

薄鋼板への成形性付与技術の進歩

岸田宏司
Koji Kishida

新日鐵(株) 技術開発本部
鉄鋼研究所 鋼材第一研究部 主幹研究員

Recent Approaches to Improve Press Formabilities of Sheet Steels

1 はじめに

日本の自動車産業における4輪車の総生産台数は1960年には年間100万台足らずであったが、1960年代に急増し、1970年に年間約500万台となり、1990年には1350万台を越えた。その後国内生産台数は減少しているが海外生産台数は着実に増え続け、国内と海外での生産台数の合計は1995年には1550万台を越えており¹⁾、世界のトップレベルを保持している。

この材料を原材料面からみると、図1²⁾に見るように小型普通乗用車の平均材料構成比率は1992年はおよそ鉄鋼70% (うち普通鋼55%、特殊鋼15%)、アルミニウム6%、プラスチック7%となっており、鉄鋼材料が圧倒的な数量を占めている。自動車を構成する主要鋼材は普通鋼鋼材である薄鋼板であり、1995年には表面処理鋼板を含めた冷延鋼板と熱延鋼板を合わせて1000万トンを超える量が自動車産業で消費されている²⁾。このように自動車と薄鋼板は需給の強い絆で結ばれている。したがって日本の薄鋼板は量よりも質の面でも大きな成長を遂げたが、これは自動車業界の要求に応えるべく努力した結果であるといっても過言ではない。以下に、自動車業界からの要求の変遷と、それに沿って進められた薄鋼板開発の歴史を材質の観点から振り返ってみる。

1955年頃には自動車の大量生産方式と大寸法成形化が始まり、薄鋼板の量の増加とともに質の向上が要求された。プレス成形では深絞り成形におけるしわと割れが重大視され、AIキルド鋼の深絞り性改善が必須課題となった。当時、成形の難しい部品には輸入のAIキルド鋼が使われていたが、日本でも適正な製造条件が確立され、1960年代の日本における自動車産業の発展を支えた。1960年代に入り自動車生産が急増したが、自動車パネルの形状品質向上の点から形状凍結性が重視されはじめ、低降伏点鋼が要求された。

これに対して、米国から導入されたオープンコイル焼鈍技術は、脱炭・脱窒による結晶粒成長と、固溶炭素と固溶窒素の低減による遅時効化と低降伏点化を可能とした。1960年代後半に自動車需要が一層高まるとともに、成形の連続化、高速化が進み、車種やモデルチェンジも急増した。そのために、成形安定性の高い鋼板やトラブル時の緊急避難材が強く求められた。こうした時期に鉄鋼メーカーでは製鋼工程での真空脱ガス処理による高純度鋼製造技術や連続焼鈍技術が大きく進歩し、深絞り性の極めて優れたTi添加極低碳素鋼板が開発された。

一方、1970年代に入ると自動車の社会性が意識され、米国運輸省による実験安全車の提唱を口火として、衝突に対する自動車安全基準が各国で制定された。この社会的要請は自動車用鋼板に対して、それまでの軟らかい鋼板から一変してより硬い鋼板を要求することとなった。ただし、この段階ではバンパーや各種補強部品などの低加工度の強度部品の高強度化が中心であったため、鉄鋼メーカーでは造船用やラインパイプ用に使用されていた高強度鋼の技術トランスファーで対処する事ができた。

しかし第一次石油危機が勃発した1973年以降には、自動

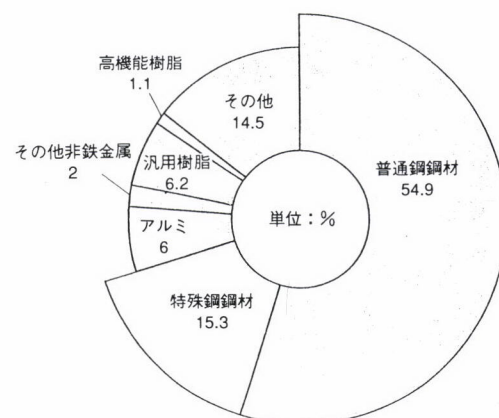


図1 普通・小型乗用車における原材料構成比率 (1992年)²⁾

車の燃費改善といった省エネ問題や排ガス・CO₂低減が社会的ニーズとして顕在化し、その一手段として車体の軽量化が検討されてきた。自動車の車体軽量化は、主として従来より高強度の薄鋼板を使用し、構造体としての車体の機能を維持したまま、部材の肉厚を下げる方法が取られた。この段階での狙いは高強度鋼板化により自動車車体の重量軽減をはかることであるため、車体重量中の占有率の高い内・外板パネルや足廻り部品のような高加工度の部品が対象となり、成形性に優れた高強度鋼板が必要となった。このような用途に用いられる薄鋼板は、単に高強度であれば良いというわけではなく、既存のプレス加工技術が対応できるような成形性を有していなければならない。薄鋼板の場合、引張強さが340MPa以上のものを高強度鋼板と呼ぶが、プレス技術者からみれば340MPa級鋼板はまさしく高強度薄鋼板なのである。こうした背景のもと、高強度と高成形性を両立させるべく開発された薄鋼板がP添加鋼板、焼き付け硬化型鋼板（BH鋼板）、複合組織鋼板（DP鋼板）、熱処理強化型鋼板、高残留オーステナイト鋼板（TRIP鋼板）などである。現在ではホワイトボディ重量に占める高強度薄鋼板の重量比率はおよそ30%³⁾に達しており、高強度薄鋼板が車体の軽量化に大きく貢献している。今後も、廃車・リサイクル問題の解決および衝突安全性の向上という点で、いままでにない特性をもった高強度薄鋼板が求められていくと思われる。

このように薄鋼板に成形性を付与する技術は種々開発されてきたが、この解説では軟質鋼板および高強度鋼板に共通してその成形性向上の重要な鍵である深絞り性向上に着

目し、深絞り性を付与する技術の変遷について述べることにする。

2 軟質鋼板への成形性付与技術の進歩

2.1 深絞り用Alキルド鋼板

軟質冷延鋼板の加工グレードを、深絞り性の指標であるr値と伸びとの関係で示したのが図2⁴⁾である。r値とはランクフォード値とも呼ばれ、引張ひずみを与えた引張試験片の板厚真ひずみに対する板幅真ひずみの比として求められる。特にその面内平均値 $\bar{r} = (r_0 + 2r_{45} + r_{90})/4$ が重要とされる。ただし、 r_0 、 r_{45} 、 r_{90} は試験片の引張方向が圧延方向に対してそれぞれ平行、45度、直角方向のr値である。この $\bar{r}$ 値は深絞り加工性と極めてよく対応し、また、再結晶集合組織に強く依存することから膨大な研究が進められ向上してきた^{5)~8)}。

CQ (commercial quality) は一般加工用鋼板、DQ (drawing quality) は絞り加工用鋼板である。さらに深絞り加工性の良いのがDDQ (deep drawing quality) と呼ばれる深絞り用鋼板である。

深絞り用Alキルド鋼板は1960年代の日本における自動車産業の発展とともに大量に製造されるようになった。この鋼板は箱焼鈍法によって製造される。図3⁹⁾に薄鋼板の製造プロセスを示す。箱焼鈍では冷延コイルを2~3個積み上げ、筒型のカバーをかけ、カバーの中を窒素+水素雰囲気にし、カバーの外から加熱して焼鈍する。深絞り用Alキルド鋼板ではAlが添加されるが、Alは脱酸剤としての役目以外に鋼中のNをAlNとして固定する役目を持っている。箱焼鈍中に析出するAlNが再結晶集合組織を制御し、深絞り性にとって好ましい板面に平行な{111}面を発達させるため、優れた深絞り性が得られる¹⁰⁾。この深絞り用Alキルド鋼板はまる1日以上もかかる長時間の箱焼鈍法によって製造されるので炭素量が約0.045mass%と高めであっても十分に軟質で高い延性が得られる。さらに、焼鈍の均熱温度からは徐冷されるので固溶炭素はほとんどなくなり非時効性の鋼板となる。

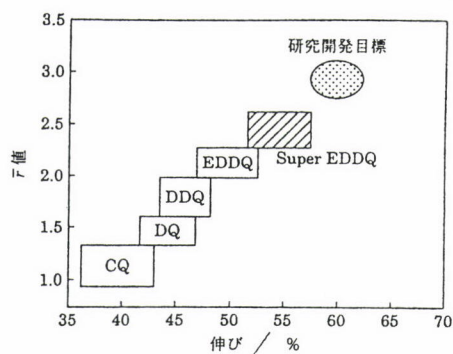


図2 軟質冷延鋼板のグレードと機械的性質⁴⁾

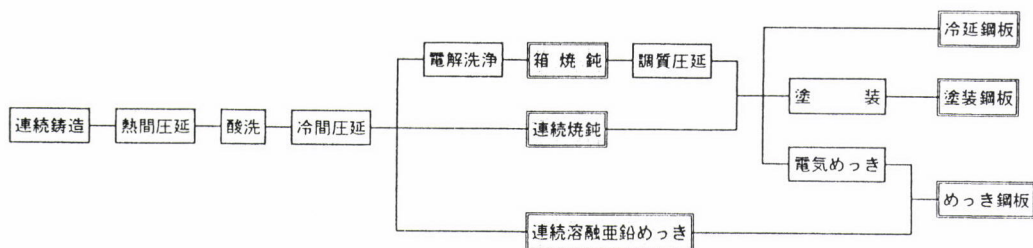


図3 薄鋼板の製造プロセス⁹⁾

しかし、箱焼鈍では焼鈍中にコイル内に大きな温度分布が生じてコイル内で材質が不均一になるほか、雰囲気ガスに長時間さらされるために生じる表面不良・形状不良などの問題があった。こうした問題点を解決するのに連続焼鈍が必要になった。ところが、当時連続焼鈍はブリキや亜鉛めっき鋼板には用いられていたが、焼鈍後に固溶炭素や固溶窒素が残るため、硬質で時効劣化も大きく、自動車用途には適用できなかった。1960年代後半になって連続焼鈍で自動車用鋼板を製造するための研究が進み、最近では低炭素Alキルド鋼で深絞り用鋼板を製造する¹¹⁾ことが可能になるまで技術が進歩した。

箱焼鈍法ではその熱処理に数日要するのに対して、連続焼鈍法では数分で処理される。後者では冷延コイルは巻き戻され、板の状態で加熱された炉内を通るために昇温速度は箱焼鈍に比べて非常に大きい。このためにAINの析出を利用して再結晶集合組織を制御することはできない。したがって、炭素量を約0.02mass%まで低くして再結晶粒の粒成長を十分に行わせることが必要となる。また、セメンタイトを粗大化させフェライト中の微細炭化物と固溶炭素量を少なくさせるために、熱延工程で鋼板は高温で巻き取られる。微細炭化物と固溶炭素量が少ないと連続焼鈍時の再結晶粒成長が容易になることの他に、{111}再結晶粒の発生を促すことにもなるからである¹²⁾¹³⁾。連続焼鈍法では均熱温度から冷却する過程で400℃近傍で保持する。これを過時効処理と呼ぶ。これは連続焼鈍では短時間に冷却するため、加熱・均熱過程で鋼板中に固溶した炭素が箱焼鈍のように析出せず鋼板中に残存するため、セメンタイトの析出ノーズの近傍で一旦保持し、セメンタイトの析出を促進して非時効性の鋼板とするためである。

2.2 深絞り用IF鋼板

DDQグレードよりもさらに深絞り性の高いEDDQ (extra deep drawing quality) グレード用鋼板として開発されたのが、Ti添加IF (Interstitial Free) 鋼板である。当初は箱焼鈍での製造方法が検討され、製鋼段階での脱ガス処理によって炭素量を0.01mass%以下に低下させた鋼にTiを炭素量の約10倍添加するものであった¹⁴⁾。炭素や窒素などの侵入型固溶元素 (interstitial atom) はこのTiによって析出物として固定され、フェライト中には固溶した炭素や窒素は存在しない (free) 状態となる。このようにして得られるIF鋼板の $\bar{r}$ 値は1.8から2.0程度であり、当時としては非常に高いものであった。

連続焼鈍設備の稼働とともにこのTi添加IF鋼板の製造を連続焼鈍で製造することが検討され始めた¹⁵⁾。たしかに連続焼鈍での製造は可能であることは確認されたが、当時

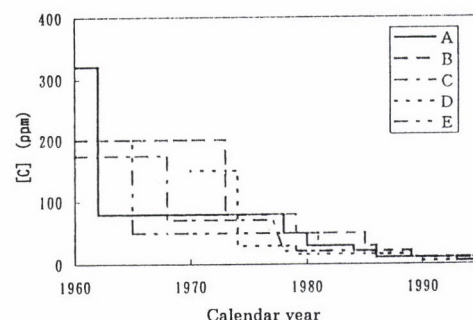


図4 鉄鋼各社別の鋼中炭素の精錬限界能の推移¹⁶⁾

の炭素量は約0.005mass%と高く、それに見合うTi量も0.10mass%近く必要であったので、連続焼鈍としては高温で長時間の焼鈍が必要であった。しかし、その後の製鋼段階での真空脱ガス技術の進歩にともない、鋼中炭素量を0.003mass%以下に下げることが可能となり、Tiの添加量も少なくてすむようになり、極低炭素IF鋼板が大量に製造されるようになってきている。図4¹⁶⁾に鉄鋼各社別の鋼中炭素の精錬限界能の推移を示す。極低炭素領域での脱炭促進技術と、大量かつ迅速処理可能なプロセス技術の開発が積極的に行われたことを示している。

深絞り性のさらに高い鋼板に対する開発要求と、真空脱ガス処理技術の更なる進歩が相まって、Super EDDQ (super extra deep drawing quality) といわれるグレードが開発され始めた。それは加工性を高めるために炭素量を約0.002mass%以下に低減し、炭素や窒素を固定する元素として微量のTiのみでなく微量のNbも使用する新しい方法である¹⁷⁾。Tiは主として窒素の固定に使用される。微量のNb添加は炭素の固定のためだけでなく、熱延板の結晶粒を細粒にして冷延焼鈍後の $\bar{r}$ 値を高めるのに有効であり、それを活用したものである。例えば、炭素量が0.0015mass%、Ti量が0.010mass%でNb量が0.005mass%の時に $\bar{r}$ 値で2.5で伸びが52%の極めて高い深絞り性を持った鋼板が得られている。

深絞り性に好ましい集合組織は、板面に平行な{111}面が揃った場合である。高純度鋼の集合組織形成に関しては、冷延前の結晶粒径が重要であることが指摘されている¹⁸⁾。すなわち冷延前結晶粒径 (熱延板の結晶粒径) が大きい場合には、冷延焼鈍後の集合組織は r_{45} を劣化させるGoss方位 ({110}<001>) が生じ、熱延板粒径が小さくなるとGoss方位が消失し、 $\bar{r}$ 値にとって理想的な{111}<110>と{111}<211>方位の集積が強くなる。これは細粒鋼ではそもそも{111}方位の核発生サイトである冷延後の結晶粒界が多く、その上、結晶粒内では粒界による拘束により多重すべりが多くの領域で生ずるため不均一な高ひずみ域 (変形帯) が生じにくく、結晶粒内での再結晶核が発生しにく

い。一方、粗粒鋼では粒界の拘束がなくシンプルなすべりが生じ、その結果粒内に変形帯が数多く形成され、そこからGoss方位が発生するためと考えられている。

IF鋼の純度が高まるにつれ、この熱延板結晶粒に起因する問題が大きくなった。熱延板結晶粒を小さくするために前述の微量のNbを添加する方法や、新たな熱延法¹⁹⁾²⁰⁾が開発された。新熱延法では適正温度かつ大圧下の熱延を行い、これを速やかにかつ急激に冷却することで細粒のフェライト粒を得ることができるようになったのである。このように熱延板の結晶粒を制御したTi添加極低炭素IF鋼板では、 $\bar{r}$ 値が2.58、伸びは56%のものが得られるようになってきた。

3 高強度鋼板への成形性付与技術の進歩

前述したようにプレス成形性に優れた種々の高強度薄鋼板が開発されたが、ここではその中でも深絞り性に優れたいくつかの鋼板について紹介する。

3.1 P添加鋼板

自動車外板パネルに使用される高強度鋼板の必要条件は、高い $\bar{r}$ 値と低い降伏点である。低降伏点が必要な理由は、プレス時の面ひずみを防止するためには降伏点は240MPa以下でなければならないことが経験的に知られているからである²¹⁾。C, Si, Mn, Pなどを添加してフェライト地を硬くすることが鋼を強化する基本であるが、深絞り用鋼板に主として用いられるのはPである。この理由はP以外の元素は固溶Cが共存すると $\bar{r}$ 値を低下させるためである²²⁾。P添加低炭素Alキルド鋼板は1.6程度の高い $\bar{r}$ 値をもち広く使用されているが、外板パネルに使用される場合には、降伏点を240MPa以下にするために、その強度グレード（日本では引張強さで表す）は340MPa級以下に現在は制限されている。

P添加低炭素Alキルド鋼板よりもさらに深絞り加工性の優れた鋼板が、IF鋼にP, Mn, Siなどの固溶体強化元素を添加して製造される²³⁾²⁴⁾。この鋼板には固溶炭素や固溶窒素が存在しないので基本的には非時効性鋼板である。固溶炭素が存在しないと二次加工脆化が起りやすくなるが、これを防止するのにBを微量添加²⁵⁾することもある。

3.2 熱処理強化型鋼板

焼き付け硬化型鋼板はプレス成形時は軟質で、塗装焼き付け時に硬化する。この鋼板は当初、低炭素Alキルド鋼の箱焼鈍法で開発されたが、現在は主として成形性の優れた極低炭素鋼板をベースに製造されている。焼き付け硬化現

象は固溶炭素のひずみ時効を利用した現象であり、室温での降伏点伸びの回復を抑制するために、焼き付け硬化量は約30~50MPaの範囲に制限される。

これに対し、プレス成形後に500~700℃で数分間の熱処理を行うことにより引張強さが約150~250MPa上昇する鋼板が開発されている²⁶⁾。この鋼板は極低炭素IF鋼に1mass%を越えるCuが添加されており、熱処理前には390MPa級IF鋼と同等の成形性があり、熱処理後に590MPa級の強度になる。この鋼板は熱延工程においてCuを固溶状態に保つために低温で巻き取り、冷延後、連続焼鈍すると深絞り性に好ましい再結晶集合組織が形成される。この鋼板は図5²⁶⁾に示すように再結晶後に短時間熱処理をして、微細なCu粒子を析出させることにより強度を上げることができる。そのため、引張強さが590MPa級で $\bar{r}$ 値が約1.9と高い鋼板として利用されるほかに、プレス成形したあとに熱処理を行う熱処理強化型鋼板として利用される。

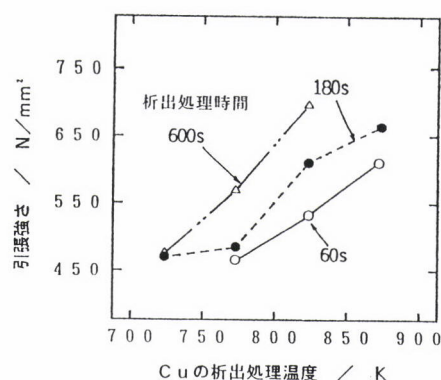


図5 1.68mass%Cu添加IF鋼の引張強さにおよぼす再結晶後のCu粒子の析出処理条件の影響²⁶⁾

3.3 高残留オーステナイト鋼板

この鋼板はもともと張り出し成形性に優れた鋼板として開発された。この鋼はTRIP効果（変態誘起超塑性：Transformation Induced Plasticity）を利用した超延性鋼板であり、TRIP鋼板とも呼ばれる。ベイナイト、あるいはフェライト+ベイナイトの基地中に、変形によりマルテンサイトに変態しうる準安定オーステナイトが数%から30%程度残留した鋼板である²⁷⁾。この鋼板は n 値が高く張り出し性に優れているが、 $\bar{r}$ 値が1.0以下と低いにもかかわらず深絞り性にも優れていることは驚きである。上に述べたように、冷延鋼板の深絞り性は従来 $\bar{r}$ 値によりほぼ支配されるというのが一般的理解であった。ところがTRIP鋼は集合組織がランダムなために $\bar{r}$ 値は低い。にもかかわらずTRIP鋼が深絞り性に優れる理由は、オーステナイトが変形に誘起されてマルテンサイトに変態する仕方が、変形様式によって変わるためである。図6²⁸⁾に示すように縮みフ

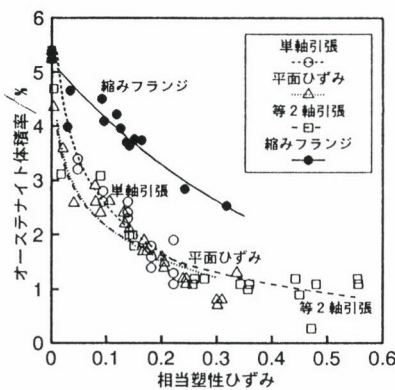


図6 変形様式と残留オーステナイト量の変化²⁸⁾

ランジ変形部では残留オーステナイトがマルテンサイト変態しにくく、変形抵抗が低く保たれる。これに対し、引張変形部ではマルテンサイトに変態して硬化するので破断耐力は高くなる。すなわち、縮みフランジ抵抗は低く、破断耐力は高いという深絞り変形に適した応力状態になるのがその理由である。集合組織改善以外に深絞り性を改善させるシーズとして興味深い。

4 おわりに

深絞り成形性に優れた鋼板の開発例に触れつつ軟質鋼板および高強度薄鋼板への成形性付与技術の進歩について解説した。成形性の向上に対して、製鋼工程における高純度化技術の進歩と連続焼鈍技術の進歩が大きく貢献してきたことは間違いない。さらに自動車産業をはじめとする産業界が常に成形性に優れた鋼板を求め続けてきたことが、成形性の優れた鋼板を発展させるための大きな推進力となってきた。

今後も成形性のより一層の向上とともに、廃車・リサイクル問題の解決および衝突安全性の向上などの社会的要請に応える鋼板の開発が進められていくであろう。

参考文献

- 鉄鋼界報, 1670 (1996)
- 自動車産業と共に歩む鉄鋼業, 日本鉄鋼協会自動車材料検討部会編, (1997)
- 氏原新: 塑性と加工, 35 (1994) 404, p.1023
- 秋末治: まてりあ, 33 (1994) 1, p.24
- G. Kurdjumov and W. G. Sachs: Z. Metallkd., 62 (1930), p.592
- W. T. Lankford, S. C. Snyder and J. A. Bausher: Trans. ASM, 42 (1950), p.1195
- 長嶋晋一, 武智弘, 加藤弘: 日本金属学会誌, 29(1965), p.393
- 金属塑性加工の進歩, 五弓勇雄編, (コロナ社) (1978), p.342
- 水井直光: 第22回鉄鋼工学セミナーテキスト<材料・圧延コース> (日本鉄鋼協会), (1996), p.161
- 花井諭, 竹本長靖, 水山弥一郎, 佐直康則: 鉄と鋼, 57 (1971), p.386
- K. Ushioda, O. Akisue, K. Koyama and T. Hayashida: Developments in the Annealing of Sheet Steels, MMMS, (1992), p.261
- 久保寺治朗, 中岡一秀, 荒木健治, 渡部馨, 西本昭彦, 岩瀬耕二: 鉄と鋼, 62 (1976), p.624
- 大沢紘一, 鈴木輝男, 松藤和雄, 栗原極: 鉄と鋼, 72 (1986), p.1728
- 福田宣雄, 清水峯男: 塑性と加工, 13 (1972), p.841
- 福田宣雄, 清水峯男: 鉄と鋼, 61 (1975), p.43
- 野呂克彦: 1997材料フォーラム 自動車材料50年の発展と今後の展望, 自動車技術会材料部門委員会編, (1997), p.7
- O. Akisue, T. Yamada and H. Takechi: Int. J. of Vehicle Design, (1986), B79
- 阿部光延, 小甲康二, 林征夫, 速水哲博: 日本金属学会誌, 44 (1980), p.84
- 木野信幸, 松村義一, 土屋裕嗣, 古川洋一, 赤木宏充, 佐柳志郎: 材料とプロセス, 3 (1990), p.785
- 小山一夫, 松村義一, 佐柳志郎, 松津伸彦, 木野信幸: 日本金属学会会報, 31 (1992) 6, p.535
- O. Akisue and M. Usuda: Nippon Steel Technical Report, 57 (1993), p.11
- 松藤和雄, 下村隆良, 大沢紘一, 奥山健, 木下正行, 逢坂忍: 日本鋼管技報, 84 (1980), p.14
- 高橋延幸, 柴田政明, 古野嘉邦: 鉄と鋼, 66 (1980), S1127
- C. Brun, P. Patou and P. Parniere: Metallurgy of Continuous Annealed Sheet Steel, Proc., ed. by B. L. Bramfitt and P. L. Mangonon, Jr., (1982), p.173
- 高橋延幸, 柴田政明, 早川浩, 古野嘉邦, 白田松男, 山本広一: 鉄と鋼, 69 (1983), A297
- 岸田宏司, 秋末治, 池永則夫, 黒澤文夫, 長村光造: 日本金属学会会報, 31 (1992) 6, p.538
- O. Matsumura, Y. Sakuma and H. Takechi: Trans. Iron Steel Inst. Jpn, 27 (1987), p.570
- 樋渡俊二, 高橋学, 佐久間康治, 白田松男, 秋末治, 伊丹淳, 池永則夫: 材料とプロセス, 5(1992), p.1847 (1997年6月19日受付)