

ミニ特集・1

マルテンサイトとベイナイトの基礎：
高強度化と高延性・高靱性への挑戦

自動車用薄鋼板における ベイナイト・マルテンサイトの活用事例と課題

Development of High Strength Sheet Steels for Automobiles using Bainite and Martensite and Their Applications

新日本製鐵(株) 鉄鋼研究所
鋼材第一研究部 主幹研究員

吉永直樹 Naoki Yoshinaga

同上 部長

高橋 学 Manabu Takahashi

1 はじめに

自動車車体の軽量化へのニーズが高まる中、自動車用鋼板の高強度化が着実に進展しており¹⁾、補強用部材は元より骨格系部材においても980MPa以上の強度を有する鋼板が適用されつつある。このような超高強度薄鋼板の造り込みには、ベイナイトやマルテンサイトの活用が不可欠である。溶接性や耐食性を考慮した化学成分を前提に要求特性に応じて、これらを主体とするマイクロ組織を適切に制御する必要がある。たとえば、自動車用鋼板を所定の部品形状に加工するためには、その部品の加工方法に応じた成形特性が必要である。薄鋼板のプレス成形性には主に4つのモード、すなわち、①深絞り成形性、②張出し成形性、③伸びフランジ成形性、および④曲げ成形性、があることが知られている²⁾。①は鋼板のr値に、②は延性(均一伸び又はn値)に、③と④は主に局部変形能やマイクロ組織の均一性に依存すると言われている。一般に高強度鋼板ではr値の向上は困難であり、深絞り成形性よりも張出し成形性や伸びフランジ成形性が重要な指標となる。張出し成形性を支配する延性の向上には比較的軟質なフェライト組織に硬質組織を分散させた複合組織が有利であり、フェライト+マルテンサイトからなるDP(Dual-Phase)鋼やフェライト+ベイナイト+残留オーステナイトからなる低合金TRIP(Transformation Induced Plasticity)鋼等がこれに該当する。一方、伸びフランジ成形性や曲げ成形性を支配すると言われるマイクロ組織の均一化にはベイナイトが大きな役割を果たし、フェライト+ベイナイト組織やベイナイト単一組織が採用されている。更に高強度化が指向される場合には低炭素マルテンサイトも活用される。ここでは、自動車用高強度鋼板の最近の開発事例として、低合金TRIP鋼板、高バーリング性780MPa級熱延鋼板、低炭素980MPa級冷延鋼板およびホットスタンプ材について紹介し、ベイナイト・マルテンサイト研究に対する今後の課題と期待について述べる。

2 低合金TRIP型複合組織鋼板

低合金TRIP鋼板は高強度と高延性とを併せもつ高強度鋼板である。残留オーステナイトがプレス加工時に硬質のマルテンサイトに変態することでひずみの集中を回避するTRIP現象によって高い伸び、特に大きな均一伸びを示すことが特徴である^{3,4)}。多量のNiやMn等を含まない低合金鋼でオーステナイトを残留させるためには、オーステナイト中にCを十分に濃化させ、オーステナイトのマルテンサイト変態開始温度(Ms温度)を低下させることが必要である。一般にはSiやAlなどを添加し、鉄炭化物の生成を抑制した上で、400°C付近の温度でベイナイト変態をさせることで未変態オーステナイト中のC濃度を1%程度以上まで高め、その後冷却することでオーステナイトを残留させる。例として、0.2C-1.5Si-1.5Mn(mass%)鋼の材質とマイクロ組織におよぼす400°Cでの等温保持時間の影響を調査した結果を図1に示す⁵⁾。ベイナイト変態の進行に伴い、未変態オーステナイト中の炭素濃度が増加し、延性が向上していることが分かる。しかしながら、長時間の保持を行うと、未変態オーステナイト中で鉄炭化物が析出する結果、残留オーステナイト量が低下するため、鋼板の延性は低下する。また、最近では、合金化溶融亜鉛めっき(GA)を施したTRIP鋼板も開発されている^{6,7)}。この場合には、Fe-Zn合金化処理を400°Cよりも高い温度で行う必要があるため、鉄炭化物の析出開始条件を明確にすることはGA-TRIP鋼の製造条件を最適化する上でも重要である。鉄炭化物の析出を伴うベイナイト変態モデルについては既に報告されている。Azumaら⁸⁾はベイナイト変態をベイニティックフェライトの無拡散での繰り返し核生成(成長速度は非常に速く、サイズは変態温度と成分で決まる)と、ベイニティックフェライト生成後の未変態オーステナイトへのCの分配、およびオーステナイトからの鉄炭化物析出の組合せとして記述した。計算結果の例を図2に示す⁸⁾。このモデル

を用いると、未変態オーステナイトの量やC濃度、等温保持中のセメント析出開始条件等を計算できるだけでなく、ベイニティックフェライト中での鉄炭化物析出も考慮すると、上部ベイナイトから下部ベイナイトへの遷移も計算できる。しかしながら、鉄炭化物析出に対するSiやAl等の熱力学的な役割についての定量的な報告例が少なく、精度向上のためには今後の研究に期待するところが大きい。また、TiやNb、Mo等を添加した場合⁹⁾にはこれら合金炭化物の析出挙動および鉄炭化物の析出との競合も定量的に把握して制御す

ることが必要となる。複数の析出物の競合反応を取り扱った例は既に報告されていることから¹⁰⁾、この様な方法を取り込んだ析出挙動のモデル化とそのための定量的な析出物の特定および量・サイズの測定も今後の重要な課題の一つである。

3 高バーリング性 780MPa 級 熱延鋼板

ロアーム部品(図3)等の足回り部品の成形では延性と伸びフランジ成形性のいずれの特性も重要であり、両要求特性を満足すべく検討が進められている^{11,12)}。一般的にはどちらの特性も高強度化に伴って劣化する^{13,14)}。伸びフランジ性の評価には、穴拡げ率が用いられることが多い。これは、図4に示すとおり、穴径(d)の打抜き穴を板厚貫通亀裂が生じるまでポンチで押し抜げたときの穴径(d)によって評価し、次式で定義される。

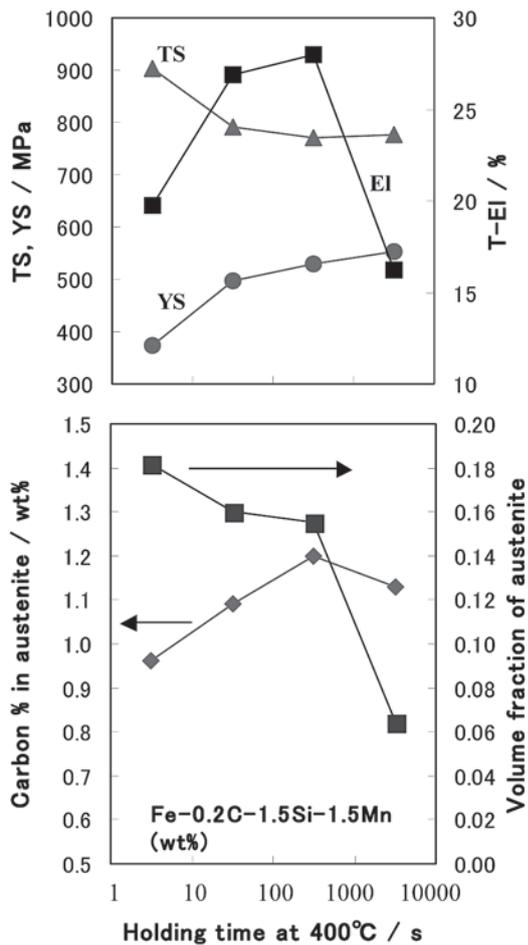


図1 Fe-0.2C-1.5Si-1.5Mn鋼の引張特性および残留オーステナイトの体積率と炭素量の変化におよぼす400℃での等温保持時間の影響

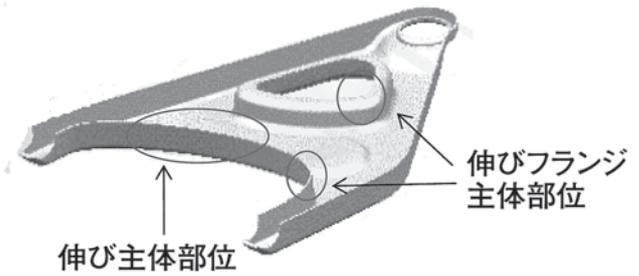


図3 ロアームの外観と要求される成形性

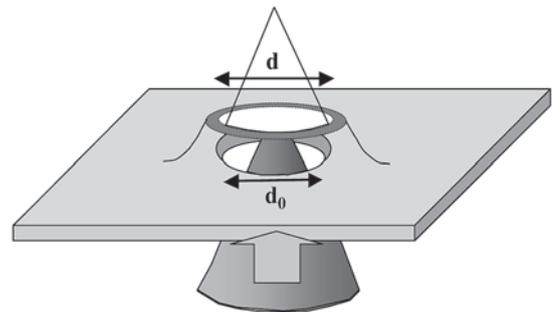


図4 穴拡げ率の評価方法を表す模式図
(穴広げ率λ (%) = (d - d₀) / d₀ × 100)

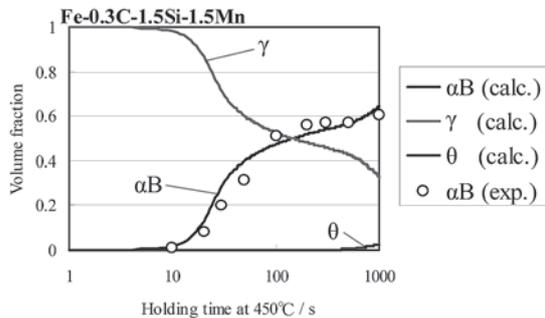
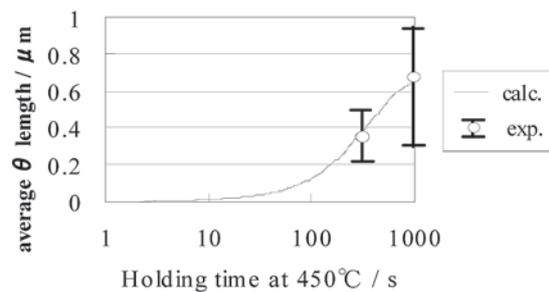


図2 0.3C-1.5Si-1.5Mn (mass%) 鋼における450℃での等温保持中の組織変化に関する計算結果と実験結果との比較



$$\text{穴拡げ率 } \lambda = (d - d_0) / d_0 \times 100 (\%)$$

延性向上に適した軟質フェライトとマルテンサイト等の硬質組織との混合組織は伸びフランジ成形性が低く、局所的な延性が支配的な伸びフランジ成形の改善に適したアシキュラーフェライト単一組織は伸びが劣る(図5)。これらの特性を両立させるためには、固溶強化によって各組織間の硬度差を少なくしたフェライトとベイナイトの複合組織とし、組織変動を少なくすることが重要であることが指摘されている¹¹⁾。具体的には、フェライト生成を促進させるためにCおよびMn量を低減し、更に熱間圧延後の2段階冷却の採用によりフェライトの量と組織形態を制御すること、また、低C化により不要な硬質組織を低減させること、によって達成される。表1に開発された高バーリング性熱延鋼板の機械的性質を従来鋼と比較して示す。C、Mn量の低減により開発鋼ではAr₃点¹⁵⁾が上昇しており、フェライト生成が促進される一因となっている。同時にMn量低減はMnのミクロ偏析を抑制し、結果として金属組織の均一性を高める上でも有効に作用している。その結果、図6に示すように比較的高い延性と伸びフランジ成形性のバランスが確保されている。図7には開発鋼の金属組織例を従来鋼と比較して示した。開発鋼はフェライト+ベイナイトの混合組織で、従来鋼に比べフェライト分率も高く、個々の結晶粒の形態もより等軸(ポリゴナル)になっていることが分かる。

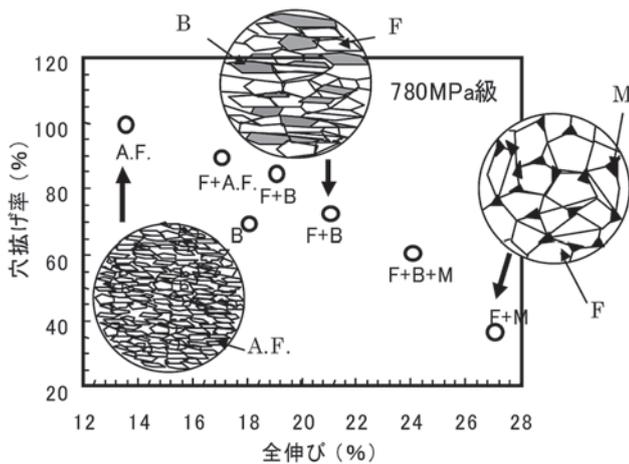


図5 780MPa級熱延鋼板の伸びと穴拡げ率の関係および金属組織の特徴 (F: Ferrite、A.F.: Acicular Ferrite、B: Bainite、M: Martensite)

表1 高バーリング性780MPa級開発鋼と従来鋼の機械的性質

	Ar ₃ °C	ROT 2段階冷却	TS MPa	EI %	λ %
開発鋼	789	有り	797	22	84
従来鋼	736	無し	795	19	74

4 低炭素 980MPa 級冷延鋼板

引張強度が980MPa以上の超高強度鋼板は、バンパーリンフォースやドアビームなどに限定的に用いられていたが、近年、自動車車体骨格部材への適用が拡大している^{1,16)}。車体の部位によって部品の成形モードが異なるため、材料メーカーはそれぞれに対応するメニュー化を進めている¹⁷⁻¹⁹⁾。980MPa級冷延鋼板の例を図8に示す¹⁷⁾。各々の特性を向上させるには、金属組織制御を適切に行うことが必要となる。すなわち、全伸びを重視する場合には、軟質で延性に優れたフェライト組織をベースに硬質なマルテンサイトなどを分散

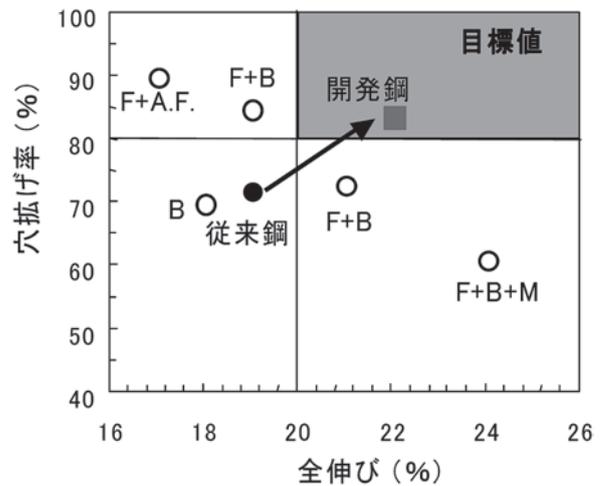


図6 開発鋼の伸び穴拡げ率バランス

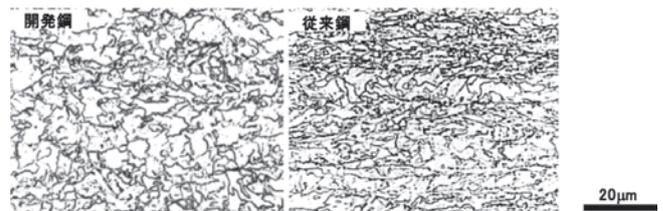


図7 高バーリング性780MPa級開発鋼と従来鋼の金属組織

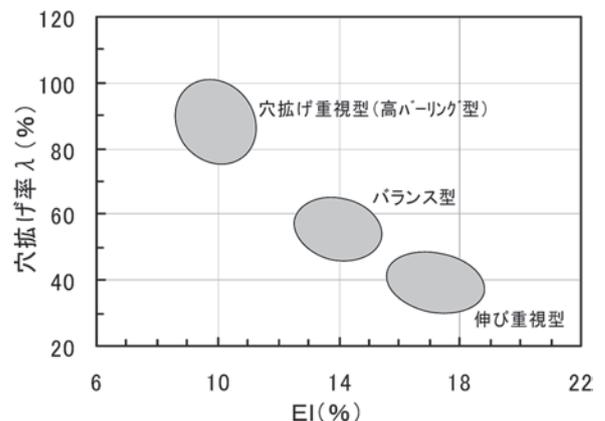


図8 980MPa級冷延鋼板の全伸びと穴拡げ率との関係の例

させた複合組織化が有効な制御方法となる。たとえば、連続焼鈍工程において高温焼鈍で組織を均一化し、次いで緩冷却でフェライトを生成した後、Ms点以下まで急冷してマルテンサイトを生成する。一方、穴拡げ性を重視する場合には、金属組織をできるだけ均一化することが有効である。複合組織では軟質組織と硬質組織との界面近傍で局部的に歪みが集中して、マイクロクラックの発生と伝播が起り易くなり、局部延性を劣化させるためと考えられている^{20,21)}。したがって、硬質の粗大炭化物生成や硬質組織の過度の生成を抑制するために低炭素にし、高温で加熱してできるだけ不均一組織を低減することなどの制御が必要となる。相反する全伸びと穴拡げ性をバランスよく得るためには、複合組織化により全伸びを確保しつつ、軟質組織と硬質組織の硬度差を低減する事が重要となる。このため、マルテンサイトを焼戻したり、冷却終点温度をMs点以上としてベイナイトを生成したりすることで、フェライトとの硬度差を低減する。最近では冷延鋼板に合金化溶融亜鉛めっきを施した980MPa級高強度鋼板も開発されている^{17,22)}。ベイナイトを含有するGA980MPa鋼板の光学顕微鏡組織の例を図9に示す²²⁾。

上記3章で述べた高バーリング性熱延鋼板も併せて、マルテンサイト、ベイナイトを含有する高強度鋼板における局部延性と穴拡げ性の支配因子、さらには延性破壊挙動をより高いレベルで解明し、特性向上のために金属組織をさらに最適化していくことが今後の課題である。

5 ホットスタンプ材

超高強度鋼板の冷間成形における成形割れや形状凍結不良等の不具合を克服する目的でホットスタンプ技術が注目され、1470MPa級の強度を有する自動車用部品の製造が行われている²³⁻²⁵⁾。代表的な化学成分は、質量%で、



低温変態生成物 フェライト

図9 980MPa級GA鋼板の光学顕微鏡組織

0.22C-1.2Mn-0.002B (mass%) 鋼であり、これをAc₃変態点以上に加熱し、金型でプレスすることによって、成形と焼入れをほぼ同時に行う。図10のCCT線図から明らかな通り、この成分を有する鋼の場合には、約30°C/s以上の冷却速度でマルテンサイト単一組織を得ることができる²⁴⁾。得られた組織の例を図11に示す²⁵⁾。最近では、引張強度が1760MPa級のホットプレス材も検討されている²⁶⁾。この場合には、延性や靱性の不足からホットプレス材の衝突吸収エネルギーが強度ほどには十分に得られない場合があること、さらには、成分系の工夫などによって、これらの特性を改善することの重要性が指摘されている²⁶⁾。

6 おわりに

自動車用高強度鋼板の最近の開発事例として、①低合金TRIP鋼板、②高バーリング性780MPa級熱延鋼板、③低炭素980MPa級冷延鋼板および④ホットスタンプ材、について

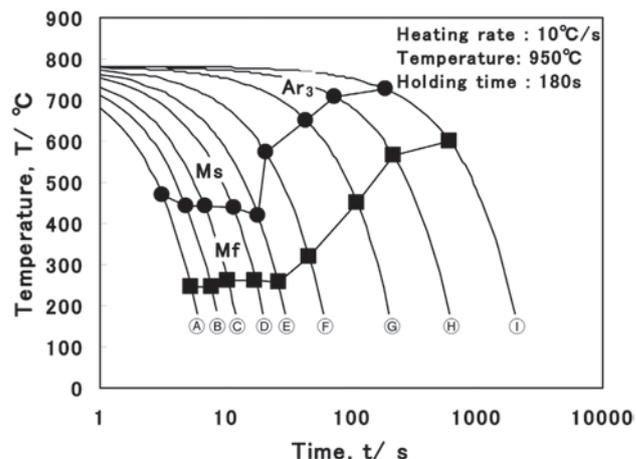


図10 ホットスタンプ用鋼のCCT変態線図 (A) 100°C/s、(B) 70°C/s、(C) 50°C/s、(D) 30°C/s、(E) 20°C/s、(F) 10°C/s、(G) 3°C/s、(H) 1°C/s、(I) 0.3°C/s)

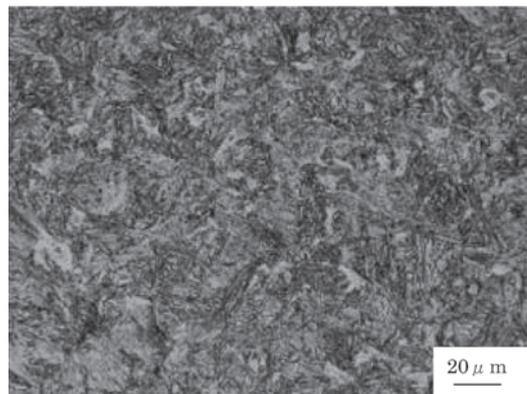


図11 ホットスタンプ後の光学顕微鏡組織の例

概説し、いくつかの課題を挙げた。組織制御の観点では、鉄系炭化物に関する熱力学データベースの拡充を含む析出挙動の解明を、また材質特性の観点では、ベイナイト・マルテンサイトの機械的性質（延性、伸びフランジ性、韌性など）を支配する因子、たとえば、ラス、ブロック、パケットのサイズや固溶析出状態の影響、等の解明を期待したい。これらの知見が、②および③で述べた、延性と伸びフランジ性とを両立するための理想組織や、④で述べたマルテンサイト単一組織鋼の材質向上、に近づくための重要な知見になるものと思われる。

参考文献

- 1) ハイテンハンドブック，自動車用材料共同調査研究会編算，日本鉄鋼協会・自動車技術会，(2008)
- 2) 林央：第40回塑性加工学講座，力学コース，板成形，塑性加工学会，(1985)
- 3) V.F.Zackay, E.R.Parker, D.Fahr and R.Bush : Trans. ASM, 60 (1967), 252.
- 4) S.Hiwatashi, M.Takahashi, Y.Sakuma and M.Usuda : Proc.of Int.Conf.on Automotive Technology and Automation, Germany, (1993), 263.
- 5) M.Takahashi, H.Yoshida and S.Hiwatashi : Proc.Int. Conf.on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, GRIPS' Sparkling World of Steel, Belgium, (2002), 103.
- 6) 高田良久，末廣正芳，杉山昌章，本田和彦：新日鐵技報，381 (2004), 66.
- 7) 高田良久，末廣正芳，杉山昌章，瀬沼武秀：鉄と鋼，92 (2006), 21.
- 8) M.Azuma, N.Fujita, M.Takahashi and T.Iung : Materials Science Forum, 426-432 (2003) : 1405.
- 9) たとえば，K.Sugimoto, M.Murata, T.Murata and Y.MUKAI : ISIJ Int., 47 (2007), 1357.
- 10) N.Fujita and H.K.D.H.Bhadeshia : ISIJ Int., 42 (2002), 760.
- 11) 高橋学，河野治，林田輝樹，岡本力，谷口裕一：新日鐵技報，378 (2003), 7.
- 12) 船川義正，塩崎毅，富田邦和，山本徹夫，前田英司：CAMP-ISIJ, 15 (2002), 1217.
- 13) 武智弘：鉄と鋼，68 (1982), 1244.
- 14) 林央：塑性と加工，40 (1999) 457, 87.
- 15) 小指軍夫著：制御圧延・制御冷却，地人書館，26.
- 16) K.Takakura, K.Takagi and N.Yoshinaga : SAE International, 2006011586 (2006) .
- 17) 野中俊樹，藤田展弘，谷口裕一，友清寿雅，後藤貢一：まてりあ，日本金属学会，46 (2007), 108.
- 18) 大宮良信：神戸製鋼技報，50-3 (2000), 20.
- 19) 実川正治，細谷佳弘：NKK 技報，179 (2002), 36.
- 20) 水井正也，武智弘，関根和雄：鉄と鋼，76 (1990), 414.
- 21) 山崎一正，水山弥一郎，岡賢，徳永良邦：塑性と加工，36 (1995) 416, 973.
- 22) 吉永直樹，佐久間康治，樋渡俊二，塩崎克美，高木潔：自動車技術会前刷集，20045745, (2004) 81-04, 29.
- 23) 小嶋啓達：自動車技術会材料フォーラム，20044499, (2004), 13.
- 24) M.Suehiro, J.Maki, K.Kusumi, M.Ohgami and H.Miyakoshi : IBEC' 03, (2003), 267.
- 25) Kazuhisa Kusumi, Shuji Yamamoto, Tetsuro Takeshita and Masayuki Abe : Steel Research International, Special Edition Metal Forming 2008, 1 (2008), 71.
- 26) 西畑敏伸，小嶋啓達，小澤正史，中嶋勝司：CAMP-ISIJ, 21 (2008), 597.

(2008年11月10日受付)