

薄鋼板の複合組織化と時効性・成形性

中 岡 一 秀*

Aging Characteristics and Formability of Dual Phase Steel Sheet

Kazuhide NAKAOKA

1. はじめに

成形用の高強度薄鋼板として複合組織鋼が脚光を浴びはじめてからすでに数年以上経過した。そして関連した報文の数も年々増え、内容も多様化してきている^{1)~3)}。これにともなつて、用語の不統一、学術的な面と商品的な面での情報の交錯なども見られ、日常この分野に直接かかわっていない人達にとっては技術内容を短時間に概観するには不便な状況になりつつあるようにも思われる。

このような事情を念頭に、ここでは成形用の鋼板が備えるべき重要特性である時効性と成形性の二つの面について、筆者らが行つてきた調査結果を折り込みながら、複合組織鋼の一般的な特徴と、タイプの異なる複合組織鋼の間の挙動の違いについて、組織因子がどのようにかかわっているかを整理してみることにした。

一口に複合組織鋼板、二相組織鋼板などの言葉を用いても、その成分・処理条件は多様であり、前提条件を明確にしないままに議論を進めると混乱を招くことになる。そこで、まず複合組織鋼板を二つの原型タイプに大別し、これに関連させながら話を進めていきたい。

2. 成形用複合組織鋼板製造における二つの流れ

複合組織鋼板が多くの人々の関心を集めているのは主として下記の二つの理由による。

一つは経済性である。これは変態組織強化を利用していることに基づく成分元素節減効果である。成分元素の節減は素材費の節減の面のみならず、圧延作業の負荷を軽くするなどの製造面、また溶接性、表面処理などの製品性能の面にも波及効果をもっている。

他の一つは特性面での特長である。以下に述べるように、時効性・成形性の両面で従来の成形用鋼板では経験されなかつた特質を備えており、実用的な見地はもとより、特性とマイクロ組織の関係をより本質的に理解するための恰好な場としても我々を惹きつけるに十分な対象で

ある。

歴史的なとらえ方をすると、成形用の複合組織鋼板には Table 1 に示すように大別して二つの流れがある。一つは経済性重視の立場からの発想を源とするもので、成分元素節減のための二相域からの超急冷(水焼入れ)システムの採用、鋼板製造と自動車車体製造をトータルシステム的にとらえた塗装焼付硬化の認識とその実現などを特徴として具体化され発展してきた。この流れに対応する初期の研究は日本鋼管と GM の研究所でおのおの独立に行われた^{4)~6)}。工業生産の際の標準的熱処理パターンは二相域からの水焼入れ及びこれに続く短時間焼もどしであり、製品は調質圧延して出荷される。

製品特性的に見ると、延性面では同一強度レベルの従来型 HSLA と同等またはやや優れている程度であるが、塗装焼付硬化性を出荷状態で 10 kg/mm² 程度まで容易に上げられる点が特色である。なお延性を重視する場合には焼もどし温度を高め固溶 C を減少させる手段がとられる。この場合には焼付硬化性は下がる。

この方式については、ごく最近まで工業生産可能なのは日本鋼管のみという状況が続いたため、関連情報も多いとはいえず、一般的に複合組織鋼板という言葉が使われる場合には次に述べるもう一つのカテゴリーのみを想像する人も多いようである。

もう一つの流れは延性を重視する立場からのものであり、強度と延性に関する基礎研究における発見を源とし、優れた強度・延性バランスを得るために、1.5% 程度以上の Mn を含む鋼を二相域から空冷に近い条件で冷却するプロセスを基本とし具体化され、発展してきた。この流れに対応する初期の研究は新日本製鉄と GM の研究所でおのおの独立に行われた⁷⁾⁸⁾。また Cr 添加鋼について行われた川崎製鉄における研究もこの流れに属するものとして位置づけることができる⁹⁾。工業生産の際の標準的熱処理パターンは二相域からの急冷のみで、材質的な特長を維持するために焼もどしは行わず、また調質圧延も極力避けることが前の場合と異なっている。

製品特性的に見ると、延性が同一強度レベルの従来型

昭和 56 年 12 月 25 日受付 (Received Dec. 25, 1981) (依頼技術資料)

* 日本鋼管(株)技術研究所 工博 (Technical Research Center, Nippon Kokan K.K., 1-1 Minami-watarida-cho Kawasaki-ku Kawasaki 210)

Table 1. Features of the two typical dual phase products of original type.

Type of Product	Type I	Type II
Chemistry and Standard Processing after the Intercritical Annealing	Lower Mn, Ultra Rapid Cooling Followed by Tempering and Skin-pass	Higher Mn, Rapid Cooling
Ductility as Compared to Conventional HSLA	Equivalent or Better	Superior
Beke-Hardenability (Simulation at 170°C for 20min)	As High as 10 kg/mm ²	Very Low

HSLA に比較して極めて良好である点が特色であるが、出荷状態での塗装焼付硬化性は非常に低い。なお歪みを付加し更に焼付処理を施した場合には加工硬化及び焼付硬化が加算され、かなりの硬化量も期待できる。

この方式については、電磁鋼板用またはステンレス鋼板用の連続焼鈍ラインや連続熱処理型の浸漬亜鉛めつきラインなどの従来型設備、またはその小改造によって工業生産が可能なことや、GM が早くから規格化を行つたこともあり、内外の多数の研究・開発グループから関連情報が公表されている。またこの方式を中心とした解説が古川らによつて行われている¹⁰⁾¹¹⁾。なお熱間圧延ままの成形用複合組織鋼板¹²⁾は金属組織的にはこのカテゴリーに含まれるものである。

3, 4 では上記の二つの流れに対応した二種類の標準的な製品（第一のタイプを Type I または低 Mn 系急冷焼もどし型、第二のタイプを Type II または高 Mn 系徐冷型とよぶ）を土台として、その性質や製造工程中での特性変化、製造条件を変えた場合の影響、などを比較しながら複合組織鋼の組織因子がその特質にどのように反映しているかを眺めてみる。

3. 複合組織化と時効性

複合組織鋼の時効性の面での大きな特色は常温では降伏点伸びの回復をほとんど生じないことであり、更にこれを利用して侵入型固溶元素を意識的に導入しておくことによつて常温での時効劣化を気遣わずに塗装焼付の際に歪み時効硬化を促すことができることである。

従来、成形部品の搬送の際の表面打痕の発生防止や塗装焼付の際の部品強度の上昇を目的としてリムド鋼（アルミキルド鋼が非時効性であることを嫌つた意識的な選択）や窒素添加鋼¹³⁾の使用が行われていた。ここで上げた窒素添加鋼はコスト重視型の高強度薄鋼板の実用化の一里塚として歴史的に意義のある製品であるが、この種の鋼板は常温時効が速く、成形を受ける時点での機械的性質が不安定であるという宿命をもつていた。したがつて、複合組織鋼板の出現はこの欠点の克服を可能にした点で大きな意義をもつ。

ところで塗装焼付硬化性を評価する方法は必ずしも統一されていないが、我が国では 170°C で 20 min の処理を行つた後での降伏応力の増加分を焼付硬化性と呼ぶ場合が多い。またこの場合、出荷ままの製品に対して上記の処理を施して評価する方法と、適量の歪みを加えた

後に上記の処理を施して評価する方法がある。歪み量としては 2% の引張歪みを規定される場合が多い。

筆者らは、多くの車体部品では成形後もほとんど歪みを生じていない部分があることを考慮し、主として出荷ままの製品を対象に評価を行つてきた。Table 1 ではそのような評価をした場合についての比較がなされている。以降の議論では特に断わらない場合には受領状態の試料について 170°C, 20 min の処理を施して焼付硬化性を評価する。

本章ではまず Type I の製品とその周辺、および Type II の製品について時効挙動の実態を述べ、さらに一般論として降伏点伸びの抑制作用と焼付硬化性についてふれる。

3.1 低 Mn 系の鋼を焼入れして複合組織化した場合

短時間焼もどし後調質圧延を経て出荷された Type I 製品は、滑らかな塑性曲線を示す、常温時効による降伏点伸びの回復が認められない、焼付硬化能がある、という特長をすべて備えている⁴⁾⁵⁾。このタイプの製品の時効挙動は最初荒木らによつてその特徴が把握され⁶⁾、その後栗原らによつて詳細に研究されている¹⁴⁾。その内容にふれる前にここではまず後に述べる徐冷型の Type II 製品の挙動との比較のために、二相域から室温に冷却（水焼入れ）した状態での特徴についてふれておこう。

3.1.1 焼もどしをしない場合に見られる時効挙動

Table 2(a) は 0.05C, 0.29 Mn のアルミキルド鋼を

Table 2. Tensile properties for consecutive steps as applied to 0.05C-0.26Mn cold-rolled Al-killed steel.

Conditions of samples	Y P (kg/mm ²)	Y P E l (%)	T S (kg/mm ²)	E l (%)	
(a) { As-quenched from 750°C	46.9	0	65.3	18.3	
	After skin-pass by 1%	52.5	0	67.2	16.3
	After aging at 170°C for 20min	50.7	8.6	52.8	28.0
(b) { As-quenched from 750°C	46.9	0	65.8	18.3	
	After tempering at 250°C for 1 min	36.4	5.8	41.7	39.3
	After skin-pass by 1%	31.9	0	43.3	39.1
	After aging at 170°C for 20min	41.5	6.0	44.0	35.1

(0.8mm, JIS No. 5)

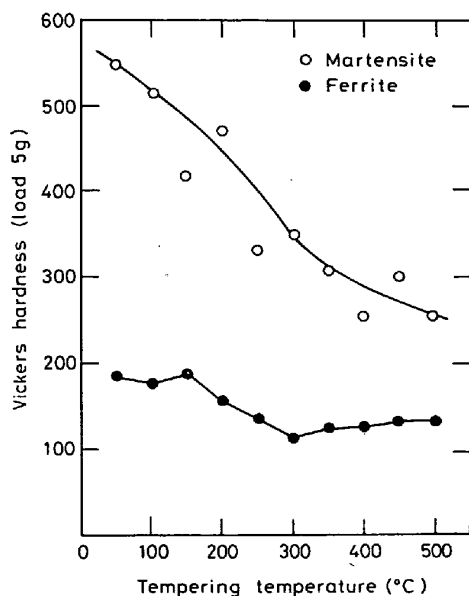
750°C から氷水中に焼入れした状態、これを 1% 調質圧延した状態、及び調質圧延後 170°C で 20 min 時効処理した場合の引張試験データを示したものである。

急冷ままの状態では降伏点伸びを示さない滑らかな降伏曲線を示す。調質圧延すると加工硬化するが、この状態に 170°C、20 min の処理を施すと焼付軟化が起こる。またこの場合降伏点伸びが観察される。この表にはないが、調質圧延を施さない場合にも同様な変化が生じることが分かっている。(b) 欄の 250°C 焼もどしの場合に類似の傾向を見ることができる。) この軟化は Fig. 1 に示すようにマルテンサイトの焼もどしに基づく軟化とフェライト中での炭化物析出に基づくフェライトの軟化が重畳した結果である。また降伏点伸びの出現は C が粒界・相境界及び粒内の転位を固着した結果と考えられる。

マルテンサイトが軟化しやすいのは Mn 量が低いためである¹⁵⁾。またフェライトの軟化は Mn 量が低いことによる冷却前 C 固容量の増大¹⁶⁾に加えて冷却速度が著しく速いことが影響して炭化物析出の駆動力が高まり、急速に過時効が進行するためである。

3.1.2 焼もどし材及び Type I 製品の時効挙動

Table 2 の (b) に示すように、250°C 程度の温度(塗装焼付処理の温度より高いことに注意)で短時間の焼もどしを施しておくことにより上記の焼付軟化を避けることができる。さらに、この処理は強度・延性バランスを向上させること及び固溶 C 量の調整を通して焼付硬化性を制御できることの二つの面でも重要な役割を果たしている⁴⁾⁵⁾。上記の短時間焼もどしを施した状態での降伏曲



Heat cycle: Intercritical annealing at 750°C for 1 min followed by water-quenching and subsequent tempering for 1 min.
0.7 mm thick 0.06 C-0.36 Mn-0.07 P Al-killed steel.

Fig. 1. Dependence of hardness on tempering temperature.

線は降伏点伸びを示す。これに調質圧延を施し降伏点伸びを消去したものが標準的な製品で、表の最下段に示すように約 10 kg/mm² の焼付硬化能をもっている。ところが(窒素添加鋼の場合とは対照的に)かなりの固溶 C が含まれているにもかかわらず一年程度の常温時効では降伏点伸びの回復がないことが確かめられている⁵⁾¹⁴⁾。また室温から 200°C までの範囲での詳細な調査によると、一般的な傾向として、まず降伏点伸びは認められないが降伏応力は上昇する段階があり、次いで降伏点伸びも認められる段階に入ることが確認されている¹⁷⁾。

3.2 高 Mn 系の鋼を空冷して複合組織とした場合

空冷ままの状態を基本とする Type II 製品が滑らかな降伏曲線を示すことが多くの研究者によつて確かめられている^{1)2)7)~9)}。これは変態の際にマトリックスとマルテンサイトの界面及びその近傍に生成した可動転位が C の固着を受けずに室温に達したためであると理解されており⁷⁾⁸⁾¹⁸⁾、Ms 点以下の高温域への加熱や滞留⁹⁾¹⁹⁾によつて降伏点伸びが出現する事実はこの推論の妥当性を示すものと考えられている。また変態による残留応力に起因するバウンサー効果の影響も推論されている¹⁸⁾。

このタイプの製品の時効挙動を系統的に調べた例としては KRUPITZER らの研究がある²⁰⁾。これは V を含む 1.4Mn, 0.49Si 鋼を電磁鋼帯用の連続焼鈍ラインで処理して得た製品を対象にしたもので、Table 3 にデータの一部を引用した。これによると常温で一年間放置した場合及び 100°C で 4 h 処理した場合のいずれについても降伏応力は変化せず、降伏点伸びも回復していない。したがつてこの製品は常温で非時効であるといつてよからう。時効温度を 177°C 及び 260°C とした場合について見ると、まず降伏点伸びは認められず降伏応力の上昇のみが検出される段階があり、次いで降伏点伸びも出現する段階があることが分かる。塗装焼付処理に対応すると考えられる条件である 177°C・20 min について見ると、降伏応力の上昇は認められるがその値は 1.8 kg/mm² であり大きな値とは言えない。

0.5% の Cr を含む 1.2Mn 鋼を空冷して得た複合組

Table 3. Increase in flow stress after aging without prestrain for selected times and temperature.

Type II Product: after P. R. KRUPITZER et al. ¹⁸⁾			
Aging treatment		Increase in flow stress (kg/mm ²)	YPEI (%)
Temperature	Time		
Room temperature	1 month	0	0
Room temperature	1 year	0	0
100°C	4 h	0	0
177°C	83.0 s	0.1	0
	165.0 s	0.5	0
	20.0 min	1.8	0.2
	260°C	1.5 s	0
260°C	3.0 s	0	0
	6.0 s	1.0	0
	15.0 s	4.7	0.5

織鋼についての大橋らの調査の場合にも 200°C 以下の低温時効では特性に変化はないとされており⁹⁾, この種の冷却のままの複合組織鋼の焼付硬化能は一般に小さいものと思われる。

KRUPITZER らは予歪みを加えた場合についても調査している。まず引張変形を与えた後の時効挙動について見ると、一般に変形量が約 1% の場合に硬化量が最大になる傾向があり、177°C・20 min の時効に対する硬化量はおよそ 6 kg/mm² で、これと加工硬化量を加えれば降伏応力の増加は 10 kg/mm² を上回る。また 2% の調質圧延を施した場合についても 4 kg/mm² 程度の時効硬化が認められている。

上に紹介したように、Type II の製品は Type I の製品に比較して焼付硬化能が低い。また焼もどしを受けていない状態でありながら 3・1・1 の場合のような焼付硬化を示さない点も特徴である。

これらは 3・1 の場合に比較して Mn 量が高いことと冷却速度が遅いことが影響した結果である。

橋口らは二相域から水焼入れした試料について内部摩擦を測定し、Mn 量が増すとこの温度域での C の固溶量が減少することを確かめている¹⁶⁾。この固溶 C は冷却過程で共存する γ 相中への移動などによりさらに減少していくものと思われるが、Table 3 に見られるように製品の時効の程度が極めてわずかであることから考えて、常温での固溶量はかなり小さくなっているものと推定される。速水・古川らは 1.5~2.0Mn 鋼を 800°C から空冷した場合の内部摩擦が $0\sim 1 \times 10^{-4}$ と極めて小さいことを認めている²¹⁾²²⁾。したがって、すでに述べたように、時効硬化を促進するためには成形や調質圧延によつて転位を導入してやる必要がある。ただし、調質圧延は降伏比が低いというこのタイプの製品の特長を失わせることにつながる²⁰⁾。

3・1・1 の場合とは対照的に、このようにして焼付硬化が実現できることに対しては、このタイプの鋼が Mn を比較的多く含み焼もどしに対する抵抗が高いこと¹⁵⁾²³⁾が影響している。また上に述べたように固溶 C が非常に少ないことも過時効によるフェライトの軟化を防ぐ意味で有効に作用していると思われる。これらはいずれも塗装焼付の際の軟化を防ぐ作用である。硬化に対しては導入された転位へ C が移動し固着することによると考えられる。なお、DAVIES は KRUPITZER らが用いたのと同様な鋼を二相域から水焼入れした場合について調査しているが²⁴⁾、この場合にも焼付軟化は認められておらず、また一般に時効硬化の程度は KRUPITZER らの場合より大である。これは水焼入れにより固溶 C が増したためと考えられる。

3.3 降伏点伸び発生時の抑制作用

時効を受けた際にまず降伏応力の上昇のみが認められ、次いで降伏点伸びが現れる段階に入るという現象は

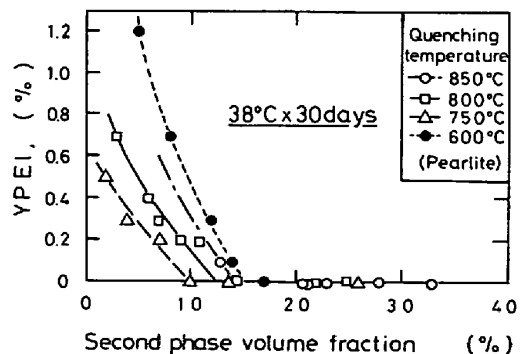
Type I, II の製品に共通した性格である¹⁷⁾²⁰⁾²⁵⁾。

栗原らは Type I の材料を対象とした調査から、複合組織鋼の歪み時効性の特徴を硬質相による降伏点伸び抑制効果としてとらえている¹⁴⁾。Fig. 2 は彼らの報告の中の実験データの一部であるが、第二相の強度（焼入温度が低いほどマルテンサイトはより多くの C を含み、より硬質であることに注意）が高いほど、また体積率が大きいほど降伏点伸びを抑制する効果大きい。ここで注目すべきことは、第二相がパーライトの場合にも体積率を増すと抑制効果を増すとという事実である。これは Type II の製品の降伏曲線を説明する際にしばしば指摘される「マルテンサイト変態によつて生成した可動転位あるいは残留応力の存在」¹⁸⁾²⁶⁾ は降伏曲線が滑らかであるための必要条件ではないことを示している。このように、硬質第二相が存在することそれ自体が変形の際のすべり発生核としての意味をもち、その硬さと転位の固着の程度に応じて決まる必要量を上回る体積率が確保されれば、たとえ転位が固着されていても降伏点伸びのないような変形が可能になるものと思われる。

3.4 焼付硬化性

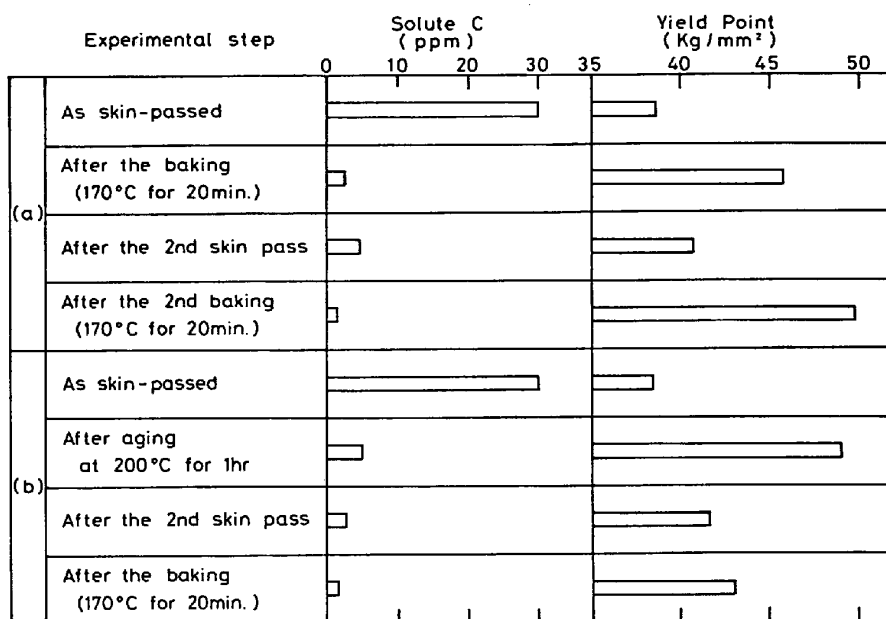
硬質相の存在による降伏点伸びの抑制効果は転位の固着の程度に影響され、その程度が大きくなると効果が薄れていくものと思われる。Table 3 に示された傾向はその表れである。

大きな焼付硬化が認められる際の降伏曲線には一般に明確な降伏点伸びが検出される⁴⁾⁵⁾⁹⁾。したがって、この場合時効が進んで転位の固着の程度を増し、硬質相の存在による降伏点伸び抑制作用が弱まった段階にあると考えられる。このような状況を実現するためには製品中の固溶 C 量の多いことが望ましい。Type I の製品の場合、焼付硬化能は製品中の固溶 C 量に依存し、10 kg/mm² の硬化を可能にするためには約 30 ppm の固溶量が必要であることが示されている¹⁴⁾。Type II の製品の場合には固溶 C 量が極めて少なく²¹⁾²²⁾、これが焼付硬化能が低



Low C-low Mn capped steel water-quenched and tempered at 300°C for 1 min followed by skin-pass.

Fig. 2. Influence of volume-fraction and hardness of second phase on yield point elongation after the aging at 38°C for 30 days.



Cold rolled 0.06C-0.32 Al-killed steel annealed at 800°C for 1 min, water-quenched and subsequently tempered at 250°C for 1 min.

Fig. 3. Change in solute C and yield point after each step of consecutive skinpass and subsequent aging.

い原因となつている。

栗原らは焼付硬化に寄与するCの振舞いを調べるために Type I の製品に一旦時効処理を施し、再びこれを調質圧延し、さらに 170°C・20 min の焼付処理を施して内部摩擦と降伏応力を測定した¹⁴⁾。Fig. 3 はその結果を示したもので、(a) は第一段の時効処理を焼付処理と同じく 170°C・20 min とした場合、(b) はこれを焼付処理より高温長時間の 200°C・1 h とした場合である。内部摩擦はいずれの場合も第一段の時効処理で急激に減少し、以降ほとんど回復しない。ところが (a) の場合には焼付硬化能はその後同水準が維持される。すなわち、転位との相互作用によつてもはやスネークピークに寄与しなくなったC原子が次の調質圧延と焼付処理によつて有効に働くのである。これは第一段目の焼付処理によつて硬質相の降伏点伸び抑制を克服する程度にまで転位を固着したC原子が、以降の調質圧延とその後の焼付処理に対して活性をもっていることを示すものであり、降伏点伸びの回復についての活性化エネルギーが 26~30 kcal/mol とCの拡散に対する値より高く、転位とCの相互作用に対する値に近い事実ともよく対応している¹⁴⁾。一方 (b) の場合には最終の焼付処理による硬化量はごくわずかである。この事実は転位の固着がある程度以上になるとC原子はもはや焼付硬化に対する活性を失うことを示している。

4. 複合組織化と成形性

複合組織鋼板は成形性が極めて優れているということがしばしば言われる。多くの人達が複合組織鋼に興味をもつのも背景にこのような認識があるからにほかならな

Table 4. Formability as compared to the conventional HSLA of same strength level.

Type II Product: made with reference to the experimental results of J. H. BUCHER et al.²⁵⁾

Formability	Status as compared to HSLA
Deep drawability	Equivalent
Stretchability	Superior
Stretch-flangeability	Worse

ところで Table 4 を御覧いただきたい。これは熱延コイルを再熱処理して得た典型的な Type II の製品についての BUCHER らの報告²⁷⁾ を参考に代表的な成形要素である深絞り性、張り出し性及び伸フランジ性を同一強度レベルの従来型 HSLA と比較した結果である。この例では明らかに優れていると言えるのは張り出し性のみであり、深絞り性については同等、伸フランジ性に至つてはむしろ劣つてさえいるのである。

このタイプの製品はその成形能が期待され、米国で一時期車輪用の部材に大量に使用することが試みられたが、トラブルのために計画を中断せざるを得なかつたといわれる。その原因の一つが伸フランジ成形性の問題にあつたと聞いている。

上の例に見るように、成形性にもいくつかの要素があり、複合組織鋼は決して万能選手ではない。また広義に複合組織鋼と言われるものの中にも少なくとも二つのかなり性格の異なるタイプがあることにも注意しておくことが必要であろう。

この章では Table 4 に関連させながら、深絞り性、張り出し性及び伸フランジ性に対する組織因子のかかわ

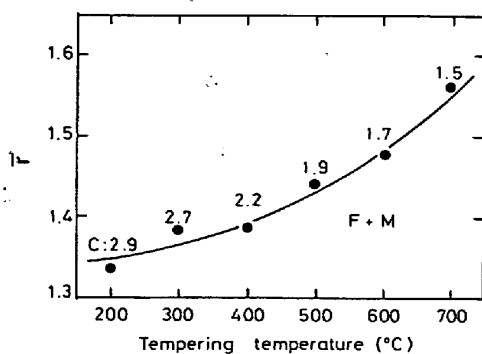
りを考察してみる。

4.1 深絞り性

Table 4 に示した例は熱間圧延後のコイルを再熱処理した場合についてのものである。冷間圧延後熱処理した複合組織鋼板についての報告例としては大橋らによるものがあるが⁹⁾、この場合にもコニカルカップ値は複合組織化しなかつた場合と同等である。

薄鋼板の深絞り性はその r 値に支配されることが広く知られているが、熱延鋼板や、Mn 量の多い冷延鋼板を熱処理した場合には一般に r 値を高くすることは困難である。事実 Table 4 に対応した BUCHER らの場合にも、また上記の大橋や速水ら⁷⁾の場合にも r 値は 0.8 程度である。これはフェライト母相の集合組織それ自体が r 値に対して有利なタイプではないことに加えて、次に述べるように、第二相の存在によつても不利な影響を受けた結果である。

Fig. 4 は複合組織鋼板の r 値に対するマルテンサイト相の影響を調べるために筆者らが行つた研究結果²⁸⁾²⁹⁾の一部である。素材としては通常の深絞り用アルミキルド鋼冷延板を用い、これを一旦バッチ焼鈍した後再び 800°C に加熱しこの温度から水焼入れしたものを用いた。図の横軸は焼もどし温度 (保持時間: 1 min)、図中の数字はマルテンサイトとフェライトの硬度比である。この図は第二相が硬くなるほど r 値が低くなることを示しており、結晶集合組織がほぼ一義的に r 値を決定していると考えられるこれまでの定説^{30)~33)}がこの場合には成立しないことを意味する (集合組織は焼もどし条件の影響を受けないことに注意)。系統的な調査の結果、複合組織鋼中の第二相は上記の硬度比の他、体積率、分散距離などを通して r 値に影響を与えることが確認されており、体積率は大きいほど、分散距離は小さいほど r 値は低下する。またこれらの事実はマクロ的には外力付加の際に第二相の存在のためにフェライト母相が置かれる応力場が変調を受ける結果として理解できる²⁸⁾²⁹⁾。ミクロ的に考えれば、上記の応力場の変調の結果、作働すべ



Figures above the marks: Hardness ratio of martensite and ferrite.
0.05 C-0.06 Si-0.30 Mn Al-killed steel.

Fig. 4. Dependence of mean r -value on tempering temperature after the water-quenching from 800°C.

系が同じ外力を受けた单相フェライト地の場合とは異なることに対応すると思われるが、詳細な議論は今後の研究にまたねばならない。

上記の知見から複合組織鋼板の r 値を改善するためにはまずフェライト地の集合組織を好ましいタイプのものにしておくことが大切で、次に第二相の状態をなるべく r 値低下を防ぐよう制御することが有効であるということが言える。

フェライト地の集合組織を改善するための一つの方法は Fig. 4 の基礎研究の際に用いた条件と同様に、二相域での連続焼鈍に先立つて従来の深絞り用鋼板製造の方式に従つたバッチ焼鈍を行うことである。この場合、鋼中 Mn 量はなるべく少なくすることが好ましい³⁴⁾。しかし次の連続焼鈍で所望の複合組織を得ようとする立場から考えると、二相域からの冷却速度に対応して Mn の最低必要量が決まってくるので¹⁶⁾、Type II または Type I と Type II の中間的な製品の場合には Mn 量の低減は制約を受ける。橋口らは上記の制約を緩和する手段として、バッチ焼鈍による前処理の際処理時間を 24 h 以上にして γ 相またはセメンタイトを十分安定化させることが効果的であることを報告している³⁵⁾³⁶⁾。

Type I の方式では冷却速度が非常に速いので現実問題としては上記の制約を全く受けないと言つてよい。さらにこの場合にはバッチ焼鈍による予備処理を用いなくても、ホットストリップミルで高温巻き取りを実施するという手段と連続焼鈍の際の急速加熱という手段の組み合わせで母相の集合組織が改善できる³⁷⁾。西本らは 0.04C, 0.21Mn 鋼を素材として上記の方法で Type I の複合組織鋼の r 値を 1.6 程度まで高め得ることを示した³⁸⁾³⁹⁾。

第二相の状態を制御する方法の具体例としては須藤らによる報告がある⁴⁰⁾。これは予備処理としてバッチ焼鈍を行つた後二相域焼鈍し、冷却速度をコントロールしてフェライト・ペーナイト・マルテンサイトから成る複合組織としたもので、変態生成相の主体をペーナイトにしたことにより、 r 値の減少を最小限に抑えることに成功している。

4.2 張り出し性

Table 4 に示したように、Type II の複合組織鋼板は張り出し性が極めて優れていることが特長である。これに対応して張り出し試験の際に歪みが一樣に分布しやすい傾向が確認されている²⁷⁾。また、一樣伸び、全伸びが大で降伏比が低いという特長があることが多くの人達によつて報告されており、加工硬化指数の歪み依存性などの詳細が調べられている^{1)2)7)~9)}。

張り出し性は基本的には歪みの一樣分布能及び塑性不安定条件と関連づけられる性質である。この意味で加工硬化指数または一樣伸びが重要な尺度であるが、降伏比もこれに代わり得る簡便な尺度として使える場合が多

く、複合組織鋼の性質判定によく用いられる。そこで、以下に降伏比を媒介にして組織因子の影響を眺めてみよう。

Type II の複合組織鋼の降伏比が 0.4~0.5 の低い値を示すことは速水らの初期の報告ですでに指摘されていたが、これと同時に以下の事実も認められていた⁹⁾。

すなわち、空冷後の試料を 400°C で 5 min 焼もどすと、降伏比は 0.7~0.8 に上昇してしまうのである。その後彼らによつて開発された熱延ままの低降伏比型複合組織鋼の製造プロセス²²⁾で巻を取り温度を 200°C 程度まで低下させるのもこのような知見がベースになっている。

Type II の製品で低降伏比が達成できない場合には、一般にこれに対応して降伏点伸びが生じるという事実¹⁹⁾²²⁾から、母相と変態相の界面及びその近傍に存在する転位が C 原子に固着されるか否かが低降伏比化実現の可否を決定するという考え方が可能である¹⁹⁾²⁵⁾。また Type II の製品には多くの場合残留オーステナイトが存在することが認められている¹⁸⁾²²⁾⁴¹⁾⁴²⁾。そして、変形の初期にこれがマルテンサイトに変態する事実から、これが初期の加工硬化率を上げる役割が認識されている¹⁸⁾²¹⁾。

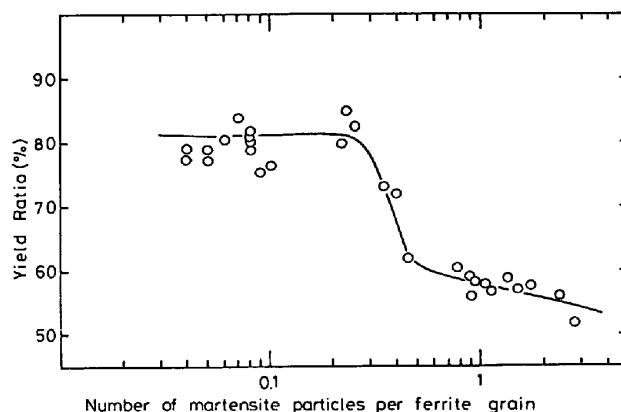
一方 Type I の標準的な製品の場合には、降伏比は 0.7~0.8 で張り出し性は従来タイプの鋼のほぼ同等であり、著しくまさっているという事実はない^{4)~6)}。

上記の事実に対しては、Type II の場合の解釈との対応で、相界面及びその近傍の転位が焼もどしの際に C 原子によつて固着されること、成分・処理条件から考えて残留オーステナイトの存在が期待できないこと、などに関連づけた一応の説明が可能に見える。

ところで、上の議論では転位の固着や残留オーステナイトの存在のみに目が向けられ、硬質第二相の存在そのものの意義が論じられていないことに注意する必要がある。3.3 で述べたように、硬質第二相は降伏点伸び抑制を通して降伏応力を下げ、さらに引張強さを上げて低降伏比化実現に寄与すると考えられるからである。

Fig. 2 に示したように、降伏点伸び抑制作用は硬質第二相の体積率が増すほど大きくなる。すなわち、硬質第二相はすべり発生の核として作用し、ある程度以上の量が材料中に一様に分布すると、一様変形が可能になると考えられるのである。

最近、筆者らは上記のような一様変形促進作用の認識から、フェライト粒に対するマルテンサイト粒の個数に着目して次のような調査を行った⁴³⁾。素材として用いたのは 0.5C, 0.32Mn のアルミキルド鋼冷延鋼板で、まず種々の前処理によつて組織を変化させ、最後に 800°C で 1 min 処理後水焼入れし 300°C で 1 min の焼もどしを施した。Fig. 5 は焼もどしのままの材料について、マルテンサイト粒とフェライト粒の個数の比と降伏比との



0.05 C-0.32 Mn cold-rolled Al-killed steel : Microstructure were varied by pre-treatments : final heat treatment was an intercritical annealing at 800°C for 1 min followed by water-quenching and subsequent tempering at 300°C for 1 min.

Fig. 5. Relation between number of martensite particles per ferrite grain and yield ratio.

関係を示したものである。この図から、焼入れ焼もどし型の低 Mn 複合組織鋼の場合にもフェライト粒に対するマルテンサイト粒の個数の比を 0.5 以上にすれば、降伏比を 0.6 以下にすることが可能であることが分かる。また、この場合の降伏曲線は降伏点伸びを示さないことが確認されている。

図の横軸の値を上記の鋼を用いた標準的 Type I 製品について求めてみると 0.2 であつた。また 2.1Mn 鋼による Type II 製品の場合には 0.7 という値が得られた。したがつて、通常の工程を経て製造した場合 Type I 製品は Type II 製品にくらべて、フェライト粒に対するマルテンサイト粒の個数という観点で一様変形に対しては不利であるということが出来る。逆に上の例のように何らかの方法で Fig. 5 の横軸の値を増すことができれば、低 Mn 系の焼入れ焼もどしタイプの場合にも低い降伏比が達成できるのである。なお、この場合には残留オーステナイトは存在せず、また焼もどしによつて転位は固着されている⁴⁴⁾。

上記のように、降伏比を下げることに對してはまず硬質第二相が一様変形を促すに十分な分散状態にあることが基本で、さらにこの硬質相がその役割を十分に発揮するための条件として、その硬度が高いこと (Fig. 2 参照)、転位の固着の程度がある限度を越えないこと¹⁴⁾¹⁹⁾、などが必要条件になるものと思われる。さきにあげた速水らの調査においての焼もどしによる降伏比上昇は、Fig. 5 の横軸の面では望ましい領域にあるにもかかわらず、転位の固着の程度が限度を越えたために硬質第二相の望ましい作用が失われた例と見ることが出来る。

上記のような知見をベースに、マルテンサイトの分布及び焼もどしの程度の影響を総合的に論じることが試みられている。さらにこの研究の応用として、Fig. 5 の基礎実験の場合のような前処理を必要とせずに Type I

の製品を低降伏比化する方法も見出された⁴³⁾。

4.3 伸フランジ性

Table 4 に示したように、典型的な Type II の製品の場合、伸フランジ性は従来タイプの HSLA より劣っている²⁷⁾。

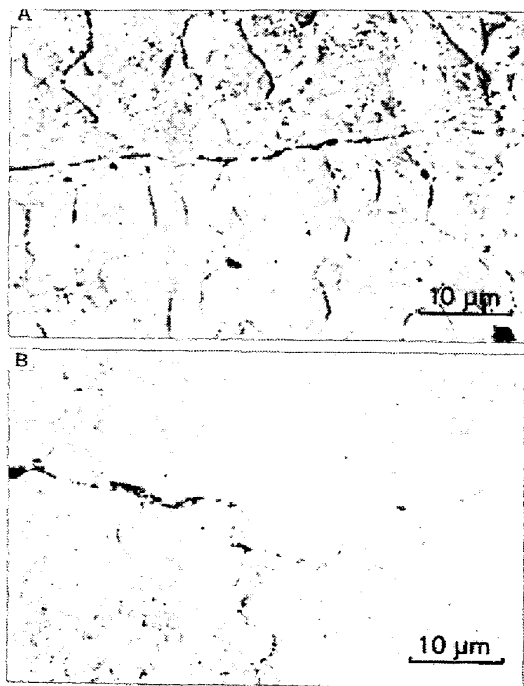
低炭素軟質鋼板に関する過去の調査によると、伸フランジ性は n 値、全伸び、 r 値などの影響を強く受け、これらの値が大きいほど優れた結果を期待できる⁴⁴⁾⁴⁵⁾。

すでに述べたように Table 4 の系統の複合組織鋼の場合 r 値は従来タイプの HSLA と大差なく、その影響は無視できると思われる。 n 値及び全伸びに関しては明らかに優位であり¹⁾²⁾⁷⁾⁸⁾、このことから伸フランジ性も優れていることが予想されるにもかかわらず、事實は逆なのである。一方、伸フランジ性は鋼中に存在する析出物・介在物などの第二相の影響を受け、清浄度の向上、炭化物の球状化などによつて特性を改善し得ることが示されている⁴⁶⁾⁴⁷⁾。

西本らは Type I と Type II の複合組織鋼板について調査を行い、Type II 鋼は切削穴の場合の穴拡がり率に対する打ち抜き穴の穴拡がり率の劣化の度合いが著しいことを認めた⁵⁰⁾。

Photo. 1 は 0.5Mn 鋼から得た Type I 製品と 2.1 Mn 鋼から得た Type II 製品について穴拡げ試験後のサンプルの穴縁近傍を走査型電子顕微鏡で観察した例である。

Type I 製品ではクラックがマルテンサイト中を貫通して直線的に伝播しているのに対し、Type II の製品においてはクラックはフェライトとマルテンサイトの界面



A : Type I product, B : Type II product

Photo. 1. Feature of crack propagation in the vicinity of hole edge in hole-expansion test.

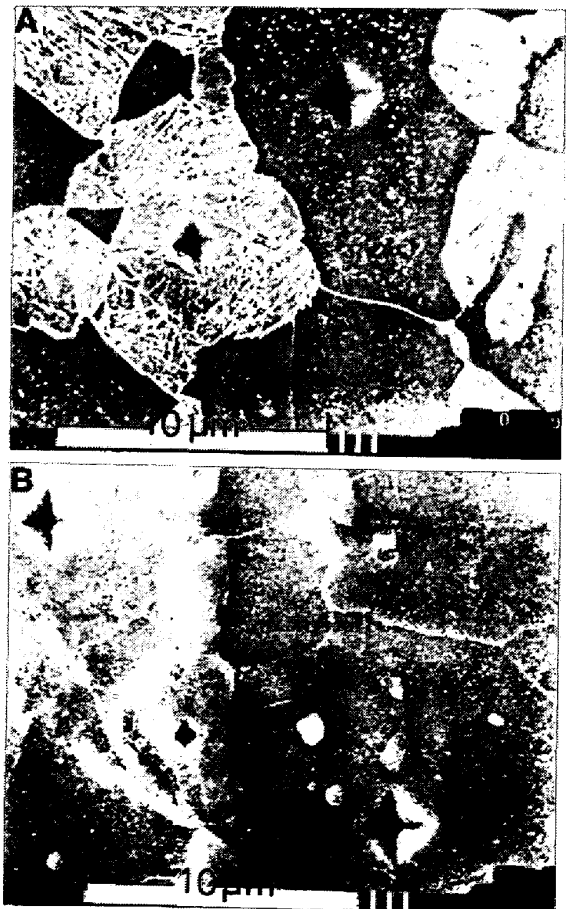
に沿つてジグザグに伝播しているのが対照的である。

上記の差は鋼成分・冷却条件及び焼もどしの有無が影響して硬質第二相と母相との硬さの比が変化したことに対応するものと考えられる。これを確かめるために超マイクロビッカース硬度計を用いフェライト地とマルテンサイト相に印された圧痕を走査型電子顕微鏡で観察した結果が Photo. 2 である。これから求められた硬質相と母相の硬度比は Type I の場合で 2.1、Type II の場合で 3.2 と予想されるとおり後者の方が高かつた。

DAVIES も Type II 製品の伸フランジ性が Type I 製品のそれに比較して劣ることを認め、この理由はマルテンサイトの質の相異によるものであろうと述べている²³⁾。

このように複合組織鋼では硬質第二相の存在が伸フランジ性に対してマイナスの作用を及ぼしている。そして硬質相が母相に対しより硬いほどその影が大きい。

須藤らはフェライト・マルテンサイト型の複合組織鋼よりフェライト・ペーナイト型の複合組織鋼の方が伸フランジ性が良好なことを認め、フェライト・ペーナイト・マルテンサイト型の組織が性質のバランスのとれた優れた製品を与えると主張している⁴⁸⁾⁴⁹⁾。これもフェライト地と硬質相との硬度比に関連づけて解釈できるものと思われる。



A : Type I product, B : Type II product

Photo. 2. Indentations on ferrite matrix and martensite for hardness measurement.

Table 5. Influence of banded structure and inclusion shape control on bend tests and hole expansion tests.

Hot rolled Type II Products : after Y. J. PARK et al., with some abbreviation.

* corrected to 3.0mm thickness

Type of steel	Producer code	Continuous martensite bands?	Inclusion shape control		Zero-T bend test	Limiting hole expansion (%) [*]
			Method	Adequate?		
Heat-treated	A	No	REM	Yes	Passed	45.4
	A	No	Zr	Yes	Passed	27.0
	A	Yes	Zr	No	Failed	26.5
	A	No	Zr	No	Failed	27.1
	A	Yes	Zr	Yes	Failed	25.8
	A	Yes	REM	Yes	Failed	24.3
	A	Yes	Zr	No	Failed	28.0
	B	Yes	REM	No	Failed	13.5
	C	Yes	None	No	Failed	7.1
As-rolled	D	No	REM	Yes	Passed	34.8
	D	No	REM	No	Failed	30.3
	E	No	REM	Yes	Passed	53.1
	G	No	REM	Yes	Passed	42.0
	G	No	REM	Yes	Passed	28.9
	F	No	0.004% S	No	Failed	20.3
	J	No	0.006% S	No	Failed	10.5

高 Mn 系の複合組織鋼においてはしばしば層状組織が現れるが、このような組織も伸フランジ性にとって有害である⁵⁰⁾⁵¹⁾。

Table 5 はクライマックスモリブデン社で八社の鉄鋼メーカーから入手した Type II の複合組織鋼板について曲げ試験と穴拡げ試験を実施した結果の一覧表である⁵¹⁾。この表から、連続したマルテンサイト層状組織を有するサンプルはいずれも曲げ試験が不合格で、穴拡がり率が小さいことが分かる。

このようなことから、Type II 製品の製造にあたっては層状組織を避けるよう配慮されている。

5. おわりに

複合組織化の影響を時効性と成形性の二つの観点から眺めてみた。いずれの場合にも、硬質の変態組織は母相に対する硬さ、体積率、分散度などを通して製品の特性に顕著な影響を与えていることが示された。また、ある観点からは好ましい組織形態が他の観点に対しては必ずしも好ましくない例もあつた。さらに、降伏点伸び発生抑制、塑性異方性などの面で単相鋼に関して確立されていた常識がもはや通用しない興味ある場面を見ることができた。いずれの面についても、今後より本質的かつ深い研究が望まれる。

本稿では、見通しをよくするために複合組織鋼を歴史的な観点から二つの原型タイプに分け、これらを比較する立場から組織因子の影響を論じた。工業技術的に見るとこれら二本の木はお互いに影響し合いながら、それぞれ深く根を張り、幹を太くし、枝を拡げている。すなわち、基礎的にも、製造技術的にも、また製品のバリエーションについても多様かつ高度の内容をもつものとなつた。これらの実態にふれ、金属組織的な背景を知ろうとする際に本稿が参考になれば幸いである。

文 献

- 1) Formable HSLA and Dual Phase Steels, Proceedings of a symposium, Ferrous Metallurgy Committee of TMS-AIME, Oct. 26 (1977) Chicago
- 2) Structure and Properties of Dual Phase Steels, Proceedings of a symposium, Heat Treatment Committee of TMS-AIME, Feb. 19-21, (1977) New Orleans
- 3) Proceedings of a symposium, Heat Treatment Committee of TMS-AIME, Feb. 23-24, (1981) Chicago (to be published)
- 4) 中岡一秀, 荒木健治, 金原 理: 塑性と加工, 17 (1976) 190, p. 875
- 5) K. ARAKI, S. FUKUNAKA, and K. UCHIDA: Trans. ISIJ, 17 (1977), p. 701
- 6) D. J. BAILEY: SAE Paper, 760715 (1976)
- 7) S. HAYAMI and T. FURUKAWA: Micro Alloying 75, Symposium on High Strength Low Alloy Steels, Products and Process, Washington D. C., (1975), p. 56
- 8) M. S. RASHID: SAE Paper 760206 (1976)
- 9) 大橋延夫, 高橋 功, 橋口耕一: 塑性と加工, 17 (1976) 190, p. 883
- 10) 古川 敬: 日本金属学会会報, 19 (1980) 6, p. 439
- 11) 古川 敬: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 399
- 12) 例えば T. FURUKAWA, H. MORIKAWA, H. TAKECHI, and K. KOYAMA: 文献 2), p. 281
- 13) B. S. LEVY: Blast Furnace & Steel Plant, 59 (1971), p. 149
- 14) 栗原 極, 荒木健治, 中岡一秀: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 119
- 15) R. A. GRANGE, C. R. HRIBAL, and L. F. PORTER: Met. Trans., 8A (1977), p. 1775
- 16) 橋口耕一, 西田 稔, 加藤俊之, 田中智夫: 川崎製鉄技報, 11 (1979), p. 68
- 17) 栗原 極, 岩瀬耕二, 荒木健治, 中岡一秀: 鉄と鋼, 62 (1976), S 169
- 18) J. M. RIGSBEE and P. J. V. AREND: 文献 1), p. 56
- 19) S. S. HANSEN and R. R. PRADHAN: 文献 3),

- p. 113
- 20) R. P. KRUPITZER, F. REIS, J. E. FRANKLIN, and R. E. MINTUO: Paper presented at the 22nd Mechanical Working and Steel Processing Conference, Iron and Steel Society of AIME, Nov. (1980)
 - 21) S. HAYAMI, T. FURUKAWA, H. GONDOH, and H. TAKECHI: 文献 1), p. 169
 - 22) T. FURUKAWA, H. MORIKAWA, T. TAKECHI, and K. KOYAMA: 文献 2), p. 281
 - 23) R. G. DAVIES: 文献 3), p. 265
 - 24) R. G. DAVIES: Met. Trans., 10A (1979), p. 154
 - 25) T. TANAKA, M. NISHIDA, K. HASHIGUCHI, and T. KATO: 文献 2), p. 221
 - 26) M. S. RASHID: SAE Paper 770211 (1977)
 - 27) J. H. BUCHER and E. G. HAMBURG: SAE Paper 770164 (1977)
 - 28) 栗原 極, 細谷佳弘, 中岡一秀: 鉄と鋼, 68 (1982) 9, p. 1195
 - 29) K. KURIHARA, Y. HOSOYA, and K. NAKAOKA: Proceedings of the 6th ICOTOM, Sept. 28~ Oct. 3 (1981) Tokyo
 - 30) 長嶋晋一, 武智 弘, 加藤 弘: 日本金属学会誌, 29 (1965), p. 393
 - 31) J. A. ELIAS, R. H. HEYER and J. H. SIMTH: Trans, Met. Soc. AIME, 224 (1962), p. 678
 - 32) W. F. HOSFORD and W. A. BACKOFEN: Fundamentals of Deformation Processing, (1964) [Syracuse Univ. Press]
 - 33) 大久保忠恒: 塑性と加工, 9 (1968), p. 681
 - 34) H. HU and S. R. GOODMAN: Met. Trans., 1 (1970), p. 3057
 - 35) 橋口耕一, 高橋 功, 入江敏夫: 鉄と鋼, 67 (1981), S 527
 - 36) 橋口耕一, 高橋 功, 入江敏夫, 高崎順介: 鉄と鋼, 67 (1981), S 528
 - 37) 久保寺治朗, 中岡一秀, 荒木健治, 渡辺 馨, 岩瀬耕二: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 846
 - 38) 西本昭彦, 細谷佳弘, 中岡一秀: 鉄と鋼, 66 (1980) 8, A 202
 - 39) A. NISHIMOTO, Y. HOSOYA, and K. NAKAOKA: Trans. ISIJ, (1981), p. 778
 - 40) 須藤正俊, 塚谷一郎, 広 広巳, 柴田善一: 鉄と鋼, 67 (1981), S 531
 - 41) A. R. MARDER: 文献 1), p. 89
 - 42) J. M. RIGSBEE, J. K. ABRAHAM, A. T. DAVENPORT, J. E. FRANKLIN, and J. W. PICKENS: 文献 2), p. 304
 - 43) 高田芳一, 細谷佳弘, 中岡一秀: 本協会第 103 回講演大会 (1982 年 4 月) 及び AIME シンポジウム "Metallurgy of Continuous Annealed Sheet Steel" (1982 年 2 月) で発表
 - 44) 細野和典, 中川威雄, 吉田清太: 塑性と加工, 9 (1968), p. 637
 - 45) 久保寺治朗, 中岡一秀, 橋本幸雄, 荒木健治, 西本昭彦: 鉄と鋼, 55 (1969) 11, p. 149
 - 46) 中川威雄, 滝田道夫, 吉田清太: 塑性と加工, 11 (1970), p. 142
 - 47) 久保寺治朗: 第 9 回西山記念技術講座 "薄板の成形性" (日本鉄鋼協会編) (1969), p. 1
 - 48) 須藤正俊, 東 正則, 大木継秋, 堀 広巳, 柴田善一, 神戸章史: 鉄と鋼, 66 (1980) 8, A 197
 - 49) M. SUDO, M. HIGASHI, H. HORI, T. IWAI, S. KAMBE, and Z. SHIBATA: Trans. ISIJ, 21 (1981), p. 820
 - 50) A. NISHIMOTO, Y. HOSOYA, and K. NAKAOKA: 文献 3)
 - 51) Y. J. PARK, J. W. MORROW, and A. P. COLDREN: Climax Molybdenum Company, Research Report L-176-206 (1980)