
極低炭素鋼による深絞り用冷延鋼板の新製造工程

A New Process for Deep-Drawing Cold-Rolled Steel Sheets with Extra-Low-Carbon Steels

佐藤 進 (Susumu Satoh) 小原 隆史 (Takashi Obara) 高崎 順介 (Junsuke Takasaki) 安田 顕 (Akira Yasuda) 西田 稔 (Minoru Nishida)

要旨：

深絞り用冷延鋼板の新製造法開発を目的とし、極低炭素鋼の機械的性質におよぼす化学組成と熱延条件の影響を調べた。(1)C $\leq$ 0.002%とすると過時効処理なしの連続焼鈍で遅時効性が確保できるが、深絞り性は面内異方性が大きいためにそれほど向上しない。(2)微量の Ti あるいは Nb の添加が面内異方性の低減に有効であり、優れた深絞り性が得られる。(3) この種の鋼を 1100℃以下の低温スラブ加熱すると、低温熱延(FDT<Ar3)、低温巻取(C γ <600℃)で優れた深絞り性が得られる。これはとくに Ti 添加鋼で顕著である。(4)以上の知見に基づき、極低炭素鋼を素材とする低温加熱-低温熱延-低温巻取-無過時効連続焼鈍からなる新製造工程を開発した。

Synopsis：

For developing a new process of manufacturing deep-drawing cold-rolled steel sheets, effects of chemical composition and hot-rolling conditions on mechanical properties of extra-low-carbon steel sheets have been investigated. The results obtained are given below; (1) In low C content less than 0.002%, resistance to aging can be obtained without overaging treatment in continuous annealing. However, improvement of deep-drawability by lowering C content is small because planar anisotropy of mechanical properties is extremely large. (2) A small addition of Ti or Nb effectively decreases the planar anisotropy and gives good deep-drawability. (3) Lowering a slab reheating temperature below 1100℃ in such steels provides good deep-drawability even for hot-rolling with the finishing temperature below Ar3 and the coiling temperature below 600℃. This is noticeable in Ti-added extra-low-carbon steels. (4) On the basis of the above findings, a new process consisting of hot-rolling in the low temperature range and continuous annealing without overaging treatment using extra-low-carbon steels has been developed for producing deep-drawing cold-rolled sheets.

本文は次のページから閲覧できます。

佐藤 進^{*2} 小原 隆史^{*3} 高崎 順介^{*4} 安田 顕^{*5} 西田 稔^{*6}

A New Process for Deep-Drawing Cold-Rolled Steel Sheets with Extra-Low-Carbon Steels

Susumu Satoh, Takashi Obara, Junsuke Takasaki, Akira Yasuda, Minoru Nishida

要旨

深絞り用冷延鋼板の新製造法開発を目的とし、極低炭素鋼の機械的性質におよぼす化学組成と熱延条件の影響を調べた。① $C \leq 0.002\%$ とすると過時効処理なしの連続焼鈍で遅時効性が確保できるが、深絞り性は面内異方性が大きいためにそれほど向上しない。② 微量の Ti あるいは Nb の添加が面内異方性の低減に有効であり、優れた深絞り性が得られる。③ この種の鋼を 1100°C 以下の低温スラブ加熱すると、低温熱延 ($FDT < A_{r3}$)、低温巻取 ($CT < 600^\circ\text{C}$) で優れた深絞り性が得られる。これはとくに Ti 添加鋼で顕著である。④ 以上の知見に基づき、極低炭素鋼を素材とする低温加熱-低温熱延-低温巻取-無過時効連続焼鈍からなる新製造工程を開発した。

Synopsis:

For developing a new process of manufacturing deep-drawing cold-rolled steel sheets, effects of chemical composition and hot-rolling conditions on mechanical properties of extra-low-carbon steel sheets have been investigated. The results obtained are given below;

- (1) In low C content less than 0.002%, resistance to aging can be obtained without overaging treatment in continuous annealing. However, improvement of deep-drawability by lowering C content is small because planar anisotropy of mechanical properties is extremely large.
- (2) A small addition of Ti or Nb effectively decreases the planar anisotropy and gives good deep-drawability.
- (3) Lowering a slab reheating temperature below 1100°C in such steels provides good deep-drawability even for hot-rolling with the finishing temperature below A_{r3} and the coiling temperature below 600°C . This is noticeable in Ti-added extra-low-carbon steels.
- (4) On the basis of the above findings, a new process consisting of hot-rolling in the low temperature range and continuous annealing without overaging treatment using extra-low-carbon steels has been developed for producing deep-drawing cold-rolled steel sheets.

1 緒 言

冷延鋼板が広範な用途に大量に使用されるのは優れた板厚精度、美しい表面だけではなく、その良好な加工性に由来するところが大きい。プレス成形される自動車のパネルなどが加工用の用途として典型的な例である。また冷延鋼板は近年急増している各種表面処理鋼板の原板となるが、原板の加工性が表面処理後の加工性を大きく支配する。

冷延鋼板の加工性は、その機械的性質と密接な関係にある。一般に張り出し成形性には低い降伏強度 (YS) と高い伸び (El) が有利であり、深絞り成形性はランクフォード値 (r 値) が高いほど優れている。一方、鋼板に固溶状態の、C、N が残存すると歪時効により機械的性質の劣化が生じるのみならず、プレス時にストレッチャー・ストレインと呼ばれる不具合をひき起こす。したがって、加工用冷延鋼板には ① 高延性、② 高 r 値、③ 耐時効性、が要求される。一般にこれら特性を満足する鋼板を単に深絞り用鋼板と呼ぶ。

現在、この種の鋼板は C 量が約 0.05% の低炭素アルミキルド鋼を素材として製造している。ところが、最近の製鋼技術の進歩によ

り C 0.005% 以下の極低炭素鋼が経済的に溶製できるようになった。この極低炭素鋼を素材とすると、低炭素鋼を素材とする従来の製造工程よりもはるかに経済的な製造工程が可能であることが最近明らかになった。本報では極低炭素鋼による深絞り用冷延鋼板の新製造工程についてとくにその冶金学的背景について述べる。

2 従来工程と新工程の比較

Fig. 1 に深絞り用冷延鋼板の従来工程を模式的に示す。低炭素アルミキルド鋼を素材とする場合、連続鋳造されたスラブを高温加熱 (加熱温度 (SRT) 1200°C 以上) する必要がある。これは、① 熱延仕上げ温度 (FDT) を A_{r3} 変態温度 (約 850°C) 以上に確保するためと、② 箱焼鈍法の場合は熱延鋼板の状態でも AlN を固溶させておくこと、が必要なためである。①、② いずれも冷延鋼板の深絞り性 (高 r 値) を確保するのに不可欠な条件である。スラブの高温加熱に要するエネルギーが莫大であること、および高温酸化による歩下り低下、表面性状の劣下等の問題点はあらためて言うまでもない。一方、近年生産性と均質性向上を目的として連続焼鈍法の採用が進んでいる。(当社でも千葉、水島の両製鉄所に連続焼鈍ライン

*1 昭和59年6月13日原稿受付

*2 技術研究所第3研究部薄板研究室主任研究員 (掛長)

*3 技術研究所第3研究部薄板研究室主任研究員 (課長補)

*4 千葉製鉄所管理部薄板管理室主査 (掛長)

*5 技術研究所第3研究部薄板研究室主任研究員 (掛長)

*6 技術研究所第3研究部薄板研究室室長 (課長)

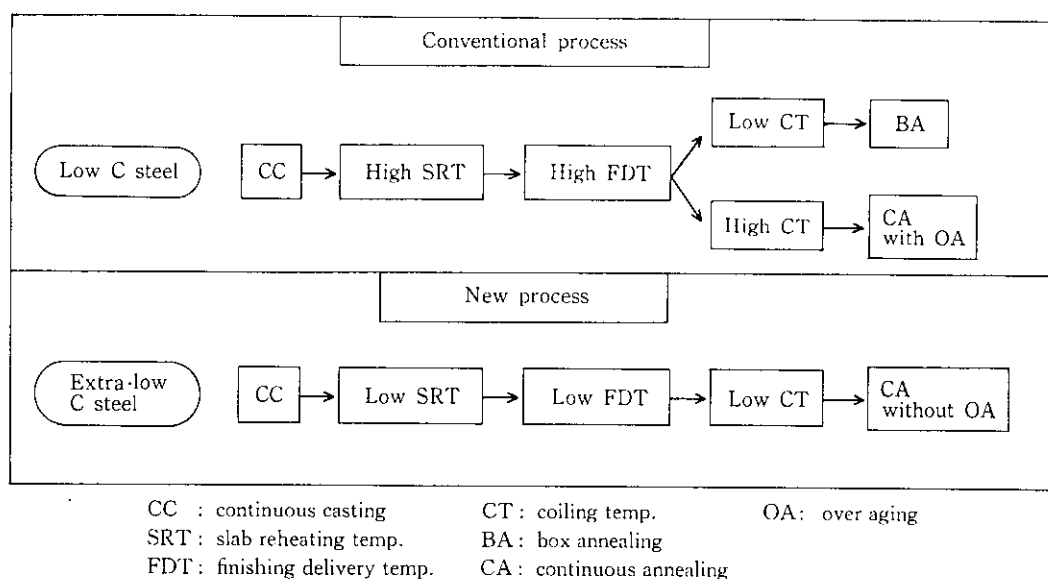


Fig. 1 Comparison of a conventional process and a new process for producing deep-drawing cold-rolled steel sheets

KM-CALを有している。)低炭素鋼を素材とし連続焼鈍法で深絞り用冷延鋼板を製造するためには、一般に①熱間圧延で高温巻取(約700°C)、②連続焼鈍ラインで過時効処理をする必要がある。前者は急速加熱の連続焼鈍法で再結晶粒成長を容易とするため、後者は固溶CをFe₃Cとして析出させて耐時効特性を確保するためである。熱延高温巻取は熱延鋼板の酸洗性を劣化させる等の問題点がある。

以上が低炭素アルミキルド鋼を素材とする従来製造工程の冶金学的な要点と製造上の問題点である。

最近の製鋼技術、とくに脱ガス精錬技術の進歩はめざましく、C量が0.005%以下の極低炭素鋼が経済的に製造できるようになった。Fig. 2に各種吹錬法とRH脱ガスを組み合わせたときの脱ガス工程における脱炭時間とC量の関係を示す²⁾、底吹転炉(Q-BOP)と改良型RH脱ガス装置²⁾との組み合わせにより従来法(LD-RH)よりもはるかに短時間で極低炭素鋼が製造できる。現在前者の方法により平均C量0.002%の極低炭素鋼を安定してかつ経済的に製造で

きる²⁾。この種の極低炭素鋼を素材とすると、Fig. 1に示した新しい製造工程により加工用冷延鋼板が製造できる。新製造工程は低温加熱、低温熱延、低温巻取および単純なヒートサイクルの連続焼鈍からなり、上述した従来製造工程の問題点を一掃するものである。

3 機械的性質におよぼすC量と合金元素の影響

一般にC量の低下は鋼板の延性、 r 値の向上をもたらす。またC量を極限近くまで低減できれば、耐時効性確保のために連続焼鈍で過時効処理が不要となる可能性がある。Fig. 3に極低炭素鋼板の機械的性質におよぼすC量の影響を示す。素材は0.02% Si-0.15% Mn-0.01% P-0.01% S-0.04% Al-0.003% Nの組成を有し、Nb、Tiなどの特殊合金元素は含まない小型真空溶解鋼である。実験室で熱間圧延(SRT, 1250°C; FDT, 880°C)、冷間圧延(圧下率, 79%)、および焼鈍(均熱: 830°C, 40 s, 過時効処理なし)した。C量を0.002%以下とすることにより、過時効処理を施さなくても時効指数AI(7.5%予歪; 100°C, 30 min時効)を30 MPa以下とでき、実質的に非時効性が確保されている。一方、伸び El および r 値はC量の低下に伴い向上はするものの、その上昇量はC量の大幅な変化(0.01%→0.001%)にもかかわらず小さい。これは El , r 値の面内異方性(ΔEl , Δr)がC量の低下とともに大きくなることによる。なおFig. 3でL, D, Tは圧延方向に対しそれぞれ0°, 45°, 90°方向の特性値を示し、 $\bar{El}$, ΔEl , $\bar{r}$, Δr は以下の式により求めた。

$$\bar{El} = (El_L + El_T + 2El_D)/4 \quad (1)$$

$$\Delta \bar{El} = (El_L + El_T - 2El_D)/2 \quad (2)$$

$$\bar{r} = (r_L + r_T + 2r_D)/4 \quad (3)$$

$$\Delta r = (r_L + r_T - 2r_D)/2 \quad (4)$$

C量が低下してもD方向の特性が低く面内異方性が大きいことがわかる。

Fig. 4に0.002% C-0.04% Al鋼を基本組成(他元素はFig. 3で用いた鋼と同様)として、これにNb、Tiなど特殊元素を添加したときの El , r 値の面内異方性の変化を示す。実験条件はFig. 3の場合と同一である。Ti添加鋼ではほとんどのS, NがTiと結合するので、次式より有効Ti添加量(Ti^*)を求めた。

$$Ti^*(\%) = Ti(\%) - (48/32)S(\%) - (48/14)N(\%) \quad (5)$$

Ti以外の他の合金添加鋼では、SはMnとNはAlと結合するの

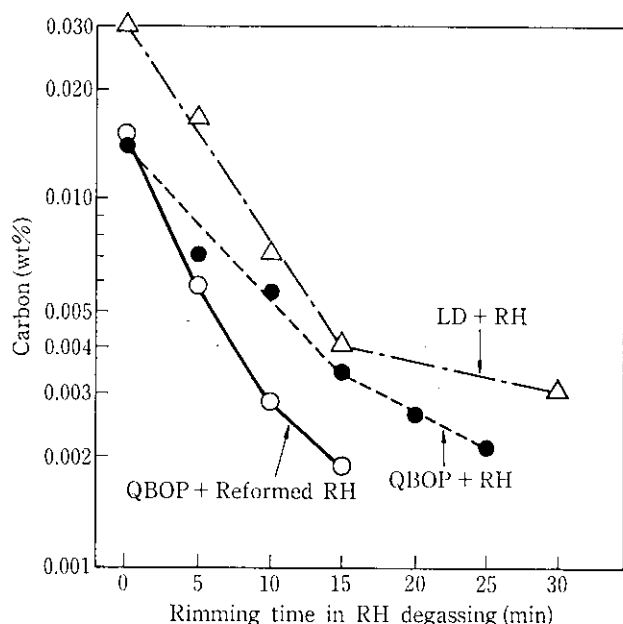


Fig. 2 C content of RH-degassed steels plotted against rimming time in RH-degassing

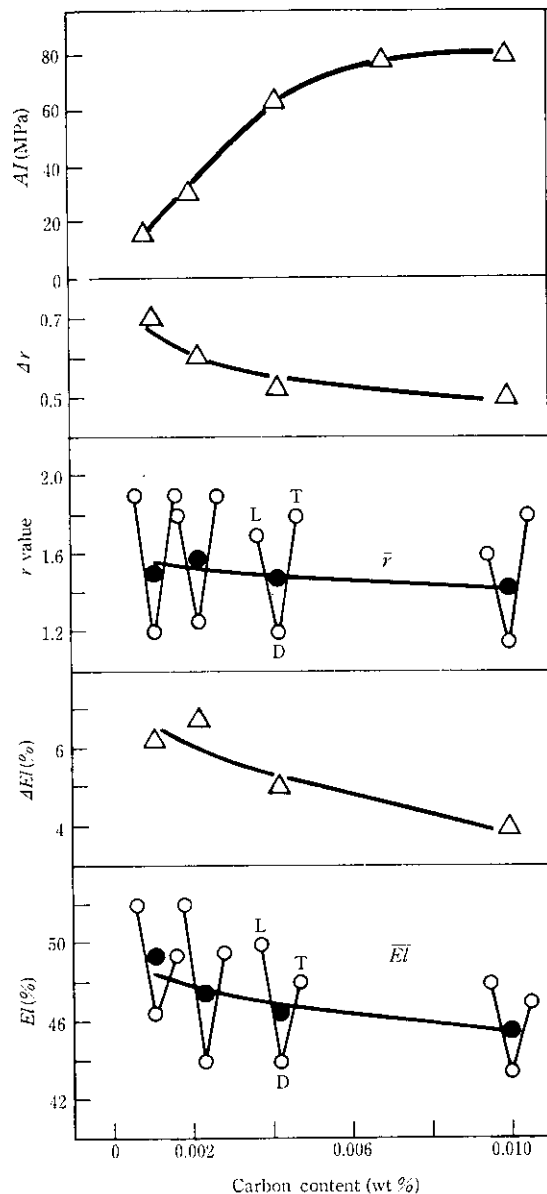


Fig. 3 Effect of C content on mechanical properties of cold-rolled and continuous-annealed steel sheets

で、有効量を全含有量とした。Nb と Ti が EI , r 値の面内異方性低減に効果的である。とくに Nb の効果は顕著である。

以上の結果に基づき工場では 0.002% C-0.02% Si-0.06~0.15% Mn-0.01% P-0.01% S-0.03~0.06% Al-0.002% N を基本組成とし、これに Nb, Ti を添加した鋼板を試作した。その機械的性質を Fig. 5 に示す。工場熱延は SRT 1220°C, FDT 880°C, および巻取温度 (CT) 700°C の条件で行い、連続焼鈍は均熱温度 820°C で行った。Nb あるいは Ti を含有しない無添加極低炭素鋼では EI , r 値の面内異方性 (ΔEI , Δr) がきわめて大きく、かつその平均値 ($\bar{EI}$, $\bar{r}$) も低い。これに対し、Nb あるいは Ti を微量添加することによりそれらの面内異方性は大きく低減されると同時に、平均値も向上する。異方性低減には Ti より Nb が微量で効果があり、 $\bar{EI}$, $\bar{r}$ 値の特性値そのものは Ti 添加鋼のほうが優れている。

r 値および EI の面内異方性は焼鈍板の再結晶集合組織と密接な関係にある^{3,4)}。圧延方向に対し 45° 近傍方位でこれら特性を低下させる集合組織として $\{hkl\}\langle 001 \rangle$ 方位が知られており、本報にお

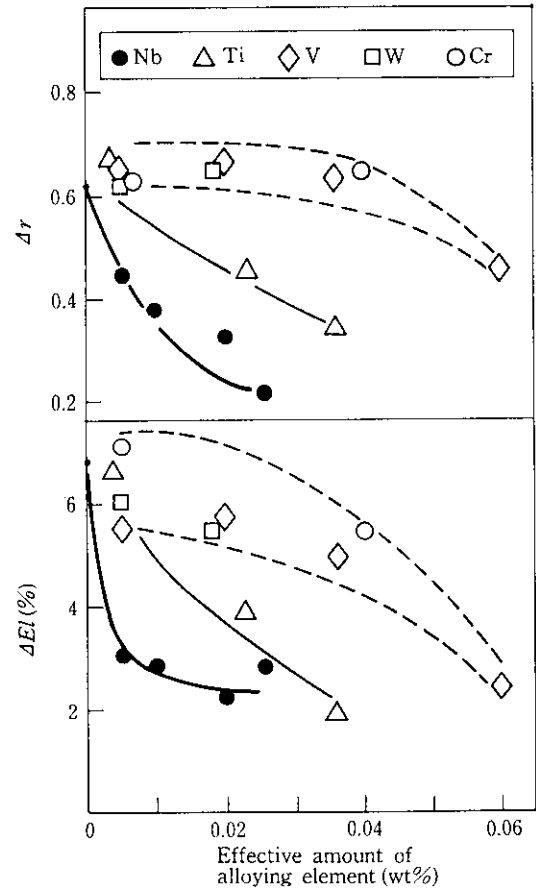


Fig. 4 Effect of alloying elements on planar anisotropy of mechanical properties of cold-rolled and continuous-annealed steel sheets (C=0.002%)

ける無添加極低炭素鋼では $\{110\}\langle 001 \rangle$ 近傍方位への集積が Nb, Ti 添加鋼よりも強かった⁵⁾。一方冷延焼鈍板の再結晶集合組織には母板となる熱延鋼板の状態が重大な影響を与える。Fig. 6 に Fig. 5 で示した Nb 添加鋼の熱延鋼板におけるフェライト結晶粒度番号と時効指数 (焼鈍板と同一測定法による) を Nb 量との関係で示す³⁾。Nb の添加によりフェライト粒は細粒となり、固溶 C 量は低下する (高温巻取材であるので N は AlN として固定されている)。一般に冷延母材 (ここでは熱延鋼板) が細粒であること、および固溶 C が少ないことは再結晶時の $\{110\}\langle 001 \rangle$ 近傍方位の発達を抑制する^{6,7)}。Nb あるいは Ti の添加により冷延焼鈍板の EI , r 値の面内異方性が低減されたのはこの理由による。

上述の Nb あるいは Ti を微量添加した極低炭素鋼を従来から知られている Interstitial-Free 鋼 (IF 鋼) と比較して Fig. 7 に模式的に示す。従来の IF 鋼は C 量が 0.005-0.010% であるため、C 量 (あるいはさらに N 量) に対して Ti^{8,9)}, Nb¹⁰⁾ などを化学量論的に等価以上 (図中では $X(\text{at } \%)/C(\text{at } \%) > 1$) 添加する必要があった。これは等価以下では機械的性質が著しく劣化するためである。この鋼では熱延板の段階で C (あるいは N) を安定な炭 (窒) 化物として固定しているため高 r 値を得ることができる。しかし過剰な合金元素の添加は延性の劣化 (とくに Nb 鋼) をもたらし、表面性状にも悪影響をおよぼす。当然製造コストも高くなる。

これに対して、上述した極低炭素鋼 (Fig. 7 で New IF 鋼と示すもの) は C 量が 0.005% 以下と極めて低いため、微量の Nb, Ti 添加 ($X(\text{at } \%)/C(\text{at } \%)$ が 1 近傍もしくはそれ以下) で優れた機械的

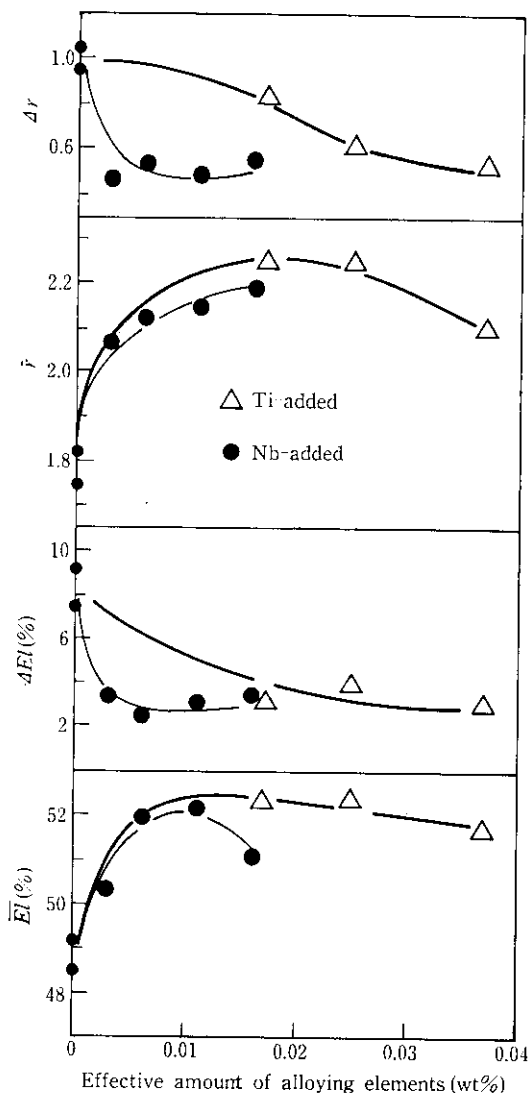


Fig. 5 Effect of Ti and Nb contents on mechanical properties of commercially produced extra-low-carbon steel sheets (C=0.002%)

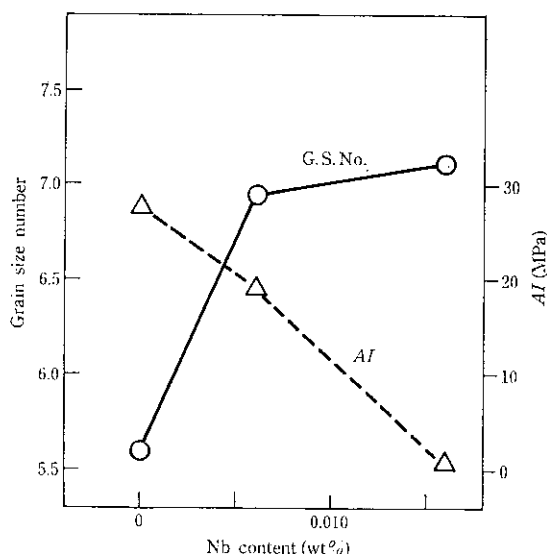


Fig. 6 Grain size number and aging indices of hot bands plotted against Nb content

性質が得られる。この鋼では再結晶させるために加熱しても固溶状態の C, N はきわめて少ないので、冷却過程で過時効処理を行って

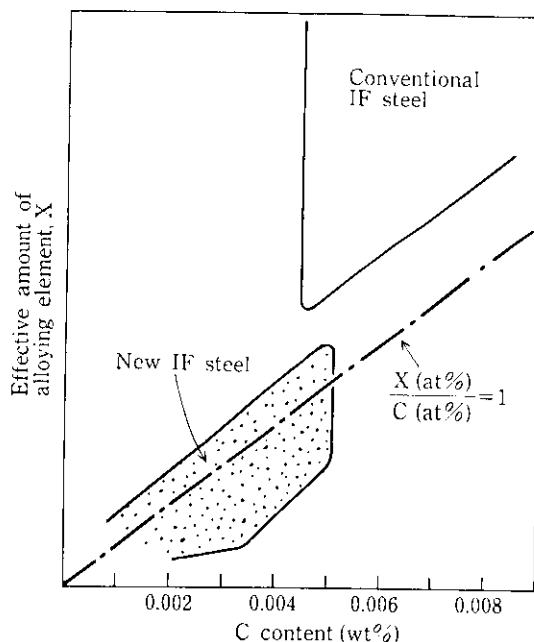


Fig. 7 Situation of a new type interstitial-free steel sheet

時効特性を改善する必要はない。

4 極低炭素冷延鋼板の機械的性質におよぼす熱延条件の影響

冷延鋼板の機械的性質を制御するには冷延、焼鈍条件のほかに熱延条件が重要である。とくにこれまでは熱延終了温度 (FDT), 巻取温度 (CT) が重要とされてきた。しかし前述の Nb, Ti 添加極低炭素鋼ではオーステナイト (γ) 相の高温領域でも炭窒化物等を形成するので、熱延終了以前の加工熱履歴も機械的性質に大きな影響をおよぼす^{11,12)}。

Fig. 8 に Nb あるいは Ti 添加極低炭素鋼について熱延前の加熱温度と冷延焼鈍後の機械的性質の関係を示す⁹⁾。素材は真空溶製した小型鋼塊で基本組成は Fig. 3 の場合と同一である。実験室で熱延 (FDT: 880°C), 冷延 (圧下率: 79%), および焼鈍 (均熱: 830°C, 40 s) した。機械的性質は低温加熱するほど向上する。とくに 1100°C 以下の極低温域で特性の向上が顕著であり, Nb 添加鋼よりも Ti 添加鋼の方がその傾向が強い。

工場で作した Ti 添加極低炭素鋼板 (0.002% C-0.01% Si-0.06% Mn-0.01% P-0.01% S-0.06% Al-0.002% N-0.06% Ti) の機械的性質と熱延仕上温度 (FDF) の関係を Fig. 9 に示す。スラブ加熱温度 (SRT) は約 1200°C と 1100-1050°C の 2 種類, 熱延後 600-550°C の低温巻取を行った。冷延 (圧下率 75%) 後, 均熱温度 820°C で連続焼鈍 (過時効処理なし) した。実験室で得られた結果と同様, 低温加熱により特性は向上する。とくに注目すべき点は低温加熱すると, 熱延仕上温度が A_{r3} 変態温度 (約 850°C) より低い場合でも優れた特性が得られることである。また Fig. 5 に示した Ti 添加鋼の高温巻取材と比較することにより, 低温加熱すると低温巻取しても高温巻取材と同等以上の特性が確保できることがわかる。

Fig. 8 に示した実験室素材を用いて, 1000°C と 1250°C に加熱した状態における析出物量を熱延後の状態との相対値で Fig. 10 に示す⁹⁾。低温加熱すると Nb 添加鋼では AlN と MnS の析出量が增加するが NbC は検出されない。一方 Ti 添加鋼の低温加熱時に

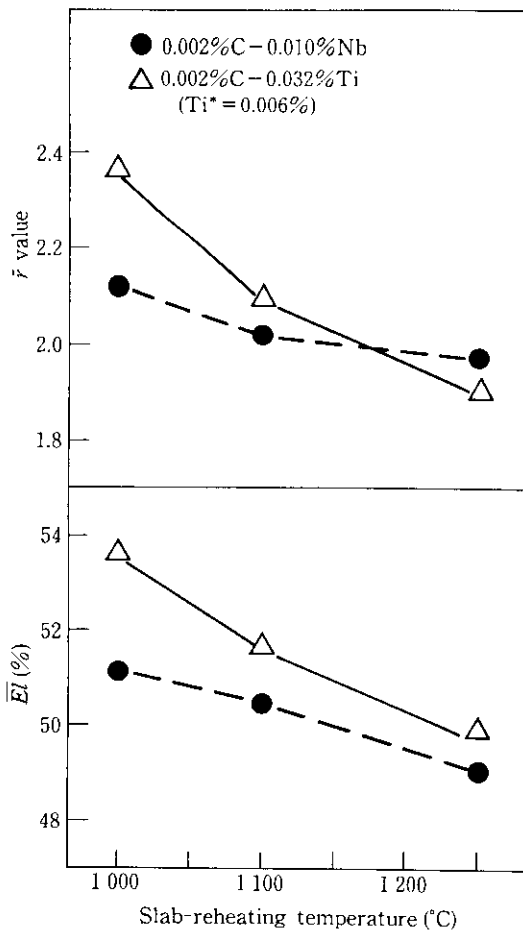


Fig. 8 Effect of slab-reheating temperature on mechanical properties of Ti- and Nb-added extra-low-carbon steel sheets

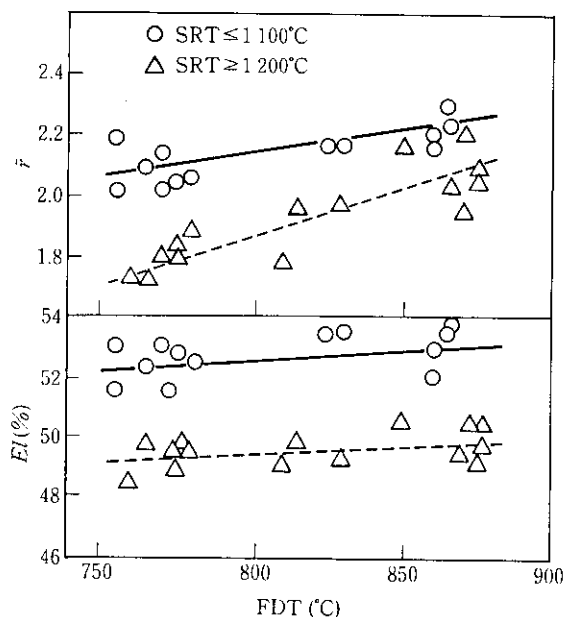


Fig. 9 Influences of slab-reheating temperature (SRT) and finishing delivery temperature (FDT) in hot-rolling process on mechanical properties of commercially produced Ti-added extra-low-carbon steel sheets

おける Ti(C, N), TiS の析出量は熱延板の状態での析出量にほぼ等しく、これら析出物は熱延前にほぼ全量存在することになる。Photo 1 に Ti 添加鋼の低温加熱材における析出物の典型的な例を示す。

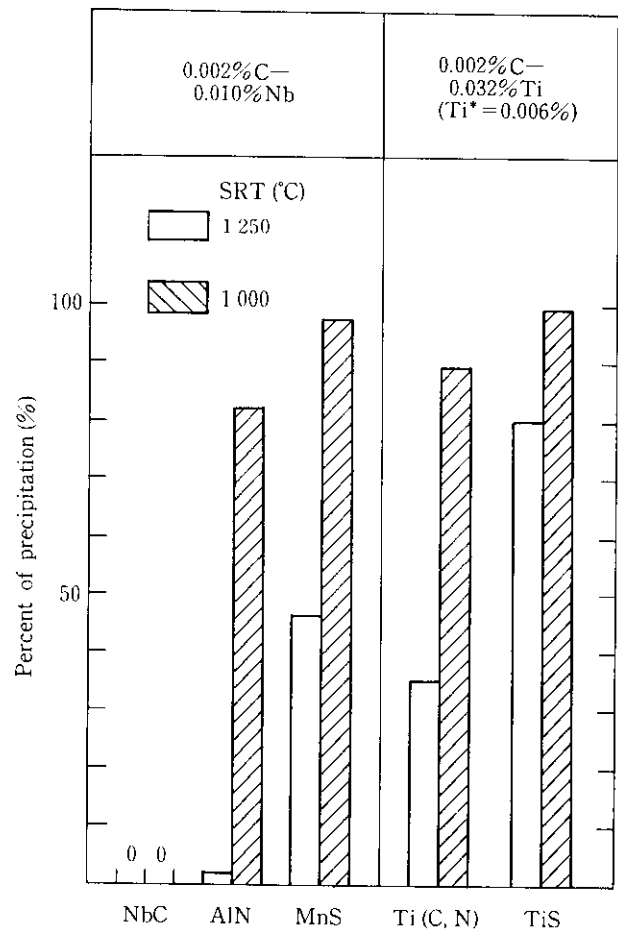


Fig. 10 Percentage of precipitation in reheated and water-quenched sheets to that in hot-rolled sheets (SRT: slab-reheating temperature)

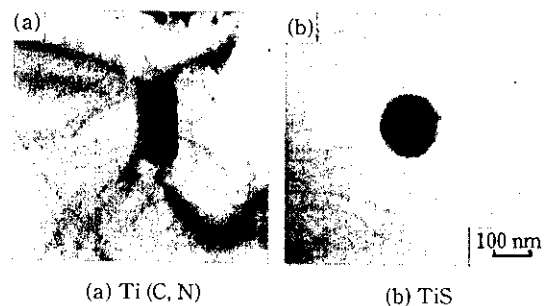
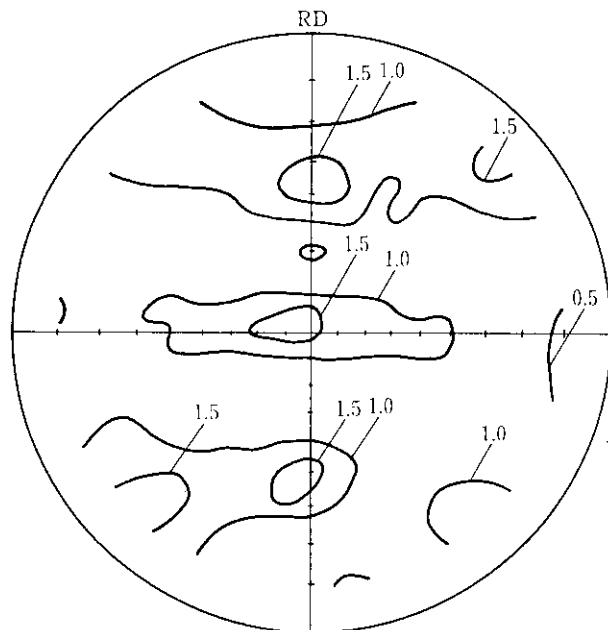


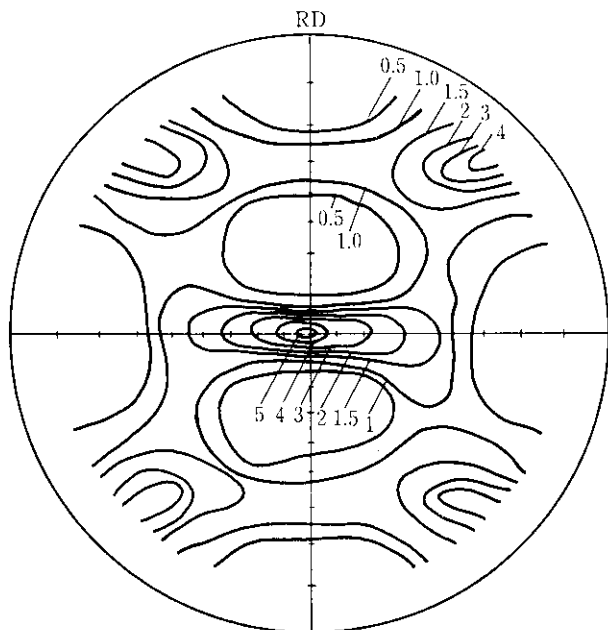
Photo 1 Transmission electron micrographs showing the morphology of precipitates in a Ti-added extra-low-carbon hot band

電子線回折法および分散X線分光法により Photo 1 (a) は Ti(C, N), (b) は TiS と同定できた。これら析出物は加熱前に存在していたか、低温加熱によって生じたものなのかは判別できないが、Nb 添加鋼の場合と比較すると Ti 添加鋼の析出物のサイズは大きくかつ粗に分布していた。一般に再結晶焼鈍過程、とくに急速加熱される連続焼鈍時には析出物が粗大であるほうが粒成長が速いので材質上有利である。Ti 添加鋼では Nb 添加鋼よりも炭窒化物、硫化物が高温域で析出するので低温加熱によりこれら析出物を粗大化できる。このことが Ti 添加鋼のほうが低温加熱の効果が大きい理由と考えられる。

つぎに低温熱延 ($FDT < Ar_3$) と深絞り性の関係について述べる。深絞り性に優れる (高 r 値) 冷延鋼板を製造するには熱延は Ar_3 変



(a) SRT1 050°C, FDT880°C, CT550°C



(b) SRT1 050°C, FDT770°C, CT550°C

Fig. 11 (200) pole figures showing the effect of finishing delivery temperature (FDT) in hot-rolling process on textures of hot bands in a Ti-added extra-low-carbon steel

態温度以上で終了するのが一般的であった。これは Ar_3 点以下の α 相域で加工を受けると、熱延鋼帯の板厚中心部に $\{100\}\langle 011 \rangle$ の強い集積が形成され冷延再結晶の深絞り性を劣下させる原因になるためである。

Fig. 9 に示した工場熱延材のうち熱延仕上温度が Ar_3 変態温度以上と以下の熱延板の板厚中心部における (200) 極点図を Fig. 11 に示す。通常の高温仕上材ではとくに強い集積はない。これに対して Ar_3 変態温度以下で熱延を終了した熱延板には強い $\{100\}\langle 011 \rangle$ 集合組織が形成されており、従来低炭素鋼で報告されているものと本質的な差はない。また Fig. 11 に示した熱延板の集合組織はスラブ

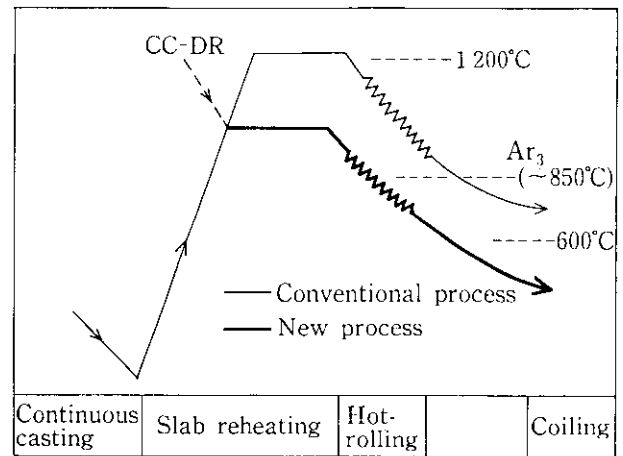


Fig. 12 Schematic illustration of thermo-mechanical history in a new process

加熱温度 (SRT) によってほとんど変化しなかった。以上のことから、極低炭素鋼を低温加熱した場合に低温 (FDT < Ar_3) 仕上材でも高 r 値が得られる理由は熱延板の集合組織の変化によるものではないことが示唆される。換言すれば、低温加熱を行っても低温熱延すれば熱延板の集合組織は冷延焼鈍板の r 値に不利な方位になっている。現在のところこの現象は低温加熱することによる熱延板中の析出物の分布形態の変化で説明可能と考えられるが、明確なる機構の解明は今後の課題である。

上述した極低炭素鋼を素材とする場合の連続鋳造から熱延巻取までの加工熱履歴を模式的に Fig. 12 に示す。比較のために低炭素アルミキルド鋼を素材として連続鋳造する従来工程の場合も示す。低温加熱による省エネルギー効果、歩止り向上は明らかであり、連続鋳造からのホットチャージ化、直接熱延化 (CC-DR) にきわめて有利である。スラブは低温加熱されたのち熱間圧延されるが、仕上温度は Ar_3 変態点以下の低温でよく、さらに巻取温度も 600°C 以下の低温でよい。このような低温圧延および低温巻取は熱延鋼帯のスケール生成量を低減するので酸洗性の向上をもたらす。なお熱延における変形抵抗は一般に低温になるほど上昇するが、 r 相と α 相を同一温度で比較すると α 相の方が変形抵抗が低く、低温熱延による変形抵抗上昇は比較的小さい。

5 結 論

極低炭素鋼を素材とする深絞り用冷延鋼板の新製造工程について、とくにその冶金学背景について述べた。

- (1) $C \leq 0.002\%$ とすることにより過時効処理のない連続焼鈍で遅時効性が確保できるが、機械的性質はそれらの面内異方性が大きいためにそれほど向上しない。
- (2) 微量の Nb, Ti 添加がこの面内異方性の低減に有効であり、優れた特性が得られる。この種の鋼は従来の Interstitial-Free 鋼とは異なる新しいタイプのものである。
- (3) この種の鋼では低温でスラブ加熱するほど機械的性質が向上する。とくに Ti 添加鋼でこの傾向が顕著である。この場合仕上温度を Ar_3 変態温度以下、低温での巻取としても優れた特性が得られる。
- (4) 以上新しいタイプの極低炭素鋼を素材とすると、低温加熱-低温熱延-低温巻取-連続焼鈍 (過時効処理含まず) という新製造工程により深絞り用冷延鋼板が製造できる。

参 考 文 献

- 1) 高崎順介, 入江敏夫, 芳賀雄彦, 柳島章也, 駒村宏一: 鉄と鋼, **68** (1982) 9, 150
- 2) N. Sumida, T. Fujii, Y. Oguchi, H. Morishita, K. Yoshimura, and F. Sudo: Kawasaki Steel Technical Report, No. 8, Sept. (1983), 69
- 3) H. Kitagawa, M. Katayama, and H. Maruyama: Trans. ISIJ, **22** (1982), 424
- 4) 伊藤庸, 神崎文晁: 鉄と鋼, **52** (1966) 8, 1188
- 5) 佐藤進, 小原隆史, 西田稔: 鉄と鋼, **69** (1983) 10, A301
- 6) M. Matsuo, S. Hayami, and S. Nagashima: Advances in X-ray analysis, **14** (1971), 214
- 7) 高橋政司, 岡本篤樹: 鉄と鋼, **64** (1978) 14, 2158
- 8) 福田宜雄, 清水峯男: 塑性と加工, **13** (1972) 142, 841
- 9) 秋末治, 高階喜久男: 日本金属学会誌, **36** (1972) 11, 1124
- 10) R. E. Hook, A. J. Heckler, and J. A. Elias: Metall. Trans., **6A** (1975) 9, 1683-1692
- 11) 橋本修, 佐藤進, 田中智夫: 鉄と鋼, **67** (1981) 1, 1962
- 12) 佐藤進, 入江敏夫, 橋本修: 鉄と鋼, **69** (1983) 2, 283