

極低 S 系, 高効率モータ用電磁鋼板「NKB Core」

Ultra-low-sulfur Non-oriented Electrical Steel Sheets for High Efficient Motor “NKB Core”

尾田 善彦 総合材料技術研究所 薄板研究部 主任研究員
田中 靖 技術企画部 グループマネージャー 工博
山上 伸夫 福山製鉄所 薄板商品技術部 グループマネージャー
千野 淳 基盤技術研究所 物性解析研究部 主査 工博
山田 克美 基盤技術研究所 物性解析研究部 主任研究員

Yoshihiko Oda
Yasushi Tanaka
Nobuo Yamagami
Atsushi Chino
Katsumi Yamada

極低 S 技術と表層窒化抑制技術の組み合わせにより鉄損を低減し, さらに Si, Al 低減により高磁束密度と高打ち抜き性を併せて達成した高効率モータ用電磁鋼板 (NKB Core) を開発した。本稿では NKB Core の材料設計思想について詳述し, 電動パワーステアリングモータへの適用例について述べる。

A new type of non-oriented electrical steel sheet was developed by ultra low sulfur technology. In this material, the low core loss was obtained by a reduction of the sulfur content in the steel and a suppression of surface nitriding. And the high magnetic flux density was obtained by a reduction of Si and Al contents. This steel shows; (1) low hysteresis loss, (2) high magnetic flux density, (3) excellent punching properties and (4) low production cost. This paper describes the materials design of NKB Core, and presents the application of this material to an electric power steering motor.

1. はじめに

モータは, 電気エネルギーを機械エネルギーに変換するデバイスとして, エアコン, 冷蔵庫, 掃除機, CD-ROM ドライブなど, 我々の身近で広く使用されており, これら機器の消費電力はモータの性能で決定されると言っても過言ではない。さらに, 最近では自動車分野においてもハイブリッド電気自動車 (HEV) の駆動モータや電動パワーステアリングなどに高性能モータが広く採用されている^{1),2)}。

このようなモータの鉄心材料として使用されている無方向性電磁鋼板は, 磁気エネルギーを伝達する機能材料としてモータ効率を左右するキーマテリアルであり, 従来にもまして低鉄損かつ高磁束密度が求められている。電磁鋼板の低鉄損化を達成するためには, 従来, Si, Al 添加による渦電流損の低減が図られてきたが, 本手法では磁束密度が低下する³⁾とともに硬度上昇により打ち抜き性も低下する。これに対し高純度化によるヒステリシス損低減の手法では磁束密度が低下せず, また硬度変化も生じないことから低鉄損化の手法として望ましいものと言える。

高純度化の手法として, 従来, 製鋼段階での酸素, 窒素, 硫黄などの低減が図られている^{4),5)}。この中で硫黄に関しては, 近年の製鋼技術の大幅な進歩により従来は困難であった 10ppm 以下の極低 S 材が容易に得られるようになった。そこで本稿では極低 S 材 (S<10ppm) の磁気特性を詳細に調査し, さらにその結果に基づいて開発した極低 S 系高効率モータ用電磁鋼板の特性について報告する。

2. 磁気特性に及ぼす S 量の影響の検討

2.1 実験方法

極低 S 化による磁気特性向上について検討するため Table 1 に示す成分の鋼を真空溶解しインゴットとした。本インゴットを 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。

断面組織は光学顕微鏡により観察し, SEM 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 μm ピッチで電解抽出を行い N as AlN 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を行った。

Table 1 Chemical composition of the steel

No.	(mass %)					
	Si	Mn	Al	S	N	Fe
1	2.63	0.18	0.27	0.0004	0.0020	bal.
2	2.75	0.22	0.30	0.0032	0.0019	bal.
3	2.73	0.22	0.30	0.0054	0.0019	bal.

2.2 結果および考察

Fig.1 に S 量と仕上焼鈍後の結晶粒径との関係を示す。ここで結晶粒径の測定は鋼板板厚中央部の位置を研磨し, JIS

G 0552 に準拠して切断法にて求めた。Fig.1 より従来の S=30 ~ 50ppm 材に比べ S を 4ppm とすることにより粒成長性が著しく向上することがわかる。これは S を低減することにより、粒成長性を妨げる MnS が少なくなったためである。

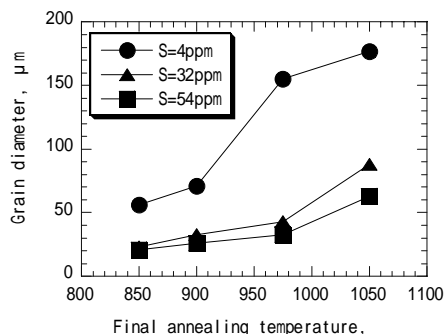


Fig.1 Relationship between S content and ferrite grain size after final annealing

Fig.2 に周波数 50Hz での全鉄損を示す。仕上焼鈍温度 900 以下の領域では S=32ppm および S=54ppm の高 S 材および S=4ppm の極低 S 材ともに焼鈍温度の上昇に伴い鉄損は低下する。しかし、鉄損の絶対値を比較すると極低 S 材の鉄損は高 S 材に比べ大幅に低くなっている。一方、仕上焼鈍温度が 900 以上では高 S 材の鉄損は仕上焼鈍温度の増大に伴い低下するが、極低 S 材の鉄損は逆に増大しており、仕上焼鈍温度 1050 では高 S 材に比べ鉄損が高くなっている。

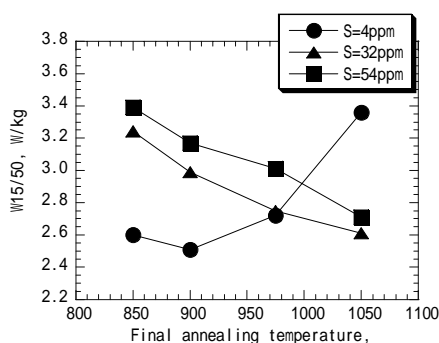


Fig.2 Effect of S on total core loss

この原因を調査するため、2 周波法にて鉄損分離を行った結果を Fig.3 に示す。渦電流損は高 S 材、極低 S 材ともに仕上焼鈍温度の増大とともに増加している。これは、仕上焼鈍温度の増大に伴い結晶粒径が大きくなり、それに伴って磁区幅が広くなることにより渦電流損が増加したためと理解できる。また、渦電流損は極低 S 材の方が高い値を示しているがこれも極低 S 材の結晶粒が高 S 材に比べ粗大化していることから磁区幅が広くなったためと考えることができる。

一方、ヒステリシス損は、高 S 材では仕上焼鈍温度の増大に伴い単調に低下する。これに対し、極低 S 材では 900 までは仕上焼鈍温度の増大に伴いヒステリシス損が低下するものの、900 以上では逆にヒステリシス損が増加すること

がわかる。

以上のことから 極低 S 材と高 S 材ではヒステリシス損の仕上焼鈍温度依存性が大きく異なっており、このことが極低 S 材の鉄損が高温焼鈍時に増加している主因であると言える。

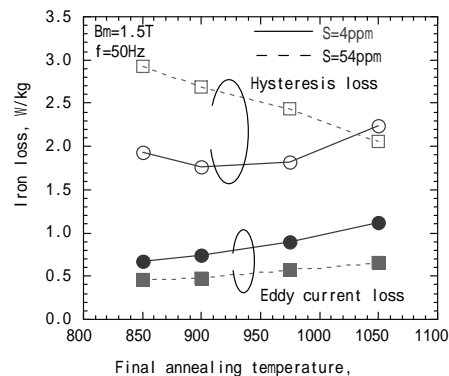


Fig.3 Effect of S on hysteresis loss and eddy current loss (Bm=1.5T, f=50Hz)

極低 S 材における高温焼鈍時のヒステリシス損増大の原因を調査するため、光学顕微鏡にて断面組織を観察した結果を Photo 1 に示す。極低 S 材の板厚中央部のフェライト粒は高 S 材に比べ 1.5 倍程度となっている。しかし、極低 S 材の鋼板表層部には細粒組織が認められた。そこで、この細粒部分に相当する鋼板表面から 10 μm の位置の SEM 観察を行ったところ、Photo 2 に示すように 0.1 ~ 0.5 μm 程度の微細な AlN が認められた。このことから、極低 S 材における表層細粒組織は鋼板表層部が窒化したことにより、粒界がピン止めされたためと考えられる。

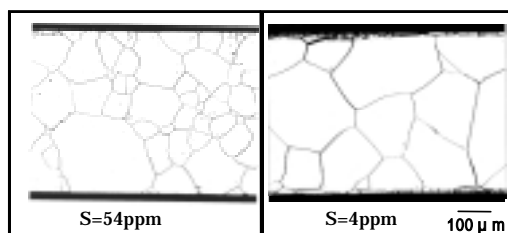


Photo 1 Optical micrograph of the steel (final annealing temperature: 1050)

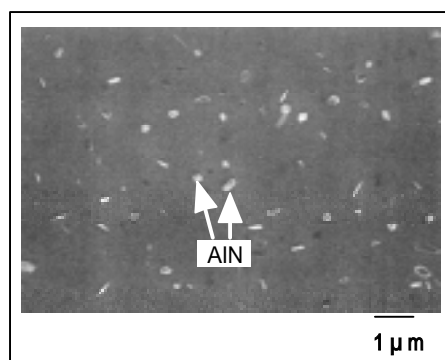


Photo 2 SEM micrograph at the depth of 10 μm from the surface (S=4ppm, annealed at 975 for 2min)

この表層の AIN 量を定量的に調査するため鋼板表面より 30 μm ピッチで電解抽出を行い, N as AIN 量を測定した結果を Fig.4 および Fig.5 に示す。Fig.4 に示すように 1050 焼鈍の場合, 極低 S 材では鋼板表面から 60 μm 程度の領域まで著しい窒化が認められる。鋼板表層部の窒化は Fig.5 に示すように仕上焼鈍温度の上昇とともに増大するが, その傾向は S=4ppm の極低 S 材で大きく, 1050 焼鈍材の窒化量を比較すると S=4ppm 材では S=54ppm 材に比べ 9 倍にも達していることがわかる。

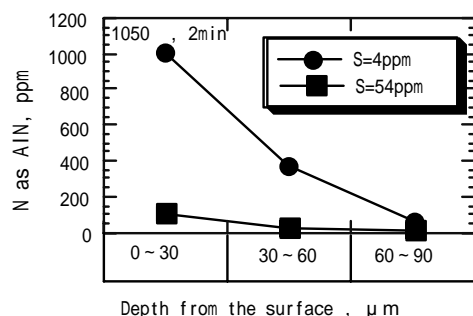


Fig.4 The amount of AIN close to the surface

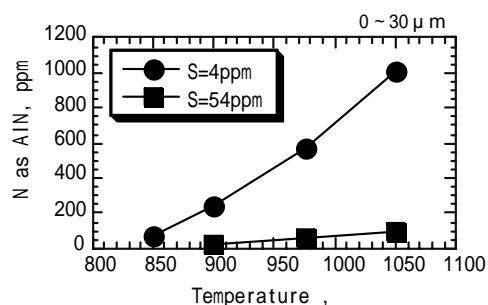


Fig.5 Relationship between final annealing temperature and the amount of AIN

以上のことから, Fig.3 で認められた極低 S 材のヒステリシス損の増大は鋼板表層部の細粒組織および AIN により磁壁の移動が妨げられたためと考えられる。

次に, 極低 S 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。まずオージェチャンパー内にて冷延板の表面を Ar イオンスパッタリングすることにより表面の汚れを除去し, 材料を 30min 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。この際, チャンパー内でサンプルを高温保持することが困難であったため, 加熱温度は 850 とした。高 S 材では Fig.6 に示すように S のピークが認められた。本材料表面を Ar イオンにて 30 秒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 S のピークが消滅したことから, 高 S 材では焼鈍時に S が鋼板表面に偏析していることが明らかになった。これに対し, 極低 S 材では S のピークは非常に弱く鋼板表面への偏析はほとんど認められない。Driscoll によれば S が表面偏析した場合, 雰囲気中の酸素の鋼板表面への吸着過

程に影響を及ぼすことが指摘されている⁶⁾。このことから, 表面偏析した S 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 S 材では熱延板焼鈍時および仕上焼鈍の初期に S 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 S 材では表面に S 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 AI と結びつくことにより AIN 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。

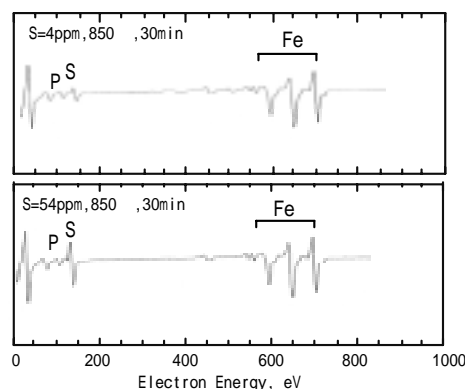


Fig.6 Auger spectra of steel surface after annealing

3. 極低 S 系高効率モータ用電磁鋼板の開発

3.1 材料設計の考え方

以上の検討結果より, 極低 S 材では著しい表層窒化が生じるが, 鋼板内部の粒成長性は優れているため, 極低 S 材をベースとして表層窒化を回避することができれば, 鉄損が大幅に低下する可能性がある。仕上焼鈍時の窒化を抑制するためには, (1) 焼鈍雰囲気中の水分分圧を高める, (2) S 同様の表面偏析型元素であり析出物形成により粒成長性を低下させることのない P, Sb, Sn などを添加するなどの方法が挙げられるが, ここでは表面偏析型の元素添加により極低 S 材での窒化を防止し, 鋼板板厚方向で均一粗大粒を得ることを試みた。Fig.7 に一例として極低 S 材に Sb を 40ppm 添加した場合の鋼板表面より 30 μm の領域での窒化量を示す。これより Sb 添加により極低 S 材の表層窒化は著しく抑制されることがわかる。同様な傾向は表面偏析型の元素である Sn, P においても確認された。

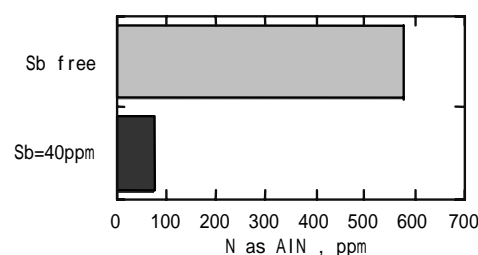


Fig.7 Effect of Sb on surface nitriding of ultra low S steel (final annealing temperature : 975)

Fig.8 に板厚 0.35mm の従来材, 高純度材 (極低 S 材) および極低 S 化+表層窒化抑制を行った開発鋼の渦電流損とヒステリシス損を示す。これより, 極低 S 化と表層窒化抑制の組み合わせによりヒステリシス損が大幅に低下し, それにより全鉄損が低下することがわかる。

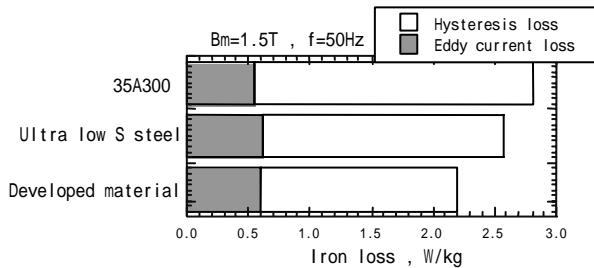


Fig.8 Comparison of iron loss between 35A300, ultra low S steel and developed material

Fig.9 に本開発鋼の特徴とそれを可能にしたキー技術を示す。本開発鋼では, 組織の均一粗大化により低鉄損化が達成されたことから, 従来材よりも低 Si, Al の材料で従来材相当の鉄損を得ることが可能である。これにより, 材料が軟質化するためモータコア打ち抜き時の金型寿命が向上した。さらに, 鋼板製造時の冷間圧延性改善による歩留り向上などにより低コスト化も合わせて達成した。

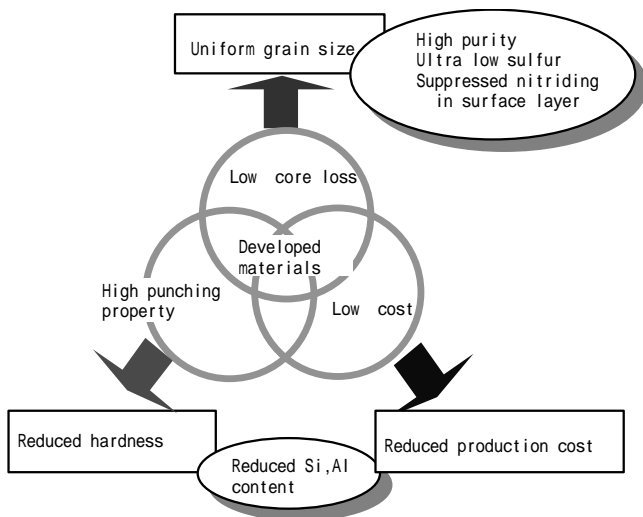


Fig.9 Characteristics of developed materials

3.2 開発材の特性

Fig.10 および Fig.11 に本技術を適用した 0.50mm 材の磁気特性およびビッカース硬度を示す。本開発鋼は同等の鉄損を有する従来材に比べ磁束密度が大幅に向上している。また, ビッカース硬度は同一鉄損の JIS 相当材に比べ 20~30 ポイント程度低下しており, 鋼板製造時の冷間圧延性改善により生産性が向上するだけでなく客先でのモータコア打ち抜き時の金型損耗も低減できる。

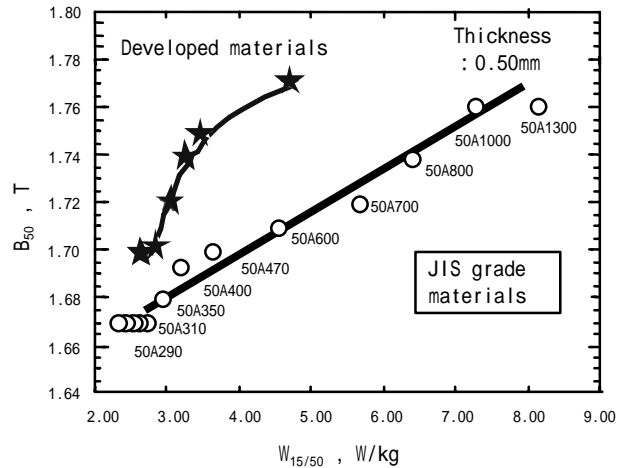


Fig.10 Magnetic properties of developed materials

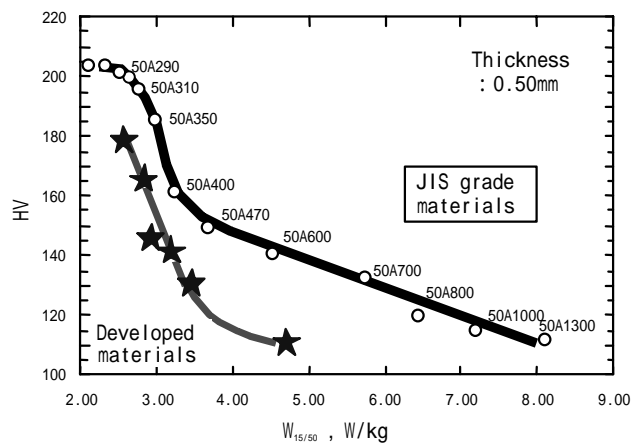


Fig.11 Vickers hardness of developed materials (500g)

Fig.12 に同等の鉄損を有する従来材 (35A230) と本開発鋼の高磁場磁気特性を示す。従来材の飽和磁化 1.95T に比べ本開発鋼では 2.00T となっており, 飽和磁化は 0.05T 向上している。これは非磁性元素である Si, Al の添加抑制が可能になったためである。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, 飽和磁化の高い本開発鋼は磁束漏れを抑制することが可能である。

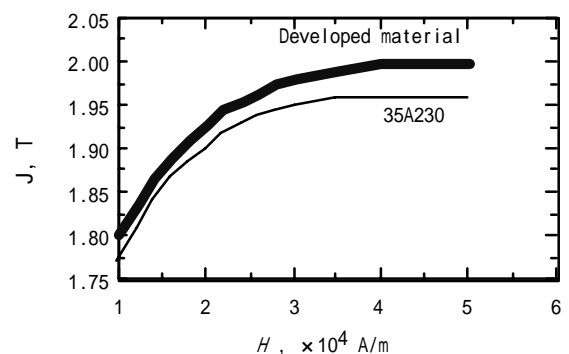


Fig.12 Magnetic properties in high magnetic field strength

4. 電動パワーステアリングモータへの適用例

本開発鋼の適用例として、近年、自動車の燃費向上の観点から急速に普及している電動パワーステアリング (EPS) 用モータが挙げられる。EPS は油圧パワーステアリングに比べ 3~5%程度燃費が向上すると言われている。これは、従来の油圧パワーステアリングではハンドル回転時以外にも油圧ポンプを駆動しているため、高速での直進時などではエネルギーを無駄に消費しているのに対し、EPS ではハンドル回転時のみモータを駆動し、直進時にはエネルギーロスは生じないためである。この EPS 装着により燃費が大幅に向上することから 2006 年には乗用車の 30%程度に適用されるとの予想がなされている。

しかし、EPS を使用した場合には油圧パワーステアリングに比べ操舵フィーリングが劣化するという問題がある。これはモータ空回り時のトルク発生 (ロストトルク) によるものであり、軸受損、ブラシ損などの機械的な摩擦と、モータコア材料のヒステリシス損に起因している。このため EPS 用モータコア材にはロストトルク低減の観点からヒステリシス損の低い材料が求められている。本開発材は同一鉄損の JIS 材に比べヒステリシス損が低いことから EPS モータコア材として最適な材料と考えられる。

Fig.13 に DC ブラシモータを試作し、ロストトルクの解析を行った結果を示す。ここでロストトルクは 50A1000 の値を 1 とした場合の比で示してある。本開発材では従来材に比べロストトルクが 6 割程度に低下しており、EPS モータの操舵フィーリング改善に効果的である。このため既に数車種で本開発材が採用されている。

さらに、本開発材はハイブリッド電気自動車用の駆動用モータおよび高効率誘導モータなどの各種高効率モータにも使用されており、今後さらに各種モータへの適用が拡大するものと期待される。

5. おわりに

電磁鋼板の磁気特性に及ぼす S の影響を調査した。S<10ppm の極低 S 材を高温焼鈍した場合、焼鈍温度の増大とともにヒステリシス損が増大した。これは鋼板表層部に AlN が析出し磁壁の移動を妨げるためであり、極低 S 材で表層窒化が顕在化する理由は、表面偏析する S が低下するためであることを明らかにした。

以上の結果に基づき、極低 S 化と表層窒化抑制により高効率モータ用電磁鋼板を開発した。開発材は従来材に比べ低ヒステリシス損、高磁束密度、高打ち抜き性という特徴を有しており、さらに製造性も優れていることから、今後の高効率モータ用コア材料として期待される。

参考文献

- 1) 西山典禎. “EV 用小型高効率 IPM モータの開発”. 電気自動車用金属関連材料の将来展望. p.53(1997).
- 2) 鶴田吉郎. “多様化するトヨタのハイブリッド車”. 日経メカニカル. No.563, p.12(2001).
- 3) R. M. Bozorth. Ferromagnetism(1951) 77.
- 4) 小原隆史. “無方向性けい素鋼板の高機能化の開発動向”. 第 155, 156 回西山記念講座. p.151(1995).
- 5) G. Lyudkovsky et. al. “Non-oriented electrical steels”. Journal of metals, January, p.18(1986).
- 6) T. J. Driscoll. “The initial oxidation of iron at 200 and 300 and the effect of surface sulfur”. Oxidation of metals. Vol.16, Nos.1/2, p.107(1981).

<問い合わせ先>

総合材料技術研究所 薄板研究部

Tel. 084 (945) 3614 尾田 善彦

E-mail address : yoshioda@lab.fukuyama.nkk.co.jp

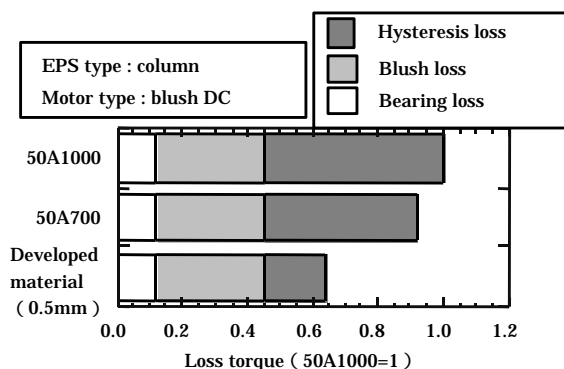


Fig.13 Effect of hysteresis loss on loss torque of the EPS motor