
川崎製鉄における薄鋼板開発の考え方

Concept of Developing New Sheet Steel Products in Kawasaki Steel

古君 修(Osamu Furukimi)

要旨：

川崎製鉄における薄鋼板開発の考え方を、主として自動車用鋼板および缶用鋼板について述べた。自動車用鋼板では、軟鋼における極限の成形性追及と高張力鋼板の成形性・耐衝突性向上をめざしてきた。前者の例として温間潤滑圧延による超高 r 値鋼板を、後者の例として熱間圧延後の冷却制御による DP (dual phase) 鋼、ハイブリッド強化型 DP 鋼などを開発した。また、缶用鋼板では素材の薄肉化の要求に応えるために、成形時には軟質でありながら製缶後は急速な歪時効で高強度化する N 添加鋼板を開発した。いずれの場合も、1995 年に稼働した千葉製鉄所第 3 熱間圧延工場の新技術をベースに、新しい金属学的な知見を組み合わせ得られたものである。

Synopsis：

The concept of developing new sheet steel products in Kawasaki Steel, especially for automobiles and for cans, is reviewed. For automobile use, the target of ultimate formability in mild steel, and the target of crashworthiness and formability in high strength steel, have been aimed. Ultra-high r -value steel, which can be produced by lubricated ferrite region rolling, has been developed, which is an example of the former target, and DP (dual phase) steel and hybrid DP steel have been developed, which are the examples of the latter one. For can use, N-added steel, which is mild during forming and rapidly hardened by strain aging after forming, has been developed to satisfy the demand for thin gauges. In each case, the point of the developments was based on the combination of fundamental research in metallurgy and new technologies employed in No. 3 hot strip mill in Chiba Works.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

Concept of Developing New Sheet Steel Products in Kawasaki Steel



古君 修
Osamu Furukimi
技術研究所 薄板研究
部門長・工博

要旨

川崎製鉄における薄鋼板開発の考え方を、主として自動車用鋼板および缶用鋼板について述べた。自動車用鋼板では、軟鋼における極限の成形性追及と高張力鋼板の成形性・耐衝突性向上をめざしてきた。前者の例として温間潤滑圧延による超高 r 値鋼板を、後者の例として熱間圧延後の冷却制御による DP (dual phase) 鋼、ハイブリッド強化型 DP 鋼などを開発した。また、缶用鋼板では素材の薄肉化の要求に応えるために、成形時には軟質でありながら製缶後は急速な歪時効で高強度化する N 添加鋼板を開発した。いずれの場合も、1995 年に稼働した千葉製鉄所第 3 熱間圧延工場の新技術をベースに、新しい金属学的な知見を組み合わせ得られたものである。

Synopsis:

The concept of developing new sheet steel products in Kawasaki Steel, especially for automobiles and for cans, is reviewed. For automobile use, the target of ultimate formability in mild steel, and the target of crashworthiness and formability in high strength steel, have been aimed. Ultra-high r -value steel, which can be produced by lubricated ferrite region rolling, has been developed, which is an example of the former target, and DP (dual phase) steel and hybrid DP steel have been developed, which are the examples of the latter one. For can use, N-added steel, which is mild during forming and rapidly hardened by strain aging after forming, has been developed to satisfy the demand for thin gauges. In each case, the point of the developments was based on the combination of fundamental research in metallurgy and new technologies employed in No. 3 hot strip mill in Chiba Works.

1 緒 言

薄鋼板の用途は自動車、建材、電気機器および容器など広範囲にわたり、強度水準も軟鋼の引張強さ 270 MPa 級から超高張力鋼板の 1300 MPa 級以上まで、幅広く開発されている。その際、各用途に合わせて、自動車用途ではプレス成形時における深絞り性、張り出し性、形状凍結性および時効性、組立における溶接性、実車における耐疲労性など、また容器用途ではその他にノンイヤリング性（低異方性）などの必要特性が考慮される。

最近の自動車用薄鋼板に対する主な要求を、おおむね強度水準別に車体内・外板向け、構造部およびシャシー向けに大別して以下にまとめる。まず、比較的要求強度水準の低い内・外板向けについては、車体製造プロセスの簡素化を目的として、一体成形に適するような深絞り性と張出し性の向上である。より要求強度水準の高い構造部材あるいはシャシー向けについては、安全性向上の観点から耐衝突性の向上、車体軽量化の観点から耐疲労性の向上、および高張力鋼板の問題点となっているプレス成形におけるスプリングバックの低減、さらに曲げ、伸びフランジ性の向上である。

一方、缶用鋼板では、自動車用鋼板と同様に軽量化に対応すべく極薄鋼板および高張力鋼板の開発が強く望まれている。その際、2 ピース缶ではイヤリングの増大、3 ピース缶ではスプリングバック量の増大などの、製缶性の低下を十分に考慮した強化機構を用いる必要がある。

本報告では、以上述べた種々の用途の中で、特に軟鋼板における深絞り性の向上および引張強さ (TS) 590 MPa 級高張力鋼板におけるスプリングバック特性と耐衝突性の向上、また、缶用鋼板については、N を活用した高張力化について、当社の開発の考え方について述べる。

2 深絞り特性の向上

自動車の内・外板には、TS が 270 MPa 級の冷間圧延軟鋼板から 340 MPa 級あるいは 440 MPa 級の冷間圧延高張力鋼板が使用されている。この用途に用いられる鋼板には、主に深絞りおよび張出し成形性が要求される。深絞り成形性は鋼板の r 値が大きいほど、また、張出し成形性は n 値および全伸びが大きいほど良好となる。

一般に C を低減すると、固溶 C や炭化物の減少にともなって再結晶・粒成長性が良くなり、伸び・ r 値とも向上するが、Fig. 1 に示すように C の固溶限 (0.02 mass%) 以下の領域では C を低減し

* 平成 11 年 6 月 4 日原稿受付

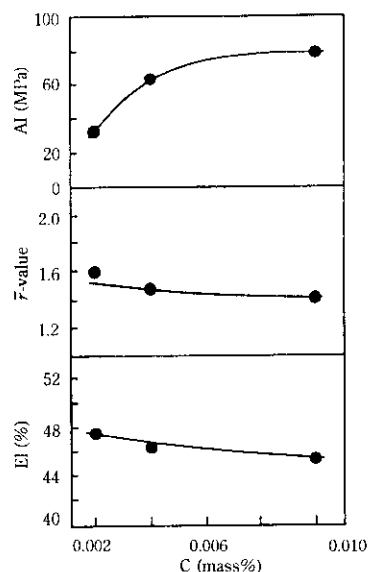


Fig. 1 Effect of C content on mechanical properties of annealed sheet steels with no alloying elements (annealing temperature: 830°C)

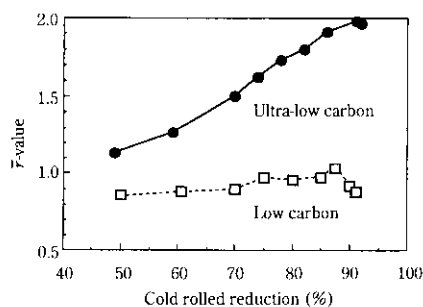


Fig. 2 Effect of cold rolled reduction on $\bar{r}$ -value for Nb-bearing IF steel (C = 0.002 mass%) and low carbon steel (C = 0.05 mass%)

でも著しい改善は見られない⁹⁾。この領域では固溶 C 低減の効果のみとなるほか、極低 C 化にともなう異方性が大きくなるからである。これを改善するには C を極限まで低減するとともに、Nb, Ti などの微量元素を添加して C および N を析出物として固定した極低炭素 IF (interstitial atom free) 鋼を素材とすることが必要である¹⁰⁾。さらに、 r 値は結晶組織の配向性を (111) に制御することで向上することが知られており、極低炭素 IF 鋼に最適な熱間・冷間圧延および連続焼鈍サイクルを組み合わせることで、鋼板の集合組織の配向を (111) に高度に制御して r 値を向上させることが望ましい。

ここで、集合組織を (111) に配向させる組織学的原理を述べる。一般に、 r 値は冷間圧延率とともに上昇するが、Fig. 2 に示すようにある圧下率 (極低炭素鋼板で約 90%) でピークをもち、それ以上では低下する¹¹⁾。この現象は、再結晶の駆動力となる歪みの蓄積が圧下率を増加するほど高まることで、再結晶しやすい (111) 再結晶粒が優先的に成長し r 値は向上するが、一方、圧下率が 90% 以上になると bcc 鉄の最終冷間安定方位に近づき、そこから発生した再結晶粒は (111) 粒でなくなることに起因する。また、冷間圧延・焼鈍後の (111) への集積は、Fig. 3 に示すように、冷間圧延前の鋼板の (111) 配向度にも関係する。したがって、次に述べる温間潤滑圧延を行い、熱間圧延鋼板の (111) 配向度を高めることにより、冷

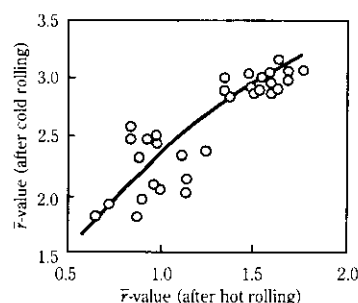


Fig. 3 Effect of $\bar{r}$ -value after hot rolling on $\bar{r}$ -value after cold rolling and annealing at 880°C-20s for Ti-bearing IF steel (C = 0.002 mass%)

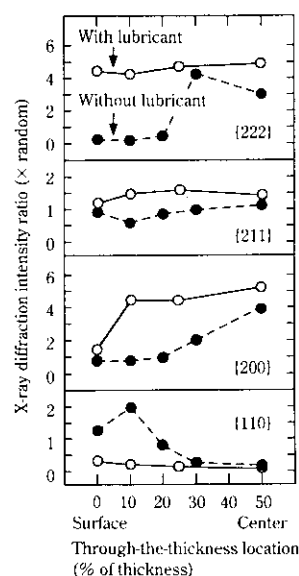


Fig. 4 Effect of lubrication on the variation of X-ray diffraction intensity ratio through the thickness of Ti-bearing IF steel after annealing

間圧延鋼板の r 値を向上させることができる。

温間潤滑圧延とは、変態による結晶組織のランダム化を避けるべく、フェライト域での熱間圧延により冷間圧延と同等な圧延歪みの蓄積と圧延集合組織を発達させ、これを再結晶させることで、熱間圧延板に (111) 集合組織を十分に発達させる手法である。ただし、フェライト域で圧延した場合には、鋼板と圧延ロールの間に生ずる大きな摩擦のために鋼板の表層部に強い剪断変形が付与され、ここから生じる (110) 集合組織が再結晶後も残留するため、 r 値を低下させる要因となる¹²⁾。これに対する解決法は、潤滑圧延による表面せん断層の低減である。潤滑圧延を施すことにより、表面のせん断組織が低減し、その結果、Fig. 4 に示すように板厚中心部のみでなく表面部にも (111) 面が配向するようになる¹³⁾。

以上の考えに基づき、川崎製鉄では張り出しおよび深絞り成形性に優れた IF 鋼を開発した。フェライト域での潤滑圧延は、圧延中に鋼板がスリップする危険があるため、シートバーを溶接して連続的に圧延可能な千葉製鉄所の第 3 熱間圧延工場¹⁴⁾において世界で初めて実施できた技術である。その超高 r 値鋼板の代表的な特性を従来の最高レベルの高 r 値冷延鋼板と比較して Table 1 に示す¹⁵⁾。これらの鋼板は、オイルハンなどの超深絞り成形部品に広く適用可能である。

Table 1 Typical mechanical properties of ultra-high r value steel

Steel type	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	$\bar{r}$	Δr	LDR
Ultra-high r value steel (0.7 mm)	150	282	55	2.94	0.35	2.48
Conventional super EDDQ steel (0.7 mm)	152	286	55	2.58	0.60	2.33

3 TS590MPa 級高張力鋼板における スプリングバック特性と耐衝突性の向上

自動車の構造部材あるいはシャシーに用いられる高張力鋼板には、プレス成形性から見ると加工時のスプリングバック（形状凍結性）および伸び、伸びフランジ性が重要となる。さらに、安全性・耐久性の観点から、構造部材には耐衝突性が、またシャシー用鋼板には高疲労強度が要求される。以上の用途別の特性を満足させるためには、従来の強化機構に加え、さらに高度な組織制御が必要となる。本報告では、近い将来に実用化が期待され、また、一部採用されつつある TS590 MPa 級鋼板について¹⁰⁾、組織制御によるスプリングバック、伸びフランジ性、耐衝突特性および疲労特性の向上について述べる。

スプリングバックは、鋼板の降伏強さ (YS) あるいは引張強さ (TS) に支配され、いずれの強度がより支配的であるかは曲げ条件に大きく依存する。種々の高張力鋼板を曲げ加工した時のスプリングバック量と YS あるいは TS との関係を、Fig. 5 に示す。曲げ半径が大きい時にはスプリングバック量は YS と強い相関を示し、一方、曲げ半径が小さい時にはスプリングバック量は TS と強い相関を示す。この結果より、同じ TS で比較した場合、部品の曲げ成形条件によって、YS の高い材料かあるいは低い材料を選択する必要があると結論される。

ここで、同じ TS を前提として、YS の組織依存性について述べる。組織強化機構別に降伏比 (YS/TS) の概略値を Fig. 6 に示すが、フェライトもしくはベイナイト単相で析出強化型である HSLA 鋼の降伏比は高く、フェライト-マルテンサイト組織の DP (dual phase) 鋼の降伏比は低い。また、フェライト-ベイナイト-オーステナイト組織の TRIP (transformation induced plasticity) 鋼の降伏比は HSLA

鋼と DP 鋼の中間の値である。DP 鋼では変態歪による可動転位がマルテンサイト相の周辺に多数発生して容易に変形を開始するが、HSLA 鋼ではその機構がない上に析出物が転位を固着するため、高応力まで変形しない。TRIP 鋼はこの中間的位置付けである。

以上述べたように、組織制御により降伏比が異なる高張力鋼板の製造が可能となる。一方、実際の自動車部品の成形ではスプリングバック特性とともに、伸びフランジ性を向上させる必要がある。伸びフランジ性は、基本的には切欠伸びのような局部延性と相関するが、打ち抜きのみで加工する場合には界面でのクラックの発生も大きく影響し、母相と第 2 相の硬度差が大きい DP 鋼は不利である。これを改善するには、結晶粒を微細化し、第 2 相の微細分散を含めて組織の均一化を図るか、主相と第 2 相の硬度差を小さくすればよい。組織を微細化すると伸びフランジ性が向上するという現象は、最近 HSLA 鋼においてもいくつかの例が報告されている^{11,12)}。一方、主相と第 2 相の硬度差という観点からすると、たとえば組織をアシキユーラフェライト単相にすることで強度-変位バランスを向上させることができる¹³⁾ が、当社では TiC を活用してフェライト相を析出強化することで第 2 相のマルテンサイトとの硬度差を小さくし、低降伏比という DP 鋼の特徴を維持しつつ伸びフランジ性を向上させたハイブリッド強化型複合組織鋼板を開発した¹⁴⁾。

次に、耐衝突性を向上させる組織制御について述べる。自動車の衝突部材は圧潰によって衝突エネルギーを吸収するため、高速引張試験における応力-ひずみ曲線から求められる吸収エネルギーで耐衝突性が評価できる¹⁵⁾。そこで、結晶粒径を変化させた DP 鋼について、ひずみ速度 2000 s⁻¹ の条件で試験した応力-ひずみ曲線からひずみ量が 10, 20, 30% までの吸収エネルギーを求め、結晶粒径との関係を調べた。その結果を Fig. 7 に示す。結晶粒径が小さくなるにしたがい、吸収エネルギーは増加することが明らかとなった。また、その傾向は、ひずみ量が大きい時に顕著である¹⁶⁾。

これらの結果から、結晶粒の微細化は伸びフランジ性を向上させるとともに、耐衝突性も向上させると結論できる。その他、DP 鋼においては、第 2 相のマルテンサイトを微細化しフェライト-マルテンサイト界面面積を増加させることにより、耐衝突特性が向上することが知られている¹⁷⁾。

以上の知見を基に、川崎製鉄では千葉製鉄所第 3 熱間圧延ミルを活用し、伸びフランジおよび耐衝突特性に優れた DP 熱延鋼板を開発した。その鋼板の代表的な特性を Table 2 に示す。これらの鋼板は、耐衝突部品に適用可能である¹⁷⁾。

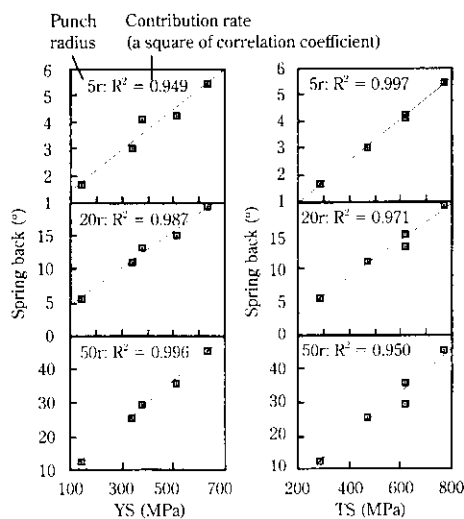


Fig. 5 Effect of yield strength and tensile strength on spring back at variable punch radii

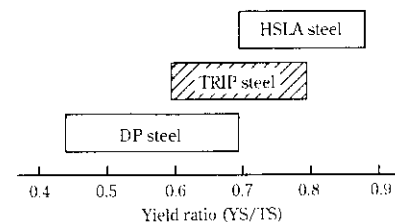


Fig. 6 Comparison of yield ratio (YS/TS) for various high strength steels

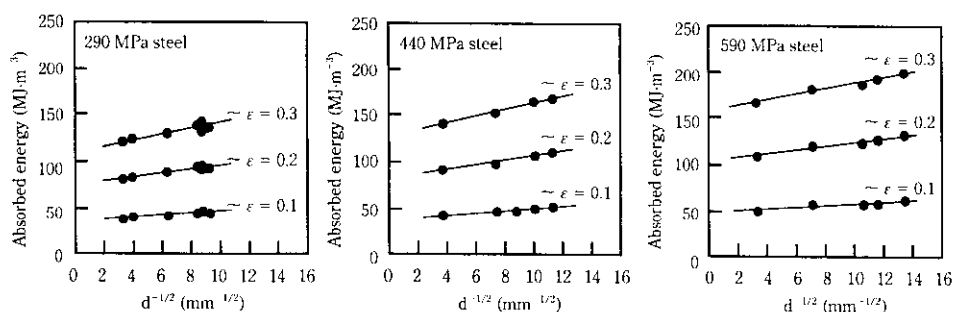


Fig. 7 Effect of average grain size on absorbed energy at strain rate of 2000 s^{-1} for solution (Si-Mn-P) strengthened Ti-bearing IF steels

Table 2 Typical chemical composition and mechanical properties of newly developed dual phase steel ($t = 1.4 \text{ mm}$)

Chemical composition (mass%)			Mechanical properties		
C	Mn	P	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)
0.07	1.7	0.07	330	620	30

4 高成形性缶用鋼板

缶用鋼板の分野においても、素材の薄肉化の要求にともない、高張力鋼板の開発がさかに行われている。箱焼鈍材から連続焼鈍材に変えることにより、固溶C量が増加し、細粒化が図られるため強度は上昇する。さらに高張力化を図るためには、(1) 鋼中のC、Mnなどの強化元素の増加、あるいは、(2) 焼鈍後の2次冷間圧延による加工硬化、という手法が考えられる。

しかし、C、Mnを添加すると熱間あるいは冷間圧延時の変形抵抗が著しく増加し、さらに、溶接缶用途では溶接部が硬化し、フランジ加工性が低下する。また、2次冷間圧延を施すと延性が低下すると同時に、降伏比が高くなりスプリングバックが増加する。

以上の問題点を解決する手段として、従来、積極的に使用されていなかった強化元素であるNに着目し、主として3ピース缶用素材の研究開発を行った。N添加は時効した時の延性を低下させるが、それに対応して予想されたフルーティングの発生などもなく、むしろFig. 8に示すように、成形時には軟質で、製缶後は急速な歪み時効により有効に高強度化するという極めて優れた特徴を有することが明らかとなった^{18,19)}。この鋼板は製品の段階で添加したNの大部分を固溶状態で残す必要があり、熱間圧延条件をはじめとして各工程の厳密な制御が必要とされる。この点で新熱間圧延設備の高精度な圧延制御技術が有効に活用されている。

以上の考え方で製造したN固溶強化極薄鋼板の代表的な特性を

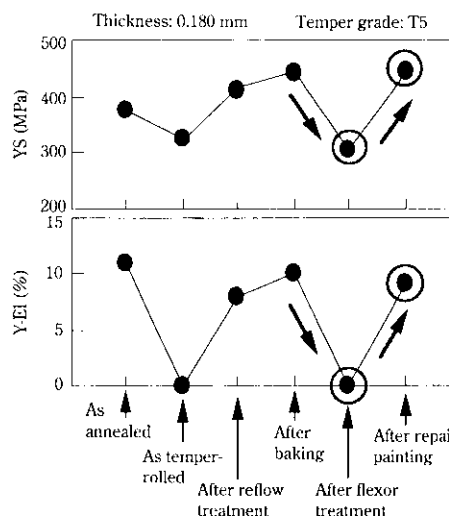


Fig. 8 Change of tensile properties of N solution strengthened thin-gauge steel sheets for can use during can manufacturing process

従来鋼板と比較してTable 3に示す。この鋼板は、塗装後の焼き付けに相当する時効処理後に大きな強度増加を生じるので、缶体強度を維持しつつ、鋼板の薄肉化が可能となる。

5 結 言

千葉製鉄所第3熱間圧延ミルは、連続圧延という世界初の技術を有するほか、従来よりも格段に高精度な冷却制御が可能であり、これらを活用してはじめて超高 γ 値鋼板やDP熱間圧延鋼板、極薄高強度缶用鋼板などの開発が可能となった。今後もこの最新製造技術をベースとし、新しい金属学的な知見と組み合わせることによって、世の中のニーズに合致した新製品の開発を行っていく。

Table 3 Typical mechanical properties of N solution strengthened thin gauge steel sheets for can use

Steel	As temper rolled			After aging (at 210°C)		
	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)
Conventional	322	415	25	381	406	27
With 100 ppm N addition	331	454	26	442	462	27

Thickness: 0.18 mm JIS No. 5 specimen (longitudinal direction)

Base steel: 0.04%C-0.2%Mn-0.04%Al

参 考 文 献

- 1) 角山浩三, 小原隆史, 佐藤 進, 阿部英夫, 柴崎 治, 上杉暢彦: 川崎製鉄技報, **22**(1990)1, 35
- 2) 橋本 修, 佐藤 進, 田中智夫: 鉄と銅, **67**(1981), 1962
- 3) 山田正人, 徳永良邦: 鉄と銅, **71**(1985), S640
- 4) 奥田金晴, 藤長千香子, 登坂章男, 占君 修, 佐藤 寛, 久々湊英雄: 材料とプロセス, **9**(1996), 536
- 5) 金田金晴, 藤長千香子, 登坂章男, 坂田 敬, 久々湊英雄, 小原隆史: 39th MWSP Conf. Proc., ISS, vol. XXXV, (1998), 93
- 6) 松岡才二, 森田正彦, 占君 修, 小原隆史: 鉄と銅, **83**(1997), 127
- 7) 松岡才二, 小原隆史, 角山浩三, 左海哲夫, 齊藤好弘, 加藤健三: 日本金属学会秋期大会講演概要, (1986), 136
- 8) 二階堂英幸, 磯山 茂, 野村信彰, 林 寛治, 森本和夫, 坂本英夫: 川崎製鉄技報, **28**(1996)4, 224-230
- 9) 坂田 敬, 松岡才二, 小原隆史, 角山浩三, 白石昌司: まてりあ, **36**(1997), 376
- 10) 林 央: 自動車技術, **49**(1995), 11
- 11) 安原英子: 材料とプロセス, **12**(1999), 377
- 12) 長道常昭: 材料とプロセス, **11**(1998), 1017
- 13) 森田正彦, 黒澤伸隆, 青柳信男: 川崎製鉄技報, **27**(1995), 182
- 14) 鹿島高弘, 塚谷 一郎, 井上 毅: 材料とプロセス, **6**(1993), 1696
- 15) 渡辺憲一, 田村亮昭, 岩谷二郎, 岡野洋一郎, 白沢秀則, 高橋伸一郎: 材料とプロセス, **9**(1996), 1381
- 16) 三浦和哉, 高木周作, 占君 修, 谷村眞治: 材料, **47**(1998), 1053
- 17) 三浦和哉, 高木周作, 加藤俊之, 松田 修, 谷村眞治: まてりあ, **35**(1996), 570
- 18) 登坂章男, 荒谷昌利, 小原隆史, 久々湊英雄, 泉山禎男: まてりあ, **36**(1997)4, 379
- 19) 登坂章男, 荒谷昌利, 久々湊英雄: 川崎製鉄技報, **27**(1995)3, 169