
複数難加工部品の一体プレス成形に適する超深絞り性冷延鋼板の開発

Development of Extra-Deep Drawing Cold-Rolled Sheet Steels for Integrated Parts

角山 浩三(Kouzou Tsunoyama) 小原 隆文(Takashi Obara) 佐藤 進(Susumu Satoh) 阿部 英夫(Hideo Abe) 柴崎 治(Osamu Shibasaki) 上杉 暢彦(Nobuhiko Uesugi)

要旨：

一体成形用超深絞り性冷延鋼板の開発を目的として、極低炭素鋼の材料特性に及ぼす鋼成分および製造条件の影響を検討した。C~20ppm 鋼としてもCの析出固定にTiやNbなどの合金元素が必要である。Ti添加鋼はNb添加鋼よりも熱延板で粗大な析出物を有し、冷延後の焼鈍時に粒成長しやすく、延性および深絞り性に優れる。Ti添加鋼をベースとしNbを微量複合添加すると材料特性の面内異方性を低減できる。このTi-Nb複合添加鋼を高温連続焼鈍(850~880℃)および軽圧下調質圧延(約0.5%)することにより、従来の超深絞り性(EDDQ)鋼板よりも格段に優れた加工性を有する鋼板が製造できた。開発鋼板は複雑でかつ大型のサイドアウターパネルやオイルパンなどに適用されている。

Synopsis：

To develop extra-deep drawing (EDDQ) cold-rolled sheet steels for integrated automobile parts, effects of steel chemistry and processing conditions on the mechanical properties of extra-low C steels have been investigated. Strong carbide-forming elements such as Ti and Nb are necessary to stabilize C even in 20-ppm C steels. Ti-bearing steel has superior ductility and drawability to Nb-bearing steel since grain growth at recrystallization is faster in Ti-added steel than in Nb-added steel due to the difference in the precipitate dispersion. A small amount of Nb addition to Ti-stabilized steel is effective in decreasing the planar anisotropy of mechanical properties. High temperature continuous annealing (850-880℃) and low reduction temper-rolling (about 0.5%) with the use of the Ti and Nb co-addition steels have provided new products with an excellent mechanical property superior to the mechanical property of a conventional EDDQ steel. These products have been used for complicated and enlarged automobile parts such as a side outer panel and an oil pan.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

複数難加工部品の一体プレス成形に適する超深絞り性冷延鋼板の開発*

川崎製鉄技報
22 (1990) 3, 177-182

Development of Extra-Deep Drawing Cold-Rolled Sheet Steels for Integrated Parts



角山 浩三
Kouzou Tsunoyama
技術研究本部 研究企画部長・工博



小原 隆史
Takashi Obara
鉄鋼研究所 電磁鋼板研究部 主任研究員(課長)



佐藤 進
Susumu Satoh
鉄鋼研究所 薄板研究部 薄板研究室 主任研究員(課長)



阿部 英夫
Hideo Abe
鉄鋼研究所 加工・制御研究センター長(部長)



柴崎 治
Osamu Shibasaki
水島製鉄所 管理部 薄板管理室 主査(課長補)



上杉 暢彦
Nobuhiko Uesugi
水島製鉄所 管理部 薄板管理室 主査(掛長)

1 緒 言

冷間圧延鋼帯(冷延鋼板)はその優れた加工性, 高い寸法精度, 表面の美麗さなどにより, 自動車の車体をはじめとする広範囲の用途に使われている。自動車製造業の発展に伴い, 冷延鋼板は現代鉄鋼業の主力製品の1つになっている。

おもにプレス加工用途に使用される冷延鋼板には, 材料特性として, (1) 延性, (2) 絞り性, (3) 耐時効性が要求される。このうち延性は, 機械的性質として, 高い伸び(El)と低い降伏強度(YS)ほど優れている。絞り性は鋼板の結晶方位にほぼ支配され, 鋼板面に垂直方向で{111}結晶方位の集積度が高いほど優れている。絞り性はLankford値(r 値)で評価される。深絞り用DDQ(JISのSPCE)で1.8程度, 超深絞り用EDDQで2.0程度を有する。一方, 耐時効性とは鋼板に残存する固溶C, Nによるひずみ時

要旨

一体成形用超深絞り性冷延鋼板の開発を目的として, 極低炭素鋼の材料特性に及ぼす鋼成分および製造条件の影響を検討した。C≒20ppm鋼としてもCの析出固定にTiやNbなどの合金元素が必要である。Ti添加鋼はNb添加鋼よりも熱延板で粗大な析出物を有し, 冷延後の焼鈍時に粒成長しやすく, 延性および深絞り性に優れる。Ti添加鋼をベースとしNbを微量複合添加すると材料特性の面内異方性を低減できる。このTi-Nb複合添加鋼を高温連続焼鈍(850~880°C)および軽圧下調質延(約0.5%)することにより, 従来の超深絞り性(EDDQ)鋼板よりも格段に優れた加工性を有する鋼板が製造できた。開発鋼板は複雑でかつ大型のサイドアウトパネルやオイルパンなどに適用されている。

Synopsis:

To develop extra-deep drawing (EDDQ) cold-rolled sheet steels for integrated automobile parts, effects of steel chemistry and processing conditions on the mechanical properties of extra-low C steels have been investigated. Strong carbide-forming elements such as Ti and Nb are necessary to stabilize C even in 20-ppm C steels. Ti-bearing steel has superior ductility and drawability to Nb-bearing steel since grain growth at recrystallization is faster in Ti-added steel than in Nb-added steel due to the difference in the precipitate dispersion. A small amount of Nb addition to Ti-stabilized steel is effective in decreasing the planar anisotropy of mechanical properties. High temperature continuous annealing (850-880°C) and low reduction temper-rolling (about 0.5%) with the use of the Ti and Nb co-addition steels have provided new products with an excellent mechanical property superior to the mechanical property of a conventional EDDQ steel. These products have been used for complicated and enlarged automobile parts such as a side outer panel and an oil pan.

効硬化に対する抵抗力を意味する。一般に固溶C, N量が1ppm以下であれば, 材料特性の時効劣化は無視でき, 非時効性といえる。

近年, 自動車のプレス加工部品は大型化, 複雑化する傾向にある。特に一体成形による大型化は, (1) プレスおよび溶接工程の省略, (2) 車体重量の低減, (3) つなぎめの腐食防止などに有効である。一体用成形用鋼板としては, 従来のEDDQ鋼板よりもさらに優れた成形性が要求されることが多い。

冷延鋼板の材料特性を向上させるには不純物元素, 特にCを低減することが有効である。たとえば, オープンコイル焼鈍法にて脱炭

* 平成2年4月24日原稿受付

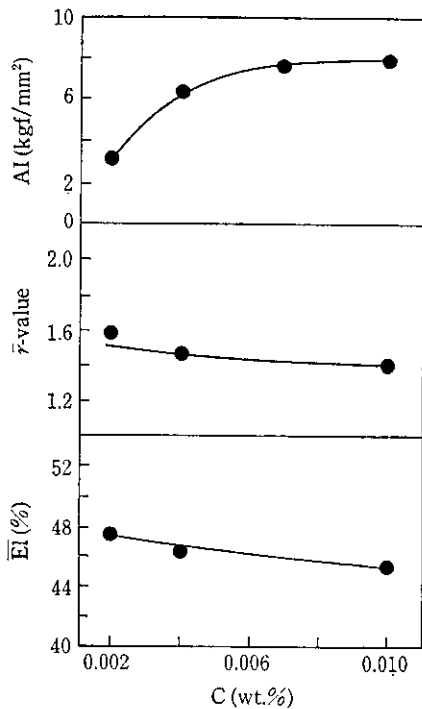


Fig. 1 Effect of C content on mechanical properties of annealed sheet steels with no alloying elements (Annealing temperature: 830°C)

処理した EDDQ 鋼板がある。一方、製鋼技術の進歩により、製鋼段階で 50 ppm 以下の極低炭素鋼を経済的に溶製できるようになった^{1,2)}。極低炭素鋼を用いると通常の箱焼鈍や連続焼鈍法で EDDQ 鋼板の製造が可能である。しかしながら、Fig. 1 に示すように、単に C を 20 ppm 程度まで低減できても EDDQ と同等以上の特性を得るのは困難である。そこで、残存する C を安定な炭化物として析出固定するために Ti や Nb などの合金元素を添加した EDDQ 鋼板 (Interstitial-Free (IF) 鋼) が開発された³⁻⁷⁾。

本論文では、一体成形用途を目的として、この IF 鋼をベースとする EDDQ 鋼板の材料特性をさらに向上させる方法について検討した。

2 実験方法

実験室における供試鋼の成分を Table 1 に示す。いずれも 30 kg 真空溶解鋼である。C 量を約 20 ppm と一定にした極低炭素アルミキルド鋼が基本組成である (F 鋼)。これに C を炭化物として析出固定するに十分な量の Ti あるいは Nb を添加した鋼 (T 鋼および N 鋼)、および Ti 添加鋼を基本に Nb を複合添加した鋼 (TN1~TN5) を準備した。Table 1 には C 量に対する Ti, Nb 添加量の原子比も示す。この場合、Ti 添加鋼では次式に示す有効 Ti (Ti*) を用いた。

$$\text{Ti}^*(\%) = \text{Ti}(\%) - (48/32)\text{S}(\%) - (48/14)\text{N}(\%) \dots\dots(1)$$

これは、Ti 添加鋼では、炭化物よりも優先的に、Ti 硫化物および Ti 窒化物を形成するからである。Nb 添加鋼では全 Nb 量を有効 Nb 量とした。一方、Table 1 で Ti-Nb 複合添加鋼では炭化物形成能力として Ti の方が高いと仮定し、Ti*/C 原子比のみを示した。

これら小型鋼塊を 1250°C に加熱均熱後 30 mm 板厚に熱間圧延し、空冷した。この素材を再び 1250°C に加熱均熱し 3 パスの熱間圧延により板厚 3.3 mm の熱延板とした。このときの全圧下率は

Table 1 Chemical compositions of steels used

Steel*1	C (ppm)	Ti (wt.%)	Ti*(at.%)	Nb (wt.%)	Nb (at.%)
			C (at.%)		C (at.%)
F	32	—	—	—	—
T	24	0.045	3.6	—	—
N	22	—	—	0.065	3.8
TN1	20	0.030	2.4	0.004	—
TN2	21	0.026	2.0	0.006	—
TN3	24	0.028	2.0	0.007	—
TN4	18	0.029	2.8	0.016	—
TN5	18	0.029	2.6	0.031	—

*1 Si 0.01, Mn 0.1, P 0.01, S 0.005, N 0.002, Al 0.04 (wt.%)

89%、圧延速度は 40 m/min、仕上温度は約 860°C (Ar₃ 以上) であった。熱延板は熱間圧延後室温まで空冷処理 (500°C までの平均冷却速度約 3°C/s) し、低温巻取相当処理として 500°C で 1 h 再加熱保持後 10°C/h で冷却した。

熱延板を酸洗したのち、圧下率 79% の冷間圧延により 0.7 mm 板厚の冷延板を得た。焼鈍は 2 種類の方法で行った。材料特性を調査する試料については、アルミナ粉末と N₂ ガスを用いた流動炉で約 10°C/s の速度で加熱し、各温度に 20 s 保持し、約 20°C/s で冷却した。一方、再結晶温度を調査する試料については、赤外線加熱炉を用い 10°C/s で加熱し、所定温度から直ちに約 10°C/s で冷却した。

材料特性調査用の焼鈍板は酸洗後 0.7% の鋼質圧延を施した。圧延方向に対し 0° (L)、45° (D)、90° (T) の 3 方向で JIS 5 号試験片 (25 mm 平行部幅、50 mm 標点距離) を用い、伸び (EI)、ラングフォード値 (r 値) を測定した。それぞれの平均値 (\bar{EI} , \bar{r}) および面内異方性 (ΔEI , Δr) は次式より求めた。

$$M = (M_L + 2M_D + M_T)/4 \dots\dots(2)$$

$$\Delta M = (M_L - 2M_D + M_T)/2 \dots\dots(3)$$

ここで、 M は各方向で求めた EI, r 値の値を示す。時効指数 (AI) は、圧延方向に採取した JIS 5 号試験片を用い、7.5% の引張予ひずみを付加し、いったん応力除去後 100°C 30 min 処理後の変形応力の上昇量で評価した。

熱延板の状態での粒組織および析出物分布を、それぞれ光学顕微鏡および電子顕微鏡で調査した。

3 実験結果および考察

3.1 材料特性に及ぼす Ti, Nb 添加の影響

Table 1 に示した T および N 鋼の材料特性と焼鈍均熱温度の関係を図 2 に示す。両鋼とも C 量に対し十分な合金元素量なので、時効指数はいずれの均熱温度でも 1 kg/mm² 以下であり非時効性を示している。EI, r 値は均熱温度に強く依存する。特に Nb 添加鋼では低温均熱で Ti 添加鋼より著しく低い EI を示す。800°C 以上の高温均熱の場合でも、Ti 添加鋼が Nb 添加鋼より高い EI, r 値を示す。

Fig. 3 に F, T および N 鋼の再結晶挙動を示す。硬度の変化から、無添加鋼 (F) では約 650°C で再結晶が終了するのに対して、Ti, Nb 添加鋼では約 750°C 以上でないと再結晶が終了しないことがわかる。特に Nb 添加鋼の再結晶終了温度は Ti 添加鋼より約

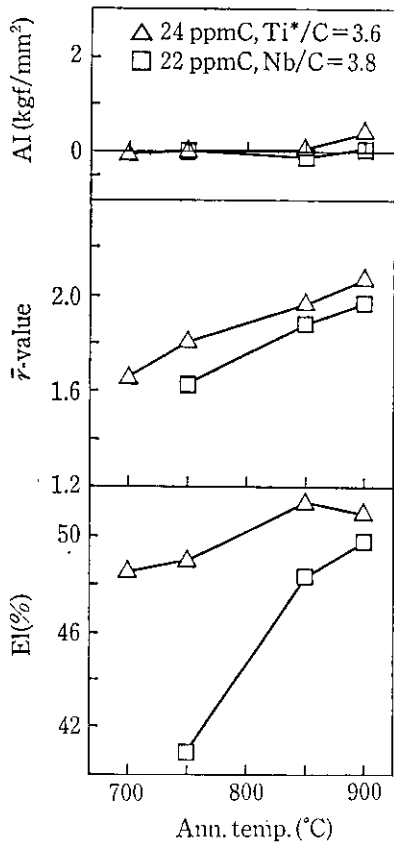


Fig. 2 Comparison of mechanical properties between Ti- (steel T) and Nb-bearing (steel N) sheet steels

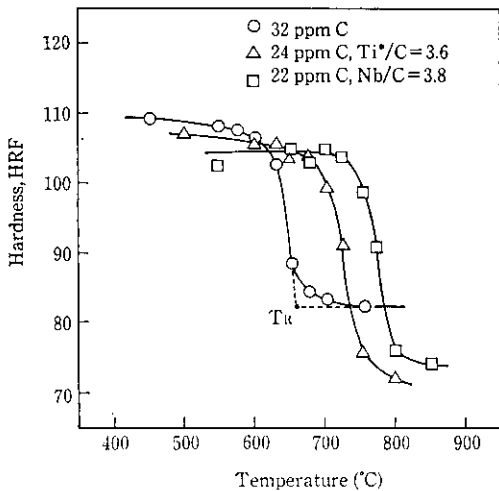


Fig. 3 Effect of steel chemistry on finishing temperature of recrystallization, T_R (steels F, T, and N)

30°C 高い。

以上、Fig. 2 および 3 に示した材料特性および再結晶挙動に及ぼす Ti と Nb 添加の差を究明するために、熱延板での析出物分布を調べた。Photo 1 に、抽出レプリカおよび透過電顕法による析出物分布を、T 鋼と N 鋼を比較して示す。Ti 添加鋼では Nb 添加鋼より析出物は粗大でかつ密度も低い。Fig. 4 に画像処理により求めた析出物の粒径と頻度の関係を示す。Nb 添加鋼では直径 50 nm 以下の微細析出物が Ti 添加鋼より多い。これに対して、Ti 添加鋼では 100 nm 以上の大粒径析出物の頻度が Nb 添加鋼より高い。

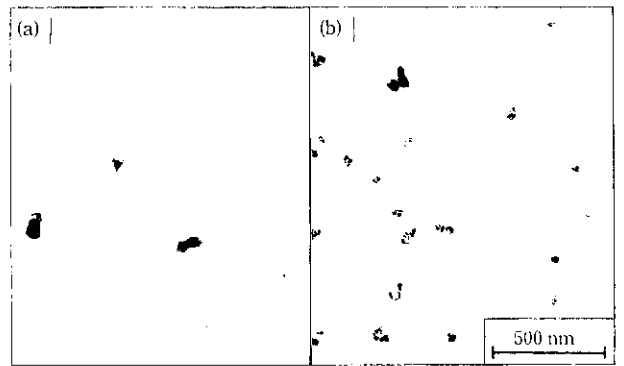


Photo 1 Transmission electron micrographs of (a) Ti- (steel T) and (b) Nb-bearing (steel N) hot bands

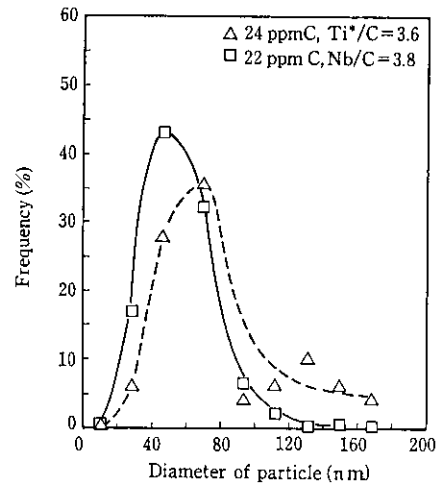


Fig. 4 Distribution of precipitate diameter of Ti- (steel T) and Nb-bearing (steel N) hot bands

Photo 1 および Fig. 4 に示された熱延板中の析出物として炭化物、窒化物、硫化物の 3 種類が考えられる。Ti, Nb 無添加鋼では炭化物として Fe_3C が考えられるが、再結晶温度以下約 600°C までには溶解する。したがって、Fig. 3 で無添加鋼が Ti, Nb 添加鋼より再結晶温度が低かった理由は、炭化物の安定性の差に起因すると考えられる。すなわち、Ti, Nb 炭化物は再結晶温度近傍の高温でも安定なため、再結晶粒の成長を pinning 効果により抑制したと理解される。ただし、Ti, Nb 添加鋼では安定な炭化物を形成するので、再結晶時の固溶 C を低減し、 r 値向上に有効な強い {111} 再結晶集合組織を発達させる。また焼鈍後の鋼板において非時効性も得られる。

つぎに Ti 添加鋼と Nb 添加鋼を比較する。両鋼において Nb 添加鋼の方が再結晶温度が高い理由として以下の 2 点が考えられる。

- (1) 析出物の分布の差
- (2) 固溶 Ti, 固溶 Nb の影響の差

このうち後者については広範囲の Ti^*/C , Nb/C 原子比で調査した結果、原子比 1 以上、すなわち固溶 Ti, 固溶 Nb の増加に伴う再結晶温度の上昇は両鋼においてほとんど差がない⁹⁾。したがって、両鋼の再結晶挙動については、(1) の析出物分布が重要と推定される。

Ti 添加鋼の析出物として、TiN, TiS および TiC があり、この順に高温で析出しやすい。Nb 添加鋼では MnS, AlN および NbC が析出し、この順に高温で析出しやすい。これらの析出物を種類別に考える。たとえば、窒化物同士、TiN と AlN を比較する。いづ

れの種類の析出物も Ti 添加鋼の方が Nb 添加鋼より高温で析出しやすい⁹⁻¹²⁾。一般に高温ほど析出元素の拡散が速く、オストワルド成長による粗大化が進む。Photo 1 および Fig. 4 に示した両鋼での析出物分布の差は以上の理由から理解できる。

析出物を含む圧延組織の中に再結晶粒が核生成し、それが成長するときの析出物による pinning 力は次式で表される¹³⁾。

$$K \cdot \sigma f / r_p \dots\dots\dots (4)$$

ここで、 K は定数、 σ は再結晶粒の界面エネルギー、 f は析出物の体積率、 r_p は平均析出物粒径である。(1) 式より、圧延組織中の再結晶粒の析出物による pinning 力は、析出物の粒径が小さいほど、また析出物の体積が大きいほど大きくなり、粒成長が抑制される。再結晶の後期の再結晶粒同士の食合いの段階における析出物による pinning 力も、(4) 式と同様の関係式で示される¹⁴⁾。以上のことから、Ti 添加鋼よりも析出物が微細で高密度の Nb 添加鋼の方が再結晶終了温度が高かったものと考えられる。換言すれば、Ti 添加鋼では析出物が粗大で低密度のため、再結晶粒が成長しやすい。このため同一均熱温度で比較すると、Nb 添加鋼より Ti 添加鋼の方が材料特性に優れている。なお、Nb 添加鋼でも熱延高温巻取処理など、析出物の粗大化ができると Ti 添加鋼と同等の材料特性が得られる^{5,15)}。

3.2 材料特性の面内異方性に及ぼす Ti-Nb 複合添加の効果

実際のプレス加工では鋼板の材料特性の面内異方性は小さい方が有利である。これは加工限界が各特性の平均値でなく、鋼板面内の最小値に律速されることが多いことからである。また異方性が小さいと、プレス加工部品のフランジ部の耳の発生が少なく経済性に優れる。Fig. 5 に Ti 添加鋼を基本とし、Nb を複合添加したときの El, r 値の平均値と面内異方性を示す。Nb を約 0.010% 微量複合添加することで、El および r 値の面内異方性が著しく低下し、El および r 値の平均値への悪影響も小さいことがわかる。

Ti 単独添加鋼 (T 鋼) および Ti-Nb 複合添加鋼 (TN3 鋼) の熱延板の粒組織 (圧延方向断面) を Photo 2 に示す。微量の Nb 添加により粒組織が微細化している。

El と r 値の面内異方性に影響する因子として、熱延板の (1) 集合組織、(2) 固溶 C, N 量、(3) 結晶粒径が知られている¹⁵⁾。このうち (1) については、本実験の Nb 添加量の範囲ではほとんど差が認められなかった。また、(2) については、Ti が C, N 量に対して十分な量添加されているので、この場合は無関係と考えられる。事実、熱延板の時効指数は T および TN3 鋼とも零であった。一方、熱延板の結晶粒径は冷延再結晶集合組織の発達に大きな影響を及ぼす。冷間圧延組織から再結晶粒が核生成する過程では、もとの母材の結晶粒界近傍から {111} 方位粒が、結晶粒内からは {110} 方位粒が発生しやすい¹⁶⁾。したがって、冷延母材の結晶粒径が小さいと、単位体積当たりの結晶粒界面積が多くなり、{110} 再結晶集合組織の発達が抑制される。{110} および近傍方位は圧延方向に対し 45° 方向 (D 方向) の r 値および El を低下させ、機械的性質の面内異方性を増大させる¹⁵⁾。以上のことから、Ti 添加鋼に Nb を微量添加すると、熱延板の結晶粒が微細化され、面内異方性を助長する {110} 近傍方位粒の発達が抑制されたと考えられる。なお、Nb による熱延板粒径の微細化は、熱間圧延時 (オーステナイト域) における固溶 Nb による粒成長抑制効果が主原因と推定される¹⁷⁾。

以上の実験室における研究の成果、C 約 20 ppm の極低炭素鋼の材料特性に及ぼす Ti, Nb 添加の影響は Table 2 のように整理される。Ti 添加鋼は Nb 添加鋼よりも再結晶温度が低く、同一処理条

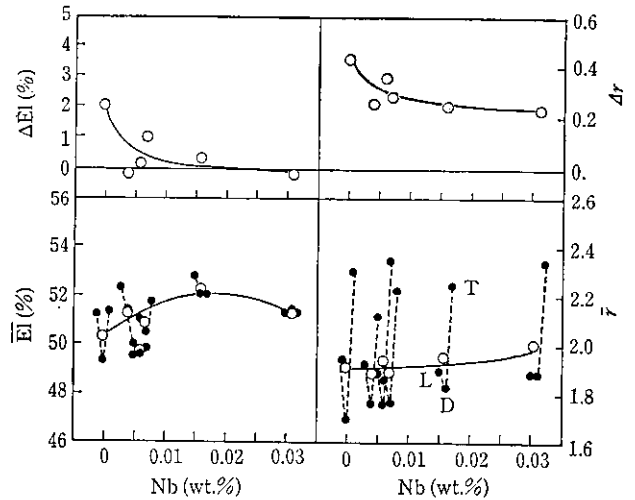


Fig. 5 Effect of Nb addition to Ti-based sheet steels on planar anisotropy of elongation and r -value (steels T and TN1 to TN5, annealing temperature 850°C)

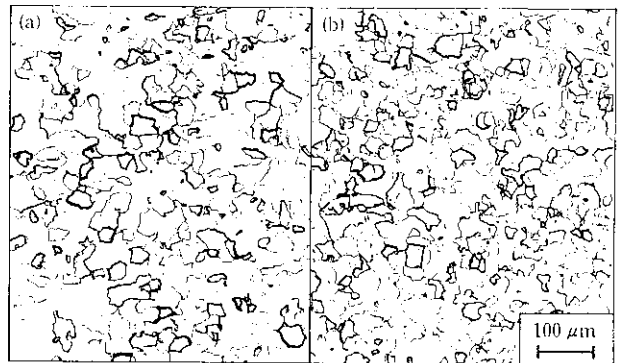


Photo 2 Optical micrographs of (a) Ti-bearing (steel T) and (b) Ti-Nb co-added (steel TN3) hot bands

Table 2 Comparison of recrystallization temperature and mechanical properties between Ti, Nb, and Ti-Nb steels

	Ti	Nb	Ti-Nb (Ti>Nb)
Recrystallization temperature	Low	High	Low
Mechanical properties	Excellent	Good	Excellent
Planar anisotropy of mechanical properties	Large	Small	Small

件では機械的性質に優れる。しかしながら、Ti 添加鋼では機械的性質の面内異方性が大きいので、Nb を微量複合添加することで、最もバランスのとれた特性が得られる。

4 工場実験結果

前述の実験室における検討結果に基づき、工場において Ti 添加を基本とし Nb を複合添加した極低炭素鋼の機械的性質に及ぼす製造条件の影響を調査した。

Fig. 6 に Ti-Nb 複合添加冷延鋼板 (Ti≒0.03%, Nb≒0.008%)

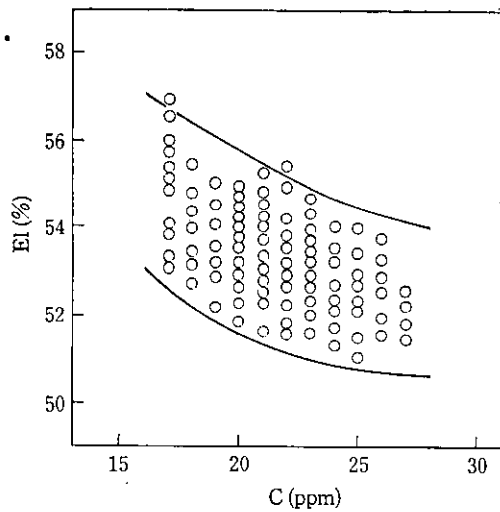


Fig. 6 Effect of C content on elongation of continuously annealed sheet steels (Ti 0.028 wt.%, Nb 0.008 wt.%, annealing temperature 850°C)

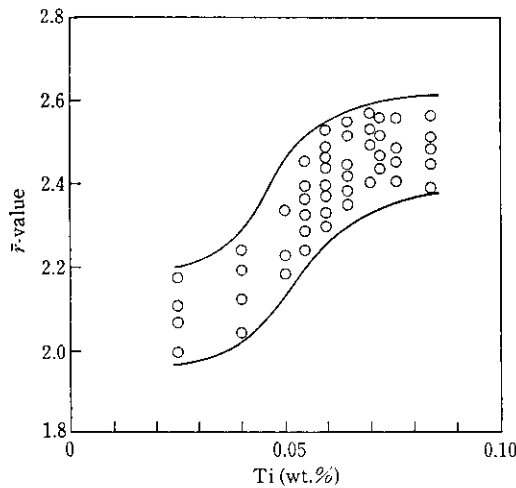


Fig. 7 Effect of Ti content on r -value of continuously annealed sheet steels (C+N 0.0045 wt.%, Nb 0.003 wt.%, annealing temperature 880°C)

を連続焼鈍 (均熱温度: 850°C) したときの El に及ぼす C 量の影響を示す。C の低減は、特に 20 ppm 以下とすることで、きわめて高い El が得られることがわかった。これは C の低減により炭化物の体積率が低下し、再結晶焼鈍時の粒成長性が向上したことが主因と考えられる。

Fig. 7 に C 20~25 ppm で、Nb 約 0.003% と一定としたときの r 値に及ぼす Ti 添加量の影響を示す。連続焼鈍の均熱温度は 880°C であった。本実験範囲では 0.06% までの Ti 添加は r 値の向上にきわめて有効であることがわかった。ただし、それ以上添加するとこの効果が飽和する傾向にある。この場合、Ti 量は C, N および S の析出固定に必要な量よりかなり過剰である (約 0.04% が過剰)。したがって、 r 値の向上の理由としては、(1) C, N がより完全に析出固定された、(2) 析出物がより高温で生成し粗大化した、(3) 固溶 Ti そのものが再結晶集合組織の発達に影響した、などが考えられる。このうち、(2) および (3) の要因が可能性として高い。

Fig. 8 に 2 種類のタイプの Ti-Nb 複合添加鋼の r 値、El に及ぼす焼鈍均熱温度の影響を示す。880°C までの範囲では高温ほど両特性は向上する。低 C-低 Ti タイプ鋼では特に El が高く、高 Ti タイ

○	22 ppmC, 0.025 wt.%Ti, 0.005 wt.%Nb
●	27 ppmC, 0.063 wt.%Ti, 0.003 wt.%Nb

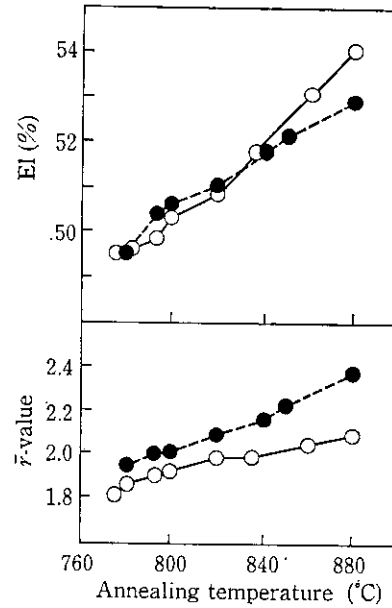


Fig. 8 Effect of continuous annealing temperature on elongation and r -value

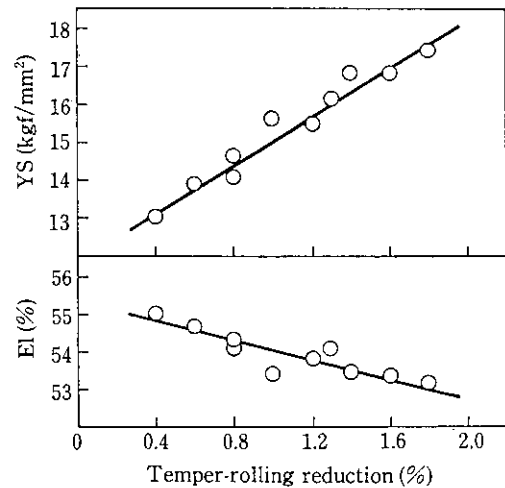


Fig. 9 Effect of temper-rolling reduction on elongation and yield strength of continuously annealed sheet steels (C 0.0025 wt.%, Ti 0.030 wt.%, Nb 0.006 wt.%, annealing temperature 850°C)

プは特に r 値が高いことが特徴である。

Fig. 9 に YS および El に及ぼす調質圧延率の影響を示す。従来より軽い 0.5% 前後の圧下率の調質圧延の方が、高延性を確保するに有効なことがわかった。

以上の検討結果に基づき工場で製造した鋼板の製造条件および製品特性をまとめて Table 3 に示す。高延性タイプは C を特に 20 ppm 以下に低減した鋼板で、また高 r 値タイプは高 Ti 添加鋼である。いずれも 850°C 以上の高温で連続焼鈍し、調質圧延は 0.5% の軽圧下とした。得られた特性はいずれも従来の超深絞り用鋼板 (EDDQ) よりも格段に優れた延性または深絞り性を有している。

前者の鋼板は大型の一体成形パネルなどの絞り一張り複合成形

Table 3 Manufacturing conditions and mechanical properties of newly developed EDDQ steels

Steel Type	Chemical Composition			Annealing temp. (°C)	Temper-R. reduction (%)	YS (kgf/mm ²)	TS (kgf/mm ²)	El (%)	\bar{r}	Δr
	C (ppm)	Ti (wt.%)	Nb (wt.%)							
High ductility (0.7 mm)	18	0.026	0.008	850	0.5	13.2	27.8	55	2.15	0.43
High drawability (1.2 mm)	23	0.067	0.003	880	0.5	14.2	27.5	55	2.50	0.36
Conventional EDDQ (0.7 mm)						14.9	29.2	52	2.10	0.56

用に、後者は形状が特に複雑なオイルパンなどの深絞り成形用に使
用されている。

5 結 言

一体成形用超深絞り性冷延鋼板の開発を目的として、Ti, Nb 添
加極低碳素鋼の材料特性に及ぼす鋼成分および製造条件の影響を、
実験室および工場にて検討し、以下の結果を得た。

- (1) C \approx 20 ppm の極低碳素鋼に Ti と Nb を C 量に対して化学量
論的に等量以上単独添加した場合、焼鈍後の El, \bar{r} 値は Ti 添
加鋼の方が優れていた。これは、特に 800°C 以下の低温焼鈍
で顕著であった。
- (2) Ti 添加鋼は Nb 添加鋼よりも熱延板にて 50 nm 以下の微細
析出物が少ないため、再結晶時に粒成長しやすく、再結晶終了

温度が約 30°C 低かった。

- (3) Ti 添加鋼をベース鋼をとし、約 0.010% の Nb を複合添加
すると、El, \bar{r} 値の平均値を低下させることなく、それらの面
内異方性が低下した。
- (4) 工場にて C \approx 15~20 ppm, Ti \approx 0.03%, Nb \approx 0.008% の成分
鋼を高温焼鈍 (850°C) することにより、El \approx 55%, $\bar{r}\approx$ 2.2 で
特に延性に優れた鋼板が製造できた。この鋼板はおもに複雑な
形状の大型パネルなどに使用されている。
- (5) 同じく工場にて C \approx 20 ppm, Ti \approx 0.06%, Nb \approx 0.003% の成
分鋼を高温焼鈍 (880°C) することにより、El \approx 54%, $\bar{r}\approx$ 2.5
で、特に深絞り性に優れた鋼板が製造できた。この鋼板はおも
に複雑な形状のオイルパンなどの部品に適用されている。
- (6) これら 2 種類の開発鋼板において調質圧延率を 0.5% と低く
することが延性の向上に有効であった。

参 考 文 献

- 1) 雀部 実: 第90回西山記念技術講座「鋼中不純物元素の低減とその効
果」, (1983) 21, 日本鉄鋼協会
- 2) 森本忠志, 針田 彬, 今飯田泰夫, 内村良治, 熊谷正人: 耐火物, **35**
(1983), 59
- 3) 福田宣雄, 清水峯男: 塑性と加工, **13** (1972), 341
- 4) R. E. Hook, A. J. Heckler, and J. A. Elias: *Metall. Trans.*, **6A**
(1975), 1683
- 5) 橋本 修, 佐藤 進, 田中智夫: 鉄と鋼, **67** (1981), 1962
- 6) 山田正人, 徳永良邦: 鉄と鋼, **71** (1985), S640
- 7) 坂田 敬, 橋口耕一, 橋本 修, 岡野 忍: 鉄と鋼, **71** (1985),
S 1363
- 8) K. Tsunoyama, S. Satoh, Y. Yamazaki, and H. Abe: to be publish-
ed in *Metallurgy of Vacuum-Degassed Steel Products*, Proceedings
of the TMS-AIME symposium, Indianapolis (USA), (1999)
- 9) H. Chino and K. Wada: *Yawata Tech. Rep.*, 251 (1965), 5817
- 10) R. P. Smith: *Trans. Met. Soc. AIME*, 236 (1966), 220
- 11) L. S. Darken, R. P. Smith and E. W. Filer: *Trans. AIME*, 191
(1951), 1174
- 12) H. Kaneko, T. Nishizawa and N. Tamaki: *Journal of Japan Insti-
tute of Metals*, **27** (1963), 7, 299-304
- 13) H. Kubodera and H. Inagaki: *Bull. Japan Inst. Metals*, **7** (1968),
383
- 14) C. Zener: referred by C. Smith in *Trans. AIME*, **175** (1948), 48
- 15) S. Satoh, T. Obara, M. Nishida, and T. Irie: *Trans. ISIJ*, **24** (1984),
838
- 16) M. Matsuo, S. Hayami and S. Nagashima: *Advances in X-ray
Analysis*, **14** (1971), 214
- 17) 西沢泰二: 鉄と鋼, **70** (1984), 1984