

(解説)

純鉄系軟磁性材料

Soft Magnetic Iron Wire



坂田昌之*¹
Masayuki SAKATA

Recently, in the automotive field, electronic control devices have become indispensable to achieving the functional improvement of fuel economy and safety, and the demand is increasing for soft magnetic materials that can produce a larger electromagnetic force with low electric power. With their excellent magnetic characteristics, the ELCH2 series steels developed by Kobe Steel have contributed to the power saving and performance upgrading of electromagnetic parts. This paper introduces the major characteristics of the newly developed steel and outlines the part manufacturing process that maximizes the application performance.

まえがき = 近年、自動車分野における電子制御部品は、燃費や安全性などの機能を向上させるために不可欠な存在となっている¹⁾。車載電子機器の増加に伴って、電子制御部品に組み込まれるモータやソレノイドなどの電磁制御部品の需要は増加傾向にある。従来、これらの材料にはC量が0.1%程度の低炭素鋼が多く使用されてきたが、近年は部品の小型化や省電力化が強く要望されており、材料に対する高性能化が求められている。

当社は、高い磁気特性を発揮する純鉄系軟磁性材料ELCH2^{注)} (Extra Low carbon Cold Heading wire rod) シリーズを開発することによって^{2)~4)}、電磁部品の高性能化、ひいては自動車の低燃費化や環境負荷低減、安全性向上に貢献してきた。電磁制御部品に対する要求特性がますます高度化・厳格化しているなか、高い性能を維持したまま製造コストや部品コストを低減することに対する強い要望がある。

本稿では、当社が開発した純鉄系軟磁性材料ELCH2およびELCH2Sの主要特性を紹介するとともに、適用効果を最大限に発揮させるための部品製造工程について概説する。

1. 開発鋼の考え方

図1に、自動車用電磁制御部品の代表例としてリニアソレノイドの構造を示す。軟磁性材料は、磁気回路を形成する鉄心材およびカバー材に使用され、鉄心の吸引力と応答性に寄与する。吸引力は軟磁性材料の磁束密度によって左右され、材料の磁気モーメントの大きさで決まる。また、応答性は軟磁性材料の保磁力が影響し、保磁力が小さいほど応答性が良くなる。

脚注) ELCHは当社の登録商標 (第4812504号) である。

表1に、開発鋼 (ELCH2およびELCH2S) の化学成分を示す。当社は、軟磁性材料の磁気特性に悪影響を及ぼす因子を徹底的に排除することにより、電磁軟鉄のJISグレードの最良特性 (JIS SUY-O) を実現できる純鉄系軟磁性材料ELCH2を開発した。ELCH2は磁気モーメントを最大限に発揮するため、鋼材組織のほぼ100%が強磁性体であるフェライト相となるように設計している。また、磁気特性に悪影響をおよぼすセメントサイトを徹底的に排除するため、C量を0.01mass%以下に抑制している。さらに、低保磁力の観点から、磁壁移動を妨げるその他の不純物元素も極力低減している。Mnは鋼材の脱酸と脱硫のため添加が必須であり、最小限の添加を

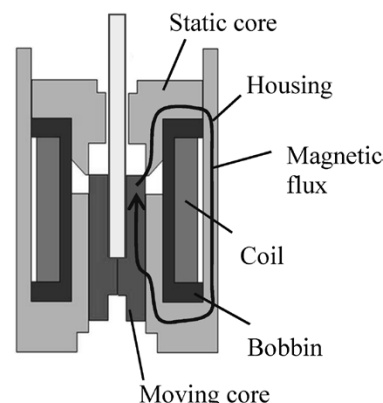


図1 ソレノイド部品の構造例
Fig. 1 Schematic illustration of a structure of solenoid parts

表1 開発鋼の化学成分
Table 1 Chemical compositions of developed steels

Steel	(mass%)					
	C	Si	Mn	P	S	N
ELCH2	0.005	0.004	0.25	0.009	0.008	0.0028
ELCH2S	0.005	0.004	0.26	0.010	0.025	0.0023

*¹ 鉄鋼事業部門 技術開発センター 線材条鋼開発部

表2 各種鋼材の磁気特性および機械的性質の比較

Table 2 Comparison of magnetic properties and mechanical properties

Steel	Magnetic flux density (T)				Hc (A/m)	μ_{max} (-)	TS (MPa)	YP (MPa)	EL (%)	RA (%)	Hv
	B1	B5	B10	B50							
ELCH2	1.37	1.49	1.55	1.73	32	17,422	295	136	42	90	73
ELCH2S	1.40	1.54	1.60	1.77	36	17,538	310	192	37	87	83
SUM24L	0.18	1.25	1.45	1.69	146	2,718	423	241	28	50	113
S10C	0.45	1.40	1.54	1.74	86	4,149	393	250	39	69	126
SUS410L	0.15	0.98	1.21	1.51	150	—	—	—	—	—	—

行っている。いっぽう、純鉄系材料は磁気特性に優れる反面、通常の炭素鋼に比べて切削加工時の切屑処理性や工具寿命が低下する。そこで、磁気特性に及ぼす悪影響を極力排除できる範囲でSを増量したELCH2Sを開発した。表2に、各種材料の磁気特性例を示す。開発した純鉄系材料 (ELCH2およびELCH2S) は高透磁率、高磁束密度および低保磁力を示すことが分かる。総合的に軟磁気特性に優れており、開発鋼の適用は電磁制御部品の小型化および省電力化に大きく寄与する。

2. 磁気特性を発揮させるための製造条件

軟磁性材料の磁気特性は、材料の磁気モーメントと磁壁移動への抵抗力に依存し、これらは材料のミクロ組織の影響を大きく受ける。本章では、磁気特性を最大に発揮できるミクロ組織に制御するための製造条件について述べる。

2.1 磁気焼鈍温度の影響

図2に、保磁力と結晶粒径の関係を示す。保磁力は結晶粒径に反比例し、結晶粒が大きいほど保磁力は小さい。結晶粒界は磁壁移動の妨げとなるため、保磁力を低下させるには、結晶粒径を大きくして金属組織に占める結晶粒界を極力低減することが望まれる。結晶粒を大きくするには焼鈍が有効である。結晶粒成長は、焼鈍の温度と時間の双方に関係する。粒界エネルギーの観点から、再結晶後の平均結晶粒径は式(1)、(2)で表される^{5), 6)}。

$$d^2 - d_0^2 = 2M\sigma t \dots\dots\dots (1)$$

$$M = \frac{\Omega D_b}{\delta kT} = \frac{\Omega}{\delta kT} D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 d : 平均結晶粒径、 d_0 : 初期結晶粒径、 M : 易動度、 σ : 粒界エネルギー、 t : 時間、 Ω : 原子体積、 δ : 原子ジャンプ距離、 D_b : 粒界拡散係数、 D_0 : 粒界拡散定数、 T : 温度、 Q : 活性化エネルギーである。式(1)、(2)によると、平均結晶粒径に及ぼす影響は温度の寄与が大きい。図3に、焼鈍温度と保磁力の関係を示す。焼鈍温度が高いほど結晶粒が粗大化して保磁力は低下するが、900℃以上の焼鈍温度では保磁力は増加を示す。図4に、ELCH2の熱膨張曲線を示す。Ac1点は867℃であり、それ以上の温度で焼鈍を行うとフェライト相がオーステナイト相に変態し、冷却過程でフェライト相が生成するため、結晶粒が微細となり保磁力は増加する。そのため、磁気焼鈍はフェライト単相域での温度で行うことが好ましく、加熱炉内の温度のばらつきを考慮し、850℃付近

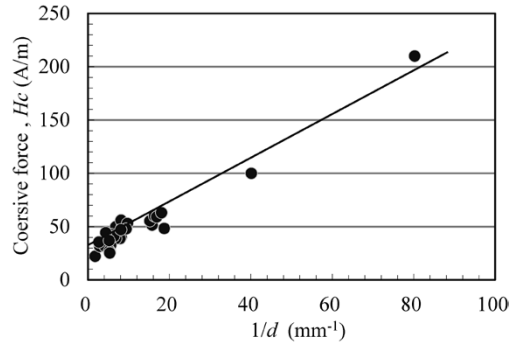


図2 結晶粒径と保磁力の関係

Fig. 2 Relationship between grain size and coercive force

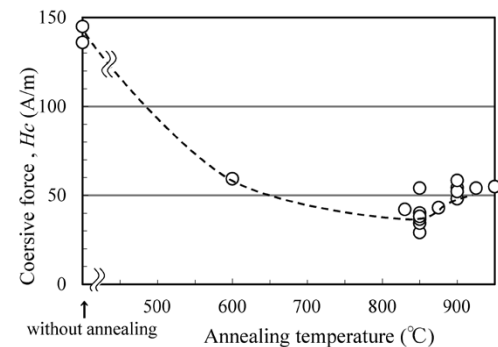


図3 焼鈍温度と保磁力の関係

Fig. 3 Relationship between annealing temperature and coercive force

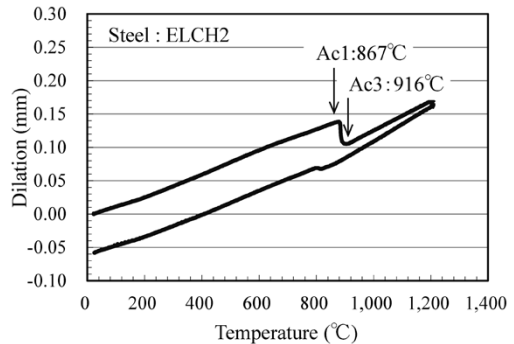


図4 熱膨張曲線

Fig. 4 Thermal expansion curve

で処理することが適切である。

2.2 磁気焼鈍雰囲気の影響

磁気焼鈍は、酸化による磁気特性の低下、および酸化スケールの発生によって部品の外観および寸法を損うことを防ぐ目的で、不活性ガス雰囲気、還元ガス雰囲気、あるいは真空雰囲気で処理されることが多い。いっぽう、最近の研究では、焼鈍雰囲気を適正化することは磁気特性の観点でも有効であることが分かってきた。図5

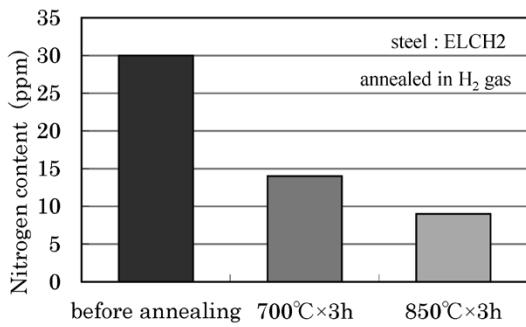


図5 水素焼鈍後の窒素濃度
Fig. 5 Nitrogen content after annealing in H₂

は、ELCH2を水素ガス雰囲気中で3時間焼鈍した後の窒素量を測定した結果を示す。焼鈍後は窒素濃度が低下しており、850℃では9 ppmまで低下している。窒素は磁気特性を低下させる有害な不純物元素であり、とくに経時的に磁気特性が劣化する磁気時効特性に大きく影響することが知られている⁷⁾。水素を用いた焼鈍による窒素濃度の低減が磁気時効特性を向上させる可能性を示唆している。

鋼中の窒素が放出される効果をより詳細に確認するため、ELCH2Sをベースに180 ppmの窒素を含有した鋼材を溶製し、種々の雰囲気中で磁気焼鈍を実施した。図6に、各雰囲気中で焼鈍した後の窒素濃度の測定結果を示す。大気雰囲気中で焼鈍した場合は表層に酸化スケールが生成してバリアとなるため、窒素濃度の低下は認められない。真空雰囲気、窒素雰囲気、およびアルゴン雰囲気では窒素濃度の低下が認められたが、水素雰囲気ほどの低下は認められなかった。水素焼鈍で最も窒素濃度が低下したのは、水素が非常に高い還元力を有しているためと考えられ、水上ら⁸⁾によると、溶鋼中に水素ガスを吹き込むことによって脱窒反応が促進されることが報告されている。図7に、窒素濃度と最大比透磁率の関係を示す。窒素濃度の低下に伴って最大比透磁率は上昇しており、水素焼鈍により窒素濃度を低下させることは磁気特性の向上に有効であることが分かる。

2.3 加工ひずみの影響

部品を成形する際の鍛造加工や前工程の伸線加工によって加工ひずみが導入される。磁気焼鈍は、こうした加工ひずみによる磁気特性への悪影響の無害化にも有効である。材料を塑性変形させると材料中に転位(格子欠陥)が導入される。この転位は磁壁移動の障害物として作用することから、保磁力が増大する。図8にひずみ量と保磁力の関係を示す。ひずみは伸線加工によって導入した。伸線加工ままでは、ひずみ量の増加に伴って転位密度が増加するため、保磁力は上昇する。磁気焼鈍を施すと大幅に保磁力が低下するが、磁気焼鈍材でもひずみ量が増加するほど保磁力は上昇する傾向にある。加工ひずみは鋼中にエネルギーとして蓄積され、再結晶核生成の駆動力となる。このため、ひずみ量が多いほど磁気焼鈍後の結晶粒が微細となることから、結晶粒界が増加して保磁力は上昇する。

図9は、硬さとひずみ量の関係を示す。部品強度が必要な場合は、伸線加工ひずみを付与することによって高

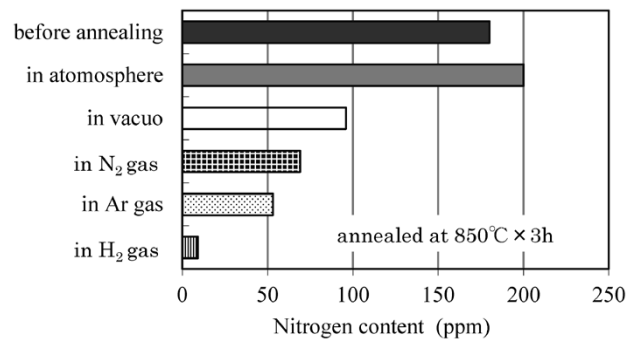


図6 各雰囲気での焼鈍後の窒素濃度
Fig. 6 Nitrogen content after annealing in different types of atmospheric gases

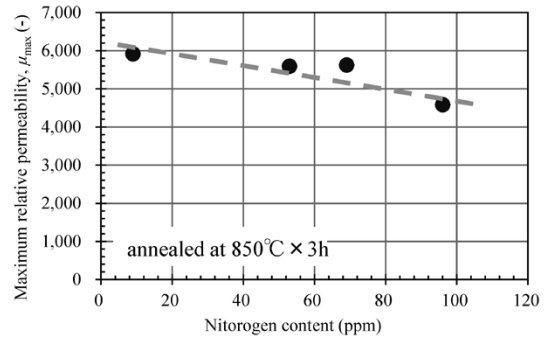


図7 窒素濃度と最大比透磁率の関係
Fig. 7 Relationship between nitrogen content and maximum relative permeability

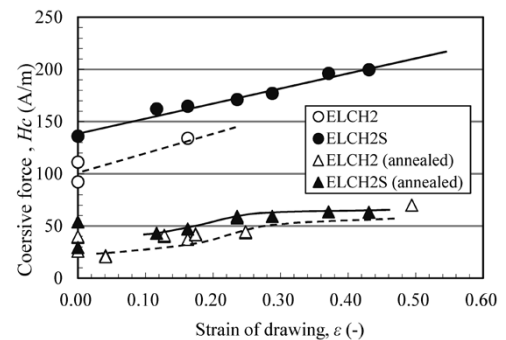


図8 保磁力への伸線加工ひずみと磁気焼鈍の影響
Fig. 8 Influences of strain by drawing and annealing on coercive force

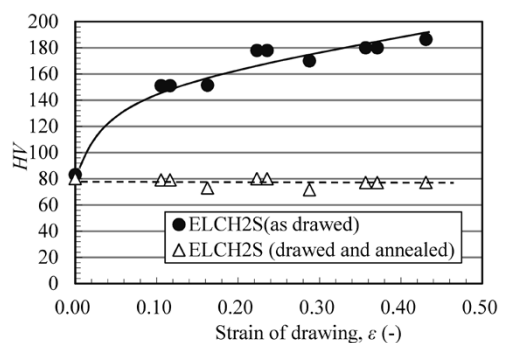


図9 硬さへの伸線加工ひずみと磁気焼鈍の影響
Fig. 9 Influences of strain by drawing and annealing on hardness

強度化が可能であるが、前述のとおり磁気特性が低下することは避けられない。伸線加工後に磁気焼鈍を行うと、転位の回復または再結晶が起こるため、硬さは低下し、焼鈍前のひずみ量によらずほぼ一定となる。加工硬化による高強度化を図る場合、強度と磁気特性はトレー

ドオフの関係にあるといえる。

2.4 窒化処理による表面硬化

純鉄系軟磁性材料に耐摩耗性や耐疲労性が必要な場合、窒化や軟窒化などの窒化処理によって表層硬度を向上させるのが有効である。図10に、ガス軟窒化処理を施したELCH2の表層硬度分布を示す。母材の硬度が約HV100であるのに対し、最表層ではHV240まで上昇している。注意すべき点は窒化処理を施すタイミングである。前節で紹介したとおり、不活性ガス中、還元ガス中もしくは真空中で磁気焼鈍を行うと、表面から窒素が抜け出るため、窒化処理による硬化の効果は消失する。図11にガス軟窒化のままの場合、およびガス軟窒化後に水素焼鈍を施した場合の表層の窒素濃度分布の測定結果を示す。ガス軟窒化ままでは400 μ m程度の窒素濃化層が認められる一方で、水素焼鈍の後では窒素濃化層は消失している。

図12に処理工程による保磁力の変化を示す。ガス軟窒化処理のみの場合、ひずみが解消されるため保磁力は若干低下するが、磁気焼鈍ほどの改善は認められない。いっぽう、磁気焼鈍の後にガス軟窒化処理を施した場合、磁気焼鈍のみの場合とほぼ同等の保磁力を示す。表層硬度と磁気特性の両立が必要な場合は、磁気焼鈍の後に窒化処理を行えばよい。

2.5 熱間鍛造による磁気焼鈍省略

ELCH2の磁気特性を最大限に発揮するには磁気焼鈍

が必要であることを前節まで述べた。しかしながら磁気焼鈍は炉内雰囲気および温度パターンの緻密な制御が必要であり、生産コストを高める要因となっている。近年は、部品製造コストの削減要望が高まっており、磁気焼鈍を行わなくても高い磁気特性を発揮する材料が求められている。その対策の一例として、熱間鍛造による部品成型を紹介する。

ELCH2Sを用いて $\phi 40 \times 60$ mmの試験片を作製し、ひずみ速度 3 s^{-1} の条件で種々の温度で据え込み率60%の端面拘束圧縮試験を行った。空冷後、その中央部から外形38mm \times 内径30mm \times 厚さ4mmのリング状試験片を作製し、磁気測定を行った。図13に据え込み試験を行った温度と保磁力の関係を示す。据え込み温度の上昇に伴って保磁力は低下し、900 $^{\circ}\text{C}$ 以上ではほぼ横ばいとなる(図中の○プロット)。いずれもELCH2Sに磁気焼鈍を施した場合(図中の実線)ほど保磁力を低下できないが、900 $^{\circ}\text{C}$ 以上で加工することで、S10Cの磁気焼鈍材(図中の一点鎖線)と同等以上の保磁力を発揮できる。

図14に上記試験片の組織写真を示す。据え込み温度600 $^{\circ}\text{C}$ 以下では結晶粒が伸長しており、加工の影響が残存している。いっぽう、据え込み温度900 $^{\circ}\text{C}$ 以上では結晶粒は等軸化しており、加工ひずみの影響は完全に消失しているが、結晶粒は微細である。900 $^{\circ}\text{C}$ の加工では動的再結晶が起こることによって結晶粒が微細化するため、保磁力は磁気焼鈍材ほど低減しなかったと考えられる。動的再結晶挙動は温度だけでなくひずみ速度の影響も大きい⁹⁾ため、熱間鍛造で磁気焼鈍を省略する試みを行う際は、ひずみ速度の影響を考慮して結晶粒径を適切に制御することに留意すべきである。

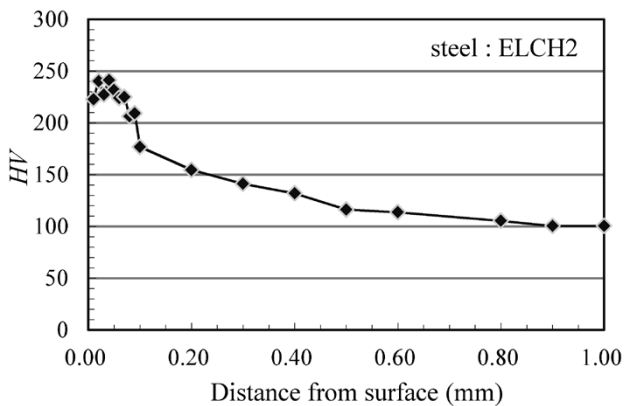


図10 ガス軟窒化後の硬さ分布
Fig.10 Hardness distribution after gas nitrocarburizing

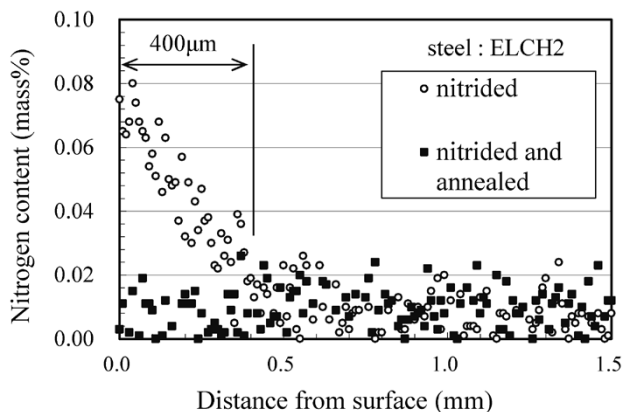


図11 軟窒化処理及び磁気焼鈍後の窒素濃度分布
Fig.11 Nitrogen content distribution in the surface after nitriding and annealing

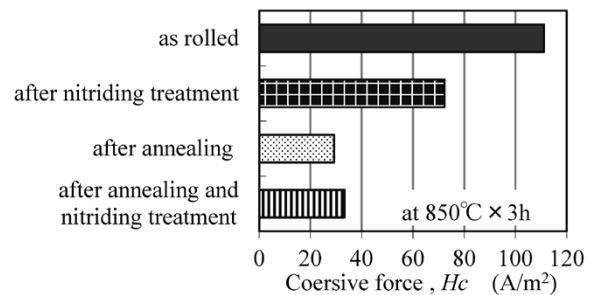


図12 各試験工程後の保磁力
Fig.12 Coercive force after each process

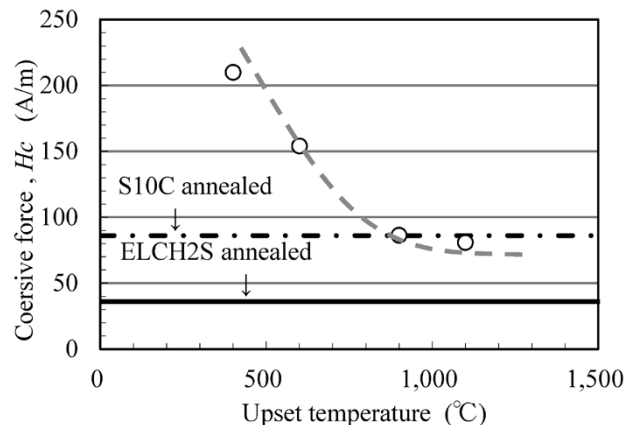


図13 据え込み温度と保磁力の関係
Fig.13 Relationship between upset temperature and coercive force

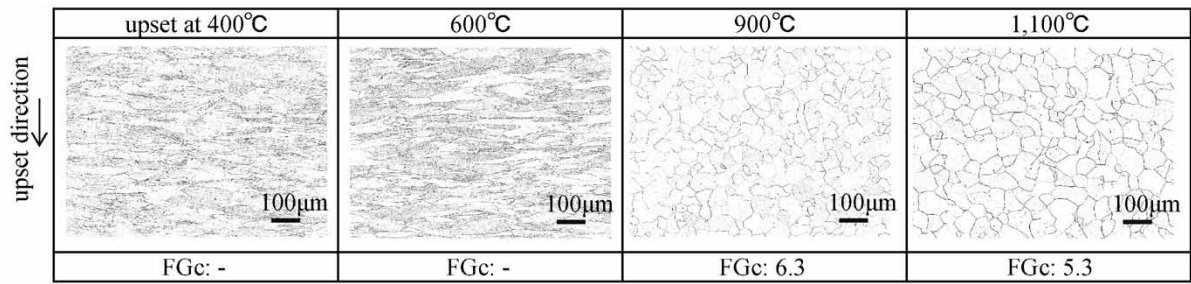


図14 熱間圧縮後の断面組織
Fig.14 Microstructure after hot upsetting

むすび = 電気自動車や燃料電池車のみならず、産業機械や家電製品においてもより精密な電子制御が求められ、電磁制御部品の需要は今後、より拡大すると予想される。純鉄系軟磁性材料ELCH2シリーズは、電磁制御部品の高性能化や部品製造コストの低減に有効であり、日々進化を遂げる電装技術を支える材料として適用の拡大が期待される。

参考文献

- 1) 佐藤吉信ほか. REA誌. 2014, Vol.36, No5, p.242-249.
- 2) 千葉政道ほか. R&D神戸製鋼技報. 2002, Vol.52, No.3, p.66-69.
- 3) 千葉政道ほか. R&D神戸製鋼技報. 2005, Vol.55, No.2, p.18-21.
- 4) 千葉政道ほか. R&D神戸製鋼技報. 2011, Vol.61, No.1, p.57-61.
- 5) 高木節雄ほか. 材料組織学, 朝倉書店, 2010, 82p.
- 6) 関 彰ほか. 新日鉄住金技報. 2013, Vol.396, p.43-49.
- 7) 小柴定雄ほか. 日立評論. 1956, Vol.38, No.9, p.101-108.
- 8) 水上義正ほか. 鉄と鋼. 1988, Vol.74, No.2, p.294-301.
- 9) 酒井 拓. 鉄と鋼. 1995, Vol.81, No.1, p.1-9.