
連続焼鈍プロセスによる非時効性深絞り用冷延鋼板の開発

Development of Non-Aging Cold-Rolled Steel Sheets with Deep Drawability by a Continuous Annealing Process

佐藤 進(Susumu Sato) 小原 隆史(Takashi Obara) 西田 稔(Minoru Nishida)
松野 伸男(Nobuo Matsuno) 高崎 順介(Junsuke Takasaki) 佐藤 広武(Hirotake Sato)

要旨：

連続焼鈍プロセスによる非時効性深絞り用冷延鋼板の開発を目的とし、極低炭素アルミキルド鋼の材質に影響する冶金学的因子について検討した。(1)Cが0.002%以下では過時効なしの連続焼鈍で遅時効性となるが、面内異方性がきわめて大きいため材質の向上は小さい。(2)面内異方性を低減するにはNb, Ti, V, Cr, Wの中でNbがもっとも効果的である。これはおもに微量のNb添加で熱延母板の結晶粒径が著しく小さくなることに起因する。(3)0.002%C, 0.005-0.010%Nb鋼により、面内異方性が小さく優れた深絞り性を有する冷延鋼板が過時効なしの連続焼鈍で製造できた。(4)この鋼種を用い熱延、焼鈍条件を制御することにより、DQ以上各種グレードの冷延鋼板が製造できる。

Synopsis：

In order to develop a non-aging, deep drawable cold rolled steel sheet by a continuous annealing process, metallurgical factors affecting mechanical properties of extra-low carbon aluminum-killed steels were investigated. (1) In low C content less than 0.002wt%, substantial non-aging property can be obtained without overaging treatment by continuous annealing. Improvement of deep drawability by lowering C content is relatively small because the planar anisotropy is extremely large. (2) For decreasing the planar anisotropy, Nb is the most effective alloying element among Nb, Ti, Cr, V, and W. This mainly results from the fact that the grain size of hot band effectively decreases by adding a small amount of Nb. (3) By using the steel containing 0.002wt% and 0.005-0.010wt% Nb, non-aging cold rolled steel sheets with excellent deep drawability and low planar anisotropy were commercially produced without overaging treatment in continuous annealing line. (4) Using only this type of steel and controlling the processes after steelmaking, various grades (DQ, DDQ, and EDDQ) of non-aging cold rolled steel sheets can be manufactured by a continuous annealing process.

本文は次のページから閲覧できます。

連続焼鈍プロセスによる非時効性深絞り用 冷延鋼板の開発*1

川崎製鉄技報
15(1983)4.258-265

佐藤 進*2 小原 隆史*3 西田 稔*4 松野 伸男*5 高崎 順介*5 佐藤 広武*6

Development of Non-Aging Cold-Rolled Steel Sheets with Deep Drawability by a Continuous Annealing Process

Susumu Satoh, Takashi Obara, Minoru Nishida, Nobuo Matsuno, Junsuke Takasaki, Hirotake Satoh

要旨

連続焼鈍プロセスによる非時効性深絞り用冷延鋼板の開発を目的とし、極低炭素アルミキルド鋼の材質に影響する冶金学的因子について検討した。

- (1) Cが0.002%以下では過時効なしの連続焼鈍で遅時効性となるが、面内異方性がきわめて大きいために材質の向上は小さい。
- (2) 面内異方性を低減するにはNb, Ti, V, Cr, Wの中でNbがもっとも効果的である。これはおもに微量のNb添加で熱延母板の結晶粒径が著しく小さくなることに起因する。
- (3) 0.002% C, 0.005~0.010% Nb鋼により、面内異方性が小さく優れた深絞り性を有する冷延鋼板が過時効なしの連続焼鈍で製造できた。
- (4) この鋼種を用い熱延、焼鈍条件を制御することにより、DQ以上各種グレードの冷延鋼板が製造できる。

Synopsis:

In order to develop a non-aging, deep drawable cold rolled steel sheet by a continuous annealing process, metallurgical factors affecting mechanical properties of extra-low carbon aluminum-killed steels were investigated.

- (1) In low C content less than 0.002 wt%, substantial non-aging property can be obtained without overaging treatment by continuous annealing. Improvement of deep drawability by lowering C content is relatively small because the planar anisotropy is extremely large.
- (2) For decreasing the planar anisotropy, Nb is the most effective alloying element among Nb, Ti, Cr, V, and W. This mainly results from the fact that the grain size of hot band effectively decreases by adding a small amount of Nb.
- (3) By using the steel containing 0.002 wt% C and 0.005–0.010 wt% Nb, non-aging cold rolled steel sheets with excellent deep drawability and low planar anisotropy were commercially produced without overaging treatment in continuous annealing line.
- (4) Using only this type of steel and controlling the processes after steelmaking, various grades (DQ, DDQ, and EDDQ) of non-aging cold rolled steel sheets can be manufactured by a continuous annealing process.

1. 緒 言

鉄鋼材料の製造工程において連続化は時代のすう勢であり、冷延鋼板製造における連続焼鈍プロセスがこの良い例といえる。連続焼鈍プロセスは従来の箱焼鈍プロセスに比較して生産効率、製品品質の大幅向上をもたらす。近い将来冷延鋼板のすべてが連続焼鈍プロセスで製造されることも予想される。

しかしながら、冷延鋼板のほとんどは加工用である。とくに自動車の外板などに使用されるものには優れた延性、深絞り性および耐時効性が要求される。従来この種の用途には低炭素アルミキルド鋼を箱焼鈍するか、あるいはリムド鋼をオープンコイルとして脱炭・脱窒焼鈍した鋼板が使用されていた。低炭素アルミキルド鋼は連続焼鈍しても箱焼鈍材並みの時効性を得ることが困難である^{1,2)}。また、脱炭・脱窒反応には長時間を要するので後者の方法も連続焼鈍プロセスには適用できない。

C量が0.005-0.01%の極低炭素鋼にTi³⁾あるいはNb^{4,5)}をC量とN量に対し化学量論的に当量以上添加し、熱延板の段階で

CおよびNを安定な炭窒化物として析出固定する方法がある(いわゆるInterstitial Free鋼)。この方法は連続焼鈍プロセスが適用できるものの素材コストが高いこと、表面性状に劣ること、などの欠点があった。これに対して、当社ではすでにC量が0.003~0.005%の極低炭素アルミキルド鋼にNbをCに対し原子比で約1(Nb:0.025~0.045%)添加した超深絞り用冷延鋼板を開発した⁶⁻⁸⁾。この鋼は箱焼鈍プロセスと連続焼鈍プロセスの両方に適用でき、従来のNb添加IF鋼よりも延性に優れている。

しかしながら、製鋼技術は着実に進歩しており、今や経済的に0.001~0.003% Cの極低炭素鋼が製造できる時代である^{9,10)}。当然ながらC量が低下すれば鋼板は軟質化し、時効性が改善される。極限状態では合金元素を添加せずとも非時効化は可能となる。したがって、C量の低下に伴い、必要となる合金元素量は大きく低下すること、さらに、この種の極低炭素鋼においては合金元素の役割が変化することが期待される。

本研究の目的はC量が0.003%以下の極低炭素鋼を素材とし、

*1 Kawasaki Steel Technical Report No.8 (Sept., 1983) から転載

*2 技術研究所第3研究部薄板研究室

*3 技術研究所第3研究部薄板研究室主任研究員(掛長)

*4 技術研究所第3研究部薄板研究室室長(課長)

*5 千葉製鉄所管理部冷延管理室主査(掛長)

*6 千葉製鉄所管理部冷延管理室主査(課長)

連続焼鈍プロセスにより非時効性で深絞り性に優れる冷延鋼板を製造することにある。このために極低炭素とすることによる材質の変化、および Nb, Ti など特殊元素添加の効果について検討した。

2. 実験方法

実験は実験室と工場で行った。両者の供試鋼の化学組成を Table 1 に示す。

実験室の素材は真空溶解小型鋼塊 (50 kg) を用いた。板厚 30 mm の sheet bar から熱間圧延により 3.8 mm 板厚の熱延板とした。均熱条件は 1250°C で 20 min 保持、圧延速度は 40 m/min、パス回数は 3、仕上温度は 880°C であった。熱延板に巻取相当処理として空冷後 700°C で 1 h 保持の均熱および 30°C/h の徐冷処理を施した。酸洗後、冷間圧延 (圧下率 79%) により 0.8 mm 板厚の冷延板とし再結晶焼なましを行った。ヒートサイクルはとくに断らない限り、均熱温度 830°C で 40 s 保持、冷却速度を 10°C/s とした。

工場材は底吹転炉-RH 脱ガス工程により溶製したものである。スラブを 1220°C に加熱後、仕上温度 880°C、巻取温度 700°C の条件で熱間圧延した。さらに、酸洗・冷間圧延 (圧下率 75%) により 0.8 mm 板厚の冷延板とし、連続焼鈍ライン (KM-CAL) で 820°C、30 s 保持の均熱後、冷却速度 20°C/s で冷却した。

実験室、工場焼鈍材ともに、0.5~1.0% の調質圧延後 JIS 5 号引張試験片 (GL50 mm) として機械的性質を調査した。機械的性質のうち全伸び (EI) および r 値は圧延方向に対して 0° (L), 45° (D), 90° (T) の 3 方向で求めた。平均値および面内異方性はそれぞれ以下の式で試算した。

$$\overline{EI} = (EI_L + EI_T + 2EI_D) / 4$$

$$\overline{r} = (r_L + r_T + 2r_D) / 4$$

$$\Delta EI = (EI_L + EI_T - 2EI_D) / 2$$

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

時効指数 (AI) は 7.5% 引張予歪付加後の応力とそれを 100°C で 30 min 保持の熱処理を施したときの応力差で表した。熱延板の AI も同じ方法で求めた。熱延板と冷延焼鈍板の組織調査は以下のように行った。

(1) 結晶粒径

光学顕微鏡により圧延方向板厚断面の観察と粒度の測定を行った。

(2) 析出物

透過型電子顕微鏡により析出物の分布形態の観察を行った。

また、アセチルアセトン系電解液により析出物を電解抽出して定量分析および X 線粉末法による同定を行った。

(3) 集合組織

板厚中心部について X 線反射法により (200) 極点図を求めた。

3. 実験結果

3.1 材質におよぼす C 量の影響 (実験室的検討)

N が AlN として析出固定されている場合に時効特性を決定するのは固溶 C 量である。Fig. 1 に時効特性におよぼす C 量の影響について示す。図中に示すヒートサイクル A は過時効処理を含むもの、ヒートサイクル B は単純型である。C 量を 0.002 %

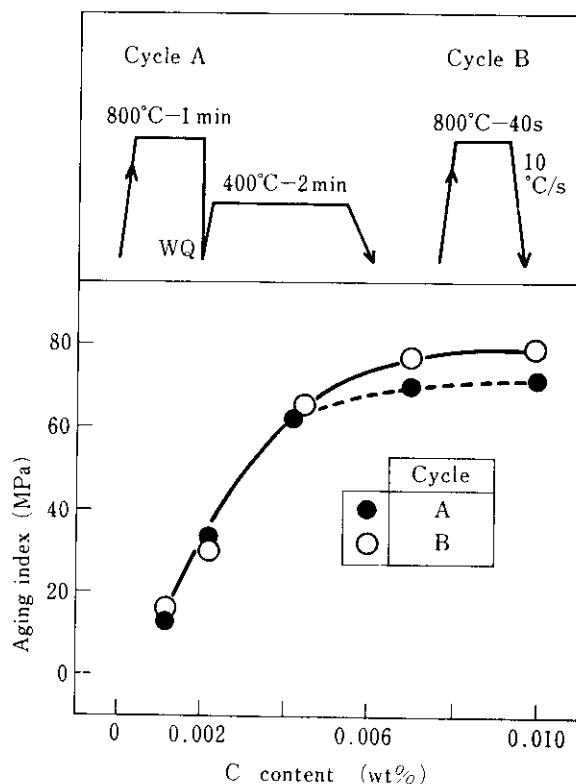


Fig. 1 Effects of C content and annealing heat cycles on aging indices of laboratory-made steels without alloying elements

Table 1 Chemical composition of materials used (wt%)

	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	O	X
For laboratory test	0.0011	0.02	0.15	0.01	0.01	0.025	0.0031	0.003	—
	0.0100					0.040	0.0047	0.005	
	0.0016					0.031	0.0020	0.002	
	0.0022					0.045	0.0032	0.005	
For plant factory test	0.0017	0.01	0.13	0.01	0.01	0.028	0.0016	0.002	Nb ≤ 0.026 Ti ≤ 0.060 V ≤ 0.060 W ≤ 0.016 Cr ≤ 0.040
	0.0022					0.033	0.0025	0.003	
	0.0017					0.028	0.0016	0.002	
	0.0022					0.033	0.0025	0.003	

以下とすることにより、時効指数を30 MPa以下とすることができ、実質的に非時効性が得られる。また本実験のC量(0.0011~0.010%)の範囲では過時効処理による時効指数の低下は小さい。とくに0.003%以下では過時効処理の効果は認められない。

Fig. 2にEI, r 値およびそれぞれの面内異方性とC量の関係を示す。 $\bar{EI}$, $\bar{r}$ 値はC量の低下により上昇する。しかしながらC量が1/10と大幅に変化しているのに対して $\bar{EI}$, $\bar{r}$ 値の変化量はわずかである。この理由はEI, r 値の面内異方性がC量の低下により増加するためである。EI, r 値ともにD方向の値がもっとも小さい。L, T方向のEI, r 値はC量の低下により上昇する傾向にあるのに対して、D方向のそれはほとんど変化しない。

以上から、C量が0.002%程度の極低炭素鋼を素材とすると、過時効処理を含まない単純ヒートサイクルで遅時効化が可能であるが、EIなど機械的性質の面内異方性が大きいということが明らかにになった。

0.002% Cの鋼にNb, Ti, V, W, Crを添加したときのEIおよび r 値の面内異方性をFig. 3に示す。EI, r 値ともに面内異方性の低減にはNbがもっとも効果的である。Nbの有利性は、Fig. 3において有効添加量(たとえばTiの場合は鋼中N, Sと結合する分を差し引いたもの)としても、原子濃度比で整理

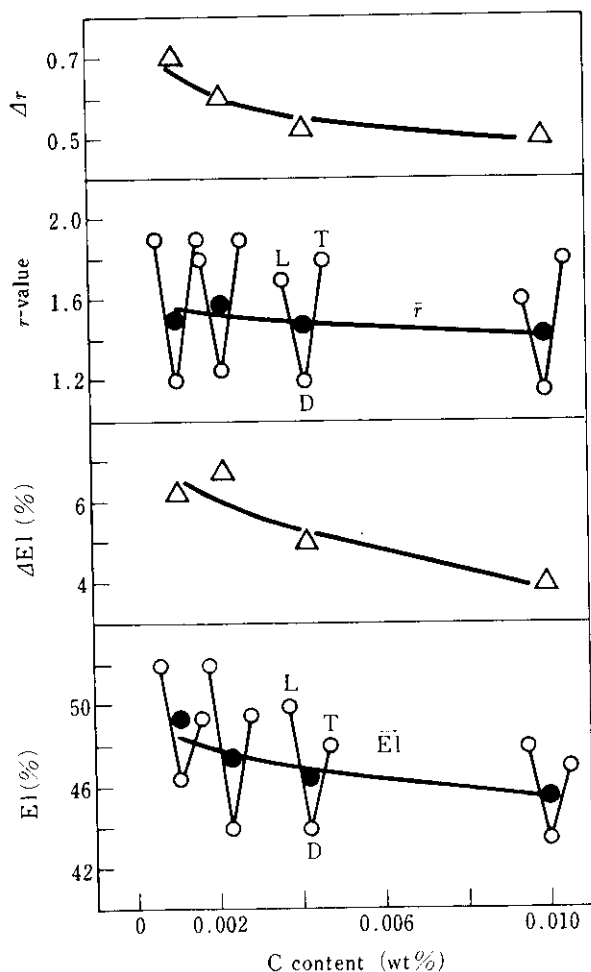


Fig. 2 Effect of C content on mechanical properties and their planar anisotropy of laboratory-made steels without alloying elements

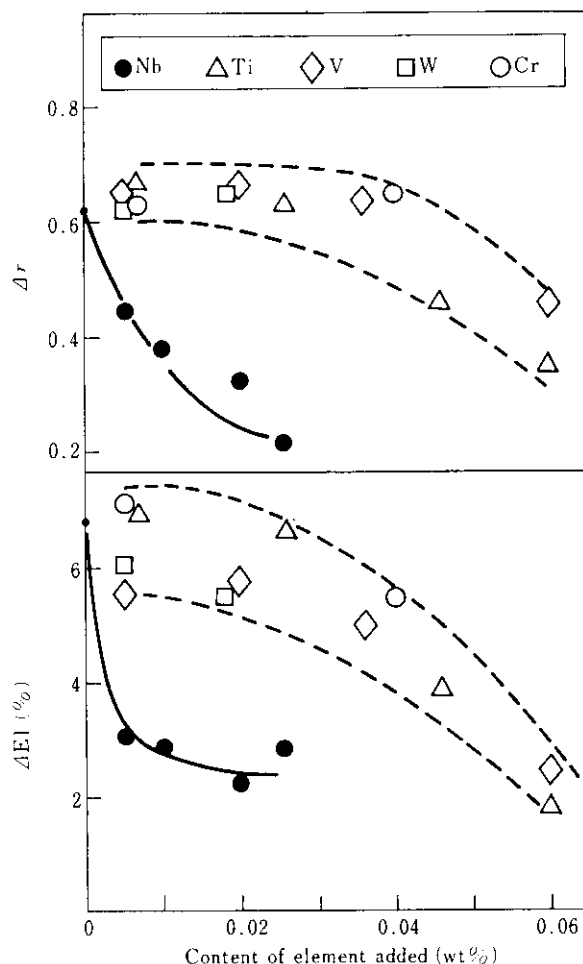


Fig. 3 Planar anisotropy of total elongations and r -values in laboratory-made extra-low carbon steels (0.002 wt% C) plotted against content of alloying elements

しても変らない。

3.2 工場実験

以上の実験室的検討を踏まえて工場実験を行った。底吹吹錬とRH脱ガス工程により溶製したC約0.002%の極低炭素アルミキルド鋼のEIおよび r 値におよぼすNb量の影響をそれぞれFig. 4, 5に示す。Nbを0.005~0.010%添加することにより、EI, r 値の面内異方性が著しく低下する。これはD方向のEI, r 値の大幅上昇に起因する。また、Nbの微量添加により $\bar{EI}$, $\bar{r}$ 値は無添加鋼よりも上昇する。Nbが0.010%以上となるとEIは減少する傾向にあり、 $\bar{r}$ 値の増加も飽和する。

Fig. 6には同じ素材についてAIとNb量の関係を示す。Nb無添加の場合でもAI<30 MPaであり実質的に非時効性である。Nbを添加することでAIはさらに低下する傾向にあり、安定して非時効性が得られる。

3.3 Nb添加による組織の変化

Table 2に示した3種類の工場熱延板(熱延条件は2章と同じ)についてNb添加による組織変化を調査した。

Fig. 7にC, E鋼の冷延焼鈍板の集合組織を(200)極点図として示す。Nb無添加のC鋼では{111}<110>方位のほか、{110}<001>から{210}<001>にかけての<001>//RD回転系方位

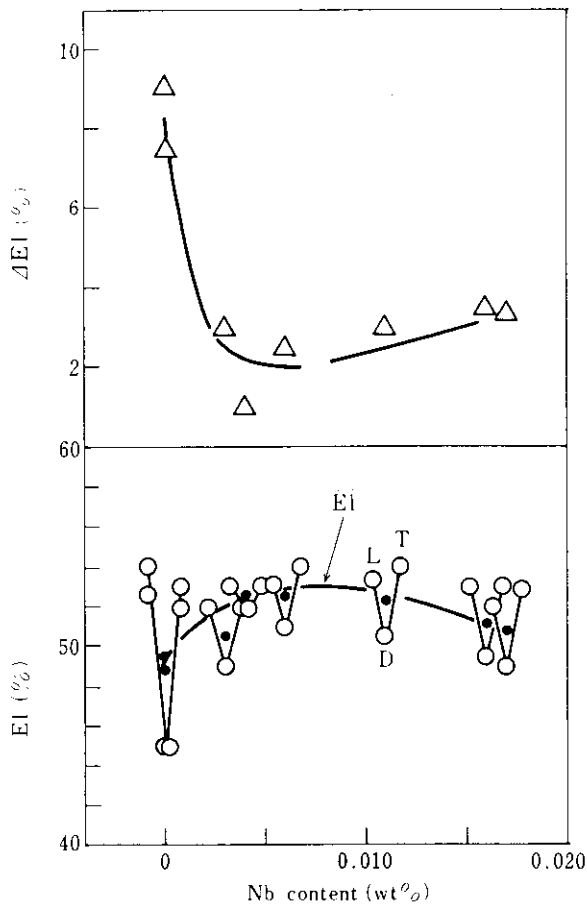


Fig.4 Effect of Nb content on total elongations and their planar anisotropy of commercially produced extra-low carbon steels (0.002 wt%)

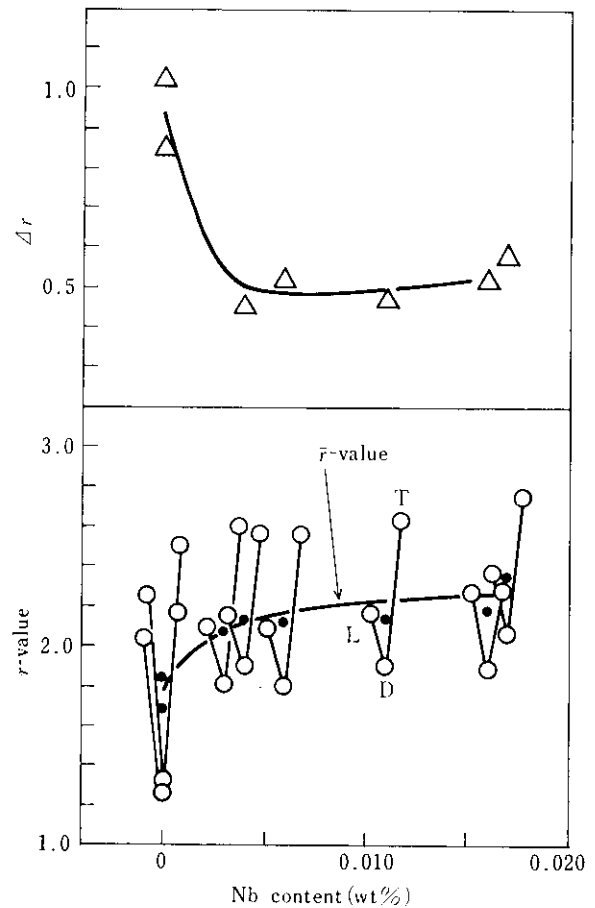


Fig.5 Effect of Nb content on r -values and their planar anisotropy of commercially produced extra-low carbon steels (0.002 wt%)

への集積がみられる。一方、Nb 添加の E 鋼では後者の方位への集積は弱く、 $\{111\} \parallel ND$ 回転方位への集積が強い。

Nb の添加により、 r 値、 El の面内異方性が大きく変化した現象は Fig. 7 に示した集合組織の変化に起因すると考えられる。冷延焼鈍板の集合組織に影響すると考えられる因子について以下に検討した。

熱延母板の光学顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。0.006% の Nb 添加により熱延板の結晶粒径は顕著に小さくなる。熱延板の結晶粒度番号と時効指数を Nb 量との関係で Fig. 8 に示す。Nb の添加に伴う結晶粒径の変化に比較して、時効指数の変化は緩慢である。

Photo. 2 に C 鋼 (Nb 無添加鋼) と E 鋼 (Nb 0.006%) の熱延板の透過電顕組織を示す。析出物の形態および密度において両鋼で大きな差異は認められなかった。電解抽出分析の結果によれば E 鋼の熱延板中の析出物はそのほとんどが AlN と MnS であり Nb 炭窒化物はごく微量であった。

また熱延板および冷延のままの状態での集合組織にも C, E, G 鋼で差異はなかった。

4. 考 察

C 量が 0.003% 以下の極低炭素鋼を素材とすると連続焼鈍プロセスで遅時効性鋼板が得られるが、材質の面内異方性が大きい。面内異方性は 0.005~0.010% の Nb の微量添加で大幅に改

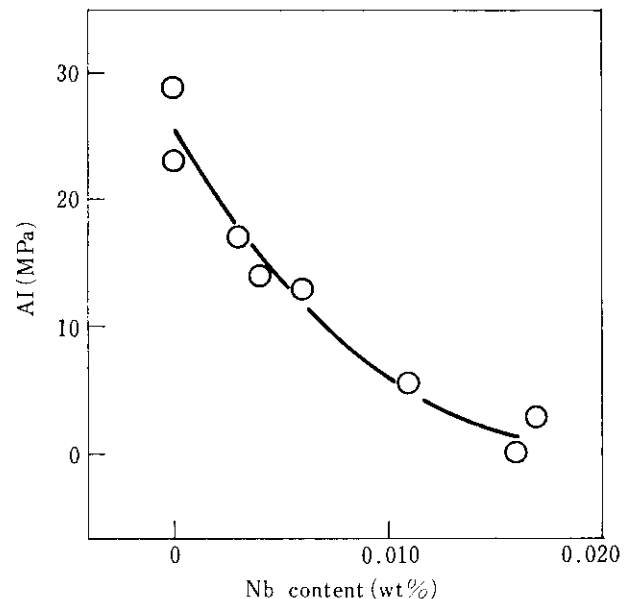


Fig.6 Relationship between Nb content and aging indices of commercially produced extra-low carbon steels (0.002 wt%)

善される。Nb を添加することにより熱延母板の ① 結晶粒径、② 時効指数 (固溶 C 量)、および ③ 析出物、が変化する。面内異方性には 3・3 節の結果によれば ① の結晶粒径がもっとも重要な因子と考えられる。

Table 2 Chemical composition of hot bands produced in a plant (wt%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	total N	N as AlN	O	Nb
C	0.0017	0.01	0.13	0.01	0.009	0.032	0.0018	0.0017	0.0024	—
E	0.0019	0.01	0.13	0.01	0.010	0.032	0.0021	0.0018	0.0026	0.006
G	0.0020	0.01	0.13	0.01	0.009	0.029	0.0018	0.0015	0.0024	0.016

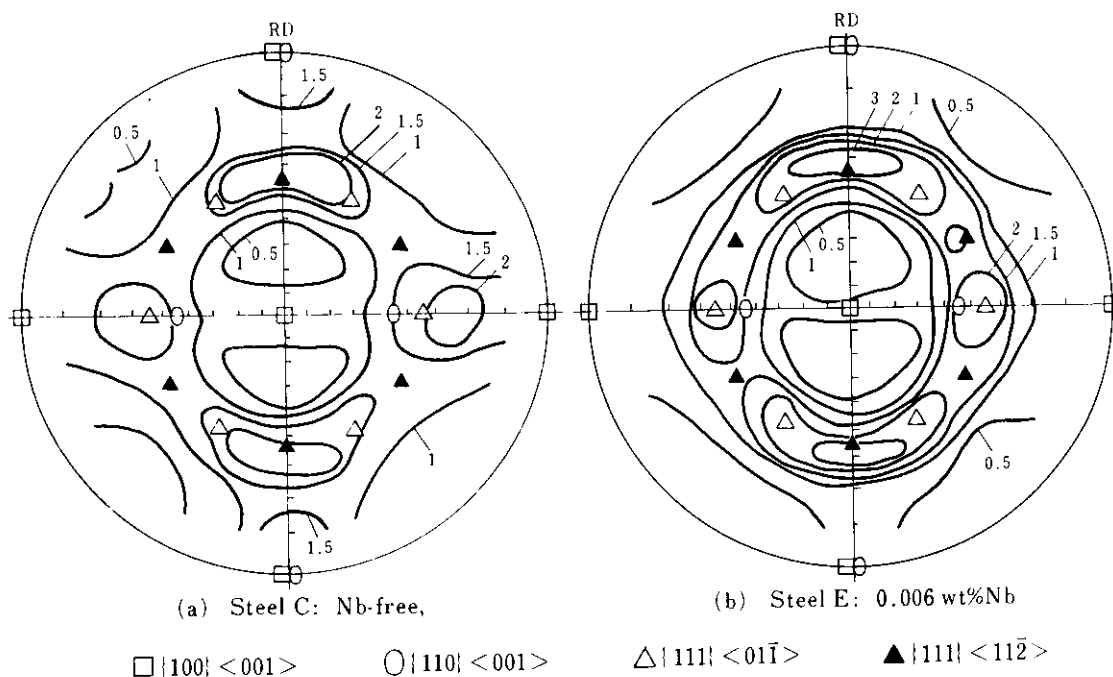


Fig.7 (200) pole figures showing the effect of Nb content on recrystallization textures of steel sheets annealed in continuous annealing line

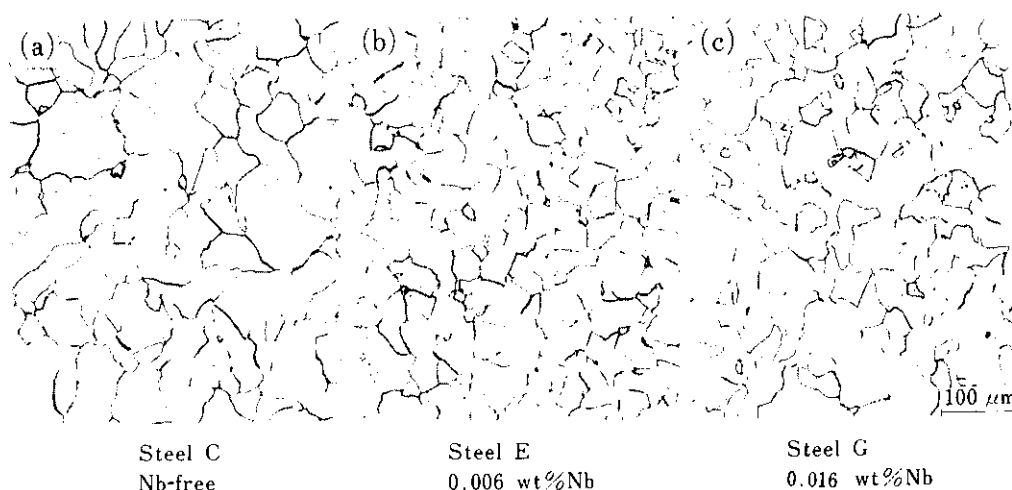


Photo.1 Optical micrographs showing the effect of Nb content on grain size of commercially produced hot bands

4・1 熱延母板の結晶粒径におよぼす Nb の影響

Nb は結晶粒微細化効果のきわめて強い元素として知られている。この効果は熱延時のオーステナイト(γ)相の再結晶が Nb の添加により抑制されることと深い関係がある¹¹⁻¹⁴⁾。Nb の再結晶抑制は固溶 Nb の効果¹¹⁾あるいは γ 相に析出する NbC (N) の効果¹²⁾による。0.05% C 以上の通常の鉄鋼材料では、後者の析出効果のほうが重要である¹⁴⁾。

E 鋼 (Table 2 参照, C=0.0019%, Nb=0.006%) について γ 相の 900°C (A_{r3} 点は約 860°C) における NbC としての Nb 量

を Table 3 に示す。Nb-C 系平衡溶解度積としては Table 3 に示す 4 式を用いた¹⁵⁻¹⁸⁾。もっとも平衡溶解度積が低くかつ信頼性の高い⁷⁾ Smith¹⁸⁾ の式を用いても本鋼では 900°C で NbC の析出が起らないことがわかる。

熱間圧延後 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態時もしくはそれ以降の冷却過程で NbC の析出が生じ、熱延板の結晶粒径に影響をおよぼす可能性はある。しかしながら、3・3 節で述べたように熱延板における NbC の析出量は少ない。したがって、熱延母板の結晶粒微細化

は固溶 Nb の再結晶抑制効果により生じたものと結論される。

4・2 r 値, EI の面内異方性におよぼす Nb の影響

r 値およびその面内異方性と集合組織とはきわめて密接な関係がある。また、伸びに関して、伊藤ら¹⁹⁾は r 値の高い引張方

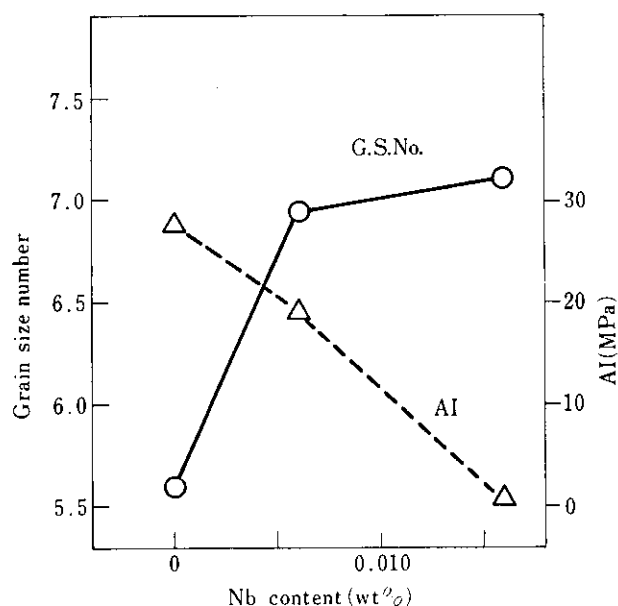


Fig.8 Grain size number and aging indices of hot bands with composition shown in Table 2 plotted against Nb content

Table 3 Content of niobium as NbC calculated on solubility products at 900°C

Solubility products	Nb as NbC
$\log(\text{Nb})(\text{C}) = -7900/T + 3.42^{15)}$	0
$\log(\text{Nb})(\text{C}) = -6770/T + 2.26^{16)}$	0
$\log(\text{Nb})(\text{C}) = -7290/T + 3.04^{17)}$	0
$\log(\text{Nb})(\text{C}) = -9100/T + 3.7^{18)}$	0

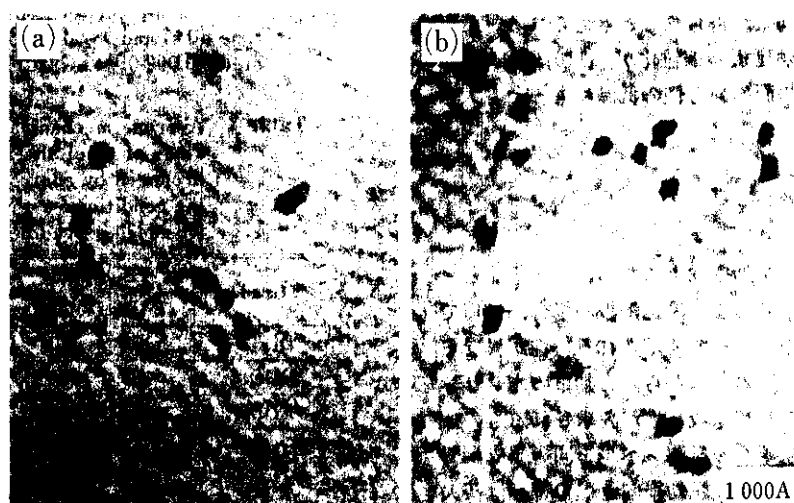
向では全伸び (EI) も高いこと、とくに不均一伸び量と r 値が強い相関があることを明らかにした。したがって、EI, r 値の面内異方性はいずれも本質的に集合組織に支配されている。

面内異方性の大きい無添加鋼では $\{110\}\langle 001\rangle$ // RD 回転で $\{110\}\langle 001\rangle$ から $\{210\}\langle 001\rangle$ への集積の強いのが特徴であった。 $\{110\}\langle 001\rangle$ 集合組織では D 方向の r 値がきわめて低くなるということが理論的に判明している^{20,21)}。 $\{110\}\langle 001\rangle$ から $\{210\}\langle 001\rangle$ 方位への回転系について、北川らの方法²¹⁾により求めた r 値の計算結果を Fig. 9 に示す。L, T 方向に比較しても、絶対値としても D 方向の r 値は低い。無添加鋼の EI, r 値の D 方向の値が低く面内異方性が大きいのは $\{110\}\langle 001\rangle$ 方位およびその近傍方位への集積が強いことに起因する。

次に、Nb を微量添加することにより $\{110\} \sim \{210\}\langle 001\rangle$ への集積が減少し、 $\{111\}$ // ND 回転系方位が強まる理由について考察する。Nb の添加により熱延母板の ① 結晶粒の細粒化、② 時効指数の低下、③ 析出物の増加、があった。しかし、熱延板および冷延集合組織の変化はなかった。

松尾ら²²⁾によると冷延前の結晶粒径のみが異なる純鉄試料を用いて再結晶挙動を調べた結果、結晶粒径の違いでは冷延集合組織に差はないが、再結晶焼鈍後には粗粒試料で $\{110\}\langle 001\rangle$ への集積が高く、細粒試料では $\{111\}\langle 001\rangle$ の集積が顕著であった。また細粒試料では結晶粒界近傍で発生する $\{111\}\langle 110\rangle$ 方位粒の頻度が上昇すると同時に、結晶粒内では $\{110\}\langle 001\rangle$ 方位の発生率が減少した。これら実験事実から、松尾らは結晶粒界近傍における変形の局所的不均一部が $\{111\}$ 再結晶粒の生成に重要な役割を持つので細粒試料のほうが $\{111\}$ 再結晶集合組織の発達に有利とした。

一方、高橋ら²³⁾は脱炭・脱窒処理した試料を冷間圧延後、浸窒処理により、固溶窒素量を変化させて再結晶挙動を調べた。固溶窒素量の増加により $\{111\}\langle 112\rangle$ への集積が弱まり、逆に $\{110\}\langle 001\rangle$ を中心とする方位が強くなった。これは固溶窒素量の増加により転位の移動や消滅が抑制され、容易に大傾角粒界



Steel C
Nb-free

Steel E
0.006 wt%Nb

Photo.2 Transmission electron micrographs showing the effect of Nb content on precipitates morphology of commercially produced hot bands

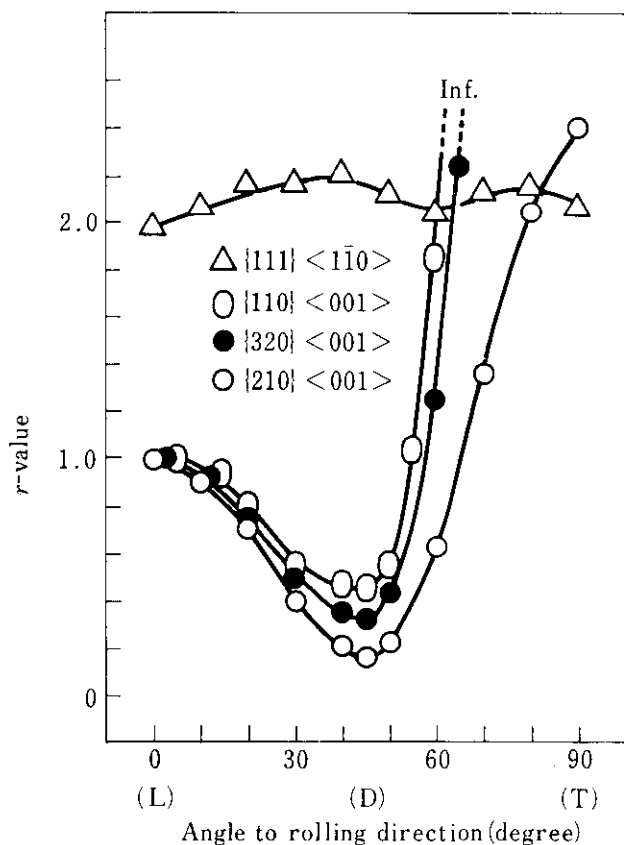


Fig.9 Relationship between angle to rolling direction and r -values calculated on the assumption slip systems with Schmid factor higher than 0.1 are activated²¹⁾

の移動を伴う再結晶が起こるので、回復の速い{110}方位粒が成長しやすいとした。

最後に析出物の効果について、寺崎ら²⁴⁾がTi添加鋼で実験を行い、再結晶時の{110}方位粒の発達の著しい抑制はTiCの析出物の作用に起因するとした。

以上から、熱延母板で結晶粒が細かいこと、固溶C(N)量が少ないこと、析出物が存在すること、いずれも{110}近傍方位の発達を抑制する効果を有するといえる。本供試鋼の微量Nb添加鋼では上記3因子の重複効果が得られると考えられる。ただし、3・3節で述べたように、熱延板の細粒化が、{110}<001>近傍方位の抑制、ひいては材質の面内異方性の低減にもっとも大きな効果をもったといえる。

5. 応 用

鉄鋼材料の製造において生産効率向上のためには連続化とともに単純化が重要なポイントである。冷延鋼板の場合、一口でプレス加工用といっても用途によって要求される特性が異なる。すなわち、単純な曲げ加工程度のものから、自動車のガソリタンクやフェンダーパネルなど超深絞り性が要求されるものまでその範囲は広い。もし何種類もの材質レベルを同一組成鋼で製造し分けることが可能であれば生産効率向上への寄与は甚大である。

著者らは上述したNb添加極低炭素鋼だけを素材として、熱延以下の工程を制御することにより、各種グレードの加工用冷延鋼板の製造法を確立した。制御した工程は熱延および連続焼

鈍工程がおもである。熱延工程のうちスラブの加熱温度、仕上温度がとくに重要な因子である^{25,26)}。焼鈍条件としては均熱温度が材質制御にもっとも効果がある。C 0.002 0%, Nb 0.011%の工場材の $\bar{r}$ 値と連続焼鈍の均熱温度の関係をFig. 10に示す。均熱温度の上昇に伴い $\bar{r}$ 値はほぼ単調に増加し、 $\bar{r}$ 値の制御に均熱温度が有効な因子であることを示す。

Table 4にC量が約0.002%の極低炭素アルミキルド鋼にNbを約0.010%添加した素材を用いて、熱延以降の工程制御により得たSPCD, SPCEの各グレードおよび超深絞り用鋼(EDDQ)の平均的材質を示す。いずれも過時効処理を含まない単純冷却のヒートサイクルで連続焼鈍されたものである。一方本鋼板においては焼鈍が短時間であることと合金元素量が少ないために優れた化成処理性を示す。

本開発鋼は亜鉛密着性に優れ、ライン内焼鈍方式の連続溶融亜鉛めっきラインによる加工用溶融亜鉛めっき(片面亜鉛めっきも含む)鋼板の製造にも適している。

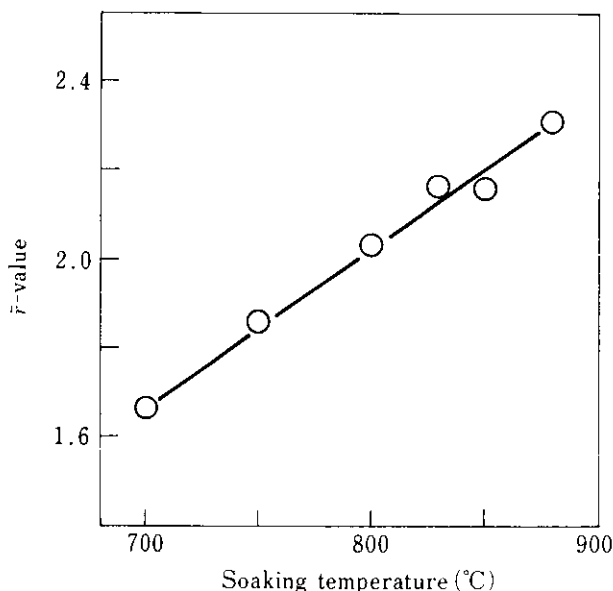


Fig.10 Relationship between soaking temperature (soaking time 40 s) and r -values of commercially produced steel (0.002 0 wt%C, 0.011 wt%Nb)

Table 4 Average mechanical properties of three kinds of steel sheets commercially produced by controlling the manufacturing conditions with using a kind of Nb-added extra-low carbon steel

Grade	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	$\bar{r}$	AI (MPa)
DQ	176	310	48	1.59	5
DDQ	165	300	49.2	1.76	5
EDDQ*	143	290	52.0	2.10	5

* Extra deep drawing quality

6. 結 論

連続焼鈍プロセスによる非時効性深絞り用冷延鋼板の開発を目的とし、極低炭素アルミキルド鋼の材質に影響する因子につ

いて検討し以下の結論を得た。

- (1) C量を0.002%以下とすると過時効を含まない単純冷却ヒートサイクルでも遅時効化できる。
- (2) C量を単純に0.001%まで低減しても、材質の向上はわずかで、これは面内異方性の増加に起因する。
- (3) 面内異方性の低減にはNb, Ti, V, W, CrのうちNbがもっとも有効である。
- (4) Nb添加による面内異方性の低減は、熱延板の組織、とくに結晶粒の細粒化が{110}<001>近傍方位の再結晶集合組織の発達を抑制することに起因する。
- (5) 0.002% C, 0.005-0.010% Nb鋼を用いることにより、過時効処理なしの連続焼鈍で非時効性で面内異方性の小さい深絞り用冷延鋼板が製造できた。
- (6) Nb添加極低碳素鋼1鋼種を素材とし、製造条件の制御により各種グレード(SPCD, SPCE, 超深絞り用)の非時効性深絞り用冷延鋼板が連続焼鈍プロセスにより製造できる。

参 考 文 献

- 1) S. Ono, O. Nozoe, T. Shimomura and K. Matsudo: "Metallurgy of Continuous - Annealed Sheet Steel", Proceedings of the TMS - AIME Symposium, Dallas (USA), Feb. (1982), 99 - 115
- 2) T. Obara, K. Sakata and T. Irie: *ibid.*, 83 - 98
- 3) 福田宣雄, 清水峯男: 塑性と加工, **13** (1972) 142, 841 - 850
- 4) 秋末治, 高階喜久男: 日本金属学会誌, **36** (1972), 1124
- 5) R. E. Hook, A. J. Heckler and J. A. Elias: Metal. Trans., **6A** (1975), 1683
- 6) 橋本修, 佐藤進, 田中智夫: 鉄と鋼, **67** (1981) 11, 1962 - 1971
- 7) 佐藤進, 入江敏夫, 橋本修: 鉄と鋼, **69** (1983) 2, 283 - 290
- 8) T. Irie, S. Satoh, K. Hashiguchi, I. Takahashi and O. Hashimoto: Trans. ISIJ, **21** (1981) 11, 793
- 9) 浜上和久, 森下仁, 吉村啓介, 数土文夫, 高崎順介: 鉄と鋼, **68** (1982) 11, S858
- 10) 星田達男, 遠藤豪上, 海老沢勉, 田口喜代美, 高橋謙治, 菊地良輝: 鉄と鋼, **68** (1982) 4, S179
- 11) R. Phillips, W. E. Duckworth and F. E. L. Copley: JISI, **202** (1964) 7, 593
- 12) J. J. Irani, D. Burton, J. D. Jones and A. B. Rothwell: Iron Steel Inst. Spec. Rep., No. 104 (1967), 110
- 13) I. Weiss and J. J. Jonas: Met. Trans. A., **10A** (1979) 7, 831 - 840
- 14) 関根寛, 丸山忠克: 鉄と鋼, **58** (1972) 10, 72 - 85
- 15) 成田貴一, 小山伸二: 神戸製鋼技報, **67** (1966) 179
- 16) K. J. Irvine, F. B. Pickering and T. Gladman: JISI, **205** (1967), 161
- 17) L. Meyer: Z. Metallkd, **58** (1967), 334
- 18) R. P. Smith: Trans. Metall. Soc. AIME, **239** (1967), 1651
- 19) 伊藤庸, 神崎文暁: 鉄と鋼, **52** (1966) 8, 1188 - 1201
- 20) 岡本豊彦, 白岩俊男, 福田実: 住友金属, **14** (1962) 2, 211 - 227
- 21) H. Kitagawa, M. Katayama and H. Maruyama: Trans. ISIJ, **22** (1982), 424 - 433
- 22) M. Matsuo, S. Hayami and S. Nagashima: Advances in X-ray analysis, **14** (1971), 214
- 23) 高橋政司, 岡本篤樹: 鉄と鋼, **64** (1978) 14, 2158 - 2166
- 24) 寺崎富久長, 金子輝雄: 鉄と鋼, **58** (1972) 12, 120 - 138
- 25) 佐藤進, 橋本修, 入江敏夫, 小原隆史, 西田稔, 佐藤広武: 鉄と鋼, **68** (1982), S1423
- 26) 高崎順介, 松野伸男, 佐藤広武, 下向央修, 浜上和久, 西田稔: 鉄と鋼, **68** (1982), S1424