

(論文)

高強度軟磁性材料の開発

Development of High Strength Soft Magnetic Steel



千葉政道* (理博)

Dr. Masamichi CHIBA

Driven by advancements in electronically controlled parts for automobiles, demands are growing for soft magnetic steels which can generate large electromagnetic force with low electric power. New high-strength, soft-magnetic steel has been developed which has excellent DC electromagnetic properties and cold forgeability. This paper presents the advantages of the newly developed steel and the factors that determine its electromagnetic properties.

まえがき = 近年の自動車では、利便性や安全性の向上に加え、環境負荷低減を目的に電磁制御部品が多用されている^{1),2)}。これらの部品には電磁力向上効果を有する「磁気材料」が不可欠であり、その需要は増大傾向にある。当社ではこれまでに、磁気特性に優れた純鉄系軟磁性材料 (ELCH2 シリーズ) を開発^{3),4)} し、自動変速機の油圧制御用ソレノイドや電磁クラッチの鉄心材⁵⁾などの用途に適用拡大してきた。

しかし、オルタネータや電動パワーステアリングなどの回転機や大型鉄心の中には、強度確保の点で純鉄系材料の適用が困難なものが残されている。近年、これらの電磁部品に対しても、さらなる軽量化や高効率化が不可欠となっており、純鉄系材料よりも高強度で磁気特性にも優れた新たな軟磁性材料への要望が高い。

磁気材料を高強度化するには、磁気特性への悪影響が小さい強化手法を解明する必要がある。本報では、とくにフェライト・パーライト組織を有する鋼材に着目し、強度特性の劣化を極力抑え、磁気特性を最大化させる技術を検討した。さらに、本技術をもとに設計した開発鋼 (KTCF シリーズ) の諸特性について紹介する。

1. 開発鋼の考え方

軟磁性材料の磁気特性は、材料の磁気モーメントの大きさに加えて、結晶粒の大きさや析出物などによっても左右される。とくに多結晶体においては、結晶粒界や析出物が磁壁の移動を阻害するため、磁気特性を低下させる⁶⁾。

また、加工ひずみによる転位も、自発磁化ひずみとの磁気弾性相互作用によって磁壁移動を妨げるため、磁気特性の低下原因となる⁷⁾。このように、一般に、強度特性を向上させる手段を適用すると磁気特性の低下を招く。

本報では、純鉄系材料を上記のような強化手法で高強度化するのではなく、強度特性も重視される電磁部品で多く使用されている低炭素フェライト・パーライト鋼をベースとし、強度特性と磁気特性を確保するために、以下の点について効果を検討した。

1) 強度特性の確保

C 量調整によるパーライト分率の適正化

2) 磁気特性の向上

パーライト部：ラメラ間隔を広げ、パーライト中のフェライト部が有する磁気モーメントを活用

フェライト部：不純物 (Mn, P, S) 低減による磁気モーメントの向上および、固溶 C, N 量低減による磁壁ピン止力の低減

2. 試料および実験方法

供試材の化学成分を表 1 に示す。強度特性と磁気特性への影響が大きい C 量については、圧延材の強度 (断面硬さ) が純鉄系材料の約 1.5 倍となる 0.15 (mass%) を選定し、熱間圧延した 30mm 材を実験に供した。また、比較鋼として、C 量が同一の JIS 機械構造用炭素鋼を用いた。熱間圧延に際しては、加熱温度を 850 ~ 1,150 の範囲で変化させ、パーライト中のラメラ間隔が異なる試料を作製した。

実験材の代表組織を図 1 に示す。高温加熱材は、低温加熱材に比べて、ラメラ間隔の拡大が認められる。なお、各試料の平均ラメラ間隔は、圧延材の D/4 部を走査

表 1 供試材の化学成分

Table 1 Chemical composition of steels used in this study

Steel	(mass%)							
	C	Si	Mn	Cr	Al	B	Total N	Solubilized N
KTCF15A	0.15	0.02	0.36	0.10	0.040	0.0020	0.0030	< 0.0001
JIS S15C	0.16	0.19	0.46	0.04	0.017	-	0.0040	0.0008

* 鉄鋼部門 神戸製鉄所 糸鋼開発部

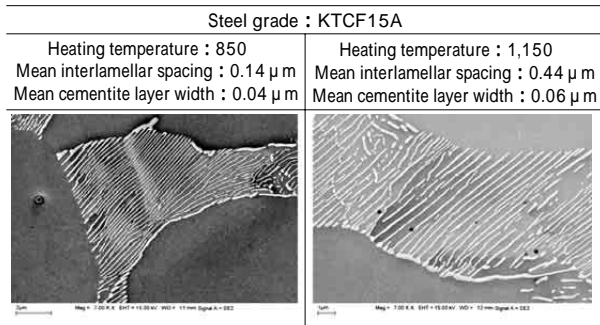


図1 パーライト中のラメラ間隔の比較

Fig. 1 Comparison of interlamellar spacing in pearlite structure

型電子顕微鏡で15,000倍に拡大して組織撮影を行い、その平均値を適用した。この圧延材を対象に直流磁気特性や機械的性質を評価した。さらに、冷間鍛造性および振動減衰特性も評価した。

2.1 磁気特性

供試材からリング状の試験片（外径 28mm，内径 20mm，高さ 4mm）を作製し，JIS 法（JIS C2504）に基づいて磁気特性を評価した。測定は自動磁化測定装置（理研電子社製：BHS-40）を用いて磁化曲線を描き，保磁力，透磁率および各磁界の強さに対する磁束密度を求めた。なお，印加磁界の掃引速度は，渦電流損失がヒステリシス曲線に影響を与えない範囲を確認して設定した（200～250A/m/sec）。

2.2 機械的性質

強度特性は，常温での引張試験と横断面のビッカース硬さにより評価した。引張試験片は，JIS Z2201 による14A号試験片を切出し，試験に供した。

2.3 冷間鍛造性

円柱試験片（20×30mm^L）を用い，溝付き円盤で端面を拘束した圧縮試験により変形能と変形抵抗を評価した。変形能は，圧縮後の試験片表面から割れが発生しない最大の圧縮率で評価し，変形抵抗は60%圧縮時の荷重から計算して求めた^{8),9)}。

2.4 振動減衰特性

モータやオルタネータなどの回転機器では，使用環境下で共振しないことが重要である。開発鋼の振動特性を確認するため，共振周波数域での振動減衰能を評価した。測定は中央加振共振法で行い，試料中心部を加振した際の振動をひずみゲージで測定し，振動減衰能を算出した。なお試験片には，圧延材から採取した5mm^W×1mm^T×100mm^Lを用いた。

3. 実験結果と考察

3.1 磁気特性

ラメラ間隔の影響

開発鋼 KTCF15A および比較鋼 S15C それぞれの磁気焼鈍材のパーライトラメラ間隔と保磁力との関係を図2に示す。両鋼種とも，圧延時の加熱温度を高め，ラメラ間隔を拡大することで保磁力が向上した。また，ラメラ間隔拡大による向上効果は0.2μmまでが大きく，本ラメラ間隔を境に，供試材の磁区構造や磁壁のピン止力が変化したと推定される。

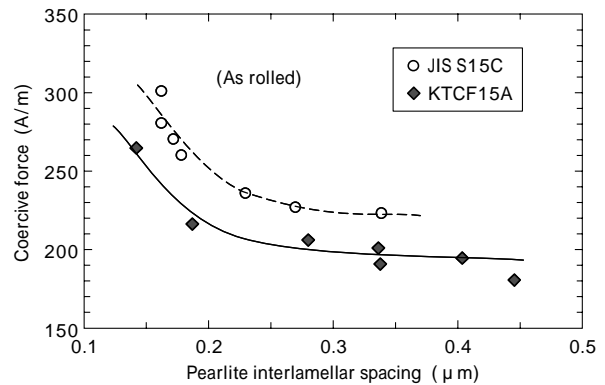


図2 ラメラ間隔と保磁力の関係

Fig. 2 Relationship between coercive force and interlamellar spacing

結晶粒界や表面弾性エネルギーの影響を考慮しない理想試料の場合，強磁性体中の磁区の幅 d と磁壁の厚さは，磁壁エネルギーを最小とする条件から，それぞれ以下の式で与えられる^{6),10)}。

$$d \approx \left(\frac{\mu_0 \ell}{I_s^2} \right)^{1/2} \dots \dots \dots (1)$$

$$= \frac{1}{2K} \dots \dots \dots (2)$$

ここで， K ：磁気異方性エネルギー係数， σ_w ：磁壁の単位面積当たりのエネルギー， I_s ：磁化， ℓ ：磁区形成部の長さ， μ_0 ：真空の透磁率である。

パーライト粒を $\ell = 10 \mu\text{m}$ の立方体と仮定し，純鉄の物性値（ $\sigma_w = 3.6 \times 10^{-3} \text{J/m}^2$ ， $K = 48 \times 10^3 \text{J/m}^3$ ， $I_s = 2.15 \text{Wb/m}^2$ ）を上式に代入すると，磁区の幅は $d = 0.1 \mu\text{m}$ ，磁壁の幅は $\sigma_w = 0.036 \mu\text{m}$ と推定できる。

上記結果は，パーライトラメラ間に存在するフェライト部に磁区を形成させるためには，ラメラ間隔に下限値が存在することを示唆しており，ラメラ間隔が0.1～0.2μmで保磁力が大きく改善した本実験結果の傾向とおおむね一致する。また，磁壁の幅がパーライト中のセメントタイト層の厚さとほぼ整合することから（図1），セメントタイト層は磁壁移動に対する強いピンニングサイトとなる可能性がある。ラメラ間隔拡大に伴う磁気特性の改善は，単位面積あたりの磁壁ピンニング力の減少と，単位体積あたりの磁気モーメントの増加の相乗効果により得られたものと考えられる。

固溶Nの影響

図3に，純鉄系材料における保磁力とN量の関係を示す。窒化物形成元素を含まない状態でN量を増加させると固溶Nが増し，格子ひずみが増大して磁気モーメントの低下と磁壁ピン止力の増加が生じ，保磁力が低下する¹¹⁾。開発鋼 KTCF15A では，少量のB添加によって鋼中の固溶NをBNとして析出させ，固溶Nによる格子ひずみへの影響を低減しているため，比較鋼 S15C に対して大幅な保磁力改善が実現できたものと考えられる。

以下，ラメラ間隔の拡大と固溶Nの低減で，強度特性を維持して磁気特性を改善した開発鋼 KTCF15A の磁気特性を示す。なお，パーライトのラメラ間隔は，保磁力改善効果がおおむね飽和する0.3μmをねらい，圧延条件を設定した。

開発鋼の磁気特性

KTCF15A および S15C の磁気焼鈍材の初磁化曲線と、KTCF15A の圧延材の初磁化曲線を図 4 に示す。供試材の磁気焼鈍条件は、工業用で広く採用されている 850 × 3 時間とし、真空中 (0.5mmTorr 以下) で実施した。

開発鋼は、比較鋼に比べて磁界印加時の磁束密度が高く、とくに 2,000A/m 以下の磁界領域で顕著な向上が認められる。なお、高磁界側で双方の磁束密度が漸近するのは、飽和磁化に近づくに伴い、組織構造が支配的な磁壁ピン止力の影響が減少するためである。

表 2 に、開発鋼 KTCF15A と比較鋼 S15C の主な磁気特性を示す。開発鋼は、磁束密度、保磁力ともに比較鋼より優れた特性を有する。このため、電磁力発生に必要な起磁力エネルギーの低減と、部品動作時のヒステリシス損失低減の両効果により、部品特性を維持したまま消費電力の低減が期待できる。

例えば、電磁部品の動作に必要な磁束密度を 1.4T と仮定すると、S15C では 1,250A/m の磁界の強さが必要であるのに対し、開発鋼では 750A/m で達成でき、電磁力発生に必要な起磁力エネルギーを約 40% 低減できる。

さらに、図 4 に示すように、開発鋼では圧延のままの状態でも磁気焼鈍した S15C 相当の磁気特性を満足する。

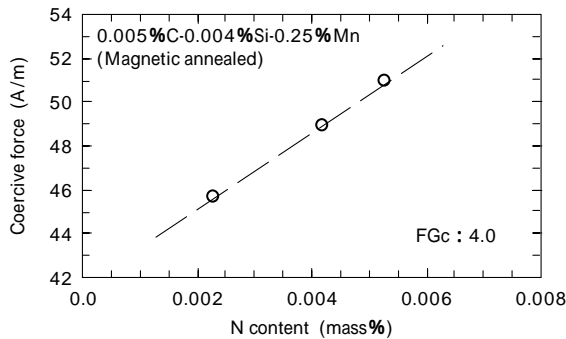


図 3 N 量と保磁力の関係

Fig. 3 Relationship between coercive force and N content

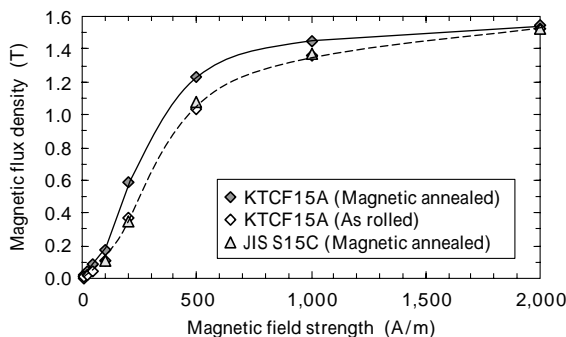


図 4 磁束密度特性の比較

Fig. 4 Comparison of magnetic flux density

表 2 KTCF15A の磁束密度特性

Table 2 Magnetic properties of KTCF15A

Steel	Treatment	Magnetic field density (T)					Coercive force (A/m)
		100A/m	200A/m	500A/m	1,000A/m	10,000A/m	
KTCF15A	As rolled	0.109	0.368	1.039	1.360	1.816	206
	Magnetic annealed	0.178	0.589	1.227	1.445	1.866	130
JIS S15C	As rolled	0.077	0.283	0.916	1.272	1.815	260
	Magnetic annealed	0.110	0.350	1.080	1.370	1.820	215

したがって、現行材が S15C 相当の部品に対しては、磁気焼鈍工程の省略が可能と考えられる。

3.2 機械的性質

開発鋼 KTCF15A における圧延材の機械的性質を表 3 に示す。開発鋼の引張強さは 400MPa 級であり、純鉄系材料と比較すると約 1.5 倍に増加するため、強度特性も重視する電磁部品にも適用が可能である。S15C との比較では引張強さが若干低いものの、C 量の調整で同等強度を満足でき、本強度レベルでも強度維持と部品特性最大化の両立が可能と考えられる。

図 5 に、C 量の異なる KTCF 鋼と JIS 機械構造用炭素鋼との保磁力 - 硬さ特性の比較を示す。同一硬さで比較すると、KTCF 鋼の保磁力は JIS 機械構造用炭素鋼に比べて 50 ~ 70A/m 低く、強度特性も重要視される電磁部品で想定される全ての C 量域 (C < 0.20mass %) で本開発鋼の有効性を確認できた。

3.3 冷間鍛造性

円柱試験片を圧縮加工した際に、割れが発生する限界の圧縮率を図 6 に示す。S15C では球状化焼鈍材においても限界の圧縮率が 77.5% であるのに対し、開発鋼は軟化焼鈍を行わない状態で 80% の据込加工を行っても割れが発生せず、優れた変形能を有することを確認した。

同形状の円柱圧縮試験片を用いて、圧延材の変形抵抗を測定した結果を図 7 示す。開発鋼は、比較鋼より室温での変形抵抗が低いことに加え、加工発熱で想定される温度域 (100 ~ 300) での変形抵抗増加が抑制されていることが分る。加工発熱温度域での変形抵抗増加は、鋼中の固溶 C, N の存在に起因する動的ひずみ時効の影響であることが知られており⁸⁾、本開発鋼では Cr 添加によって固溶 C を、微量 B 添加によって固溶 N を、それぞれ化合物として析出させて低減した結果、変形抵抗増加を

表 3 KTCF15A の機械的性質

Table 3 Mechanical properties of KTCF15A

Steel	Treatment	Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Young modulus (GPa)	Elongation (G.L.=25mm) (%)	Reduction of area (%)
KTCF15A	As rolled	220	380	209	37.9	70.9
JIS S15C	As rolled	250	430	207	36.0	66.4
Pure iron base (0.005% C)	As rolled	170	280	208	43.8	92.0
	Magnetic annealed	150	230	208	-	93.2

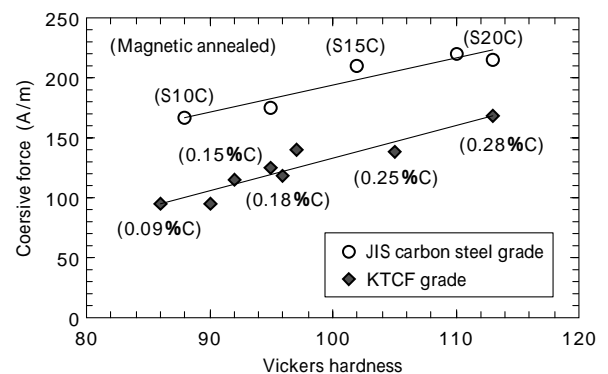


図 5 保磁力と断面硬さの関係

Fig. 5 Relationship between coercive force and Vickers hardness

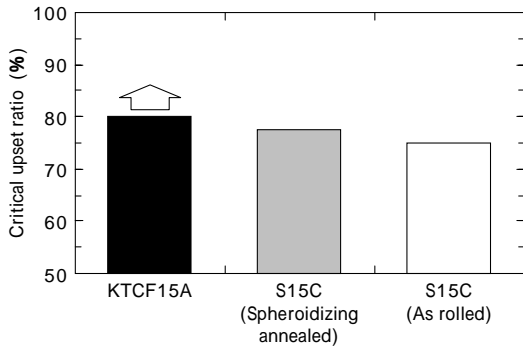


図6 割れ発生限界圧縮率
Fig. 6 Critical upset ratio to crack initiation

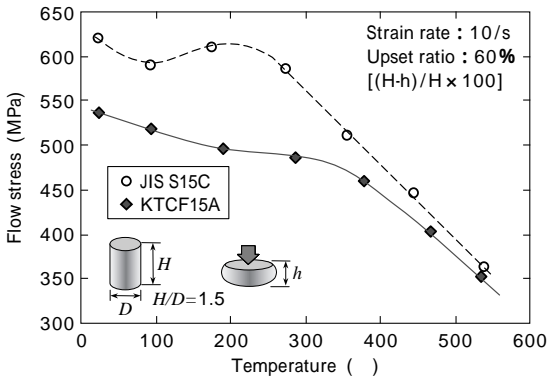


図7 変形抵抗の温度依存性
Fig. 7 Temperature dependence of flow stress

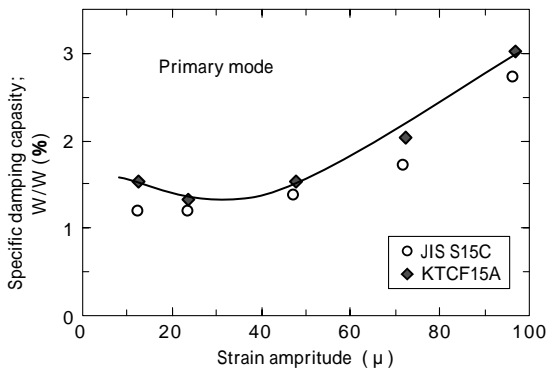


図8 開発鋼の振動減衰能
Fig. 8 Specific damping capacity of KTCF15A

抑制できたと考えられる。

このため、開発鋼 KTCF15A の適用は、電磁部品の高性能化に加えて、冷間鍛造前の軟化熱処理工程の省略など、部品製造コスト低減の観点からも極めて有用であると考えられる。

3.4 振動減衰特性

図8に振動減衰能の測定結果を示す。開発鋼の振動減

衰能は S15C と同等以上であり、S15C よりもわずかに向上する傾向が認められた。このため、従来、低炭素鋼を用いてきた部品をはじめ、一般の電磁部品に対しては、本開発鋼は問題なく使用できると考えられる。

なお、開発鋼で振動減衰能が若干増加した原因は、固溶元素の低減を目的に生成・分散させた化合物が振動エネルギーも吸収したためと考えられる^{12), 13)}。

4. 適用例

開発鋼 KTCF シリーズは、純鉄系軟磁性材料を適用できなかった強度が必要な磁気部品において磁気特性の向上を可能とする。

これまでに、電動パワーステアリング用のモータ鉄心や電磁クラッチの鉄心材として採用され、消費電力低減と部品の生産性向上に貢献している。

むすび = 機械的強度を維持しつつ磁気特性を改善した高強度軟磁性材料を開発し、以下に示す特長を確認した。

強度特性が要求される部品に適用でき、部品の発熱量の低減や制御回路への負荷軽減を実現できる。

複雑形状部品を冷間鍛造で成型でき、磁気焼鈍を省略できる可能性があることから、部品製造コストの低減に大きく寄与することができる。

今後も自動車分野をはじめとして、省電力化と製造コスト低減への要望を背景に、高強度軟磁性材の適用は拡大していくものと期待される。

参考文献

- 1) 浜田有啓ほか：三菱電機技報，Vol.61, No.8 (1987) p.651.
- 2) 川延寿継ほか：内燃機関，Vol.26, No.333 (1987) p.230.
- 3) 千葉政道ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.52, No.3 (2002) p.66.
- 4) 千葉政道ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.55, No.2 (2005) p.18.
- 5) 岩崎明裕ほか：自動車技術会論文集，Vol.36, No.6 (2005)，p.133.
- 6) 近角聡信：強磁性体の物理(下)，裳華房，1963.
- 7) 山崎友裕ほか：日本機械学会論文集(A編)，62巻，594号 (1996-2) p.488.
- 8) 百崎 寛ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.50, No.1(2000) p.45.
- 9) 日本塑性加工学会編：鍛造，コロナ社，1995，p.154.
- 10) 志賀正幸：磁性入門，内田老鶴園，p.155.
- 11) 福田方勝：特殊鋼，Vol.51, No.6 (2002) p.4.
- 12) 佐々木良一：日本鉄鋼協会 第68回講演大会論文集 (1973) p.67.
- 13) 松倉 隆：鉄と鋼，日本鉄鋼協会会誌，Vol.64, No.11(1978) p.918.