較の 3%Si 鋼を用いてそれぞれ試作したモータの 5000rpm における焼きばめ前後のトルク測定値およびトルクより計算したモータ鉄損を示す。トルク測定値より鉄損+機械損は(5-4)式にて求めた。

$$\text{鉄損} + \text{機械損} = 2 \pi n T / 60 \quad (5-4)$$

ここで、T：トルク、n：回転速度である。

鉄損+機械損より、あらかじめ求めておいた機械損を差し引くことにより鉄損を求めた。

図 5-17 に表 5-2 にて求めた無負荷鉄損を示す。磁歪の大きい 3%Si 鋼では焼きばめによりモータ損失は 2 割程度増加している。一方、磁歪が小さい 6.5%Si 鋼では焼きばめによる鉄損増加がほとんど認められない。

以上のことから、圧縮応力下の鉄損増加を抑制するためには電磁鋼板の磁歪を低減することが効果的であることが明らかとなった。特に磁歪がほぼゼロとなる 6.5%Si 鋼では圧縮応力付与による鉄損増加はほとんど認められないことから、今回実験を行った範囲内の電磁鋼板においては 6.5%Si 鋼は焼きばめ等の圧縮応力が加わるモータ用材料として最適である。

表 5-2 6.5%Si 鋼板のモータ評価結果（無負荷、5000rpm）

Materials	Thickness(mm)	Shrink fitting	Torque (Nm)	Iron loss + Mechanical loss (W)	Mechanical loss (W)	Iron loss (W)
3%Si steel	0.20	before	0.052	27.21	5.43	21.78
		after	0.063	32.84	5.43	27.41
6.5%Si steel	0.10	before	0.030	15.70	5.43	10.27
		after	0.031	15.96	5.43	10.53

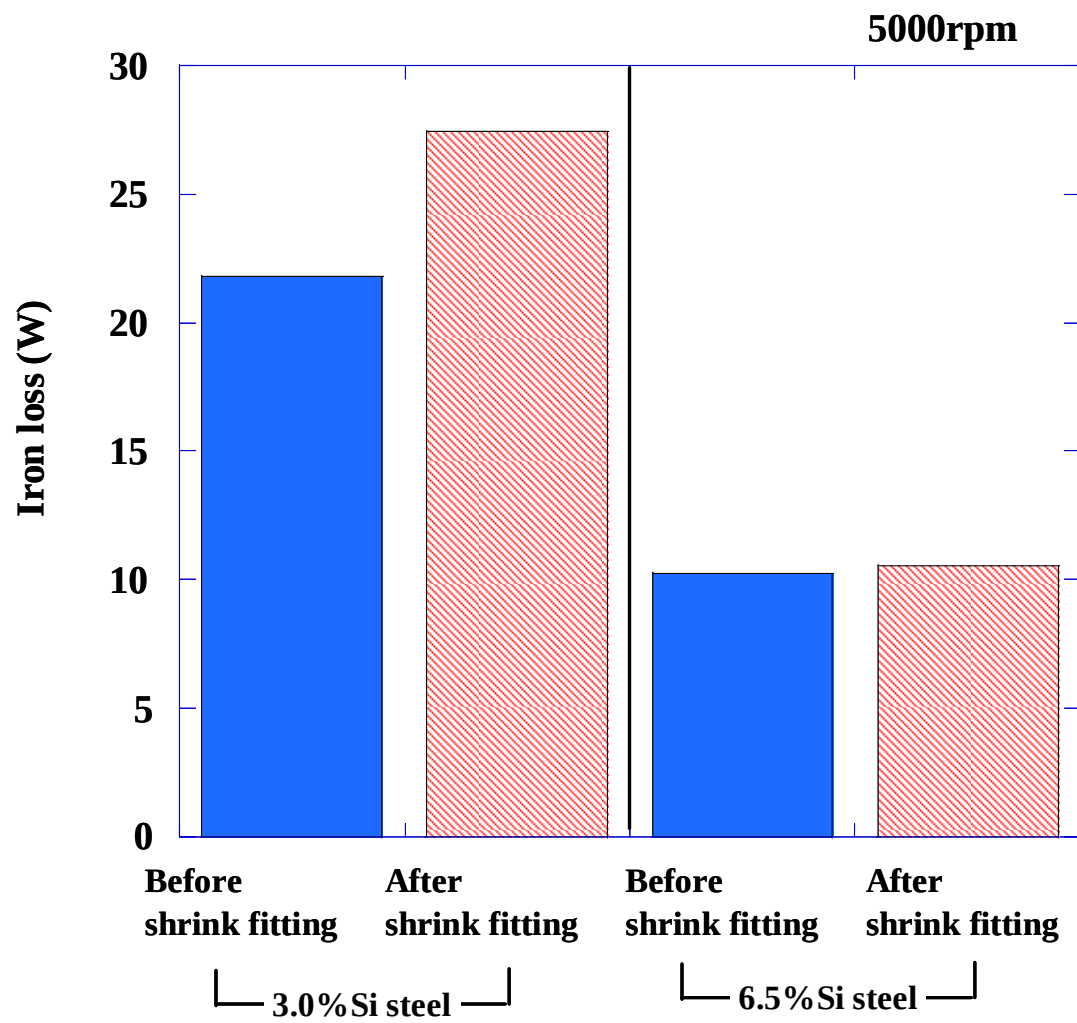


図 5-17 焼きばめ前後のモータ損失（無負荷鉄損）

5-4 結言

焼きばめによる鉄損増加を抜本的に抑制できる材料を探索するため、電磁鋼板の圧縮応力下の鉄損挙動に及ぼす Si 量の影響について系統的に調査した結果、以下のことが明らかとなった。

- (1) 圧縮応力下の鉄損増加割合は Si 量が多くなるほど低下し、特に Si 量が 3.5%を超えると鉄損増加割合は少なくなる。
- (2) Si 量増加に伴う圧縮応力による鉄損増加量の低下は材料の磁歪低下に起因したものであり、磁歪を低くするほど鉄損増加は少なくなる。
- (3) 6.5%Si 鋼は磁歪がほぼゼロであることから圧縮応力付与による鉄損増加は非常に少ない。
- (4) 正磁歪材に圧縮応力を付与すると、磁気弾性エネルギーが高くなる。このため、正磁歪の大きい電磁鋼板では鉄損が増加したものと考えられる。一方、6.5%Si 鋼では磁歪がほぼゼロであることから、圧縮応力付与による磁気弾性エネルギーの増加が非常に小さく、このため圧縮応力による鉄損増加が小さくなったものと考えられる。
- (5) 6.5%Si 鋼を用いて焼きばめモータを作製したところ、焼きばめによる損失増加はほとんど認められなかった。このことから、本章で実験を行った範囲内の電磁鋼板では 6.5%Si 鋼は焼きばめ等の圧縮応力が付与されるモータのコア材として最適である。

第 5 章の参考文献

- (1) 仁吾昌弘、及川智明、馬場和彦、川口仁：「フレーム固定時の応力低減によるモータの高性能化」、電気学会研究会資料、RM-08-33、pp.1-6、2008

- (2) 中原裕治：「分割鉄心によるモータ製造技術-ポキポキモータの進化-」、パワーエレクトロニクス研究会論文誌、Vol.28、pp.2-7、2003
- (3) 加藤久孝、山本宗生、山崎昭彦、関育剛：「分割コアと連続巻線工法採用新型ブラシレスモータ」、Matsushita Technical Journal、Vol.44、No.2、pp.52-58、1998
- (4) 金岩浩志、加藤充、梅田敦司、高崎哲、神谷宗宏、水谷竜彦：「小型ハイブリッド車のモータステータの開発」、デンソーテクニカルレビュー、Vol.19、pp.56-60、2014
- (5) 山本一之、吉野勇人、増本浩二、庄野一弘：「圧入組立型分割鉄心による圧縮機モータ」、三菱電機技報、2010年12月号、p.705
- (6) 佐藤光彦、金子清一、冨田睦雄、道木慎二、大熊 繁：「エアコン用コンプレッサーモータにおける焼バメによる効率低下の改善」、平成17年電気学会全国大会、5-101、pp.132-133、2005
- (7) 小関祐生、宮城大輔、高橋則雄：「モータコア焼きばめ圧縮力並びに鉄損の測定」、平成20年電気学会全国大会、5-036、pp.56-57、2008
- (8) 高田芳一、阿部正広、田中靖、岡田和久、平谷多津彦：「6.5%けい素鋼板（スーパーE コア）の開発」、まてりあ、Vol.33、p.423、1994
- (9) 千田邦浩、藤田明、本田厚人、黒木直樹、八木正昭：「無方向性電磁鋼板の応力下での磁気特性と磁区構造」、電気学会論文誌 A、Vol.131、No.6、pp.884-890、2011
- (10) 中瀬知哉、中野正典、藤原耕二、高橋則雄：「レーザドップラ振動計による動磁気ひずみ測定システムの精度」、電気学会マグネティックス研究会資料、MAG-96-248、pp.113-124、1996
- (11) 檜脇英治、吉川祐一、舟津哲司、玉村俊幸、村上 浩、本田幸夫：「永久磁石同期モータのコア応力緩和による鉄損低減」、電気学会回転機研究会資料、RM-04-63、pp.7-12、2004
- (12) R. M. Bozorth: "Ferromagnetism", D. Van Nostrand Co., p.611, 1951
- (13) W. J. Carr and R. Smoluchowski: "The magnetostriction of single crystals of iron-silicon alloys", Phys. Rev., Vol.83, pp.1236-1243, 1951

第6章 焼きばめ時に鉄損が低減できる負磁歪材の開発

6-1 緒言

前章の検討において電磁鋼板の磁歪をゼロに近づけることにより圧縮応力下の鉄損増加を抑制できることを明らかにした。図 6-1 に圧縮応力付与時の鉄損増加割合に及ぼす磁歪の影響を示す。図 6-1 より圧縮応力付与時の鉄損増加は、磁歪低減により抑制できるが、さらに矢印のように、磁歪を負にすることができれば圧縮応力付与により鉄損を低減できることが考えられ、モータコアを焼きばめることによりモータ効率が向上する可能性がある。

負磁歪となる材料としては $\text{Co}_{40}\text{Ni}_{40}\text{B}_{20}$ アモルファス⁽¹⁾、 $\text{Co}_{72.5}\text{Si}_{12.5}\text{B}_{15}$ アモルファス⁽²⁾、 $\text{Fe}_{85.5}\text{Zr}_{2}\text{Nb}_{4}\text{B}_{8.5}$ アモルファス⁽³⁾がある。これら材料は引張応力により透磁率が著しく低下することから、引張応力付与による磁気特性の変化について調査した研究⁽⁴⁻⁶⁾があるが、圧縮応力付与による磁気特性向上について検討した例は見当たらない。また、アモルファスは板厚が $20\mu\text{m}$ 程度と薄いため、従来の打ち抜き積層によるモータ製造の場合には、打ち抜き工数が多くなる等の課題があり、市販のモータでの適用例は少ないのが現状である。

アモルファス以外で負磁歪となる可能性のある材料として FeNi 合金がある。FeNi 合金の内、Ni が 78.5%の材料は PC パーマロイとして知られており、磁歪がほぼゼロとなる。PC パーマロイの組成から、さらに Ni を添加すると負磁歪が得られることが Bozorth らの研究により明らかとなっている^(7,8)。しかし PC パーマロイの飽和磁化は 0.65T であり、PC パーマロイよりもさらに Ni を添加すると飽和磁化が著しく低下するためモータ用材料として使用した場合にはコアの大型化が避けられない。

これに対し、FeSi 鋼は飽和磁化が高く、鉄損も比較的低いことから磁性材料の中では最も多く使用されている。このため FeSi ベースで負磁歪材を製造することができれば、工業的に有用と考えられる。図 6-2 に鉄の磁歪に及ぼす Si 量

の影響を示す。鉄の磁歪は Si 量が 3.5%を超えると急激に低下し、Si 量が 6.5%でほぼゼロとなる。このことから Si が 6.5%を超えると磁歪は負になるものと考えられる。

そこで、本章では焼きばめにより焼きばめ前よりも鉄損が低減できる材料の開発を目指し、6.5%を超える Si 添加により負磁歪材を作製し鉄損の圧縮応力依存性を評価した。さらに焼きばめモータを作製することにより、焼きばめによる鉄損低下の可能性を検証した。

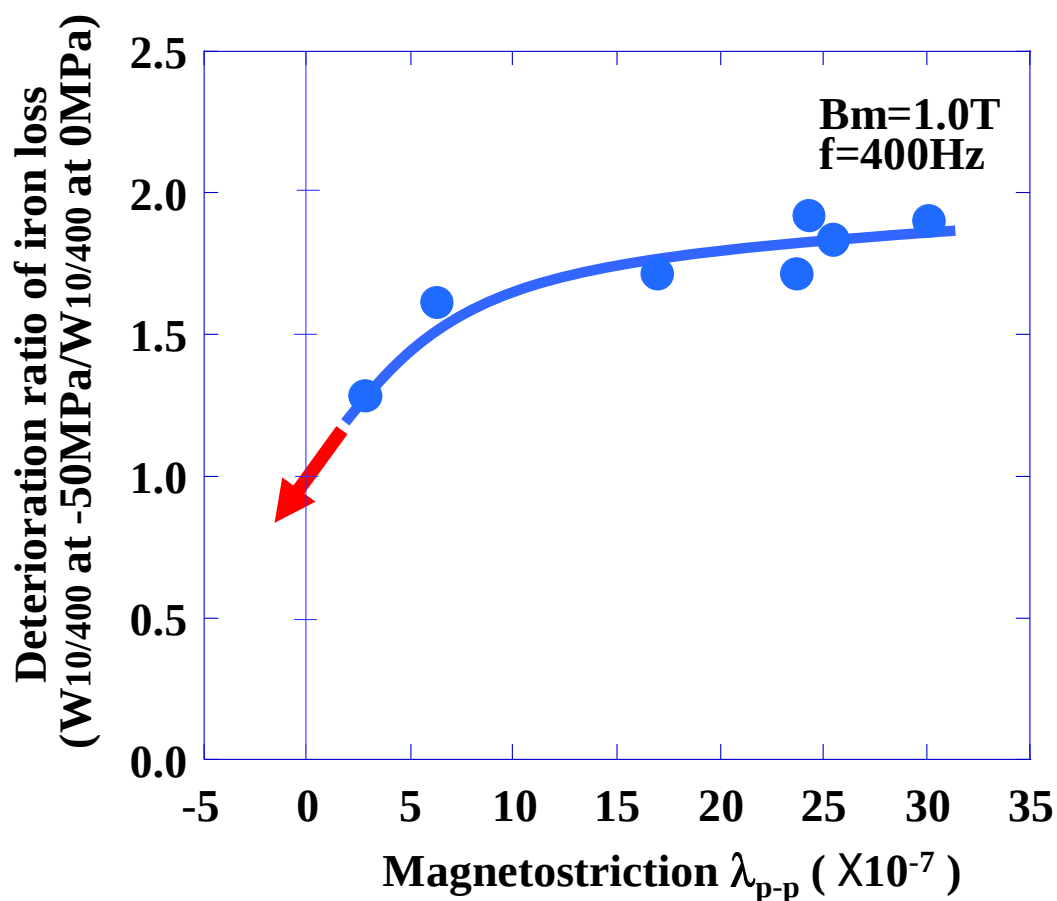


図 6-1 圧縮応力付与時の鉄損増加割合に及ぼす磁歪の影響

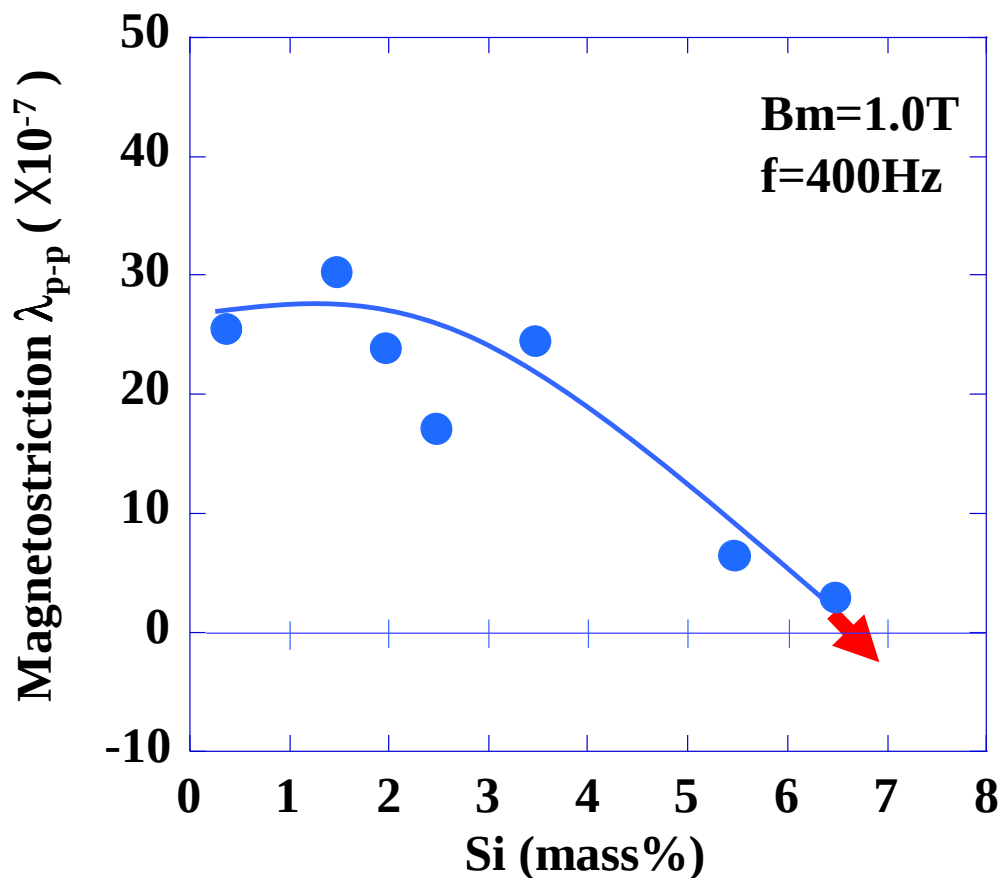


図 6-2 鉄の磁歪に及ぼす Si 量の影響

6-2 負磁歪材の作製と素材特性

6-2-1 実験方法

磁歪が負となる材料を作製するため、3.5%Si 鋼の板厚 0.10mm の冷延板を作製し、実験室にて SiCl_4 ガス中にて 1200°C で浸珪処理を行い、さらに 1100°C で拡散焼鈍を行うことにより 6.7%Si 鋼を作製した。FeSi 鋼においては Si 量が 6.5%を超えると、Si 量を増加させるほど負磁歪の値は大きくなるものと予想される。しかし、Si 量が多くなると材料が非常に脆くなり、モータコアの加工等が困難になることが予想されるため、本実験では磁歪がわずかに負になるもの

と予想される 6.7%Si 鋼を作製し、想定通りに圧縮応力付与により鉄損が低減できるかどうかを確認することとした。

負磁歪材の磁気特性を測定するため、6.7%Si 鋼から幅 30mm、長さ 180mm の単板試料を圧延方向が長手方向となるように切り出した。磁気測定には第 5 章で既に示した図 5-1 の縦型ダブルヨーク式の単板試験器を用い、電力計法により鉄損を計測した。圧縮応力は試料の長手方向に付与し、同一方向の鉄損を測定した。この際、圧縮時の試料の座屈を防止するため板厚方向に 0.03MPa の圧縮応力を加えた。なお、本論文では圧縮応力とは磁化方向に加えた応力を指すこととする。また、磁歪は圧延方向に 400Hz にて 1.0T まで励磁した場合の peak to peak 値をレーザードップラー式磁歪測定器により測定した。

6-2-2 圧縮応力下での鉄損評価結果

表 6-1 に 3%Si 鋼、6.5%Si 鋼および 6.7%Si 鋼の磁束密度 1.0T、周波数 400Hz における磁歪 (λ_{p-p}) を示す。6.7%Si 鋼では $\lambda_{p-p} = -1.6 \times 10^{-7}$ となっており、目標通り負磁歪が達成できた。

図 6-3 に負磁歪材の鉄損の圧縮応力依存性を 3%Si 鋼および 6.5%Si 鋼と併せて示す。なお、本章でも第 5 章と同様に圧縮応力は引張応力と区別するため一符号を付けて示している。3%Si 鋼では -30MPa の圧縮応力付与により鉄損は無応力に比べ 2 倍程度となるが、6.5%Si 鋼では 1.1 倍程度と鉄損増加量が小さく、6.7%Si 鋼では圧縮応力付与により鉄損は無応力下の鉄損に比べ 0.8~0.9 倍程度に低減できた。

圧縮応力付与による鉄損増加に及ぼす磁歪の影響を明確にするため、本章で作製した 6.7%Si 鋼以外に第 5 章で作製した 0.4~6.5%Si 鋼の鉄損増加割合と磁歪の関係を整理した。図 6-4 に各種材料の磁歪と圧縮応力下での鉄損増加割合の関係を示す。ここで鉄損の増加割合は -50MPa の圧縮応力を付与した 400Hz の鉄損を無応力の鉄損で除したものをを用いた。6.7%Si 鋼のデータは 0.4%Si 鋼~6.5%Si 鋼のデータを外挿した位置にプロットすることができ、圧縮応力下の鉄損増加割合は磁歪が小さいほうが低減できることが確認できた。

表 6-1 各種材料の磁歪 λ_{p-p}

	Magnetostriction、 $\lambda_{p-p} (\times 10^{-7})$
3.0%Si steel	25.0
6.5%Si steel	2.8
6.7%Si steel	-1.6

Magnetic flux density:1.0T, Frequency:400Hz

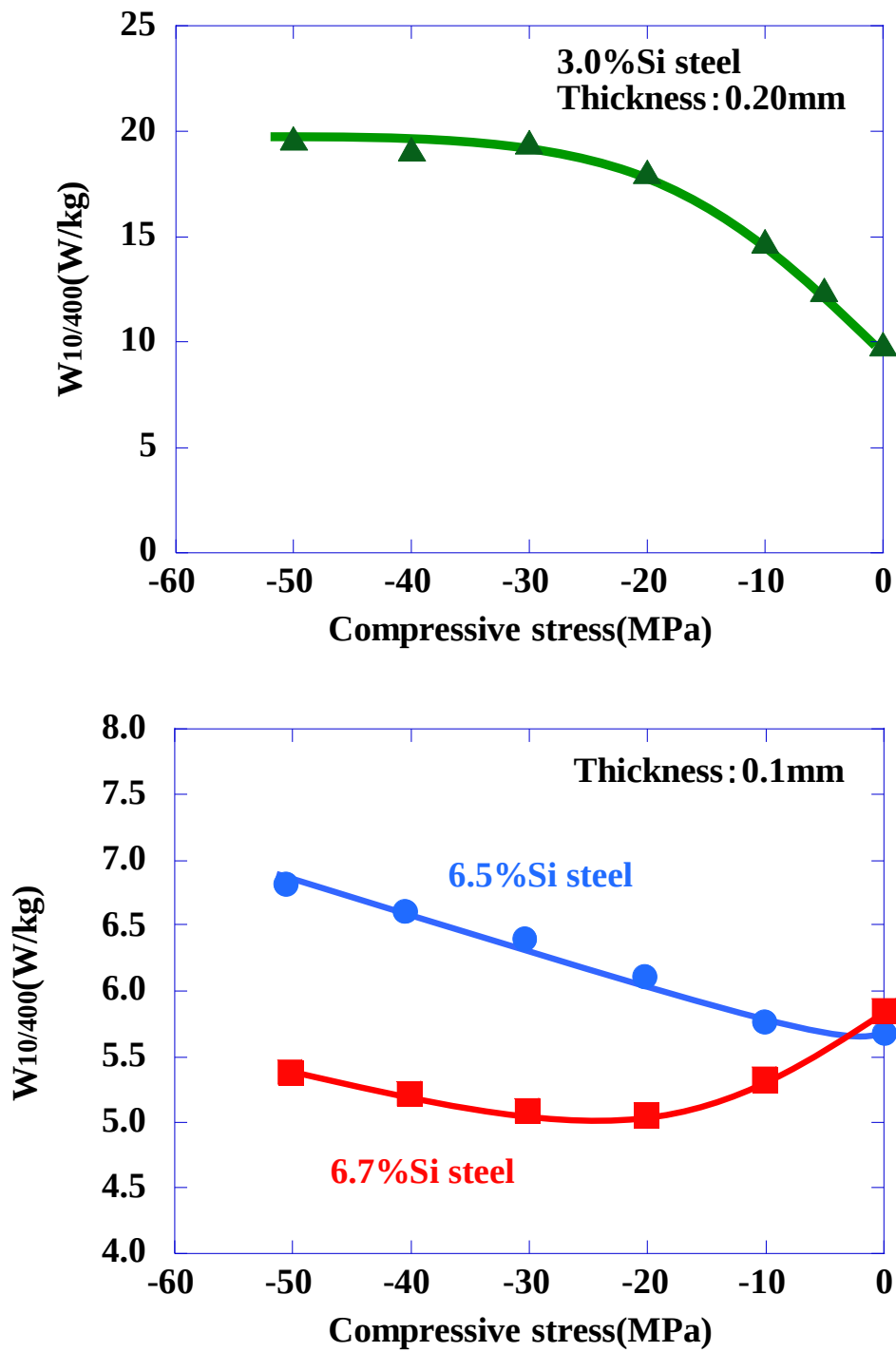


図 6-3 各種材料の鉄損に及ぼす圧縮応力の影響

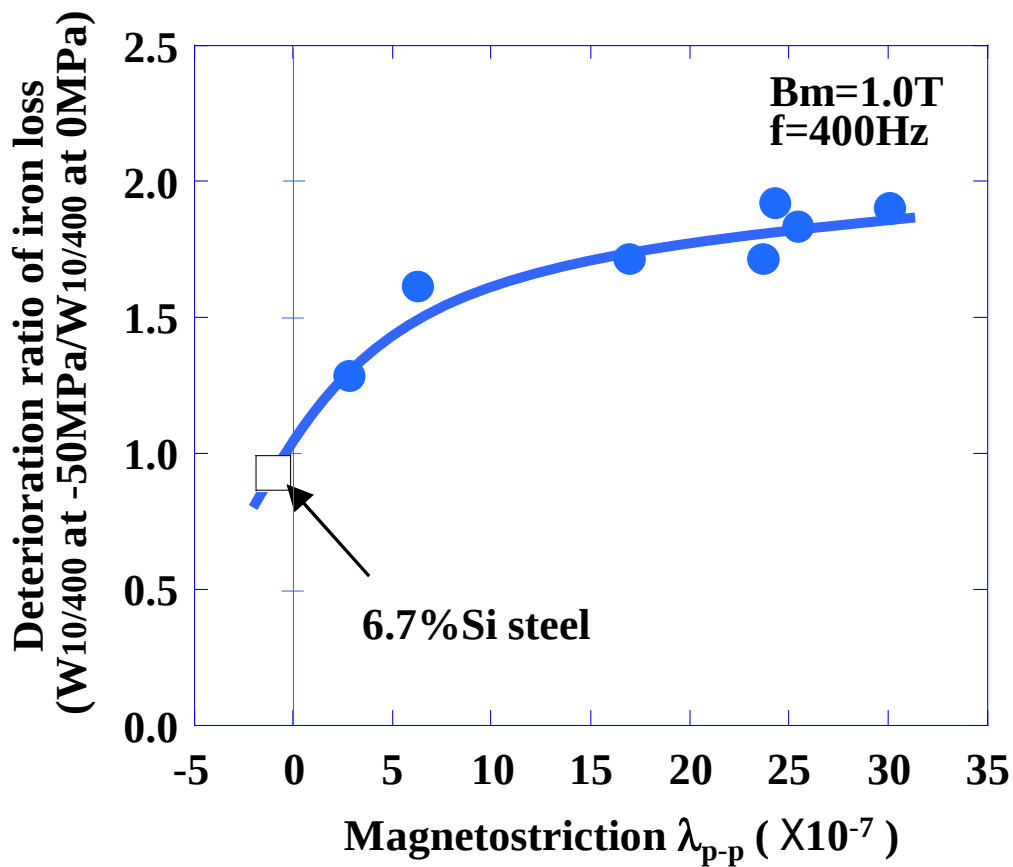


図 6-4 圧縮応力付与による鉄損増加割合に及ぼす磁歪の影響

6-2-3 圧縮応力下での鉄損低減に関する考察

負磁歪材で圧縮応力付与により鉄損が低減できる理由について、5-2-3 項と同様に磁気弾性エネルギーの観点から考察してみる。

試料に応力が付与された場合の磁気弾性エネルギーは第 5 章で示した(5-2)式で与えられる。

6.7%Si 鋼では λ_s が負となることから、圧縮応力を加えた場合には、磁化ベクトルが圧縮応力に対して平行になった場合に磁気弾性エネルギーが最少となる。

図 6-5 に負磁歪材に圧縮応力を付与した場合の磁区構造変化の模式図を示す。図 6-5(a)に圧縮応力を加える前の磁区構造を、図 6-5(b)に無応力で外部磁場を上下方向に付与した場合の磁区構造の変化を示す。無応力で外部磁場を付与すると、主に 180° 磁壁の移動により磁化が進むこととなる。

図 6-5(c)に負磁歪材に圧縮応力を付与した場合の磁区構造を示す。負磁歪材に

圧縮応力を付与した場合、磁化ベクトルは圧縮応力と並行な方向を向いた場合に磁気弾性エネルギーが低下するため、図 6-5(c)の模式図で考えると無応力の場合よりも圧縮応力と並行（紙面上下方向）な磁化ベクトルを有する磁区の領域が増加し、圧縮応力に垂直な方向（紙面左右方向）の磁区は減少するものと考えられる。

図 6-5(d)に負磁歪材に外部磁場を圧縮応力と同じ方向に付与した場合の磁区構造変化を示す。負磁歪材を圧縮応力方向に磁化する場合には、圧縮応力方向に磁化ベクトルが向いた磁区の磁壁が 180° 磁壁移動により移動することにより磁化が進むと考えられる。負磁歪材では圧縮応力付与により、無応力に比べ外部磁場方向に向いた磁区が増加することから、磁化に要するエネルギーが低下し鉄損が減少したものと考えることができる。

実際の無方向性電磁鋼板の磁区は非常に複雑であり、図 6-5 のような単純な磁区構造をとることはないが、応力付与による磁区構造変化はおおよそ図 6-5 のような挙動をするものと考えられる。

一方、負磁歪材に引張応力を加えた場合には鉄損は著しく増加することが考えられる。このことを確認するため、6.7%Si 鋼に引張応力を付与して鉄損を測定した。図 6-6 に 6.5%Si 鋼および 6.7%Si 鋼の鉄損に及ぼす引張応力の影響を示す。6.5%Si 鋼では引張応力付与により若干鉄損が低下するが、負磁歪材である 6.7%Si 鋼では引張応力付与により鉄損が増加し、100MPa の引張応力では無応力時に比べ鉄損は 1.4 倍に増加している。ただし、この 1.4 倍の鉄損増加は 3.5%Si 鋼等の正磁歪の大きな材料に圧縮応力を付与した場合の 1.7~1.9 倍程度の鉄損増加に比べると大幅に小さい。また、モータの焼きばめ時には応力は圧縮であり、コア打ち抜き等による残留応力も圧縮応力が主体である。このため、引張応力付与による鉄損増加はモータコアの加工、締結時にはほとんど問題とならないものと思われる。

次節では負磁歪材を焼きばめモータに適用した場合の特性について述べる。

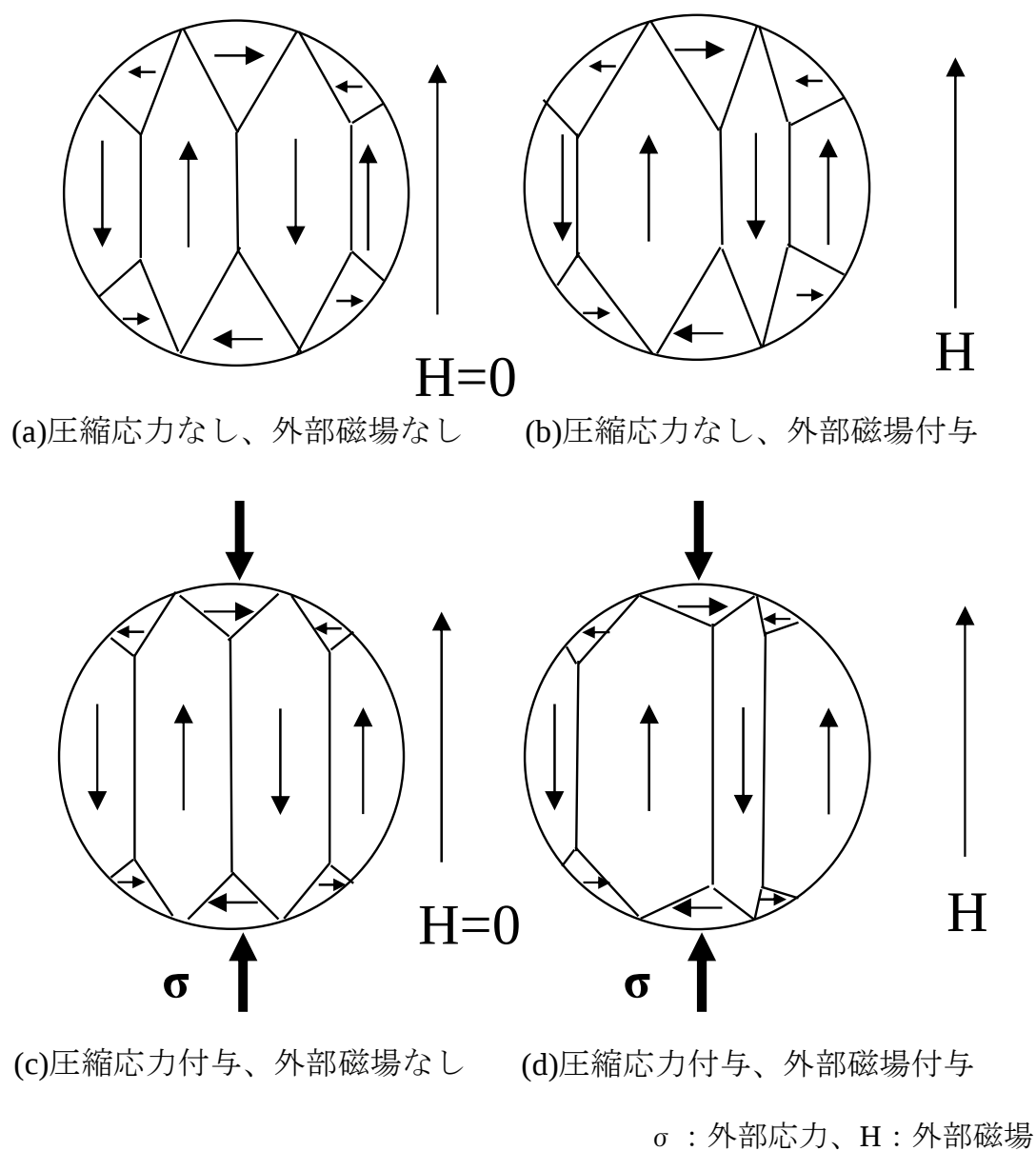


図 6-5 負磁歪材に圧縮応力を付与した場合の磁区模式図

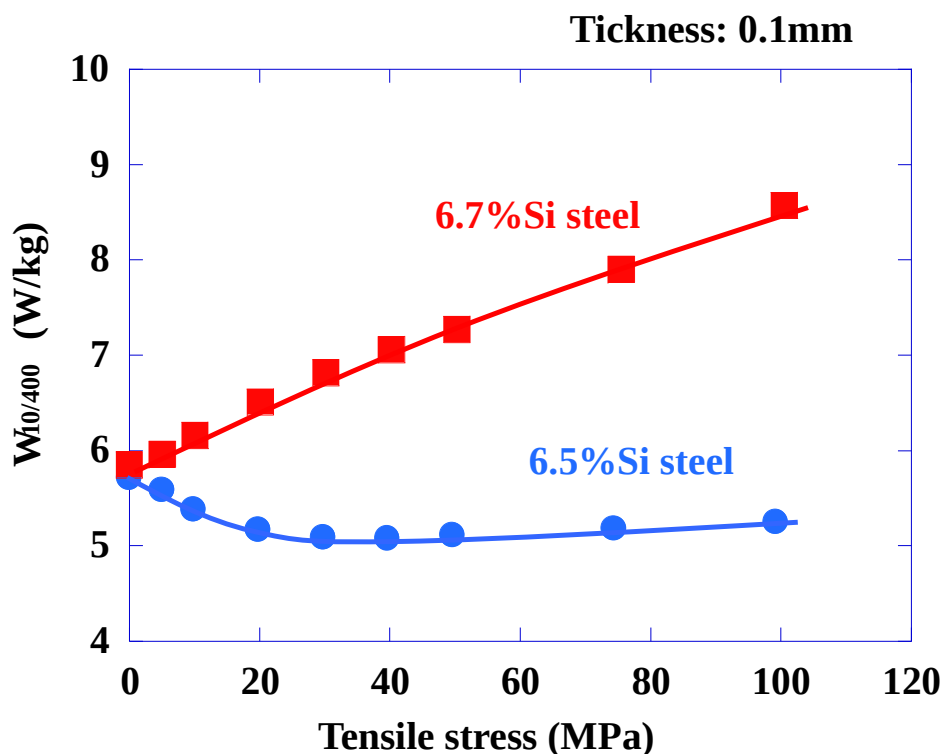


図 6-6 負磁歪材（6.7%Si 鋼）の鉄損に及ぼす引張応力の影響

6-3 負磁歪材のモータ特性評価

6-3-1 モータ特性評価方法

これまでの検討において、一般の電磁鋼板では大きな正磁歪を有することから圧縮応力付与により鉄損が大きく増加するが、磁歪を負とした負磁歪材では圧縮応力付与により鉄損が低減できることが明らかにした。このことから、焼きばめ等の圧縮応力が加わるモータに負磁歪材を適用すると、焼きばめによりモータ鉄損の低減が期待できる。

そこでモータ特性に及ぼす負磁歪材の効果を確認するため、6.7%Si 鋼（0.1mm 厚）を用いて、第 5 章の図 5-14 で示した 8 極、12 スロット、積み厚 25mm のモータコアをワイヤーカットにより加工し、定格出力 0.3kW の IPM モータを作製した。また比較のため 3%Si 鋼（0.2mm 厚）および 6.5%Si 鋼（0.1mm 厚）も用いて同様のモータを作製した。本モータを第 5 章の図 5-15 で示したモータ評価

装置を用いて外部駆動でモータを回した場合の無負荷トルクをトルクメータを用いて測定した。無負荷トルクから、モータの損失を求め、機械損を差し引くことにより無負荷における鉄損を求めた。その後、ステータをアルミ合金製のケースに焼きばめ代 $30\mu\text{m}$ で焼きばめ、焼きばめ後の無負荷鉄損を測定した。

6-3-2 モータ特性の評価結果と考察

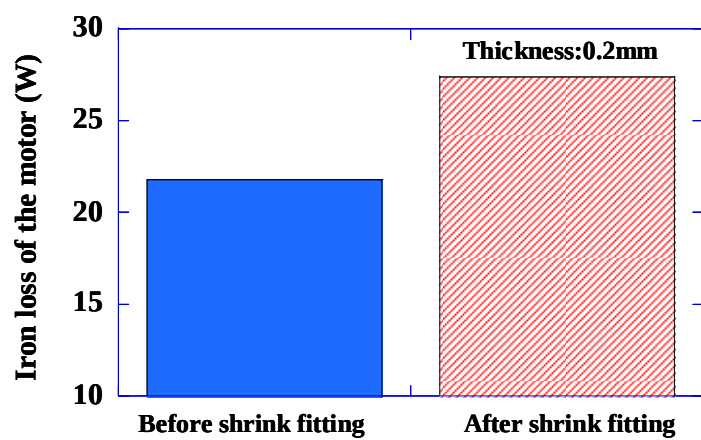
表 6-2 に 3%Si 鋼、6.5%Si 鋼および 6.7%Si 鋼の無負荷でのトルク測定結果とトルクより求めたモータ鉄損を示す。また、図 6-7 に表 6-2 にて求めたモータ鉄損を示す。大きな正磁歪を有する 3%Si 鋼では、焼きばめによりモータ損失は 2 割程度増加した。一方、磁歪がほぼゼロである 6.5%Si 鋼では、焼きばめによる鉄損増加がほとんど認められず、磁歪が負である 6.7%Si 鋼では焼きばめにより鉄損を低減できた。

以上のことから、圧縮応力下の鉄損増加を抑制するためには、電磁鋼板の磁歪を低減することが効果的であることが明らかとなった。特に磁歪がほぼゼロとなる 6.5%Si 鋼では、圧縮応力付与による鉄損増加はほとんど認められないことから、焼きばめ等の圧縮応力が加わるモータ用材料として最適である。さらに磁歪を負とした 6.7%Si 鋼では圧縮応力により鉄損を低減できることから、従来、鉄損増加の要因となっていた焼きばめと積極的に組み合わせることによりモータ高効率化が可能となることが示唆された。

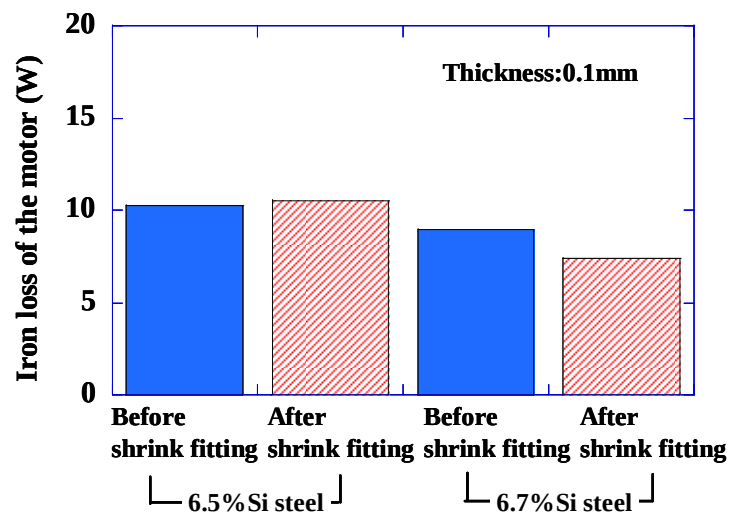
一般の正磁歪を有する電磁鋼板は、圧縮応力付与により鉄損が大きく増加するため、モータの加工、締結時に圧縮応力が加わらないようにすることが重要である。モータ固定方法としてよく使われる焼きばめは簡便で優れているものの、 -50MPa 程度の圧縮応力が電磁鋼板に加わることから、モータ鉄損を著しく増加させることが大きな課題であった。しかし、負磁歪材と焼きばめを組み合わせることにより新しいモータ鉄損低減の可能性があることが示唆された。このような考えはモータ以外のリアクトル等の電気機器にも適用できるものと考えられ、コア固定時に圧縮応力を付与することにより、一層の低鉄損化を図れる可能性があるものとする。

表 6-2 負磁歪材のモータ評価結果（無負荷、5000rpm）

Materials	Thickness(mm)	Shrink fitting	Torque (Nm)	Iron loss + Mechanical loss (W)	Mechanical loss (W)	Iron loss (W)
3%Si steel	0.20	before	0.052	27.21	5.43	21.78
		after	0.063	32.84	5.43	27.41
6.5%Si steel	0.10	before	0.030	15.70	5.43	10.27
		after	0.031	15.96	5.43	10.53
6.7%Si steel	0.10	before	0.028	14.39	5.43	8.96
		after	0.025	12.82	5.43	7.39



(a) 3.0%Si steel



(b) 6.5% and 6.7%Si steel

図 6-7 各種材料の焼きばめ前後の無負荷モータ鉄損
(回転速度：5000rpm)

6-4 結言

焼きばめにより焼きばめ前よりも鉄損が低減できる材料の開発を目指し、負磁歪を有する 6.7%Si 鋼を世界で初めて試作し、圧縮応力下での鉄損特性を評価するとともに、モータ評価を行った結果、以下のことが明らかとなった。

- (1) 6.7%Si 鋼を CVD 法により作製し、磁束密度 1.0T、周波数 400Hz の磁歪を測定したところ、 $\lambda_{p-p}=-1.6 \times 10^{-7}$ の負の磁歪を得た。
- (2) 6.7%Si 鋼に圧縮応力を付与して鉄損を測定したところ、無応力に比べ鉄損が低減できることが確認できた。
- (3) 6.7%Si 鋼を用いて焼きばめモータを作製し、モータ鉄損を測定したところ、焼きばめ前に比べ鉄損を低減できた。
- (4) 負磁歪材と焼きばめを組み合わせることにより、新しいモータ鉄損低減の可能性があることが示唆された。このような考えはモータ以外の電気機器にも適用できるものと考えられる。

第 6 章の参考文献

- (1) J. M. Barandiaran, J. Gutierrez: “Magnetoelastic sensors based on soft amorphous magnetic alloys”, Sensors and Actuators A, 59, pp.38-42, 1997
- (2) 高城実、山崎二郎、小笠原勇：「線引アモルファスワイヤの磁区構造と磁気特性」、日本応用磁気学会誌、Vol.19、No.2、pp.269-272、1995
- (3) J. M. Barandiaran, J. Gutierrez: “Magnetoelastic sensors based on soft amorphous magnetic alloys”, Sensors and Actuators A, 59, pp.38-42, 1997
- (4) A. Makino, T. Bitoh, A. Kojima, A. Inoue, T. Masumoto: “Low Core Losses of Nanocrystalline Fe-Zr-Nb-B Soft Magnetic Alloys with High Magnetic Flux Density”, Materials Science Engineering, A304-306, pp.1083-1086, 2001

- (5) 山崎隆弘、清水朋、小西亮介、大北正昭、斉藤皓彦、石見芳夫：「熱処理による負磁歪アモルファスリボンの応力磁気特性」、MAG-96-247、pp.105-112、1996
- (6) J. N. Nderu, M. Takajo, J. Yamasaki, F. B. Humphrey: “Effect of stress on the bamboo domains and magnetization process of CoSiB amorphous wire”, IEEE Transactions on Magnetics, Vol.34, No.4, pp.1312-1314, 1998
- (7) R. M. Bozorth and J. G. Walker: “Effect of ordering on the magnetic anisotropy of iron nickel alloys”, Phys. Rev. 83, p.871, 1951
- (8) R. M. Bozorth and J. G. Walker: “Magnetic Crystal Anisotropy and Magnetostriction of Iron-Nickel Alloys”, Phys. Rev., 89, p.624, 1953

第 7 章 Si 傾斜磁性材料の磁気特性に及ぼす圧縮応力の影響

7-1 緒言

第 5 章において電磁鋼板の圧縮応力下の鉄損に及ぼす Si 量の影響について検討を行い、Si 量を増加させるほど圧縮応力を付与したときの鉄損の増加は小さくでき、特に 6.5%Si 鋼では圧縮応力を付与したときの鉄損がほとんど増加せずに済むことを明らかにした。また、圧縮応力と鉄損増加割合は磁歪と良い相関があり、磁歪を小さくすることにより鉄損増加を低減できることを明らかにした。

ところで、6.5%Si 鋼と同様の浸珪法により製造されている材料として Si 傾斜磁性材料がある。図 7-1 に Si 傾斜磁性材料の模式図を示す。Si 傾斜磁性材料は鋼板表層部の Si 量が 6.5%、内層部の Si 量が 3.5%程度となっており、板厚方向に Si の濃度勾配を有する材料である⁽¹⁻⁵⁾。Si 傾斜磁性材料は表層部の Si 量が高めることにより渦電流損を効果的に低減しており、10kHz 以上で 6.5%Si 鋼を凌ぐ鉄損を示す。また、内層部の Si 量が少ないことから磁束密度が高く、打ち抜き性、かしめ性等の加工性も 6.5%Si 鋼より優れており、さらに浸珪時間が短く生産性にも優れていることから、数 kHz 以上で使用される高周波モータのコア材料として適しているものと考えられる。しかし、家電や自動車のモータで一般に使用される数 100Hz 付近の鉄損は、一般の 3%Si 鋼と同等であることから、モータコア材としての検討はなされてこなかった。

ところで、Si 傾斜磁性材料は前述したように板厚方向に Si の濃度勾配を有していることから、一般の電磁鋼板に比べ焼きばめ等の圧縮応力が加わった場合の鉄損変化が大きく異なることが考えられる。この圧縮応力下の鉄損特性により、数 100Hz の周波数域であってもモータコアとしての鉄損が従来材よりも優れるのであれば、Si 傾斜磁性材料はモータコア材として可能性があるものと考え

えた。

そこで、本章では Si 傾斜磁性材料をモータに適用することを狙いとし、Si 傾斜磁性材料の圧縮応力特性を評価するとともに、焼きばめモータを試作し、モータ損失の評価を行った。その結果、圧縮応力による鉄損増加が小さく、6.5%Si 鋼に近い特性であることを明らかにし、その要因を考察した。

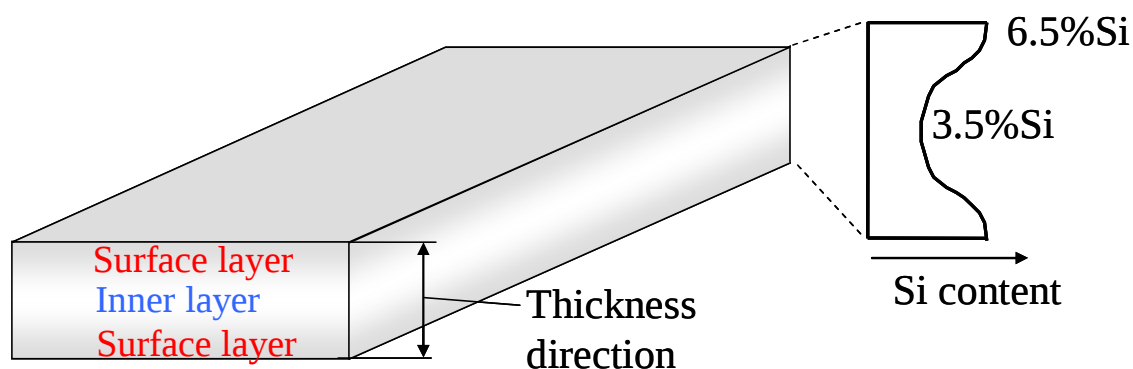


図 7-1 Si 傾斜磁性材料の模式図

7-2 Si 傾斜磁性材料の圧縮応力下の鉄損評価

7-2-1 実験方法

実験室での浸珪処理により鋼板表層部の Si 量が 6.5%、内層部の Si 量が 3.5% の Si 傾斜磁性材料（板厚 0.1mm）を作製した。また、比較として 6.5%Si 鋼（板厚 0.1mm）および 3.5%Si 鋼（0.10mm、0.20mm）の無方向性電磁鋼板も作製した。これら材料から幅 30mm、長さ 180mm の単板試料を圧延方向が長手方向となるように切り出した。磁気測定には第 5 章の図 5-1 に示した縦型ダブルヨーク式の単板試験器を用い、電力計法により鉄損を計測した。圧縮応力は試料の長手方向（圧延方向）に付与し、同一方向の鉄損を測定した。この際、圧縮時の座屈を防止するため板厚方向に 0.03MPa の圧縮応力を加えた。なお、実験結果の圧縮応力は磁化方向に加えた応力を指すこととする。また、磁歪は圧延方向

に 400Hz にて 1.0T まで励磁した場合の磁歪曲線の最大値と最小値の差をレーザードップラー式磁歪測定器により測定した。

7-2-2 結果および考察

(1) 無応力下での Si 傾斜磁性材料の磁気特性

図 7-2 に 3.5%Si 鋼、6.5%Si 鋼および Si 傾斜磁性材料の無応力下での鉄損を示す。ここでは、磁束密度 1.0T、周波数 400Hz の鉄損をヒステリシス損と渦電流損にわけて示している。ヒステリシス損と渦電流損への鉄損分離は 50Hz と 200Hz の鉄損を用いて二周波法により行なった。板厚 0.10mm の Si 傾斜磁性材料の鉄損を同板厚の 3.5%Si 鋼と比較すると、全鉄損は Si 傾斜磁性材料のほうが高くなっており、鉄損の内訳を見るとヒステリシス損が高くなっている。一方、Si 傾斜磁性材料の渦電流損は 3.5%Si 鋼よりも低く、6.5%Si 鋼と比較しても低い値を示す。

Si 傾斜磁性材料において渦電流損が小さい理由は以下のように考えられる。すなわち、Si 傾斜磁性材料では表層部の Si 量が 6.5%、内層部が約 3.5%であり、表層部の透磁率が内層部に比べて約 2 倍程度高くなっている。このため Si 傾斜磁性材料を磁化した場合には、表層部に磁束が集中し、内層部には磁束が流れにくくなる。

図 7-3 に板厚方向に Si 分布が均一な Si 均一材料と板厚方向に Si の濃度勾配のある Si 傾斜磁性材料を磁化した際に流れる渦電流の模式図を示す。周波数が 400Hz 程度の場合、板厚 0.1mm の材料では、板厚に比ベスキンドプス^{注 7-1)}は十分に大きいため Si 均一材料では渦電流は板厚方向にほぼ均一に流れるものと考えられる。一方、Si 傾斜磁性材料では表層部に磁束が集中するため、渦電流は図 7-3(b)に示すように表層付近に集中することとなる。このように渦電流が表層に集中した場合には、均一に渦電流が流れる場合に比べ渦電流損が低下することが報告されている⁽³⁾。また、Si 傾斜磁性材料では表層部の固有抵抗も内層部に比べ 1.6 倍程度高くなっているため、固有抵抗の分布も渦電流損低減に寄与しているものと考えられる⁽³⁾。実際の Si 傾斜磁性材料を磁化した場合には板厚内層部にもある程度磁束は流れると考えられるが、Si 傾斜磁性材料では上述した

渦電流分布の変化により渦電流損が小さくなったと考えられる。

一方、ヒステリシス損が増加した原因は以下のように考えられる。すなわち、Si 傾斜磁性材料では表層部が 6.5%Si 鋼であるために磁歪が低く、内層部は 3.5%Si 鋼であるために磁歪が高くなっている。このような材料を磁化した場合には、図 7-4 に示すように内層部は磁化方向に伸びようとするが、表層部は磁化方向への伸びの変化が小さい。このため、材料内部で大きな内部応力が生じることとなる。この内部応力によりヒステリシス損が高くなったものと考えられる。さらに後述する浸珪プロセスに起因した板厚方向の内部応力の存在もヒステリシス損増加の一因となっているものと考えられる。

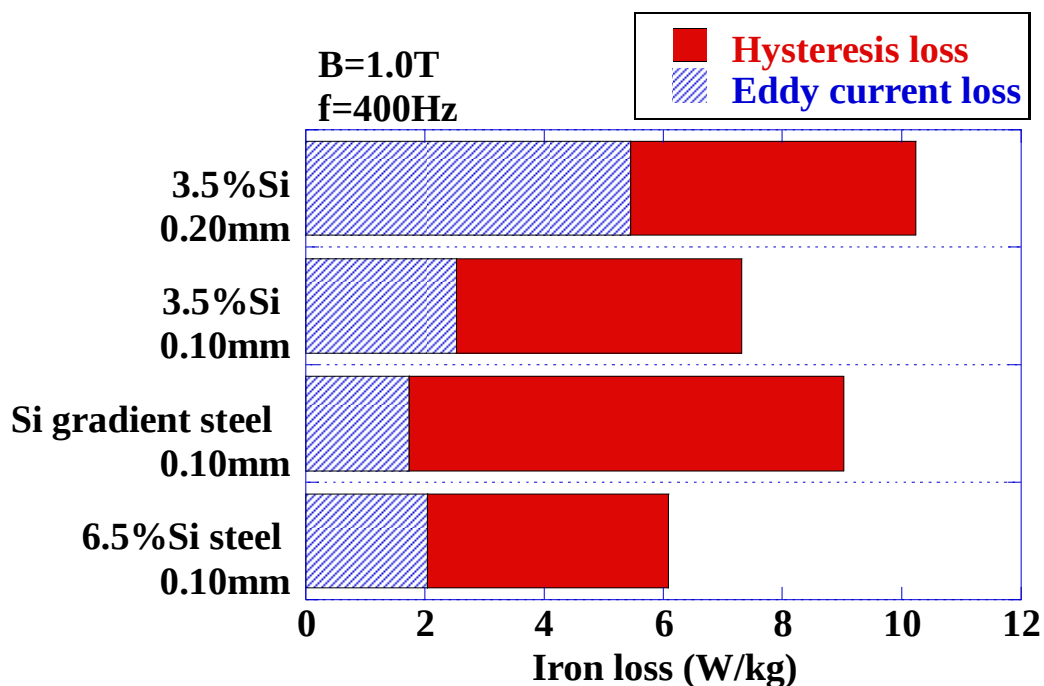


図 7-2 3%Si 鋼、6.5%Si 鋼および Si 傾斜磁性材料の鉄損比較（無応力）

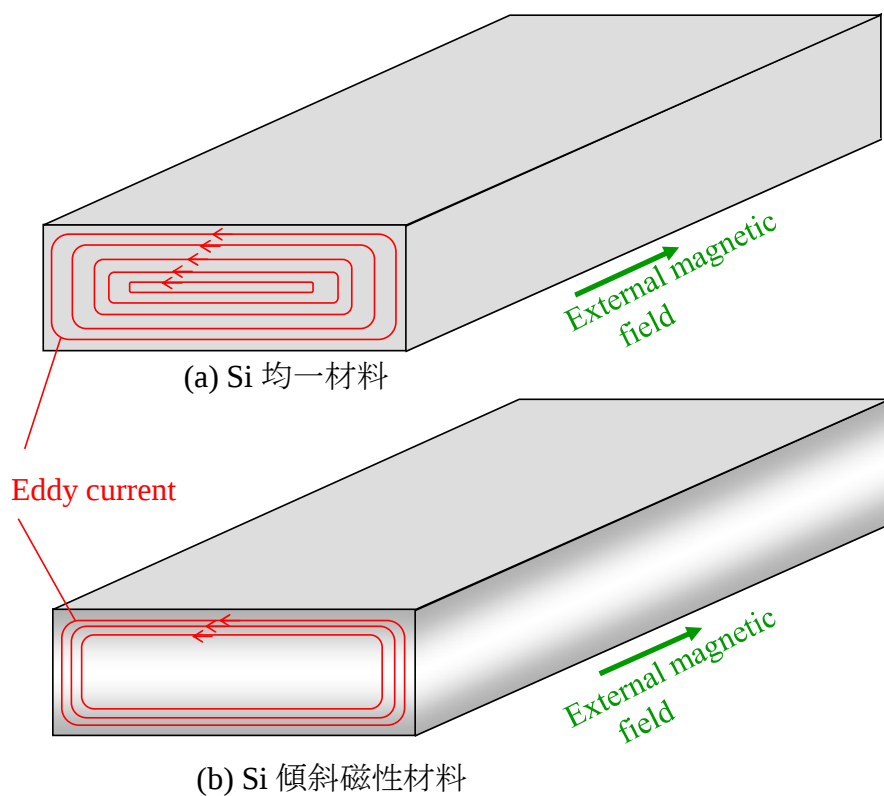


図 7-3 Si 均一材料と Si 傾斜磁性材料の渦電流模式図

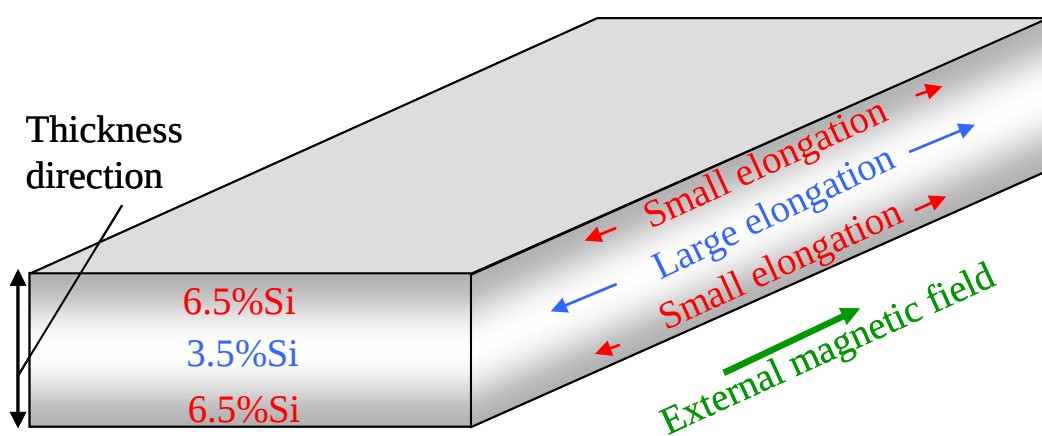


図 7-4 Si 傾斜磁性材料を磁化した場合の磁歪による伸びの模式図

注 7-1) スキンデプス (表皮深さ)

高周波の磁束が磁性体を通れる場合、磁性体の表面で高く、表面から離れるに従い低くなる現象を表皮効果といい、磁束が表面磁束の $1/e$ となる深さをスキンデプスという。スキンデプスは以下の式で計算できる。

$$d = \sqrt{\rho / \pi f \mu} \quad (7-1)$$

ここで、 d : スキンデプス、 ρ : 固有抵抗、 f : 周波数、 μ : 透磁率
周波数 400Hz、磁束密度 1.0T における 6.5%Si 鋼のスキンデプスは、 $\rho = 82 \times 10^{-8} \Omega \text{m}$ 、 $\mu = 0.018 \text{H/m}$ 、 $f = 400 \text{Hz}$ を(7-1)式に代入すると、 $d = 1.9 \times 10^{-4} \text{m}$ となり、スキンデプスは板厚に比べ十分大きいことがわかる。

(2) 圧縮応力下での Si 傾斜磁性材料の磁気特性

図 7-5 に板厚 0.1mm と 0.2mm の 3.5%Si 鋼、板厚 0.1mm の 6.5%Si 鋼および板厚 0.1mm と 0.2mm の Si 傾斜磁性材料の鉄損の圧縮応力依存性を示す。ここで縦軸は周波数 400Hz、磁束密度 1.0T で励磁した場合の鉄損 $W_{10/400}$ を示す。3.5%Si 鋼では -50MPa の圧縮応力付与により鉄損は無応力に比べ 2 倍程度となっている。このため、焼きばめモータのような圧縮応力が付与されるモータに 3.5%Si 鋼を適用した場合には、焼きばめによりモータ鉄損が大きく増加する。

一方、Si 傾斜磁性材料は、無応力の状態では同板厚の 3.5%Si 鋼よりも鉄損が高くなっているが、圧縮応力付与に伴う鉄損増加量が小さく、-50MPa の圧縮応力下での鉄損は無応力の鉄損に比べ 1.1 倍以下であった。このことから、無応力の状態では Si 傾斜磁性材料は同板厚の 3.5%Si 鋼よりも鉄損は大きい、焼きばめのように圧縮応力が付与されたモータでは鉄損は 3.5%Si 鋼よりも低下することが期待される。

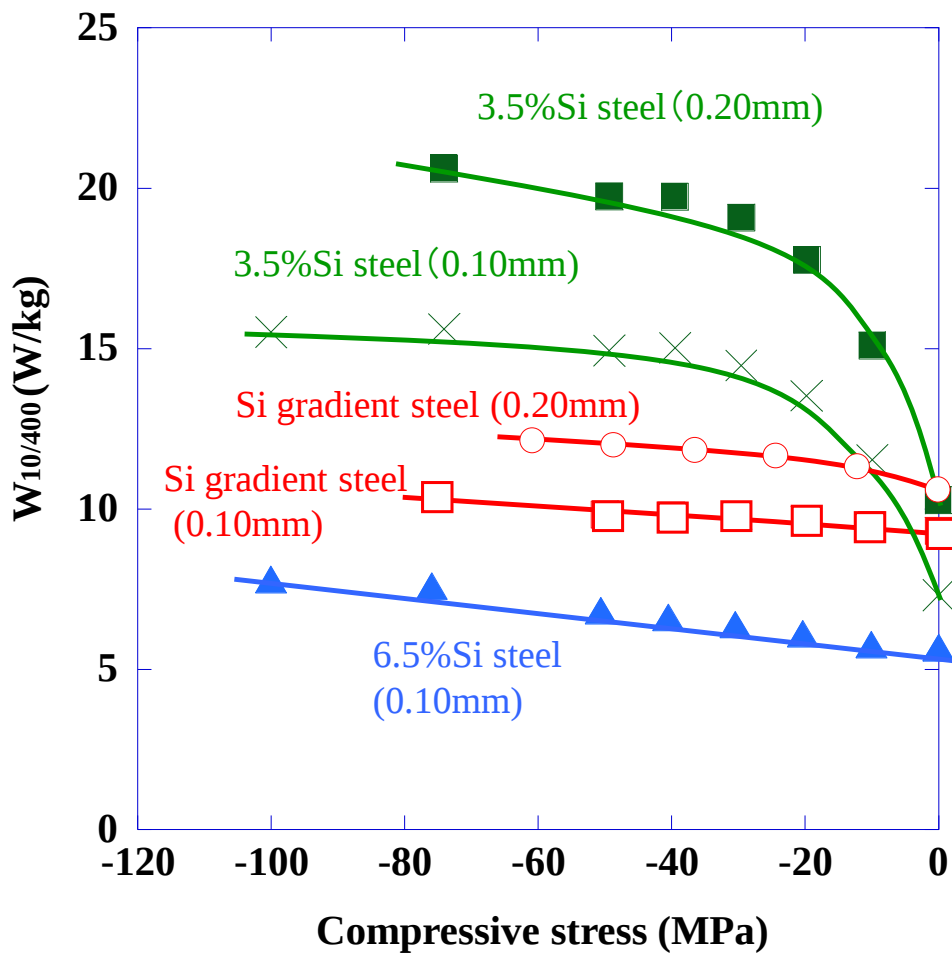


図 7-5 鉄損に及ぼす圧縮応力の影響

(3) 圧縮応力下の鉄損増加が小さいことに関する考察-1-(磁歪からの検証)

これまでの検討で Si 傾斜磁性材料の鉄損の圧縮応力依存性が小さいことが明らかとなったが、この原因について次に調査を行なった。電磁鋼板の圧縮応力下の鉄損増加は磁歪低減により低減できることを第 5 章にて報告した。このことから Si 傾斜磁性材料で圧縮応力下の鉄損増加が少ない理由は磁歪が低いためではないかと考えられる。そこで、板厚 0.1mm の Si 傾斜磁性材料、6.5%Si 鋼および 3.5%Si 鋼の磁歪を測定した。

図 7-6 に周波数 400Hz における各種材料の磁歪 (λ_{p-p}) の磁束密度依存性を示す。磁束密度が 0.6T 程度までは Si 傾斜磁性材料の磁歪は比較的低いものの、磁

束密度が高くなると磁歪は急激に増加しており、磁束密度 1.0T では Si 傾斜磁性材料の磁歪は 3.5%Si 鋼とほぼ同等となっている。このように磁束密度増加に伴い Si 傾斜磁性材料の磁歪が急激に増加する理由は次のように考えられる。すなわち、磁束密度が低い領域では磁束は透磁率の高い表層部の 6.5%Si 鋼の部分のみを流れる。この部分の磁歪はほぼゼロであるため低磁場域での磁歪が低いものと考えられる。一方、磁束密度が高くなると表層部以外に内層部の Si 量の低い部分まで磁束が浸透し、内層部も磁化されることとなる。内層部は Si 量が 3.5%程度であり磁歪が大きいため、磁束密度が高くなった場合に Si 傾斜磁性材料の磁歪は急激に増加したものと考えられる。

以上のことから、本実験にて圧縮応力を付与して鉄損を測定した磁束密度 1.0T では Si 傾斜磁性材料の磁歪は 6.5%Si 鋼と比べると大きくなっており、Si 傾斜磁性材料の圧縮応力下の鉄損増加が小さかった原因を磁歪の観点で説明することは困難である。

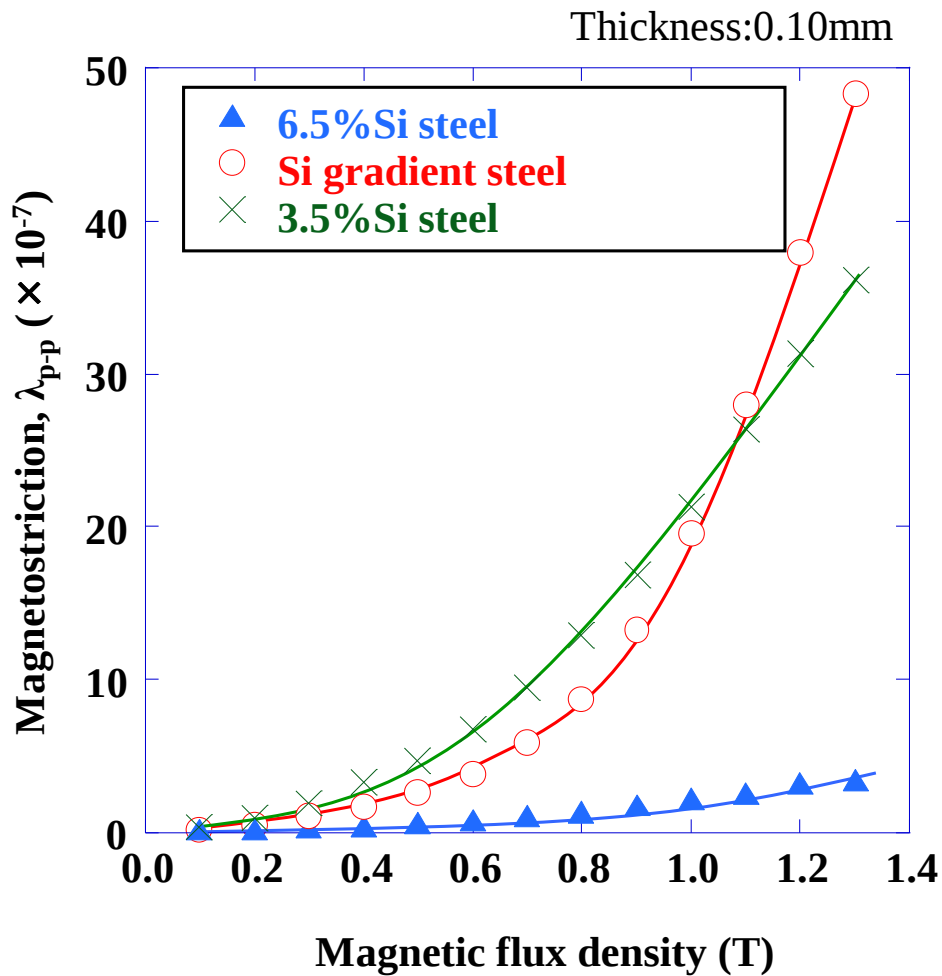


図 7-6 各種材料の磁歪の磁束密度依存性

(4) 圧縮応力下の鉄損増加が少ないことに関する考察-2-

(残留応力からの検証)

電磁鋼板に外部から応力を加えて鉄損を評価する場合、仮に電磁鋼板に大きな残留応力が存在すると、外部応力と残留応力を加えた応力が材料に付与されることとなる。このため、電磁鋼板の残留応力を把握することも重要であるが、一般の電磁鋼板では残留応力は数 MPa 以下であり、残留応力の影響は外部応力に対して無視できる。これに対し、Si 傾斜磁性材料では 100MPa 近い大きな応力が残留していることが指摘されており⁽⁶⁾、Si 傾斜磁性材料の圧縮応力下での特

異なる鉄損挙動は残留応力の影響を受けている可能性がある。

このような Si 傾斜磁性材料における大きな残留応力はその製造方法である浸珪法に起因している。図 7-7 に CVD 法（化学気相蒸着法）による Si 傾斜磁性材料の製造プロセスの模式図を示す。浸珪法は、3%程度の Si を含有する薄鋼板を四塩化珪素のガス中で熱処理することにより表面から Si を鋼板に浸透させる手法であり、1200℃での熱処理により鋼板表層部に浸透した Si が、その後の 1100℃の熱処理により鋼板内部に拡散するものである。この拡散処理を途中で止めることにより、表層で高 Si、内層で低 Si の Si 傾斜磁性材料を製造することができる。

図 7-8(a)に高温での浸珪直後の原子配列の模式図を示す。浸珪反応は、Fe を Si が置換することにより進むことが知られているが⁽⁷⁾、Si は Fe に比べ、原子半径が小さいため、浸珪反応により Si 濃度が高くなった鋼板表層部では格子定数^{注 7-2)}が小さくなる。図 7-8(b)に室温まで冷却した後の原子配列の模式図を示す。高温で浸珪した材料を室温まで冷却すると、鋼板内層部と表層部の格子定数の違いにより、鋼板表層部には引張応力が発生することとなる。

Bozorth らは鉄に Si を固溶させた場合の格子定数の変化を求めている⁽⁸⁾。図 7-9 に鉄の格子定数に及ぼす Si 量の影響について Bozorth らが求めた結果を示す。図 7-9 の横軸の下側の目盛は mass%、上側の目盛は atomic%を示している。図 7-9 より鉄に Si を 3.5mass%添加した場合の格子定数は 2.856 Å、Si を 6.5mass%添加した場合の格子定数は 2.848 Åとなる。Si 傾斜磁性材料では、この格子定数差により高温では表層が縮むが、この材料を室温まで冷却すると表層に引張応力、内層に圧縮応力が加わることとなる。この際の歪を単純な格子定数の変化から計算すると、表層には 0.14%の引張歪み、内層には 0.14%の圧縮歪みが付与されることとなる。6.5%Si 鋼のヤング率は 165GPa であることから、鋼板表面の応力を単純計算すると 231MPa の引張応力となる。但し、Si 傾斜磁性材料では表層から内層に向かって緩やかに Si の濃度勾配があるため、単純計算の値よりは残留応力は低くなっているものと予想される。

そこで本論文で用いた材料の残留応力測定を試みた。図 7-10 に化学研磨による残留応力の測定方法を示す。鋼板板厚方向に残留応力が存在する場合、片側

を化学研磨すると応力が解放されるため、鋼板が反り、その反りより残留応力を求めることができる。そこで、浸珪処理後の Si 傾斜磁性材料の片側をテープで覆い、もう一方の表面を板厚中心部まで化学研磨で除去し、テープを剥離した後、鋼板の反りを測定した。

図 7-11 に板厚 0.1mm の Si 傾斜磁性材料の化学研磨を行った鋼板の形状を示す。ここで下側の凸になっている側が化学研磨を板厚中央部まで行った面、上側の凹になっている部分がテープで覆った未研磨面である。このように研磨面に凸となっていることから、鋼板表層部で引張応力が残留していることが明らかとなった。さらに、鋼板の反りの曲率半径から、残留応力を (7-2) 式により求めた。

$$\sigma = E \cdot d / (2R) \quad (7-2)$$

ここで、E：ヤング率（165GPa）、d：片面除去後の板厚（0.053mm）、R：曲率半径（45mm）である。

これより、鋼板表面の残留応力は 97MPa（引張）となり、鋼板中心部では同程度の圧縮応力が残留しているものと考えられる。

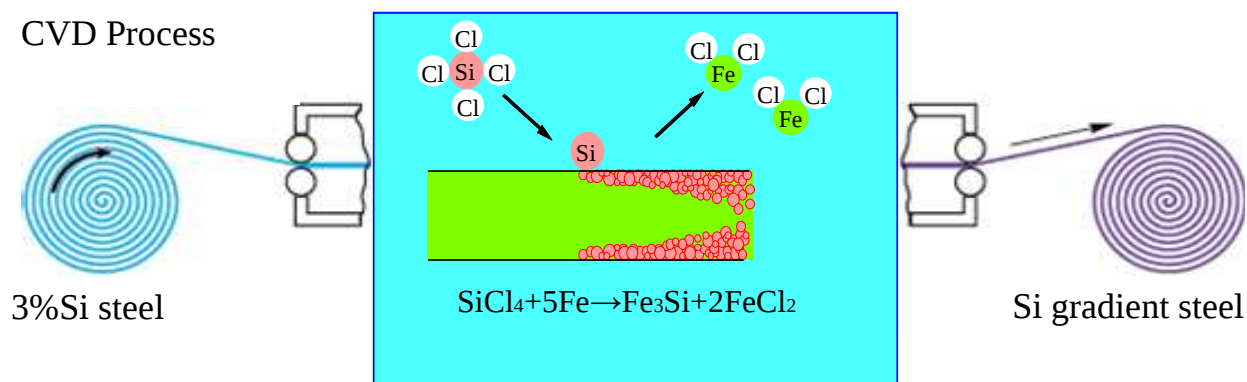
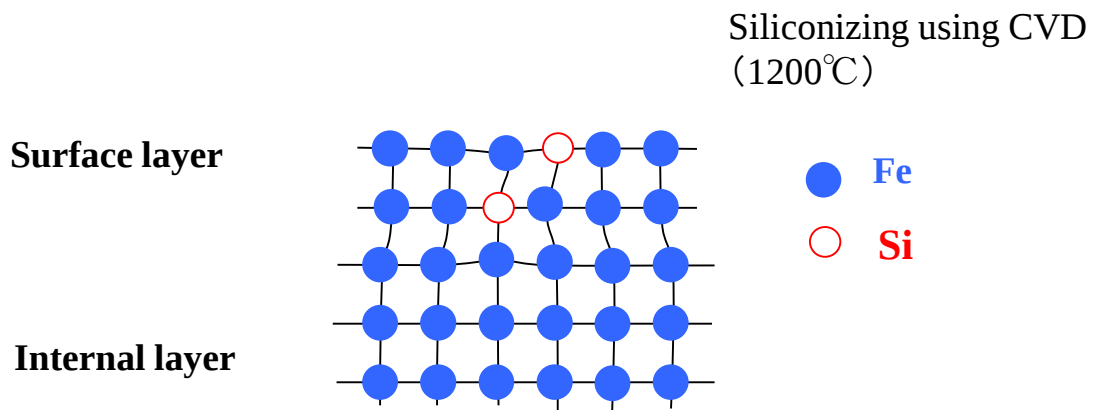
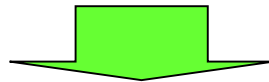


図 7-7 CVD による Si 傾斜磁性材料の製造プロセス

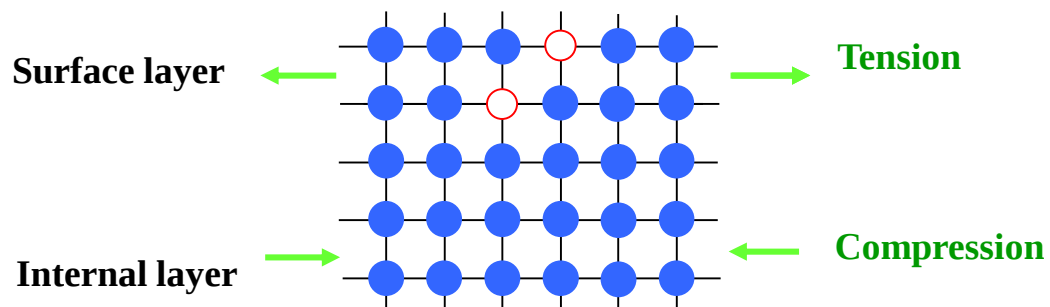


atomic radius of Si is smaller than Fe

(a) 高温での浸珪直後



Cooling



(b) 室温冷却後

図 7-8 CVD による浸珪処理にともなう格子変化の模式図

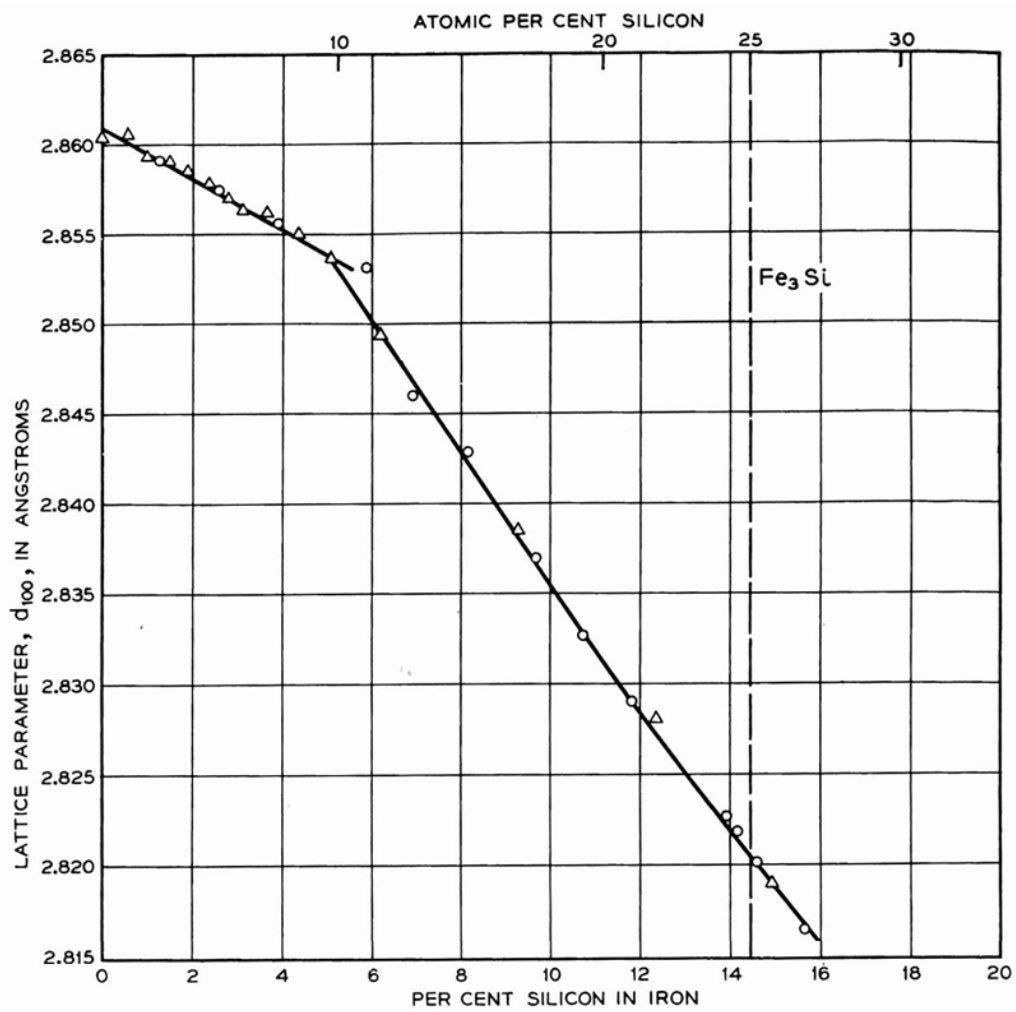


図 7-9 鉄の格子定数に及ぼす Si 量の影響⁽⁸⁾

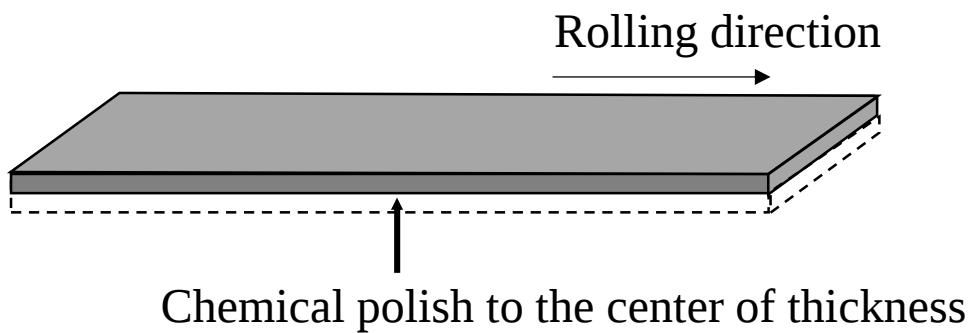


図 7-10 化学研磨による板厚方向の残留応力評価方法

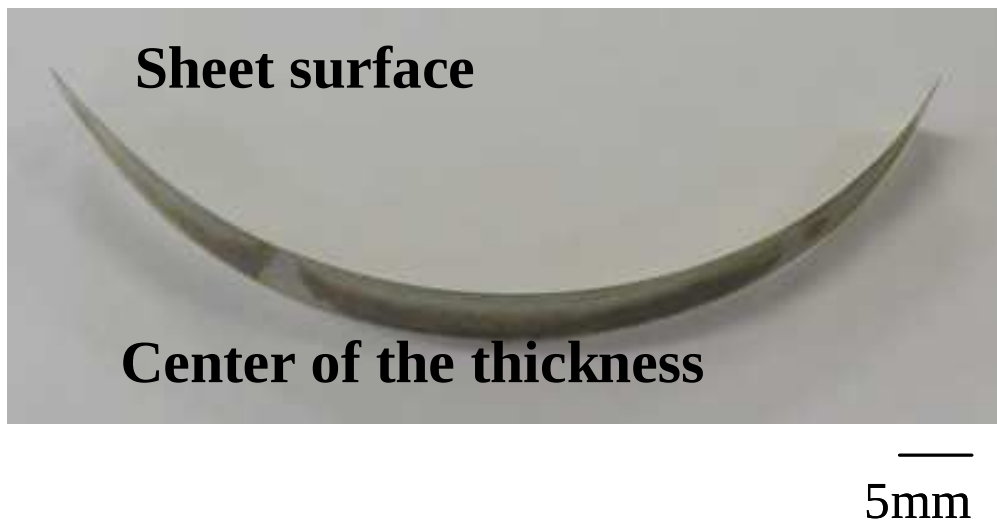


図 7-11 Si 傾斜磁性材料を板厚方向に片側のみ化学研磨した後の変形

Si 傾斜磁性材料の板厚方向の Si 分布は表面の 6.5%Si から板厚中心部の 3.5%Si へと緩やかに変化しており、応力も引張応力から圧縮応力へと板厚方向で分布を持っていると考えられるが、ここでは単純なモデルを考えてみる。図 7-12 に板厚方向の Si 分布と残留応力の測定結果を考慮した Si 傾斜磁性材料の単純モデルを示す。Si 傾斜磁性材料では表層部に約 100MPa の引張応力を有する 6.5%Si 鋼、内層部に約-100MPa の圧縮応力を有する 3.5%Si 鋼と単純化することができる。そこで、この単純モデルを用いて Si 傾斜磁性材料の圧縮応力下の鉄損変化の傾向を推定した。

最初に表層部の鉄損変化を考えるため、6.5%Si 鋼に 100MPa まで引張応力を付与した場合の鉄損変化を測定し、100MPa の引張応力の状態から圧縮応力を付与した場合の鉄損を求めた。図 7-13 に 6.5%Si 鋼および 3.5%Si 鋼に 100MPa までの引張応力と圧縮応力を付与した場合の鉄損を示す。ここで+側が引張、-側が圧縮を示す。6.5%Si 鋼では 50MPa までの引張応力付与により緩やかに鉄損は低下し、それ以上の引張応力で鉄損はわずかに増加した。この結果を元に 100MPa の引張残留応力を有する 6.5%Si 鋼に圧縮応力を付与すると、鉄損は A-A' のように変化をするものと考えられ、鉄損は圧縮応力とともにわずかに低下し、それ以上の圧縮応力により緩やかに増加するものと予想される。

次に、内層部の鉄損変化を考えるため 3.5%Si 鋼に-100MPa まで圧縮応力を付与した場合の鉄損変化を測定し、-100MPa の圧縮応力の状態からさらに圧縮応力を付与することを考えた。図 7-13 に 3.5%Si 鋼に 100MPa までの引張応力と圧縮応力を付与した場合の鉄損を示す。ここで-100MPa 超の圧縮応力を材料に付与しようと試みたが材料が座屈するため-100MPa 以上の圧縮応力付与は困難であった。但し、3.5%Si 鋼の鉄損増加は、図 7-13 に示すように圧縮応力-50MPa 以上で緩やかになっており、-100MPa の圧縮残留応力を有する 3.5%Si 鋼にさらに圧縮応力を付与した場合は、-75MPa~-100MPa の鉄損から外挿した B-B' の点線のような変化をするものと予想した。

これらの結果より Si 傾斜磁性材料の圧縮応力下の鉄損を、(7-3)式のようにして求めた。

$$W_{TX} = d_s/d_t \cdot W_{SX} + (d_t - d_s)/d_t \cdot W_{IX} \quad (7-3)$$

ここで W_{TX} : 外部応力 X における Si 傾斜磁性材料の鉄損、 W_{SX} : 外部応力 X における 6.5%Si 鋼の鉄損、 W_{IX} : 外部応力 X における 3.5%Si 鋼の鉄損、 d_s : 6.5%Si 鋼の板厚方向に占める長さ、 d_t : 板厚である。なお、 W_{SX} 、 W_{IX} は残留応力の影響を考慮した鉄損である。例えば外部応力が圧縮応力-30MPa の場合、表層部の 6.5%Si 鋼の鉄損 W_{SX} には引張残留応力の 100MPa との差分である引張応力 70MPa の鉄損値を、内層部の 3.5%Si 鋼の鉄損 W_{IX} には圧縮残留応力-100MPa を加えた圧縮応力-130MPa の鉄損値をそれぞれ図 7-13 より読み取り用いた。また、板厚方向の Si 分布は表面の 6.5%Si から板厚中心部の 3.5%Si へと緩やかに変化しているが、ここでは簡単のため 6.5%Si 鋼の板厚方向の割合は 50%とした。

図 7-14 にこのようにして計算した Si 傾斜磁性材料の鉄損の計算値と実測値を比較して示す。これより、計算値と実測値の傾向は比較的良く一致しており、Si 傾斜磁性材料において圧縮応力下の鉄損変化が小さい理由は、板厚方向の Si 分布と残留応力の影響によるものであることが明らかとなった。

なお、図 7-6 において磁束密度が 1.0T を超える領域で Si 傾斜磁性材料の磁歪が 3.5%Si 鋼よりも大きくなった原因も残留応力の影響によるものと考えられる。

一般に正磁歪材に圧縮応力が作用した場合、磁化ベクトルは圧縮応力に対して垂直方向を向くことが知られている。前述したように Si 傾斜磁性材料の内層部では板面内で圧縮の残留応力が存在するため、磁化ベクトルは圧縮応力に対し垂直方向である板厚方向に向いた成分が多くなる。一方、表層部では板面内で引張の残留応力が存在するため、磁化ベクトルは板面内を向くこととなる。このような材料を磁化した場合、低磁束密度域では高透磁率の表層部が磁化されるが、この部分では既に磁化ベクトルは板面内を向いているため磁化ベクトルの変化は小さく磁歪はあまり変化しない。一方、磁束密度が高くなると内層部が磁化され、この際、板厚方向を向いている磁化ベクトルが板面内を向くようになるため、磁歪は急激に増加する。

これに対し 3.5%Si 鋼では残留応力は存在せず、磁化ベクトルが無応力の状態で比較的板面内に向くように組織制御されている。このような材料を磁化した場合、板厚方向を向いた磁化ベクトルは板面内を向くようになるが、板厚方向を向いている磁化ベクトルの割合が比較的少ないため、磁化による伸びは圧縮応力が付与された 3.5%Si 鋼よりも小さくなる。このため、Si 傾斜磁性材料の内層部が磁化されると磁歪が急激に増加し、磁束密度 1.0T 以上の領域で磁歪が 3.5%Si 鋼よりも大きくなったものと考えられる。

以上、Si 傾斜磁性材料は圧縮応力下での鉄損増加が少ないこと、その原因は板厚方向の 3 層の Si 分布と残留応力によるものであることが明らかとなった。次節では Si 傾斜磁性材料を焼きばめモータに適用した場合の効果について検証する。

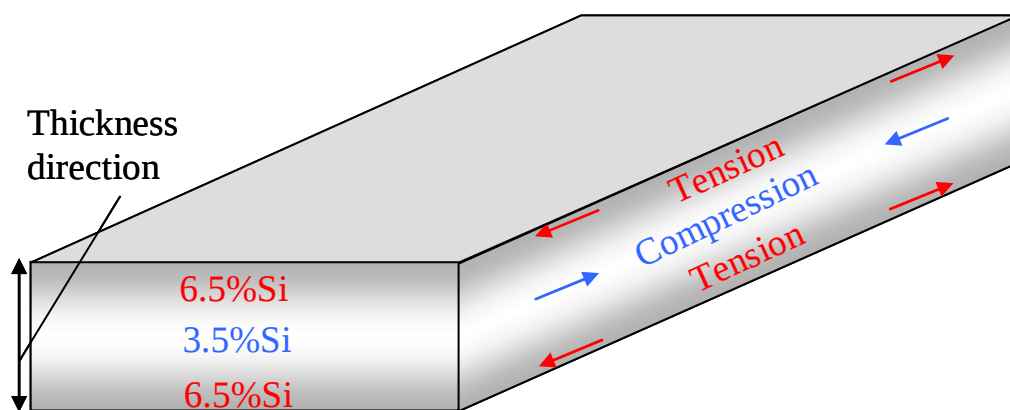


図 7-12 Si 傾斜磁性材料の板厚方向の Si 分布と残留応力の模式図

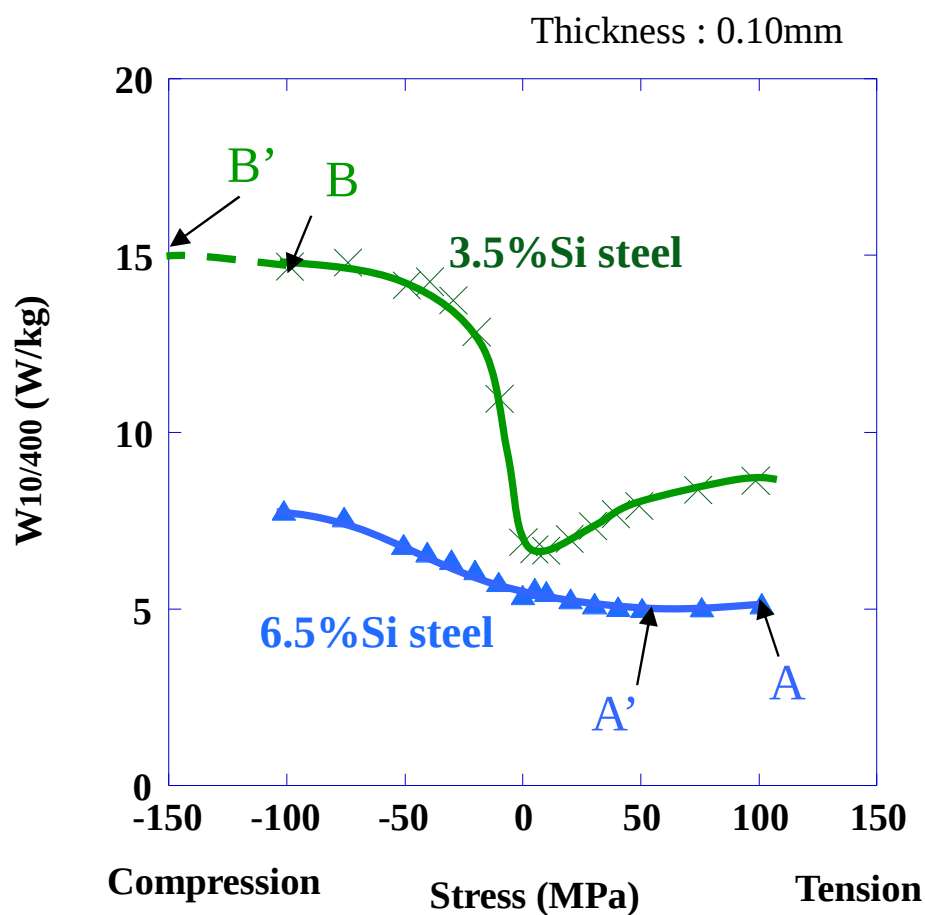


図 7-13 3.5%Si 鋼と 6.5%Si 鋼の鉄損に及ぼす応力の影響

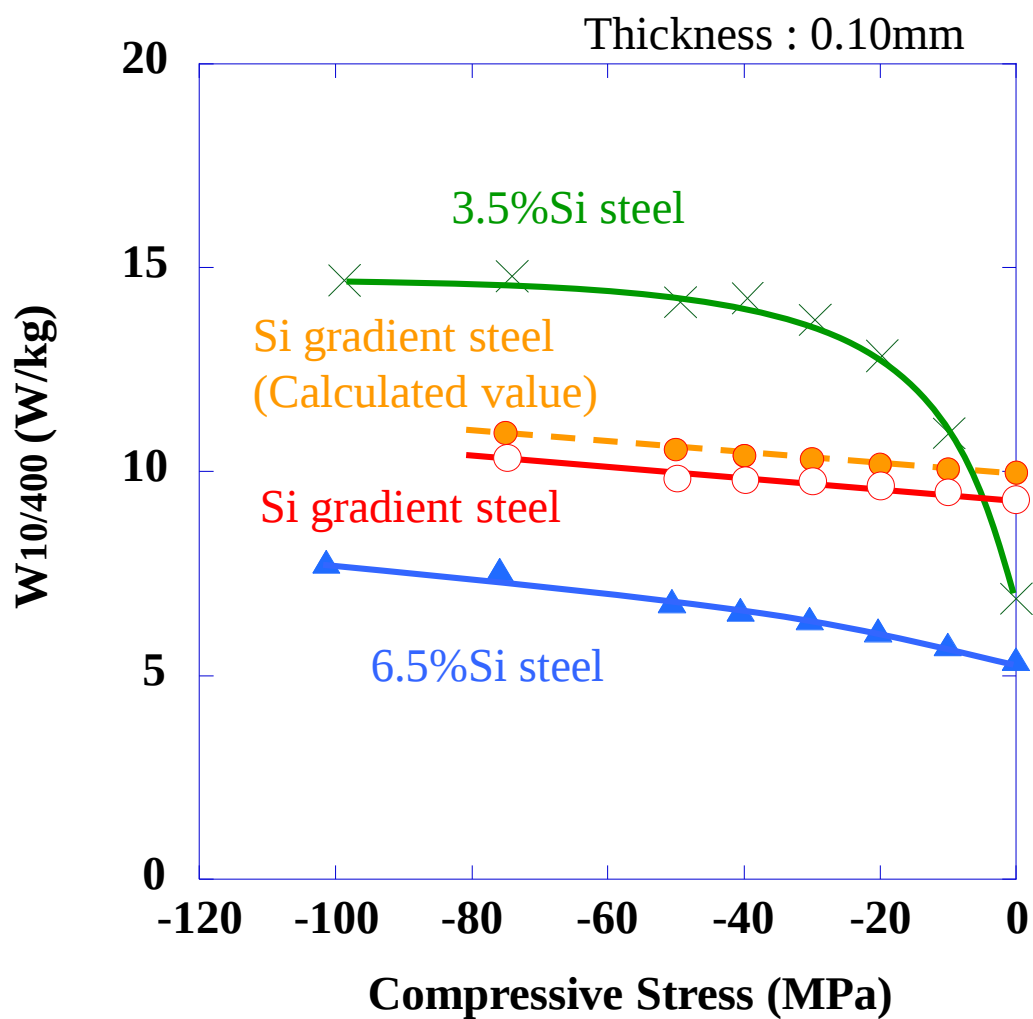


図 7-14 Si 傾斜磁性材料の鉄損に及ぼす圧縮応力の影響
実験値と計算値の比較

注 7－2) 格子定数

鉄の結晶構造は常温で体心立方構造を有するが、その立方体の一辺の長さ。
純鉄では格子定数は 0.286nm となる。

7-3 Si 傾斜磁性材料のモータ特性評価

7-3-1 モータ特性評価方法

前節までの検討において、Si 傾斜磁性材料は圧縮応力下での鉄損増加が小さいこと、その原因は板厚方向の Si 分布と浸珪プロセスに起因した残留応力によるものであることを明らかにした。このことから、Si 傾斜磁性材料を焼きばめモータに適用した場合、焼きばめによる鉄損増加が小さいことが予想される。そこで、焼きばめによるモータ鉄損変化を調査するため、板厚 0.2 mm の 3%Si 鋼、板厚 0.1 mm の 6.5%Si 鋼および Si 傾斜磁性材料を用いて IPM モータを作製し、無負荷時のモータ鉄損を評価した。ここでモータは第 5 章の図 5-14 で示した 8 極、12 スロット、定格出力 0.3kW の IPM モータを用いた。本モータにおいてティース部の磁束密度は 1.2T、バックヨーク部の磁束密度は 0.9T である。モータ鉄損の測定は第 5 章の図 5-15 で示したモータ評価装置を用いておこなった。最初に、脱磁したロータをセットしたテストモータを用い、テストモータを外部駆動のモータで回転させた場合のトルクをトルクメータで測定し、機械損を求めた。次に着磁したロータをセットしたテストモータを用い、外部駆動のモータで回転させた場合のトルクをトルクメータで測定することにより無負荷時の損失（鉄損＋機械損）を求めた。このようにして得られた無負荷損失からあらかじめ求めておいた機械損を差し引くことにより無負荷時の鉄損を求めた。また、焼きばめによる鉄損変化を測定するため、ステータをアルミ合金製のケースに焼きばめ代 $30\text{ }\mu\text{m}$ （公差 $+0\text{ }\mu\text{m}$ 、 $-0.9\text{ }\mu\text{m}$ ）で焼きばめ、無負荷時におけるモータ鉄損を焼きばめ前後で評価した。なお、焼きばめによりバックヨーク部に付与される平均の圧縮応力を歪みゲージで測定したところ -30MPa であった。

7-3-2 結果および考察

表 7-1 に 3%Si 鋼、6.5%Si 鋼および Si 傾斜磁性材料を用いてそれぞれ試作したモータの 5000rpm における焼きばめ前後のトルク測定値およびトルクより計算したモータ鉄損を、図 7-15 にモータ鉄損を比較した結果を示す。焼きばめに

よる鉄損増加に着目すると、3%Si 鋼では焼きばめによりモータ損失は 2 割程度増加するのに対し、6.5%Si 鋼および Si 傾斜磁性材料では焼きばめによる損失増加が小さいことがわかる。このことから 6.5%Si 鋼および Si 傾斜磁性材料は焼きばめモータのコア材料として適していると考えられる。特に Si 傾斜磁性材料はクリアランス（打ち抜き金型のポンチとダイの隙間）を適切に調整することにより 6.5%Si 鋼に比べ打ち抜きが容易でかしめ等も可能である。また、Si 傾斜磁性材料は Si を表層のみに付与するため浸珪時間を短時間化でき、6.5%Si 鋼よりも製造性が優れているという特長も有しているため、モータコア材料として望ましいものといえる。

以上、本章では板厚方向に Si の濃度勾配を有する Si 傾斜磁性材料に着目し、モータへの適用可能性について検討した。Si 傾斜磁性材料はもともと 10kHz 以上の高周波機器のコア材料として開発された材料である。このため、周波数が数 100Hz では、従来の板厚方向に Si 濃度が均一な材料と比べ鉄損が同等もしくは若干劣っており、これまでモータ用途ではほとんど検討がなされていなかった。しかし本章の検討により、Si 傾斜磁性材料は圧縮応力付与による鉄損増加が非常に小さいことが明らかとなり、焼きばめモータでは鉄損増加を抑制することも判明した。モータにおいては、圧縮応力は焼きばめだけでなく、打ち抜き、かしめ等によってもコア材料に加わるため、Si 傾斜磁性材料を用いると、モータコア加工、締結時の鉄損増加を抑制できるものと考えられ、今後モータ用途への展開が期待できる。

表 7-1 Si 傾斜磁性材料のモータ評価結果（無負荷、5000rpm）

Materials	Thickness(mm)	Shrink fitting	Torque (Nm)	Iron loss + Mechanical loss (W)	Mechanical loss (W)	Iron loss (W)
3%Si steel	0.20	before	0.052	27.21	5.43	21.78
		after	0.063	32.84	5.43	27.41
6.5%Si steel	0.10	before	0.030	15.70	5.43	10.27
		after	0.031	15.96	5.43	10.53
Si gradient steel	0.10	before	0.037	19.10	5.43	13.67
		after	0.036	18.97	5.43	13.54

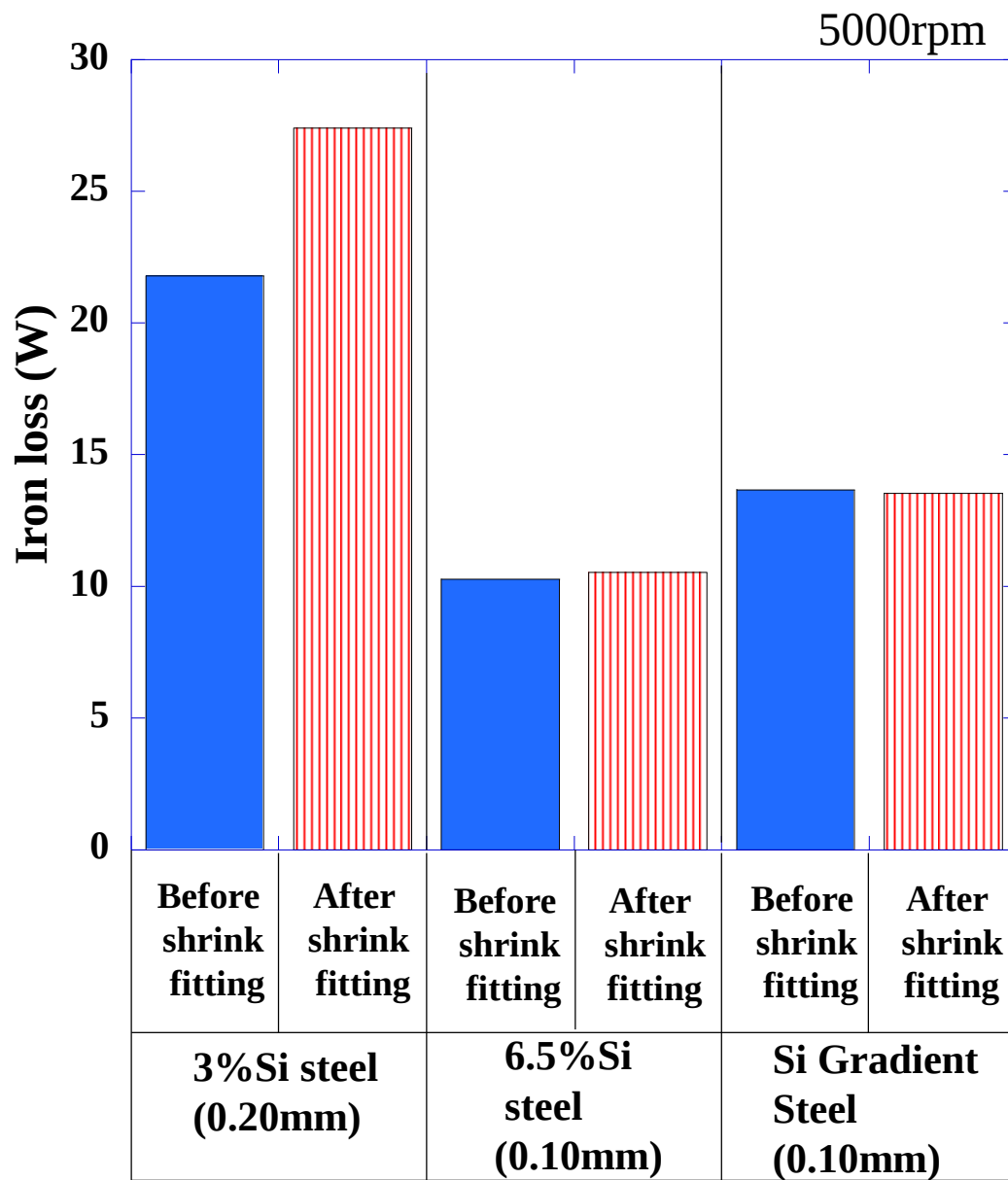


図 7-15 各種材料の焼きばめ前後のモータ鉄損（無負荷）
（回転速度：5000rpm）

7-4 結言

高周波機器のコア材料として開発された Si 傾斜磁性材料のモータへの適用可能性を検討するため、圧縮応力下の鉄損挙動について調査したところ以下のことが明らかとなった。

- (1) 今回実験の圧縮応力の範囲では Si 傾斜磁性材料の鉄損の圧縮応力依存性は小さく、-75MPa の圧縮応力下での鉄損は無応力の鉄損に比べ 1.1 倍以下であった。
- (2) Si 傾斜磁性材料の鉄損の圧縮応力依存性が小さい理由は、板厚方向の 3 層の Si 分布と残留応力の影響によるものである。
- (3) 焼きばめ前後の無負荷時のモータ鉄損を測定したところ、Si 傾斜磁性材料では焼きばめによる鉄損増加がほとんど認められなかった。

以上の結果より Si 傾斜磁性材料は焼きばめ等の圧縮応力が加わる電気機器のコア材料として適していると考えられる。

第 7 章の参考文献

- (1) 浪川操、高田芳一、平谷多津彦、山路常弘、二宮弘憲：「低残留磁束密度材料－傾斜高 Si 電磁鋼板の開発－」、まてりあ、Vol.37、No.4、pp.289-291、1998
- (2) 藤田耕一郎、高田芳一：「高珪素鋼板の最近の動向」、熱処理、Vol.39、No.4、pp.200-206、1999
- (3) N. Namikawa, H. Ninomiya and T. Yamaji: “High silicon steel sheets realizing excellent high frequency reactor performance”, JFE Technical report, No.8, pp.11-16, 2005
- (4) 尾田善彦：「自動車の省エネに貢献する高性能電磁鋼板」、ふえらむ、

Vol.11、No.12、pp.51-55、2006

- (5) 尾田善彦、平谷多津彦、千葉明、星伸一、竹本真紹、小笠原悟司：「高い素鋼板の磁気特性と脱レアアースモータへの適用」、ふえらむ、Vol. 17、No.12、pp.823-828、2012
- (6) 平谷多津彦、浪川操、二宮弘憲、尾田善彦、戸田広朗：「気相浸珪法によって作製された Si 傾斜鋼板の磁化機構」電気学会論文誌 A、 Vol.134、No.11、 pp.610-619、2014
- (7) H. Haiji, K. Okada, T. Hiratani, M. Abe and M. Ninomiya: “Magnetic properties and workability of 6.5%Si steel sheet”, J. Magn. Magn. Mater. ,Vol.160, pp.109-114, 1996
- (8) R. M. Bozorth: “Ferromagnetism”, D. Van Nostrand Co., p.74, 1951

第 8 章 結論

8-1 本研究で得られた成果

近年、地球温暖化防止の観点から産業界および家庭の省エネの推進が強く求められている。モータは国内の消費電力のおよそ 6 割を占めており、省エネのためにはモータの高効率化が必須である。無方向性電磁鋼板はこのようなモータの鉄心材料として広く用いられており、電気エネルギーを磁気エネルギーに変換するためのキーマテリアルである。このため、モータの効率を高めるためには無方向性電磁鋼板の鉄損低減が重要であり、高効率モータには鉄損の低い高グレード電磁鋼板が使用されている。

また、モータ高効率化を考える場合、素材の鉄損だけでなくモータコアとしての鉄損を低減することも重要である。モータを作製する場合、打ち抜きにより鉄心材料がコア形状に加工され、かしめ、溶接等により鋼板同士が積層固定され、焼きばめ、ボルト締め等によりモータフレームに締結される。この際、材料が塑性変形したり、残留応力が導入されたりするため、一般に素材鉄損よりもモータ鉄損は高くなる。特に、焼きばめ等により材料に加えられる圧縮応力は電磁鋼板の鉄損を大きく増加させることが知られている。このため、圧縮応力による鉄損変化を定量的に把握するとともに、圧縮応力による鉄損増加の少ない材料が望まれている。

本研究はモータ高効率化の観点から、モータ鉄心として使用される各種軟磁性材料の中で 9 割以上の比率を占める無方向性電磁鋼板の高特性化を目指して行われ、無方向性電磁鋼板の素材鉄損低減とモータコア加工、組み立て時の鉄損増加抑制を目的とした。

本論文の第 2 章では、方向性電磁鋼板、アモルファス、圧粉磁心、パーメンジュールを鉄心材料として用いたモータの性能と課題についてまとめた。また、無方向性電磁鋼板の鉄損低減技術に関する先行研究について述べ、それぞれの

技術の得失について比較した。高合金化、板厚低減、集合組織制御、結晶粒径制御、高純度化の鉄損低減技術を比較した結果、磁束密度を低下させずかつモータコア打ち抜き時の金型損耗、電磁鋼板の積層工数の増加を招かない手法として、高純度化とそれによる結晶粒粗大化が望ましいことを示した。さらに、電磁鋼板に圧縮応力を加えた際の鉄損挙動に関する先行研究を調査し、圧縮応力付与時の鉄損増加を抜本的に抑制する必要性を示した。

第 3 章、4 章では磁束密度の低下や打ち抜き性の劣化を招かないモータ用新電磁鋼板を開発することを目的とした。

本論文の第 3 章では磁束密度低下や打ち抜き性の劣化を招かない素材鉄損低減手法として近年技術革新の著しい極低硫黄化技術を電磁鋼板に初めて適用し、極低硫黄化による低鉄損化の効果について検証するとともにその課題を明らかにした。

本論文の第 4 章では、極低硫黄材での表層窒化抑制による新規低鉄損電磁鋼板の開発を目指し、S 同様の表面偏析型元素でかつ電磁鋼板の特性に悪影響を及ぼさない元素である Sb、Sn を極低硫黄材に微量添加することを試みた。その結果、極低硫黄化による結晶粒粗大化と Sb、Sn 添加による表層窒化抑制により、高磁束密度と低鉄損を両立したモータ用新電磁鋼板を開発した。さらに、開発材をモータへ適用した場合の効果を検証した。

第 5～7 章では焼きばめ等の圧縮応力付与時の鉄損増加を抜本的に抑制できる材料を提案することを目指した。

本論文の第 5 章では焼きばめによる鉄損増加と Si 量の関係を系統的に調査し、高 Si 化により焼きばめ時の鉄損増加を抑制できることを明らかにし、その原因を磁歪の観点から考察した。さらに、鉄損増加が極めて少ない材料として 6.5%Si 鋼を提案した。

本論文の第 6 章では第 5 章で得られた知見を発展させ、焼きばめにより焼きばめ前よりも鉄損が低減できる材料の開発を目指し、負磁歪を有する 6.7%Si 鋼を世界で初めて試作した。さらに、圧縮応力下の鉄損挙動調査および焼きばめモータでの鉄損評価をおこない、その効果を検証した。

本論文の第 7 章では、もともと 10kHz 以上の高周波機器のコア材料として開

発された Si 傾斜磁性材料のモータへの適用可能性を検討するため、圧縮応力下の鉄損挙動を測定し、圧縮応力下の鉄損増加が極めて少ないことを明らかにした。その原因として、板厚方向の Si 分布と残留応力の観点から考察するとともに、焼きばめモータへ適用した場合の効果について検証した。

本論文の結論を以下にまとめて示す。

第 2 章 無方向性電磁鋼板の低鉄損化に関する研究動向

- (1) 方向性電磁鋼板、アモルファス、圧粉磁心、パーメンジュールを鉄心材料として用いたモータの性能と課題についてまとめた。
- (2) 無方向性電磁鋼板の各種鉄損低減手法の得失を比較し、高純度化とそれに伴う結晶粒粗大化が磁束密度低下や打ち抜き性の劣化を招かないため、低鉄損化の手法として望ましいことを明らかにした。
- (3) 焼きばめによる鉄損増加に関する文献を調査し、材料面から抜本的な圧縮応力付与時の鉄損増加抑制手法を開発する必要性を示した。

第 3 章 電磁鋼板の磁気特性に及ぼす硫黄の影響

- (1) 無方向性電磁鋼板の鉄損に及ぼす硫黄の影響について調査し、極低硫黄材では通常硫黄材に比べ仕上焼鈍温度 900℃で大きく鉄損を低減できることを明らかにした。
- (2) 一方、極低硫黄材では仕上焼鈍温度が 950℃を超えると、通常硫黄材よりも鉄損が高くなることを見出し、極低硫黄材で鉄損が増加する原因は、表層の窒化によるものであることを定量的に明らかにした。
- (3) 表層窒化に及ぼす硫黄の影響について、硫黄の表面偏析の観点から調査した。その結果、高硫黄材では焼鈍時に硫黄の表面偏析が認められるが、極低硫黄材では表面偏析がほとんど認められず、高硫黄材での表面偏析した硫黄が窒化を抑制していることを示した。

第 4 章 極低硫黄材への Sb、Sn 添加による低鉄損電磁鋼板の開発

- (1) 極低硫黄材に 40～200ppm の Sb、Sn を添加することにより鉄損を低減で

きることを明らかにした。

- (2) Sb 添加による鉄損低減は、Sb の表面偏析による表層窒化抑制によるものであることを定量的に示した。
- (3) 極低硫黄材に微量の Sb を添加した新規低鉄損電磁鋼板を開発し、鉄損、飽和磁化、打ち抜き性、熱伝導性に優れることを示した。
- (4) 電動パワーステアリングモータでは、車の操舵感に影響を及ぼすロストルク低減が求められるが、電磁鋼板のヒステリシス損を低減することによりロストルクを低減できることを示した。また、ヒステリシス損の低い新規低鉄損電磁鋼板は電動パワーステアリングのモータコア材として適しており、ロストルク低減に寄与できることを示した。

第 5 章 圧縮応力下の磁気特性に及ぼす Si の影響

- (1) 無方向性電磁鋼板の圧縮応力下の鉄損に及ぼす Si 量の影響について調査し、圧縮応力下の鉄損増加は Si 量を増加させることにより抑制でき、特に 6.5%Si 鋼では鉄損増加は極めて小さくなることを見出した。
- (2) 圧縮応力下の鉄損増加は磁歪との相関が高く、電磁鋼板の磁歪を低減することにより圧縮応力下の鉄損増加を抑制できることを明らかにした。
- (3) 6.5%Si 鋼を用いて焼きばめモータを作製し、焼きばめ前後の無負荷鉄損を評価したところ、6.5%Si 鋼では焼きばめによる鉄損増加はほとんど認められないことから、6.5%Si 鋼は焼きばめモータのコア材料として適していることを明らかにした。

第 6 章 焼きばめ時に鉄損が低減できる負磁歪材の開発

- (1) 焼きばめにより鉄損低減が可能な負磁歪材を提案した。負磁歪を電磁鋼板で達成するため、6.7%Si 鋼を世界で初めて試作した。
- (2) 負磁歪材である 6.7%Si 鋼の圧縮応力下の鉄損挙動を調査し、圧縮応力付与により鉄損低減が可能となることを確認した。
- (3) 負磁歪材を用いて焼きばめモータを作製し、焼きばめによりモータ鉄損低減が可能となることを明らかにした。

- (4) 従来、焼きばめはモータ鉄損を増加させるため様々な焼きばめ応力低減手法が提案されていたが、焼きばめと負磁歪材を組み合わせることにより、従来にないモータ鉄損低減技術の可能性を示した。

第7章 Si 傾斜磁性材料のモータへの適用

- (1) 板厚方向に Si の濃度勾配を有する Si 傾斜磁性材料の圧縮応力下の鉄損挙動を測定し、圧縮応力を付与しても鉄損がほとんど増加しないことを見出した。
- (2) Si 傾斜磁性材料の鉄損の圧縮応力依存性が小さい原因は、板厚方向の 3 層の Si 分布と残留応力によるものであることを明らかにした。
- (3) 焼きばめモータに Si 傾斜磁性材料を適用したところ、焼きばめ前後で鉄損がほとんど変化しないことを明らかにした。
- (4) Si 傾斜磁性材料は 6.5%Si 鋼に比べ、飽和磁化が高く、かしめ等の加工性にも優れていることから、焼きばめ等の圧縮応力が付与されるモータのコア材料として今後の適用が期待される。

8-2 今後の展望と課題

本論文ではモータのコア材として使用される無方向性電磁鋼板の高性能化技術と焼きばめ等の圧縮応力下での鉄損増加抑制技術について述べた。本節ではそれぞれの技術に関して今後の展望と課題を述べる。

8-2-1 無方向性電磁鋼板の高性能化技術

無方向性電磁鋼板の今後の開発すべき方向を考えるには、モータの今後の動向を予想する必要がある。HEV/EV や航空機、情報家電、掃除機等のモータでは軽量化の観点から、より一層のモータ小型化が求められるものと考ええる。モータを小型化するためには高速回転が効果的であることから、モータ駆動周波数の高周波化も進んでいくものと考えられる。このため電磁鋼板には高周波での

低鉄損が求められるものとする。

一方で、一部の HEV/EV では燃費以外に走りの楽しさを追求したモデルも普及していくものと考えられる。このため、モータには効率の観点からの低鉄損化だけでなく、出力向上の観点からの高磁束密度化も要望されるものと考えられ、低鉄損化と高磁束密度化の両立も今後の課題となるであろう。

このような背景の中で、今後の無方向性電磁鋼板の開発動向を予想する。高周波鉄損を低減するためには板厚低減が効果的であるため、本論文で述べた高純度化技術をベースとしつつ、薄手化が進展するものとする。一方、高周波鉄損の低減と高磁束密度化の両立は簡単ではないが、一つの試みとして飽和磁化の高い比較的低 Si の電磁鋼板を薄手化する手法が考えられる。また、現在の無方向性電磁鋼板の集合組織は理想集合組織に比べるとまだまだ改善の余地があるように思われ、薄電磁鋼板での新たな集合組織制御技術も開発されていくであろう。

電磁鋼板を薄手化した場合の大きな課題は、モータコア打ち抜き枚数が増えることによる生産性の低下とかしめ強度の低下である。これら課題を解決するためには、打ち抜き速度を高めることと、かしめ以外の接着等の技術が必要になるものとするが、接着技術はコストが高くなることから、普及するには低コスト化の検討が必要である。

8-2-2 圧縮応力下の鉄損増加抑制技術

第 5 章、6 章、7 章にて焼きばめ時の鉄損増加を抑制する材料として 6.5%Si 鋼、負磁歪材、Si 傾斜磁性材料について述べた。6.5%Si 鋼と負磁歪材をモータに適用する場合には磁束密度が低いことが課題とする。このため、励磁磁束密度が低い高速モータでの活用を検討するとともに、集合組織制御等による素材の磁束密度向上も今後必要になると考える。6.5%Si 鋼の集合組織制御の例として方向性電磁鋼板の技術を適用する試みもなされており⁽¹⁾、今後、さらなる検討が期待される。

無方向性電磁鋼板の加工、締結に伴う鉄損増加抑制技術については、本論文では主に焼きばめを取り上げたが、打ち抜きや、かしめによる鉄損増加抑制も

大きな課題である。打ち抜きやかしめによる鉄損増加は、加工による材料の塑性変形以外に圧縮の残留応力による部分が多い。このため、本論文で取り上げた 6.5%Si 鋼、負磁歪材、Si 傾斜磁性材料は圧縮応力下の鉄損増加が少ないことから、打ち抜きやかしめによる鉄損増加も少ないものとする。今後は、6.5%Si 鋼、負磁歪材、Si 傾斜磁性材料の鉄損に及ぼす打ち抜きやかしめの影響を評価するとともに、モータでの特性を評価することにより、焼きばめ以外のモータ鉄損増加抑制技術も示せるものとする。

さらに、Si 傾斜磁性材料はもともと 10kHz 以上の高周波機器のコア材として開発されたものであり、10kHz 以上の鉄損を低減するように Si の濃度分布が決定されている。一方、エアコン用モータでは駆動周波数は 50～200Hz 程度、HEV/EV 駆動モータでは 50～1kHz 程度である。このため、Si 傾斜磁性材料の優れた圧縮応力下の鉄損特性を活かしつつ、1kHz 以下の周波数域での鉄損を低減するように Si 濃度勾配を変更することができれば、より一層モータ特性を向上させることが可能になるものと考えられる。

第 8 章の参考文献

- (1) 大久保智幸、平谷多津彦、尾田善彦：「一方向性 6.5%けい素鋼板の磁気特性」、電気学会論文誌 A、Vol. 136、No.1、pp.41-46、2016

本研究に関する発表論文

第3章

- Yoshihiko Oda, Yasushi Tanaka, Atsushi Chino and Katsumi Yamada : “The effect of sulfur on magnetic properties of non-oriented electrical steel sheets”, Journal of Magnetism and Magnetic Materials”, Vol.254-255, pp.361-363, 2003

第4章

- 尾田善彦、田中靖、山上伸夫、千野淳、山田克美：「極低 S 技術による高効率モータ用電磁鋼板の開発」、電気学会論文誌 A、Vol.123、No.1、pp.83-88、2003
- Yoshihiko Oda, Masaaki Kohno and Atsuhito Honda: “Recent development of non-oriented electrical steel sheet for automobile devices”, Journal of magnetism and magnetic materials, Vol.30, No.20, pp.2430-2435, 2008

第5章

- 尾田善彦、戸田広朗、志賀信勇、笠井勝司、平谷多津彦：「電磁鋼板の圧縮応力下の鉄損に及ぼす Si 量の影響」、電気学会論文誌 A、Vol.134、No.3、pp.148-153、2014

第6章

- Yoshihiko Oda, Hiroaki Toda, Nobuo Shiga, Shoji Kasai and Tatsuhiko Hiratani: “Effect of Si content on iron loss of electrical steel sheet under compressive stress”, IEEE Transactions on magnetics, Vol.50, No.4, p.2002304, 2014 4 ページ

第7章

- ・ 尾田善彦、平谷多津彦、笠井勝司、大久保智幸、千田邦浩、千葉明：「Si 傾斜磁性材料の鉄損に及ぼす圧縮応力の影響」、電気学会論文誌 D、Vol.135、No.12、pp.1199-1206、2015

国際会議

- (1) The 15th Soft Magnetic Materials Conference : Yoshihiko Oda, Yasushi Tanaka, Atsushi Chino and Katsumi Yamada, “The effect of sulfur on magnetic properties of non-oriented electrical steel sheets” (2001/9)
- (2) The 18th Soft Magnetic Materials Conference : Yoshihiko Oda, Masaaki Kohno and Atsuhito Honda , “Recent development of non-oriented electrical steel sheet for automobile electrical devices” (2007/9)
- (3) The 4th International Conference Magnetism and Metallurgy: Yoshihiko Oda, Masaaki Kohno and Hiroaki Toda, “Recent development of non-oriented electrical steel sheet for automobile electrical devices” (2010/6)
- (4) The 21st Soft Magnetic Materials Conference: Yoshihiko Oda, Hiroaki Toda, Shoji Kasai, Nobuo Shiga, Tatsuhiko Hiratani and Akira Chiba, “Effect of Si on iron loss of Non-oriented electrical steel sheet under compressive stress” (2013/9)
- (5) The IEEE Transportation Electrification Conference : Yoshihiko Oda, “Recent development of non-oriented electrical steel sheet for automobile motors” (2014/6)
- (6) The 7th International Conference Magnetism and Metallurgy: Yoshihiko Oda, Tatsuhiko Hiratani, Shoji Kasai and Tomoyuki Okubo, “Effect of compressive stress on iron loss of high Si steel sheets” (2016/6)

国内会議

- (1) 平成 13 年鉄鋼協会秋季講演大会：尾田善彦、田中靖、千野淳、山田克美、
「無方向性電磁鋼板の磁気特性に及ぼす S の影響」(2001/9)
- (2) 平成 14 年鉄鋼協会秋季講演大会：尾田善彦、田中靖、千野淳、山田克美、
「極低 S 電磁鋼板の磁気特性に及ぼす Sb の影響」(2002/9)
- (3) 紛体粉末冶金協会、自動車の変化と機能系焼結セミナー：尾田善彦、「自

動車モータ用電磁鋼板の最近の動向」(2007/3)

- (4) 平成 21 年電気学会全国大会シンポジウム講演：尾田善彦、志賀信勇、河野雅昭、本田厚人、「自動車用電磁鋼板の最新動向」(2009/3)
- (5) 平成 22 年電気学会全国大会：尾田善彦、藤田明、河野雅昭、戸田広朗、「電磁鋼板の圧縮応力鉄損に及ぼす Si の影響」(2010/3)
- (6) 平成 24 年電気学会全国大会：尾田善彦、石田昌義、志賀信勇、戸田広朗、笠井勝司、「電磁鋼板の圧縮応力鉄損に及ぼす磁歪の影響」(2012/3)
- (7) 平成 25 年電気学会全国大会：尾田善彦、平谷多津彦、志賀信勇、戸田広朗、笠井勝司、高橋則雄、「Si 傾斜磁性材料の鉄損に及ぼす圧縮応力の影響」(2013/3)
- (8) 日本ボンド磁性材料協会第 84 回技術例会：尾田善彦、「自動車モータ用電磁鋼板と圧縮応力下の磁気特性」(2013/9)
- (9) 平成 26 年日本磁気学会学術講演会シンポジウム講演：尾田善彦、平谷多津彦、笠井勝司、大久保智幸、戸田広朗、「自動車用電磁鋼板の最新動向」(2014/9)
- (10) 平成 26 年電気学会全国大会：尾田善彦、福村勝、小関新司、平谷多津彦、笠井勝司、千田邦浩、「Si 傾斜磁性材料の磁気特性に及ぼす圧縮応力の影響」(2014/3)
- (11) 平成 26 年電気学会基礎・材料・共通部門大会：尾田善彦、平谷多津彦、笠井勝司、千田邦浩、戸田広朗、「負磁歪材の磁気特性に及ぼす圧縮応力の影響」(2014/8)
- (12) 第 23 回磁気応用技術シンポジウム：尾田善彦、「自動車用電磁鋼板の最近の動向」(2015/5)
- (13) 日本ボンド磁性材料協会第 88 回技術例会：尾田善彦、「自動車用電磁鋼板と利用技術」(2015/9)
- (14) 平成 28 年電気学会基礎・材料・共通部門大会：尾田善彦、平谷多津彦、笠井勝司、大久保智幸、千田邦浩、千葉明、「Si 傾斜磁性材料の磁気特性に及ぼす圧縮応力の影響」(2016/8)

解説記事

- (1) 尾田善彦：「自動車の省エネに貢献する高性能電磁鋼板」、ふえらむ、Vol.11、No.12、pp.51-55、2006
- (2) 尾田善彦、田中靖、山上伸夫、千野淳、山田克美：「極低 S 系、高効率モータ用電磁鋼板」、NKK 技報、No.178、pp.16-20、2002
- (3) 尾田善彦、久保田猛：「電気自動車用電磁鋼板の最近の動向」、ふえらむ、Vol.14、No.6、pp.9-16、2009
- (4) 尾田善彦、平谷多津彦、千葉明、星伸一、竹本真紹、小笠原悟司：「高けい素鋼板の磁気特性と脱レアアースモータへの適用」、ふえらむ、Vol.17、No.12、pp.823-828、2012
- (5) 尾田善彦、大久保智幸、高田正昭：「JFE スチールの無方向性電磁鋼板の最近の進歩」、JFE 技報、No.36、pp.6-11、2015

本研究に関する特許

- (1) 特許第 2888226 号
尾田善彦、山上伸夫、日裏昭、田中靖、高橋紀隆、松岡秀樹：鉄損の低い電磁鋼板
- (2) 特許第 2888227 号
尾田善彦、山上伸夫、田中靖：高周波モータ用電磁鋼板
- (3) 特許第 2888229 号
尾田善彦、山上伸夫、田中靖：高周波用無方向性電磁鋼板
- (4) 特許第 3501002 号
尾田善彦、山上伸夫、田中靖：飽和磁化が高く鉄損の低い無方向性電磁鋼板
- (5) 特許第 4019559 号

尾田善彦、日裏昭、寒川孝、小野義彦、田中靖：電動パワーステアリングモータ用鋼板

(6) 特許第 4192403 号

尾田善彦、寒川孝、日裏昭、小野義彦、田中靖：磁気特性に優れた電磁鋼板

(7) 特許第 5609057 号

尾田善彦、財前善彰、河野雅昭：モータコア

(8) 特許第 5526701 号

尾田善彦、笠井勝司、財前善彰、河野雅昭：モータコア

(9) 特許第 6024867 号

尾田善彦、戸田広朗、中西匡、財前善彰、平谷多津彦：打ち抜き加工後の鉄損特性に優れるモータコア用鋼板

(10) 特許第 5326441 号

尾田善彦、河野雅昭、財前善彰、藤田明：モータコアおよびモータコア材料

受賞

(1) 2014 年度、日本金属学会技術開発賞

題名：飽和磁束密度が高く高周波鉄損の低い Si 傾斜磁性材料の開発

受賞者：平谷多津彦、尾田善彦、浪川操、笠井勝司、二宮弘憲

(2) 2016 年度、中国地方発明表彰、文部科学大臣賞

題名：電気機器の小型高効率化に寄与する電磁鋼板

受賞者：平谷多津彦、尾田善彦、村木峰男

謝辞

本論文をまとめるにあたり、親身に御指導と御助言を賜りました東京工業大学 工学院の千葉明教授に心より御礼申し上げます。また、モータ評価、鉄心材料活用技術に関しまして有益なご意見を賜りました、東京工業大学 工学院の赤木泰文教授、七原俊也教授、安岡康一教授、中出雅彦特任教授、葛本昌樹特定教授、藤田英明准教授、萩原誠准教授、竹内希講師、偏析現象や磁歪について様々なご教示をいただきました東京工業大学 物質理工学院の中村吉男教授に厚く御礼申し上げます。

本論文は主に旧 NKK および JFE スチール株式会社における研究成果をまとめたものであり、本論文完成にあたり、御許可と御指導を頂きました JFE スチール株式会社 スチール研究所 所長 曾谷保博博士、副所長 松岡才二博士、副所長 瀬戸一洋博士、電磁鋼板セクター部 部長 花澤和浩博士、電磁鋼板セクター部 戸田広朗博士、電磁鋼板研究部 部長 高島稔博士に厚く御礼申し上げます。

本論文の第 3 章、第 4 章の研究成果は元 JFE スチール株式会社 スチール研究所 薄板研究部 部長 田中靖博士（現 JFE テクノリサーチ株式会社 常務取締役）、元 JFE スチール株式会社 薄板商品技術部 山上伸夫室長（現 JFE テクノリサーチ株式会社 取締役）、元 JFE スチール株式会社 スチール研究所 分析物性研究部 千野淳博士（現 JFE テクノリサーチ株式会社 取締役）、JFE スチール株式会社 スチール研究所 分析物性研究部 山田克美博士、薄板商品技術部 日裏昭課長の御助言と御指導の賜物であり、ここに感謝の意を表します。

本論文の第 5 章、第 6 章、第 7 章の共同研究者として材料作製からモータ評価、結果の討議まで大変お世話になった JFE スチール株式会社 スチール研究所 電磁鋼板研究部 平谷多津彦主任研究員、千田邦浩博士、大久保智幸主任研究員、財前善彰主任研究員、薄板商品技術部 笠井勝司副部長、元 JFE スチール株式会社 スチール研究所 電磁鋼板研究部 石田昌義博士（現 JFE テク

ノリサーチ株式会社)、数値解析研究部 小関新司主任研究員に感謝いたします。

元 NKK 特別主席 中岡一秀博士、元 JFE スチール株式会社 スチール研究所 主席研究員 細谷佳弘博士（現特殊金属エクセル株式会社 取締役）には終始あたたかい励ましと御助言をいただきました。改めて深く御礼申し上げます。

2017 年 3 月