

動力伝達部品用高炭素鋼板 —一体成形化が可能な高加工性熱間・冷間圧延高炭素鋼板

High-Carbon Steel Sheets for Power Train Parts

—Formable High-Carbon Steel Sheets Suitable for One-Piece Forming—

藤田 毅 FUJITA Takeshi JFE スチール スチール研究所 薄板研究部 主任研究員(課長)
中村 展之 NAKAMURA Nobuyuki JFE スチール スチール研究所 薄板研究部 主任研究員(副課長)・工博
飯塚 俊治 IIZUKA Shunji JFE スチール 西日本製鉄所 薄板商品技術部薄板室 主任部員(課長)

要旨

JFE スチールでは、2種類の加工性に優れた高炭素鋼板を開発した。無方向性高炭素冷間圧延鋼板は、 r 値の面内異方性 (Δr) が 0.06 と極めて小さく、成形性および低温短時間加熱での焼入性にも優れ、回転体部品へ鋼板プレス成形を適用する場合、寸法精度の低下を回避できる。高穴抜き性高炭素熱間圧延鋼板「ハイパーリング SC」は、熱間圧延での超急速冷却による炭化物の微細分散化により、穴抜き性、打抜き性に優れ、増肉加工などに最適である。

Abstract:

JFE Steel has developed two types of formable high-carbon steel sheets. Non-oriented high-carbon cold-rolled steel sheet has excellent isotropic mechanical properties suitable for cylindrical rotating parts, for example. Hyper burring high carbon hot-rolled steel sheet exhibits excellent burring formability secured by the fine dispersion of spheroidized cementites, which has been enabled by applying a rapid cooling system in the run-out-table of the hot-rolling process.

1. 緒言

今日、自動車の低燃費化とグローバル市場でのコスト競争力を両立させるため、動力伝達部品の分野では、(1) 動力伝達効率の向上(転がり抵抗低減)、(2) 高い耐久性の維持と重量の低減、(3) 部品の寸法精度向上や余肉低減などが技術開発課題となっている。また、高精度と高強度が求められる動力伝達部品は、成形・接合・熱処理などの多くの工程を要するため、素材コストに比べて加工コストの占める割合が大きい。そこで、製造コスト削減に対して、(1) 一体化による部品点数および接合コスト削減、(2) 成形工程での形状矯正やトリム加工あるいは中間焼鈍の省略などが積極的に進められている。

そこで本稿では、これらの課題解決に対応した自動車動力伝達部品用の一体成形化が可能な2種類の高加工性高炭素鋼板について紹介する。

2. 無方向性高炭素冷間圧延鋼板¹⁻³⁾

自動車動力伝達部品の中でも、高炭素冷間圧延鋼板は、優れた加工性と高い板厚精度が求められる部品に広く用

いられている。円筒形状の軸対称の部品に成形した場合、圧延鋼板に特有の鋼板面内の異方性に起因した以下の問題があり、次工程での形状矯正や切削工程が不可避であった。

- (1) 耳が発生するため、歩留まりが低下する。
- (2) 真円度が低下し、回転時に偏心が生じやすい。
- (3) 板厚が変動し、焼入れムラが生じやすくなる。

そこで、面内異方性の低減による上記課題の解決と動力伝達部品を製造する上で重要なプレス成形性および高周波焼入性を併せ持った高炭素冷間圧延鋼板の開発を行った。

2.1 開発のコンセプト

鋼板の塑性異方性は、 r 値 ($= \{\ln(w_0/w)\} / \{\ln(t_0/t)\}$ 、ここで、 w : 板幅、 t : 板厚) で定義される。鋼板をカップ成形した時の耳の発生程度は、この r 値の面内異方性 ($\Delta r = (r_{90^\circ} + r_{90^\circ} - 2r_{45^\circ})/2$) が 0 に近い程小さくなる。この面内異方性は集合組織と強い相関がある⁴⁾。容器材料では、集合組織制御の一つとして冷圧率を 90% まで高めて面内異方性を低減している⁵⁾。しかし、駆動系部品用途では板厚確保が重要となるため、冷圧率の増大は好ましくない。

各結晶方位の圧延方向と r 値の関係⁶⁾ から、板面に {111}

面が集積する鋼板は板面内のすべての方位で r 値が高い。これに対し、 $\{100\}\langle 011\rangle$ 方位は 45° 方向の r 値が高く、 $\{110\}\langle 001\rangle$ 方位 (Goss 方位) は 0° 方向で $r = 0.5$, 90° 方向で r 値が無大となり面内異方性を大きく阻害する。

著者らは高炭素鋼板の r 値の面内異方性低減の手段として、優先方位である $\langle 111\rangle//ND$ (圧延面法線方向) の集積度を面内ランダム化するとともに、 r 値の異方性を阻害する $\{110\}\langle 001\rangle$ の Goss 方位 (圧延方向に対し 90° 方向の r 値: 無限大) の成長を抑制するため、再結晶粒成長に大きな影響を及ぼすセメンタイトの形態を制御することが有効と考えた。

2.2 集合組織制御

2.2.1 面内異方性の低減化検討

再結晶, 集合組織の形成に及ぼすセメンタイト粒径の影響を調査するため, JIS S35C 実機熱間圧延鋼板を用いて冷間圧延前に A_{c1} 変態点以下の 640 (鋼 A) および 720 (鋼 B) にて 40 h の焼鈍を施し, セメンタイト粒径を変化させた。セメンタイトは, いずれも 100% 球状化しており粒径はそれぞれ鋼 A: $0.4 \mu\text{m}$, 鋼 B: $1.0 \mu\text{m}$ であった。その後, 70% の圧下率で冷間圧延し, この鋼板を 680 にて 40 h の再結晶最終焼鈍を行った。セメンタイト粒径がサブミクロンサイズの鋼 A は $\Delta r = -0.03$ と面内異方性が極めて小さい。これに対し, 鋼 B は $\Delta r = 0.12$ と大きく, r 値の面内異方性に対してセメンタイト粒径の影響が大きいことが分かる。なお, 熱間圧延鋼板焼鈍による集合組織の差異は認められなかった。このことから, サブミクロンサイズのセメンタイトが $\langle 111\rangle//ND$ 集合組織の形成に対し何らかの影響を及ぼしていると考え, 集合組織を調査した。

Fig. 1 に示す最終焼鈍過程の X 線積分反射強度および最終焼鈍後の ODF (orientation distribution function) 解析結果より, セメンタイトが微細分散した鋼 A では $\{111\}$ を高いレベルで維持すると同時に, 面内異方性を阻害する

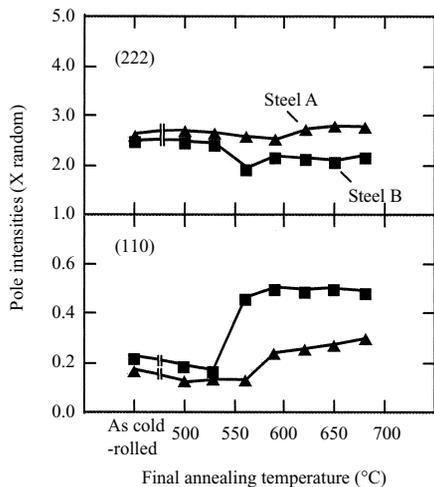


Fig. 1 Changes of normalized relative values of integrated X-ray intensities ((hkl)) during 2nd annealing

Goss 方位 $\{110\}\langle 001\rangle$ の発達著しく抑制されている。これは, 微細セメンタイトが Goss 粒の優先的な $\{111\}\langle 112\rangle$ 粒侵食の抑制による $\{111\}$ 粒の板面内ランダム化を促進し, $\langle 111\rangle//ND$ fiber の異方性を大幅に低減したためと考えた。

2.2.2 再結晶および集合組織形成に対するセメンタイトの役割

高炭素冷間圧延鋼板の再結晶および集合組織の形成に対しては第 2 相であるセメンタイトの形態や析出量が影響する。母相フェライトに比べてセメンタイトは極めて硬質 ($HV = 950$) であることから, 冷間圧延時にセメンタイト界面周囲のフェライト相において高いひずみを生じる。この領域の存在が再結晶挙動に大きな影響を与える。また, フェライト粒の成長に対してはセメンタイト粒径および分散形態が大きく影響する。

Photo 1 に, 冷間圧延後および最終焼鈍過程のミクロ組織変化を示す^{7,8)}。面内異方性が大きい鋼 B では 530 で微細な再結晶の形成が認められ, 590 では再結晶が完了している。このように, セメンタイトが粗大な場合は第 2 相を含まない鋼板と同様の再結晶粒成長の形態を示し, フェライト粒内の変形帯に相当する高いひずみ領域から Goss 粒が形成され⁹⁾, 冷間圧延時に形成された $\{111\}$ 粒を侵食したものと考えられる。一方, 面内異方性が小さな鋼 A は, 530 で部分的に再結晶が開始しており, 590 では一部に小さな結晶粒が認められるものの, 極めて大きな再結晶粒 (写真中央) と微細な未再結晶組織の混粒と

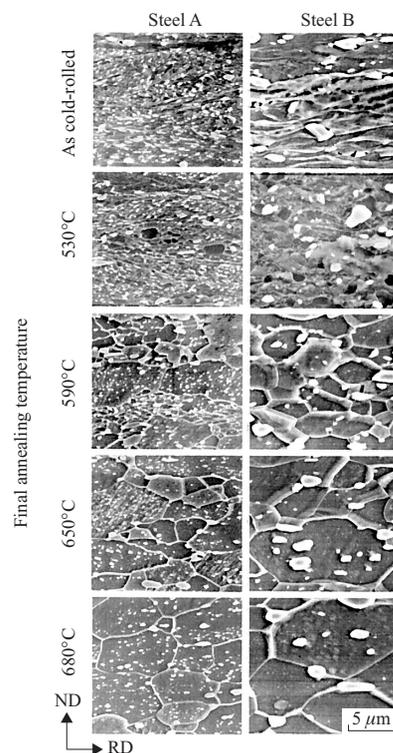


Photo 1 Effect of annealing temperature prior to cold-rolled on microstructural change during final annealing

なっている。Fig. 1 および Photo 1 より、冷間圧延時に形成した $\{111\}$, $\{110\}$ 方位がその場再結晶¹⁰⁾ により維持され、その後の昇温段階でのセメントタイトの粗大化にともなう異常粒成長で $\{111\}$ 粒が成長し、 $\{110\}$ 粒の発達を抑制したものと考えられる。なお、わずかに Goss 方位の発達が見られたのは、鋼 A と同様の再結晶粒 (590 の小さな再結晶粒) が部分的に生じ、これに対応したものと考えられる。

2.3 無方向性高炭素冷間圧延鋼板の特性

2.3.1 開発鋼の組織と機械的性質

JIS S35C 相当開発鋼の代表的な組織と機械的性質を Photo 2 および Table 1 に示す。開発鋼は均一な等軸フェライト粒と微細に分散したセメントタイトからなる組織を呈し、伸び (El) は 39% を示し、優れた成形性を有する。母材の引張強度 (TS) は 470 MPa で、硬さ (HV) は、140 である。 r 値の面内異方性 (Δr) は 0.06 と極めて小さい。

2.3.2 開発鋼の成形性および寸法精度

開発鋼および従来鋼の円筒深絞り成形後の外観を Photo 3 に示す。ブランクは 100 mmφ で、絞り比は 2.0 である。Fig. 2 に、周方向の壁高さの変化と板厚変化を示す。面内異方性が極めて小さい開発鋼は、絞り比 2.0 といった深絞りでも壁高さの変動は最大で 0.5 mm 程度と小さく、切削トリム工程を大幅に合理化できる。また、壁部の板厚変動は、従来鋼が最大 6% であるのに対して、開発鋼は絞り高さ 30 mm の位置でも 1% 未満 (10 数 μm) であり、優れた板厚精度が得られることで矯正が不要なレベルに達した。

自動車の駆動系部品で最も重要な特性である真円度は、Fig. 3 に示すように従来鋼は壁部の高さおよび板厚増加率に対応して 45° ピッチに外径が大きく変化するのに対し、開発鋼は 360° 外径変化がほとんどない (破線は真円)。高

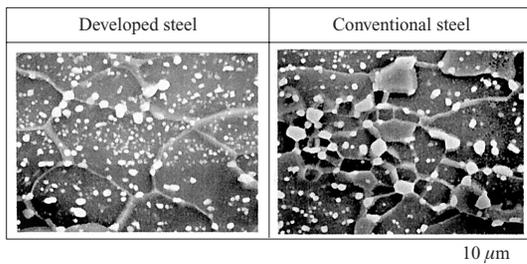


Photo 2 Microstructures of steels

Table 1 Mechanical properties of steels

	YP (MPa)	TS (MPa)	El (%)	r_{0°	r_{45°	r_{90°	Δr	mean- r
Developed steel	380	470	39	1.06	0.98	1.01	0.06	1.01
Conventional steel	290	500	35	1.25	0.95	1.38	0.37	1.14

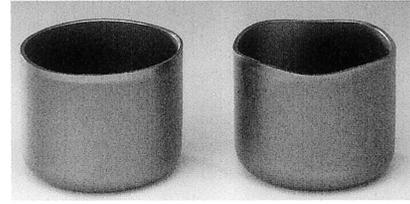


Photo 3 Appearance of cup cylinder tested pieces

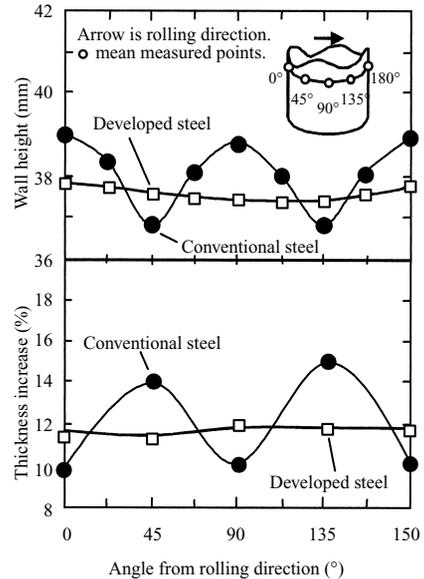


Fig. 2 Change in wall height and wall thickness

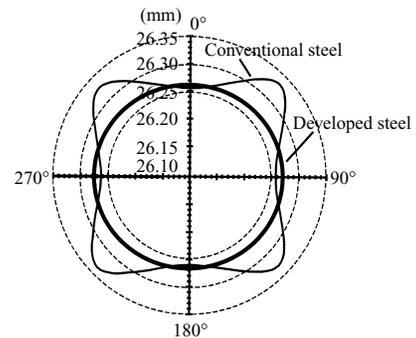


Fig. 3 Appearance change of test pieces after cup cylinder test

い真円度を有することから形状矯正の省略が期待される。さらに、開発鋼は高延性であることからプレス成形性に優れた複雑形状の部品への適用も可能になる。

2.3.3 開発鋼の焼入性

焼入性の評価は、端面を切削で仕上げた 100 mmφ のブランクを 70 rpm で回転させながら外周部を高周波加熱装置で 1000 まで急速加熱後水冷し、硬度分布を測定した。Fig. 4 より、開発鋼は従来鋼に比較し、耐摩耗性に重要な外周部の最表層硬度が HV で 80 ポイント高く、優れた焼入性を示す。セメントタイト粒径をサブミクロンサイズにすることで集合組織制御と同時に低温短時間での焼入性の向上を図っており、低温短時間化による熱ひずみの低減お

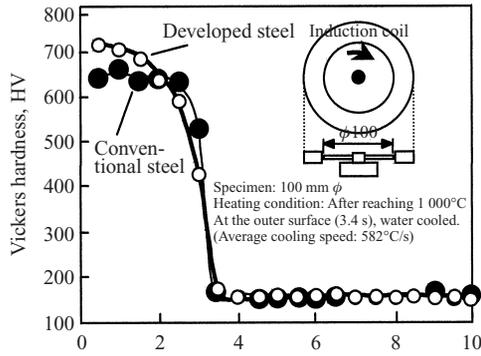


Fig. 4 Hardness distribution after induction heating

よび高生産性と省エネルギーにも寄与する。

2.4 適用例

現在、無方向性高炭素冷間圧延鋼板は、S35C-SK5 まで商品化され、特性の均一性のみならず優れた加工性および焼入性の点から、S35C においてはリングギア一体型ドライブプレート、SK5 ではベアリング部品に使用され、多方面への適用が進められている。

3. 高穴拡げ性高炭素熱間圧延鋼板³⁾ 「ハイパーパーリング SC」

従来、オートマチックトランスミッションのクラッチハブ・ドラムやプラネタリーキャリア部品の多くは、円筒部は低炭素熱間圧延鋼板を用いたプレス部品、ボス部は特殊鋼による鋳・鍛造部品を個別に成形し、その後に電子ビーム溶接 (EBW) により接合されていた。最近では、鋼板による一体成形化が進みつつあるが、素材の多くは加工性に優れた低炭素熱間圧延鋼板である。無段変速機 (CVT) の油圧部品においては、カップ成形した鋼板の円筒部を拡大しながら据え込みを行うことで部分増肉を可能にしている¹¹⁾。このような複雑形状部品もドライブプレートに見られるような高炭素鋼板による一体成形および部分熱処理の場合、ボス成形や増肉加工に対する要求特性としては優れた加工性であり、特にパーリング加工性や強加工時の高い変形能 (局部延性) が重要となる。このような要求に対して、熱間圧延での高精度制御冷却により組織制御を行い、優れた穴拡げ加工性を有する高炭素熱間圧延球状化焼鈍鋼板を開発した。

3.1 高穴拡げ性高炭素熱間圧延鋼板の特性

3.1.1 ミクロ組織と機械的性質

Table 2 に、JIS S35C 相当の高穴拡げ性高炭素鋼板の開発鋼および従来鋼の化学成分を示す。穴拡げ性に対する影響の大きい S¹²⁾ は、いずれも 0.002 mass% である。ミクロ組織を Photo 4 に、機械的性質を Table 3 に示す。開発鋼はフェライト結晶粒が均一微細であり、セメンタイトは

ほぼ 100% の球状化で均一微細に分散している。一方、従来鋼はセメンタイトが不均一に分布しているとともにラメラが残留している。開発鋼は穴拡げ率 (λ) が 80% で、伸びは 38% と高く優れた加工性を有する。穴拡げ試験は駆動系部品の適用板厚が大きいことと、加工状況から平底ポンチを用い、打抜きによるバリをダイ側として評価した。Photo 5 に、穴拡げ試験時の打抜き穴の破断面近傍の断面ミクロ組織を示す。従来鋼は穴拡げ前の打抜き段階において、すでにバンド状のセメンタイトラメラにそってポイドが連結し、クラックとなっている。一方、高穴拡げ性を有する開発鋼はポイドの発生がわずかに見られる程度である。高周波加熱による部分熱処理では、非熱処理部においても 440 MPa レベルの強度が要求される部品もあり、強度 λ バランスが重要となる。Fig. 5 に、開発鋼の特性バランスを示す。HV: 170 以下で JIS S35C 冷間圧延球状化焼鈍材の硬度を満足するとともに、引張強度 (TS) は 440 MPa を確保しながら高い穴拡げ性を有する。これにより、非熱処理部の高い耐久性が得られ、ゲージダウン (余肉低減) が可能になる。

Table 2 Chemical composition of steels (mass%)

	C	Si	Mn	P	S
Developed steel	0.33	0.19	0.74	0.017	0.002
Conventional steel	0.34	0.18	0.76	0.017	0.002

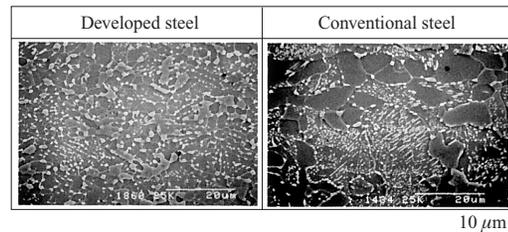


Photo 4 Microstructures of steels

Table 3 Mechanical properties of steels

	YP (MPa)	TS (MPa)	El (%)	λ^* (%)	Hardness, HV/HRB
Developed steel	386	488	38	80	150/78
Conventional steel	317	506	33	44	156/82

* Hole expansion ratio, Clearance: 20%

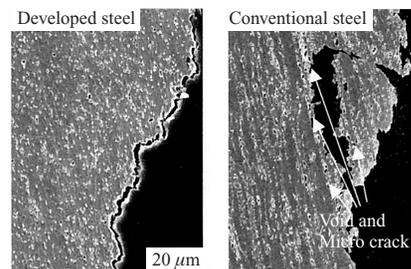


Photo 5 Microstructures of steels

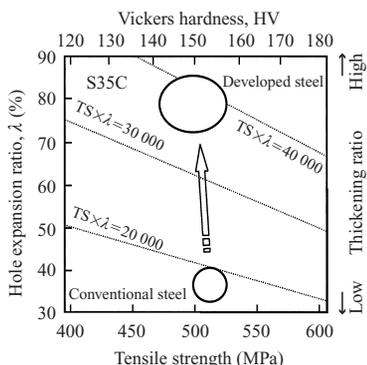


Fig. 5 Comparison of hole expansion ratio-strength balance of S35C hot rolled steels

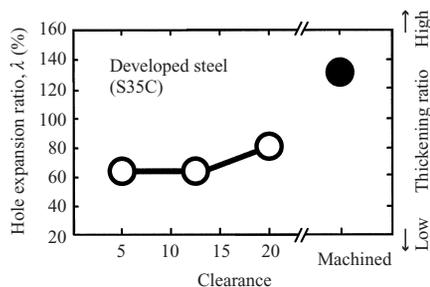


Fig. 6 Effect of clearance and machined on hole expansion ratio

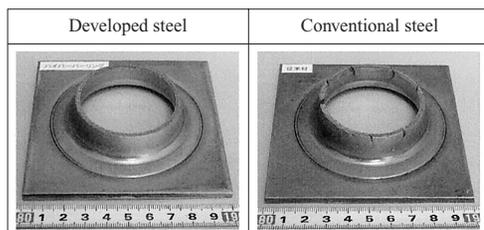


Photo 6 Hole expanded test piece (S35C)

従来より、穴拡げ性は打抜きクリアランスの影響を受けることが知られている。高炭素鋼板も同様であり、Fig. 6に示すように、クリアランス 5%、12.5%では $\lambda = 60\%$ 程度であるのに対し、クリアランス 20%では $\lambda = 87\%$ に向上する。また、機械加工穴（周方向にリーマ加工）では、端面へのダメージが極めて小さいことから $\lambda = 147\%$ と優れる。

3.1.2 ポス部品模擬成形

ポス成形を模擬した穴拡げ試験後の外観を Photo 6 に示す。従来鋼では困難であった高炭素鋼板でのポス成形の可能性が大幅に高まり、一体成形や部分増肉への展開が容易になる。この開発鋼は、セメント炭化物の均一微細分散により高周波加熱において、低温短時間の優れた焼入性と打抜き性や打抜き端面の均一性にも優れている。

3.2 適用例

プレス加工および冷間鍛造などによる増肉加工性に優れることから部分増肉を要するクラッチハブ・ドラム、プ

ラネタリーキャリア、CVT ピストン、リングギア一体型ドライブプレートなど、多くの部品への適用を検討している。

4. 結言

自動車動力伝達部品用として JIS S35C を用い、集合組織およびマイクロ組織を制御した以下に示す一体成形が可能な高加工性高炭素鋼板を開発した。

- (1) 無方向性高炭素冷間圧延鋼板： r 値の面内異方性 (Δr) が極めて小さく、成形性および低温短時間加熱での焼入性にも優れ、高い寸法精度が要求される部品に最適である。
- (2) 高穴拡げ性高炭素熱間圧延鋼板「ハイパーパーリング SC」：熱間圧延での超急速冷却による組織制御により、穴拡げ性、打抜き性に優れ、増肉加工などの差厚成形部品に最適である。

参考文献

- 1) 藤田毅ほか. 無方向性高炭素冷延鋼板の開発. まてりあ. vol. 40, no. 3, 2001, p. 283-285.
- 2) 藤田毅ほか. 無方向性高炭素冷延鋼板の開発. 金属. vol. 73, no. 2, 2003, p. 108-113.
- 3) 藤田毅ほか. “自動車駆動系部品への鋼板の適用と材料開発”. 2003 年材料フォーラム春季大会. 横浜, 2003-05, 自動車技術会. p. 23-28.
- 4) Bickweide, D. J. “Sheet Steel-Micrometallurgy by the Millions”. ASM 1968 Campbell Memorial Lecture. vol. 61, 1968, p. 662-679.
- 5) 登坂彰男ほか. 加工性に優れた極低炭素鋼軟質圧延鋼板および固溶窒素活用硬質圧延鋼板. 川崎製鉄技報. vol. 30, no. 3, 1998, p. 165-170.
- 6) Ray, R. K.; Jonas, J. J.; Butron-Guillen, M. P.; Savoie, J. Int. Mat. Rev. vol. 39, no. 4, 1994, p. 1.
- 7) 中村展之ほか. 高炭素冷延鋼板の集合組織形成に及ぼす冷延前組織の影響. 材料とプロセス. vol. 14, 2001, p. 1391.
- 8) 藤田毅ほか. “高炭素冷延鋼板の r 値の面内異方性に及ぼす冷延前組織の影響”. 第 123 回日本金属学会秋期大会講演概要. 2003, p. 530.
- 9) 古林栄一. 3%珪素鋼板における優先方位再結晶粒の成因. 鉄と鋼. vol. 56, no. 6, 1970, p. 734-750.
- 10) 古林栄一. その場再結晶 背景と問題点. 鉄と鋼. vol. 70, no. 15, 1984, p. 1816-1818.
- 11) 石原貞男ほか. 厚板プレス加工に用いる複動成形技術の開発. 塑性と加工. vol. 44, no. 507, 2003, p. 409-413.
- 12) 木下正行ほか. 伸びフランジ性の優れた自動車用高強度熱延鋼板. NKK 技報. no. 145, 1994, p. 1-8.



藤田 毅



中村 展之



飯塚 俊治