

論 文

UDC 669.14.018.262 : 669.141.241.2 : 669.15'293-194

Nb 添加極低炭素アルミキルド鋼による超深絞り用
冷延鋼板の開発橋本 修*・佐藤 進*・田中 智夫*²

Development of Low Carbon-Niobium Steel with Ultra-deep Drawability

Osamu HASHIMOTO, Susumu SATOH, and Tomo TANAKA

Synopsis :

A study has been made to develop deep-drawing sheet steel which can be produced by continuous annealing as well as box annealing, giving clean surface free from inclusions and orange peel-free surface in deeply drawn condition. To develop this type of steel, the following matters have been taken into consideration : (i) To obtain high ductility as well as favorable texture, ultra low carbon steel is adopted. (ii) Carbide-forming elements are added to fix interstitial carbon and nitrogen and whereby to obtain non-ageing properties. (iii) To achieve clean sheet surface and avoid hardening the amount of alloying element is reduced as small as possible. (iv) Not all interstitial C and N do not precipitate by the addition of carbide-forming element. N is fixed as AlN by adding Al, which, in turn, together with carbides provide for the nucleation sites for the precipitation of remained free C. Ultra low carbon, niobium steel with Nb to C ratio of ~1 in atomic weight is found to possess excellent properties. It shows high Lankford value, low yield, but relatively high tensile strength. The excellent properties are obtained in continuously annealed condition as well as box-annealed one.

1. 緒 言

冷延鋼板の絞り加工性向上に関する研究は数多くなされている^{1)~21)}。それらは基本的には鋼の組成^{1)~20)}、熱間圧延¹⁸⁾¹⁹⁾、冷間圧延⁸⁾¹⁸⁾²⁰⁾あるいは焼鈍条件¹⁸⁾²⁰⁾²¹⁾を個々に、または相互に関連させて制御することにより、集合組織や機械的性質の向上を計ることに主点を置いている。これらの研究によれば、深絞り性の優れた鋼板の製造方法として、①製鋼時に脱ガス処理するか、あるいは再結晶焼鈍時に脱炭脱窒処理する¹⁹⁾などにより、極低炭素極低窒素化して {111} 集合組織を発達させるとともに耐時効性を向上させる方法、②低炭素鋼に Al を添加し、熱間圧延後低温で巻き取り、冷延後の焼なましで再結晶過程において AlN を析出させる。これにより {111} 集合組織を発達させるとともに、固溶 N を析出固定させ、非時効化をはかる方法、あるいは③炭窒化物形成元素を添加して熱延板の固溶 C, N を同時に析出固定させ、それにより冷延焼なまし後の鋼板の {111} 集合組織の発達と非時効性を確保する^{3)~17)}方法などがある。以上のごとく、深絞り性の優れた鋼板としては大別し

て 3 種類の鋼が実用化されているが、いずれもそれぞれに欠点を有している。たとえばオープンコイル焼なましによる脱炭脱窒鋼では結晶粒が粗大化するために、絞り加工時に肌荒れを起こしやすく、さらには引張強度が低いため、プレス加工時に壁割れを生じやすい欠点を有する。また低炭素 Al キルド鋼では、徐熱、徐冷の箱型焼なましする場合は前述の方法で深絞り性を付与することができるが、急熱、急冷の連続型焼なまし (たとえば CAL ; 連続焼なましライン, あるいは CGL ; 連続熔融 Zn めつきライン, による焼なまし) を行う場合は再結晶過程における AlN の析出による効果を発揮できず深絞り性に劣り、かつ非時効性となることが困難である。一方、炭、窒化物形成元素を添加する方法では、従来はこれらの元素を多量に添加する必要があるとされている³⁾⁴⁾⁵⁾¹²⁾¹⁷⁾。そのためにこれらの元素の酸化物や硫化物が鋼板の表面清浄を劣化したり、多量の炭、窒化物により析出硬化するか、あるいは固溶硬化してプレス加工に適さなくなるなどの欠点を有する。

そこで、著者はこれらの欠点のない鋼板、すなわち、プロセス上箱型焼なまし法だけでなく、CGL や CAL

昭和 55 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 55 年 11 月 6 日受付 (Received Nov. 6, 1980)

* 川崎製鉄(株)技術研究所 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1 Kawasaki-cho chiba 260)

*² 川崎製鉄(株)技術研究所 工博 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

などによる連続型焼なまし法でも製造でき、材質上低炭素 Al キルド鋼の箱型焼なまし材より優れた機械的性質を有し、かつプレス加工上の欠点のない鋼板を得ることを目的とし、つぎに示す基本構想に立脚して研究を行った。すなわち、

(1) 製鋼時の脱ガス処理により C 量を極力低減した極低炭素鋼をベースとし、軟質にしてかつ延性に優れた材質を基盤として確保する。

(2) 粗粒化防止と耐時効性向上および絞り性に優れた強い {111} 集合組織の形成を目的とし、炭、窒化物形成元素 (X とする) を添加する。しかし、その量を極力低減することにより、析出硬化を抑制し、かつ表面性状を良好にする。

(3) 添加元素 X の添加量低減のために析出固定できない固溶 C, N を効果的に析出固定させるため Al を添加する。

以上の構想のもとに研究した結果、目的とする深絞り用鋼板を得るには、まず C 含有量を 50 ppm 以下に制御すること、そして添加元素としては Nb が最適であること、その添加量是对 C 量との原子濃度比 (Nb/C 値) で 1.0 程度がよいことが判明した。その材質は、ランクフォード値 (r 値) や伸びにおいて、低炭素 Al キルド鋼

板以上の特性を有し、細粒組織となるため引張強度が高い。しかし降伏点は低い。また箱型でも連続型焼なましでも非時効性で、しかも溶融 Zn めつき性の良好な超深絞り用鋼板が製造できることを見出した。

2. 供試材および実験方法

供試材の化学成分および Nb, Ti, V 元素の添加量と C 含有量との原子濃度比 (X/C) を Table 1 に示す。供試材は研究室で真空溶製した鋼と、転炉溶製した商用鋼の 2 種類である。以降それぞれを研究素材と工場素材と略記する。鋼は C 量が 0.003~0.008% の極低炭素鋼をベースとし、0.008~0.047% の Al を含有する。N 量は 0.002~0.006% で、 X/C は 0~1.7 の範囲で変化させている。なお、比較のために用いた通常の低炭素 Al キルド鋼と脱炭、脱窒焼なまししたリムド鋼の組成も Table 1 に示す。

研究素材は研究室にて熱間鍛造して 10 mm 板厚とし、さらに 1250°C で 20 min 保持後 2パスで 3.8 mm まで熱間圧延後室温まで空冷した。この熱履歴の概略を Fig. 1 に示す。熱間圧延後の冷却速度は熱間圧延終了から巻き取り相当温度近傍までは、研究素材のほうが工場素材より遅く、以降室温までは研究素材のほうが速い。

Table 1. Chemical composition of steels used (wt%).

Steel		C	Si	Mn	P	S	O	T N	sol. Al	X (Nb, Ti, V)	X(at%) /C(at%)	
in laboratory	L 1	0.005	0.010	0.15	0.002	0.001	0.0023	0.0047	0.019	Tr.	0	
	L 2	0.006	0.011	"	"	"	0.0021	0.0045	0.015	Nb 0.027	0.6	
	L 3	0.005	0.019	"	0.008	0.005	0.0032	0.0043	0.031	Nb 0.039	1.0	
	L 4	0.005	0.013	"	0.002	0.001	0.0031	0.0048	0.017	Nb 0.054	1.4	
	L 5	0.003	0.019	0.14	0.037	0.005	0.0028	0.0040	0.024	Nb 0.024	1.0	
	L 6	0.005	"	"	"	"	0.0016	0.0042	0.023	Nb 0.038	1.0	
	L 7	0.008	0.031	0.15	0.038	"	0.0031	0.0072	0.035	Nb 0.055	1.0	
	L 8	0.005	0.011	"	0.002	0.001	0.0025	0.0048	0.018	V 0.011	0.5	
	L 9	0.005	0.012	"	0.001	"	0.0021	0.0051	0.016	Ti 0.026	1.3	
in works	low CT	F 1	0.004	0.007	0.15	0.017	0.004	0.0027	0.0062	0.011	Nb 0.024	0.8
		F 2	0.004	0.008	"	0.012	0.006	0.0020	0.0020	0.037	Nb 0.030	1.0
		F 3	0.003	0.013	0.16	0.011	0.005	0.0022	0.0024	0.042	Nb 0.040	1.7
	high CT	F 4	0.004	0.007	0.15	0.013	0.004	0.0025	0.0027	0.008	Nb 0.024	0.8
		F 5	0.004	0.022	0.13	0.011	0.005	0.0038	0.0048	0.047	Nb 0.024	0.8
		F 6	0.003	0.013	0.16	0.013	"	0.0019	0.0026	0.044	Nb 0.040	1.7
Al-killed		0.038	0.032	0.32	0.011	0.018	0.0034	0.0052	0.032	-	-	
decarburized rimmed		0.002	0.003	0.29	0.012	0.020	0.0498	0.0012	Tr.	-	-	

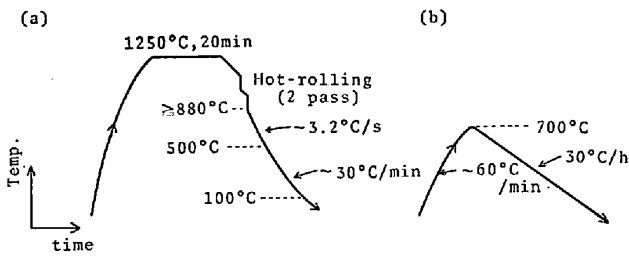


Fig. 1. Hot rolling condition in laboratory (a), and simulated coiling and subsequent cooling condition (b).

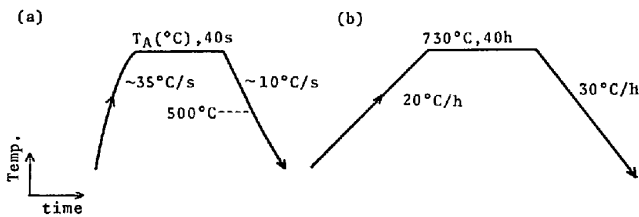


Fig. 2. Annealing conditions for continuous type (a), and box type (b) T_A is annealing temperature.

工場素材は連鋳法あるいは造塊法で得たスラブを熱間圧延 (熱延終了温度 FDT $\geq 890^\circ\text{C}$, 2.8 mm 板厚) 後, 巻き取りは低温 (巻き取り温度 CT = 約 520°C) あるいは高温 (CT = 約 680°C) で行つた. これら研究素材および工場素材の熱延板を冷間圧延し, 研究素材は 0.8 mm (圧下率 79%) に, 工場素材は 0.7 mm (圧下率 75%) とした. なお, 低温巻き取りされた工場素材の一部の熱延板は, Fig. 1 に示すような熱サイクルで 700°C に加熱後 30°C/h で冷却する高温巻き取りに相当する熱処理を施した.

焼なましは Fig. 2 に示す連続型(a)と箱型(b)の両サイクルで行つた. 前者はランダムパスにより, 後者は試片を 10^{-5} Torr 以上の真空度で石英管に封入して電気炉にて焼なました. 試片は連続型サイクルでは均熱温度 $730^\circ\text{C} \sim 870^\circ\text{C}$ で, 40 s 保持後空冷され, 箱型サイクルでは, 730°C で 40 h 保持後 30°C/h で冷却された.

焼なまし後 0.7~0.8% の調質圧延を施した板から JIS 5号引張試験片を採取し, 降伏応力 (YS, 降伏点の明りようでないものは 0.2% 耐力), 引張強さ (TS), 全伸び (El), 時効指数 (AI) ならびにランクフォード値 (r 値) を求めた. AI (kg/mm²) は 7.5% 予歪み付与後, 100°C で 30 min 時効したのちの上昇応力で示す.

光学顕微鏡組織は, 熱延板と冷延焼なまし板について観察した. 析出物の形態は透過電子顕微鏡 (HI-700, 加速電圧 200 kV) により調査した. さらに熱延板中の析

出物の同定を目的として, 電子顕微鏡 (JEM-100 C) による X線非分散分光法により元素分析を行つた.

冷延焼なまし板の集合組織は板厚中心部について反射法にて測定した.

3. 実験結果

3.1 研究素材の焼なまし結果

Table 1 に示した供試材のうち研究室で溶製, 熱間圧延した素材を, 冷間圧延, 再結晶焼なまししたのち, その機械的性質を Fig. 3 に示す. 素材は $C \approx 0.005\%$, $Al = 0.01 \sim 0.03\%$ の極低 C-Al 鋼をベースに Nb, Ti あるいは V を添加したものである. 無添加鋼あるいは V, Ti 添加鋼の AI は, 連続型, 箱型いずれの焼なまし方法でも Nb 添加鋼と比較して高い. r 値も, 焼なまし方法にかかわらず V, Ti 添加鋼では Nb より低い. El は連続型焼なましでは V, Ti 添加鋼のほうが Nb 添加鋼より高く, YS は逆に後者のほうが高い. 3 鋼種を比較すると, 非時効性深絞り用鋼板としては, Nb 添加鋼が総合的にもつとも優れていることがわかる. ただし, Nb/C 値の高い材料の連続型焼なまし材は, 本実験条件では十分な El 値を示さなかった. Ti 添加鋼では, Ti 添加量を増せば, AI, r 値は向上すると考えられる³⁾⁸⁾¹⁷⁾. ただし本研究の趣旨にしたがつた低添加量の範囲では, V 添加鋼と同様に, Ti 添加鋼も Nb 添加鋼ほど優れた特性は示さなかった.

ここで Nb 添加鋼の材質におよぼす Nb 添加量 (Nb/C 値) の影響について述べる. 焼なまし方法によらず AI は Nb/C 値の増加とともに減少し, $Nb/C \geq 1$ ではきわめて小さくなる. r 値は連続型焼鈍では Nb/C

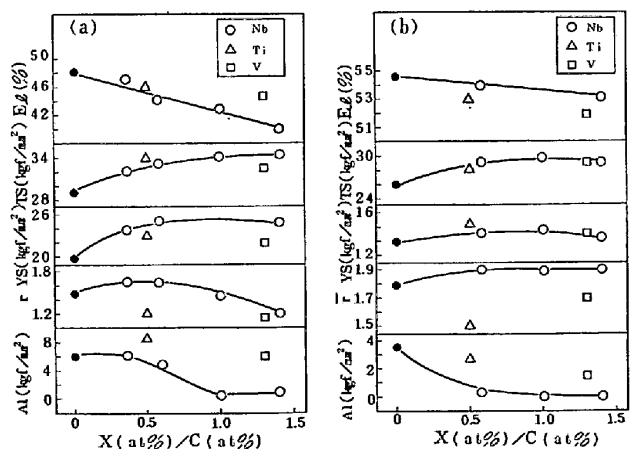


Fig. 3. Effect of micro-alloying elements Nb, Ti and V on mechanical properties of very low carbon Al-killed steel: (a) continuously annealed (830°C , 40 s), and (b) box annealed (730°C , 40 h).

値が約 0.5 で最高値を示し、Nb/C 値がそれより少なくても、多くても r 値は低下する。箱型焼なまし法では Nb の添加により r 値は上昇するが、Nb/C 値が増加してもあまり変化しない。YS, TS は焼なまし法によらず Nb/C 値の増加とともに上昇し、El は逆に低下する。この傾向は連続型焼なまし材のほうがより顕著である。以上の結果から、深絞り用鋼板としてもつとも優れた材質を発揮させるのに最適の Nb/C 値は、約 1.0 程度であることがわかる。

そこで Nb/C 値が約 1.0 程度の Nb 添加鋼について、機械的性質と C 含有量の関係を Fig. 4 に示す。こ

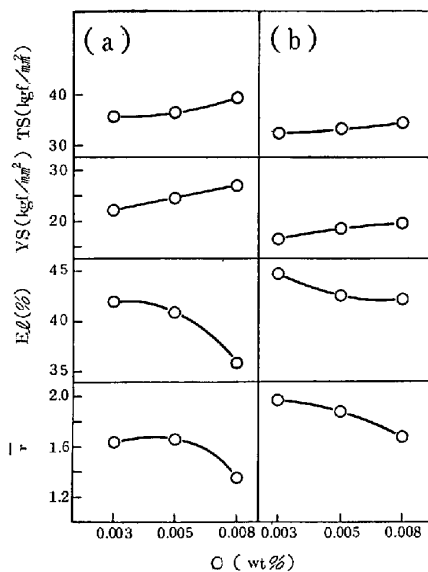


Fig. 4. Effect of carbon content on mechanical properties of steels L5, L6 and L7: (a) continuously annealed (830°C, 40 s), and (b) box annealed (730°C, 40 h).

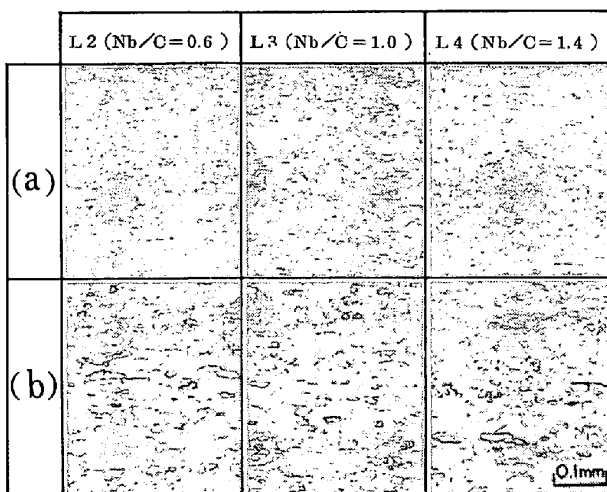


Photo. 1. Microstructures of steels L2, L3 and L4: (a) continuously annealed (830°C, 40s) and (b) box annealed (730°C, 40h).

の実験により、 $C > 0.005\%$ の鋼では r 値、El がともに低下すること、とくにその傾向は連続型焼なまし材において顕著であることがわかる。ただしここで用いた鋼の P 含有量は約 0.04% で、他の鋼のそれよりも多い。

$C \cong 0.005\%$ で Nb/C 値が 0.6, 1.0 および 1.7 の鋼に連続型 (830°C, 40 s), 箱型 (730°C, 40 h) 焼なましを施した後の光学顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。本鋼の組織は焼なまし法の相違および Nb/C 値の大小にかかわらず展伸粒で、しかも細粒であるという特徴がある。また Nb/C 値がこの範囲の鋼では結晶粒度に対する Nb 量の影響は小さい。

研究素材を用いた以上の実験の結果、 $C \cong 0.005\%$ の極低炭素 Al キルド鋼に Nb/C $\cong 1$ となるように Nb を添加した鋼は、箱型あるいは連続型のいずれの焼なまし法によつても深絞り性と耐時効性に優れた鋼板となる可能性があることがわかった。

3.2 工場素材の焼なまし結果

実験室で得た結果に基づき、転炉で溶製した極低 C-Nb-Al 鋼の熱延板を、実験室で冷間圧延、再結晶焼なまししてその材質を調べた。工場素材の C 含有量は 0.003~0.004% で、Al 含有量は F1, F4 鋼をのぞき他は、0.03~0.04% である。F1, F4 鋼の Al 量は 0.008~0.011% と少ない。熱延巻き取り温度の低い鋼 (F1~F3) では、Nb/C 値が 0.8, 1.0, 1.7 と変化しているが、熱延巻き取り温度の高い鋼 (F4~F5) では Nb/C 値が 0.8 と 1.7 のものしかない。そこで、Nb/C 値が 1 の低温巻き取り材である F2 鋼を一部高温巻き取り相当処理を施した。以降ことわらないが、F2 鋼の高温巻き取り材とはこの処理を施したものをさす。

これらの鋼を連続型焼なまししたときの機械的性質におよぼす Nb/C 値および熱延巻き取り温度の影響を Fig. 5 に示す。まず、Nb/C 値の影響についてみれば、低 Al 鋼を除くと熱延巻き取り温度とは無関係に Nb/C 値の増加とともに、 r 値、YS, TS は上昇し、El は低下する。この範囲の Nb/C 値では、低 Al 鋼を除き、焼なましままの状態以降伏点降下を示さず AI はすべて 0 となつている。また、すべての特性において高温巻き取り材のほうが優れている。この傾向は r 値においてとくに明りようである。Nb/C=0.8 の鋼で Al 量が異なる 2 鋼種 (F4 と F5) の特性に注目すると、Al 量の少ない F4 鋼は AI > 2 kg/mm² であり、降伏点伸びを示し、El が小さく、 r 値は低く F5 鋼と比較して材質は著しく劣る。

ところで Fig. 5 に示した工場素材の材質あるいはそれにおよぼす Nb/C 値の影響は、Fig. 3 に示した研究

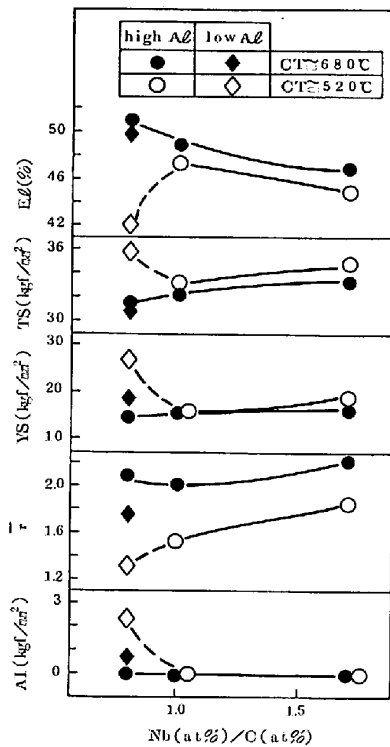


Fig. 5. Effects of Nb/C value and coiling temperature on mechanical properties of steels F1 to F6 annealed continuously (800°C, 40 s).

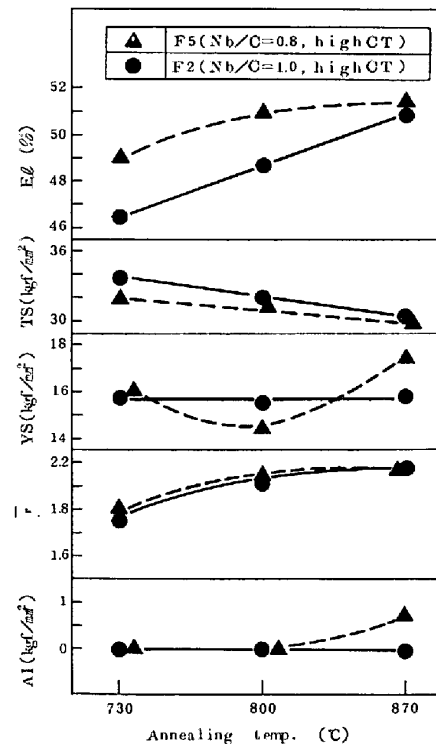


Fig. 6. Effect of annealing temperature on mechanical properties of continuously annealed steels F2 and F5.

素材の場合とは大きく異なっている。たとえば工場素材のほうが r 値, E_l が高く, YS が低い。とくに高温巻き取り材の r 値は研究素材の r 値より 20~30% も高い。また研究素材では Nb/C 値が増加すると r 値が減少するのに対して, 工場素材では Nb/C 値の増加とともに r 値は上昇する傾向にある。しかし, Nb/C 値の増加とともに E_l が低下する傾向は両素材に共通してみられる。

以上の実験結果から, 連続型焼なましで優れた材質の鋼板を得るには, 高温巻き取りのほうが有利であり, 伸び特性から判断して Nb/C ≤ 1.5 であることが好ましい。工場素材 (C=0.004%, Nb/C=0.8, 1.0 の高温巻き取り材) を連続型焼なまししたときの機械的性質におよぼす焼なまし温度の影響を Fig. 6 に示す。焼なまし温度が高くなるほど E_l , r 値は高くなるが, Nb/C 値が 0.8 の材料では, 高温 (870°C) で焼なましすると AI が 0.7 kg/mm² まで上昇する。これは Nb/C 値の低い材料を高温焼なましすると, 炭, 窒化物が再溶解し始めることを示唆している。しかし, Nb/C 値が 0.8 の鋼でも低温で焼なましすれば, 連続型焼なまし法によっても AI が 0 の非時効性鋼板が製造できる点は注目される。焼なまし温度が低い場合, Nb/C 値の相違は E_l にもつとも大きな影響をおよぼしており, 730°C で焼なま

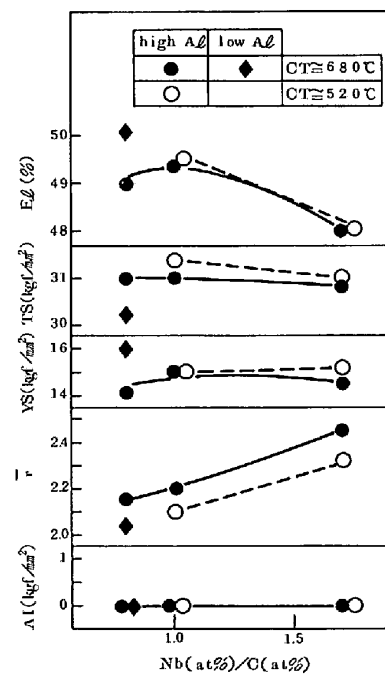


Fig. 7. Effects of Nb/C value and coiling temperature on mechanical properties of steels F2 to F6 box-annealed (730°C, 40 s).

しすると, Nb/C=0.8 では $E_l=49\%$ に対し Nb/C=1.0 では $E_l=46.5\%$ と低い。したがって, 適正 Nb/C 値の範囲は焼なまし温度が高ければ拡大するが, 低い場合

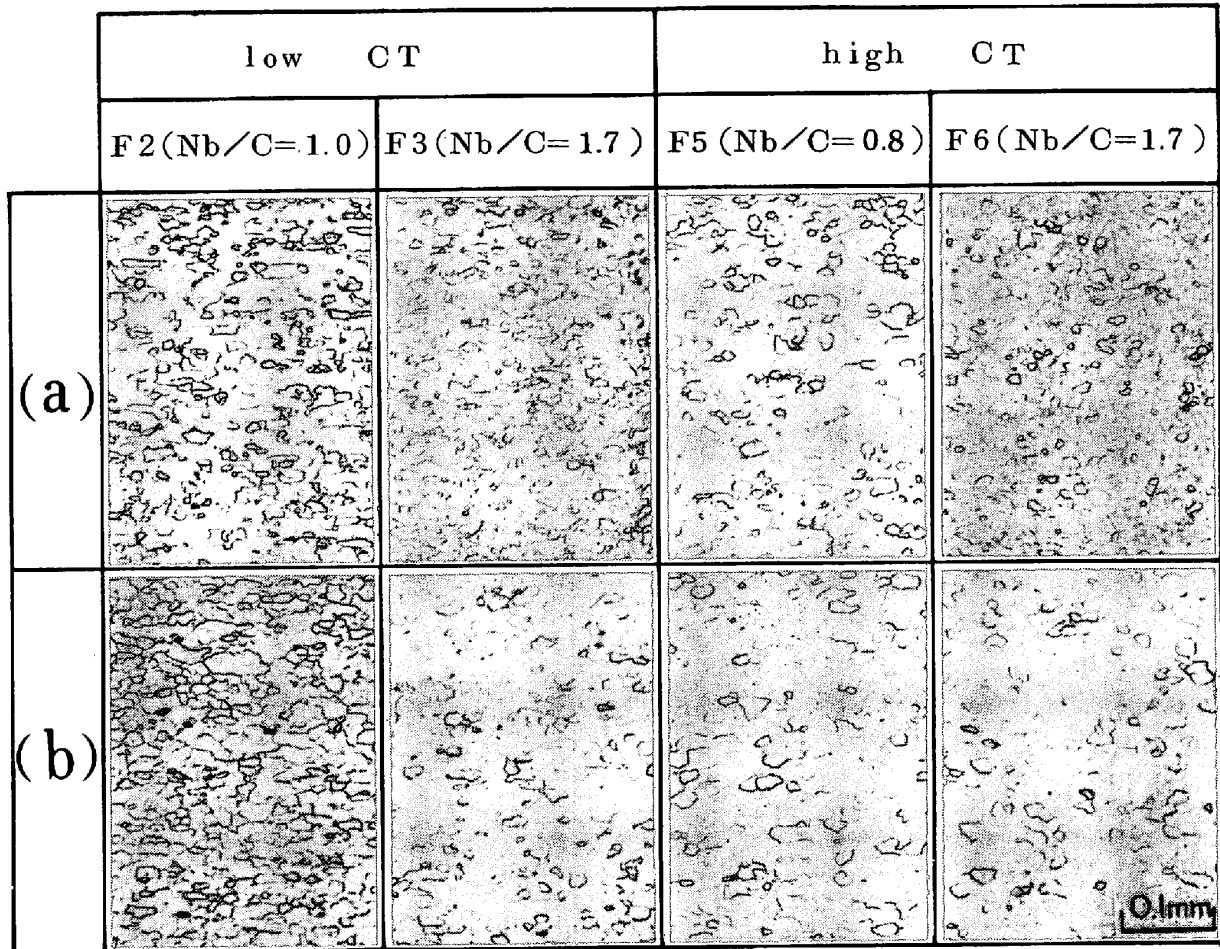


Photo. 2. Effects of Nb/C value and coiling temperature on microstructure: (a) continuously annealed (800°C, 40 s) and (b) box-annealed (730°C, 40 h).

は縮少する傾向にあることがわかる。

工場素材 (F2~F6) を箱型焼なまししたときの機械的性質におよぼす熱延巻き取り温度および Nb/C 値の

影響を Fig. 7 に示す。r 値以外の他の特性については熱延巻き取り温度の影響はほとんどないが、r 値は Nb/C 値によらず高温巻き取り材のほうが優れていること

Table 2. Mechanical properties of sheet steels annealed in production line.

Annealing Process	Works	Annealing condition	Composition	CT (°C)	YS (kgf/mm ²)	TS (kgf/mm ²)	El (%)	\bar{r}	AI (kgf/mm ²)	
Box	Mizu-shima	730°C, 30h	C=0.004%, N=0.003% Nb/C=1.0, Al=0.037%	520	15.2	31.7	49	2.1	0	
CAL	Chiba	850°C, 100mpm	C=0.003%, N=0.002% Nb/C=1.7, Al=0.037%	520	19.0	32.8	47	2.0	0	
CGL	Chiba	880°C, 30mpm	(*) C=0.004%, N=0.002% Nb/C=1.4, Al=0.024%	680	14.4	29.0	53	2.3	0	
decarburized rimmed steel						17	28	52	1.9	2
Al-killed steel						18	32	46	1.9	0

(*) Mn=0.06%, in others Mn=0.13~0.16%

がわかる。なお、各材質におよぼす Nb/C 値の影響は、連続型焼なましの場合とほぼ同様である。一方、低 Al 鋼の場合は Nb/C 値の同一の鋼と比較すると、El は 1% ほど高いが、 r 値は 0.1 ほど低い。

焼なまし後の光学顕微鏡組織を試片断面について Photo. 2 に示す。高温巻き取り材では焼なまし条件にかかわらず、ポリゴナル粒となる。低温巻き取り材では Nb/C 値の低いものは、連続法でも箱型法でも若干展伸粒状となる傾向にある。しかし、Nb/C 値が高くなると高温巻き取り材と同様にポリゴナル粒となる。これに対して、研究素材では焼なまし法のいかににかかわらず展伸粒となり、かつ粒径は工場素材より大きかった (Photo. 1 参照)。

3.3 工場での焼なまし結果

工場で焼なましした鋼板の機械的性質を Table 2 に示す。焼なましは箱型ならびに連続型で行ったが、連続型焼なましは、CAL と CGL で行つた。本鋼板はいずれの焼なまし方法でも優れた材料特性を示している。とくに Mn 含有量の少ない鋼板を CGL で高温焼なまししたものは、El が 53%、 r 値が 2.3 と優れた材質を有していることがわかる。また CGL で製造した Zn めつき鋼板の Zn めつき性、密着性はともに良好であることがわかった。

4. 考 察

Nb, Ti, V のうち添加元素として Nb のみが有効に固溶 C, N の析出固定効果を発揮した理由として、まず V はその炭化物の溶解度が Nb, Ti のそれと比較して高²⁵⁾²⁷⁾いために十分に C を析出固定できなかつたと判断される。Ti はその窒化物の溶解度が Nb, V あるいは Al のそれより低い²⁵⁾²⁶⁾いために N を析出固定できても C を析出固定できず、また Al の複合添加による効果も低減したと考えられる。さらに Ti は N, C 以外の S, O との親和力が Nb のそれより強い²⁸⁾ために、C, N の析出固定には有効に作用しなかつたと判断できる。そこで以下の考察は Nb 添加鋼について行う。

4.1 組織と組成の関係

Photo. 3 に研究および工場素材の熱延板の断面組織を示す。研究材は混粒であり、全体に工場材より平均粒径が大きい。工場熱延板は細かい整粒となつており、熱延巻き取り条件によりほとんど変化しない。熱延板が細粒であるということは、一般にはこのあとの冷延焼なましにおける {111} 再結晶集合組織の形成に有利である²²⁾。

つぎに、熱延板の透過電顕組織を Photo. 4 に示す。どの熱延板にも、Nb の炭、窒化物と考えられる微細析

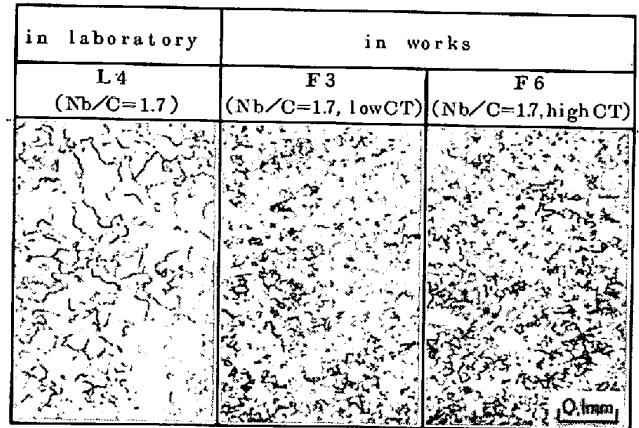


Photo. 3. Microstructures of hot rolled sheet steels, which are hot rolled by laboratory mill or hot strip mill.

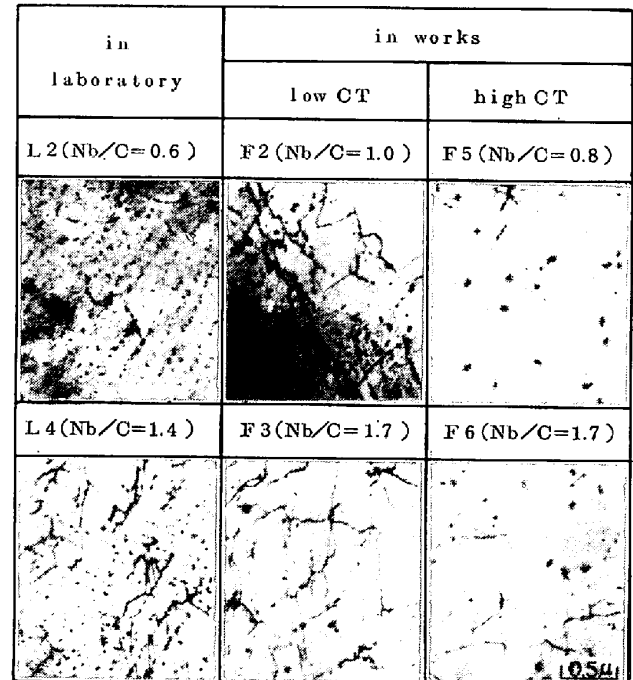


Photo. 4. Transmission electron micrographs showing Nb (C, N) precipitates hot rolled by laboratory mill or hot strip mill.

出物が存在しているが、研究熱延板では $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態時に α, γ 相界面に沿つて析出したと考えられる²⁵⁾ような列状に並んだ析出物の存在頻度が高い。これに対して工場熱延板では、このような分布状態の析出物は巻き取り条件にかかわらずまったくみられない。また、析出物のサイズも工場熱延板のほうが大きい。工場では熱延圧下率が高く、完全に回復再結晶する以前に次の熱延加工を受けるため、転位がより多く集積し、Nb 炭、窒化物はこれを析出サイトとして析出しやすくなると考えられる。したがつて工場熱延板では、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態以前に Nb 炭、窒化物の析出がほとんど終了しており、研究熱延板で

は、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態時あるいは変態後の α マトリックに Nb 炭、窒化物の析出が起これると考えられる。以上のように、工場熱延板のほうが析出の進行が速く、かつその量も多いと考えられるので、固溶 C、N はより多く固定されていると判断できる。

Photo. 5 に X 線非分散分光法による熱延板中の析出物の元素分析結果を示す。工場熱延板の析出物は、研究

熱延板のものとは異なり、Nb 以外に Al, S, Mn を含有しており、Nb 炭、窒化物単独ではなく、AIN, MnS 等との複合析出物である可能性が高い。Nb 炭、窒化物、MnS および AIN 相互間において析出促進効果が存在している可能性も考えられる。

種々の Nb/C 値を有する工場熱延板と研究熱延板の AI の変化を調べた。その結果を Fig. 8 に示す。研究熱延板では Nb/C 値が 0.6 から 1.4 に増加するにしたがつて AI は低下するが、Nb/C 値が 1.4 でも約 0.8 kg/mm² 程度の値を有する。一方工場熱延板では、低 Al 材でも高温巻き取りしたものは AI は 0 であり、低温巻き取りしたものでも低 Al 材をのぞけば AI は 0 である。以上のごとく、同程度の Nb/C 値を有する素材では工場熱延板は研究熱延板と比較して、固溶 C、N がきわめて少ない状態にあることが確認できた。ただし、低温巻き取りした低 AI は 4.5 kg/mm² と高い。この素材は Nb/C 値も小さく、これだけの Nb と Al 量だけでは N と C を十分には固定しきれなかつたものと考えられる。また研究素材では熱延板中に残留している固溶 N 量が多いと考えられるために、再結晶焼鈍時に AIN として析出し、通常の Al キルド鋼の場合と同様の機構により展伸粒になつたと判断できる。

さて、Nb/C 値が 0.8 程度に少なくとも、工場素材では、連続型焼なまし後も AI が 0 となる理由をつぎのごとく考えることができる。まず、熱延板において固溶 N は Al の存在によりおもに AIN として固定され、固溶 C はおもに Nb 炭化物として固定される。しかし、熱延板の冷却中に析出する可能性のある固溶 C や、AIN として完全には固定されなかつた固溶 N も存在すると考えられる。したがって冷延後の焼なまし過程では、固溶 N は AIN として析出し、再固溶して過剰に存在している可能性のある固溶 C は、熱延板中にすでに存在していた Nb 炭、窒化物、Mn あるいは AIN およびそれらの複合析出物を核として冷却中に Fe₃C あるいは複合炭化物として析出する。しかし、研究素材では熱延板での析出量が少ないためか、あるいは析出物の形態が異なるために連続型焼なまし後は、Nb/C 値が 1.4 程度に多い場合でも AI が 0 とはならなかつたものと判断される。

本鋼板の粒径は、他の深絞り用鋼板、たとえば低炭素 Al キルド鋼、あるいは脱炭、脱窒リムド鋼の粒径と比較すると平均約 1/2~1/5 程度小さい。これは Nb の細粒化効果によるものであると考えられる。

4.2 集合組織

Fig. 9 に F6 および L2 鋼を 730°C で 40h 焼なましたのちの集合組織を示す。Nb/C 値が 1.7 の工場

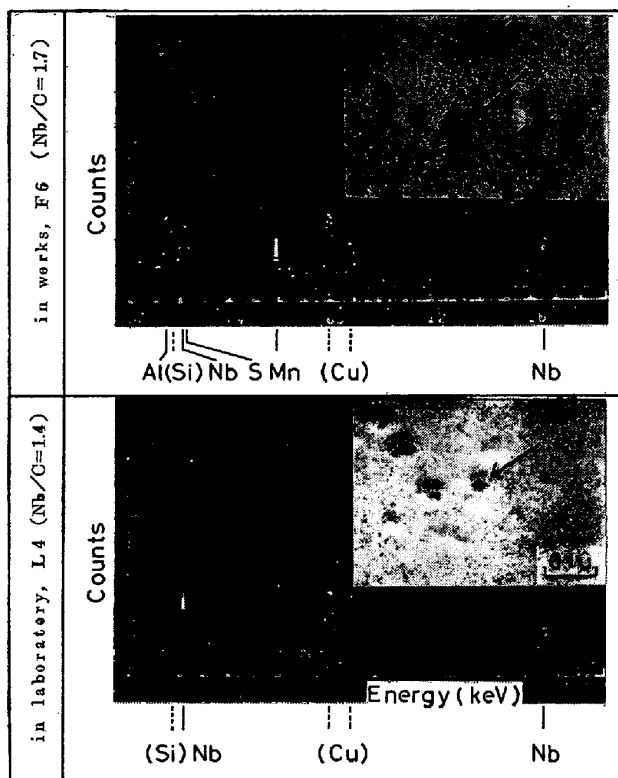


Photo. 5. Element analysis of precipitate in hot rolled sheet steels F6 and L4 (Si and Cu originate from carbon film and Cu mesh, respectively).

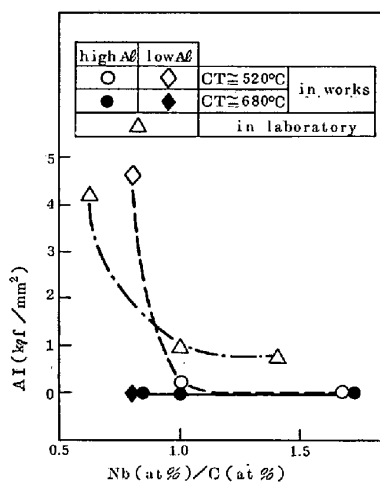


Fig. 8. Effect of Nb/C value on ageing index of sheet steels, which are hot rolled by laboratory mill or hot strip mill.

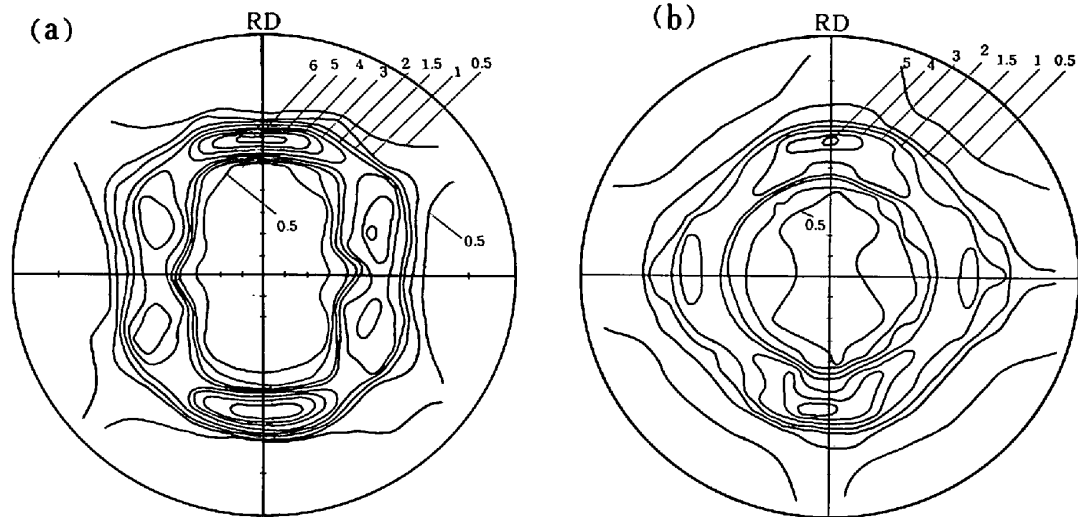


Fig. 9. (200) pole figures showing recrystallization textures in steel F6 (a) and steel L2 (b).

素材のF6鋼では、強い $\{554\}\langle 225\rangle$ 集合組織を有しており、従来の $\text{Ti}^{23)}$ あるいは $\text{Nb}^{9)13)}$ 添加鋼で見られるのと同様の集合組織を有している。一方、 Nb/C 値が0.6の研究素材のL2鋼では、F6鋼とは異なり、低炭素Alキルド鋼の再結晶集合組織である $\{111\}\langle 110\rangle$ を主体とした集合組織²⁴⁾となつている。

さて、Nb添加鋼では、 Nb/C 値にかかわらず、連続型、箱型焼なまし材ともに熱延巻き取りは高温で行つた方が優れた r 値を示す。低炭素Alキルド鋼は熱延後低温で巻き取り、冷延後の箱型焼なまし過程で、再結晶の進行と同時に AlN を析出させることにより、 $\{111\}\langle 110\rangle$ 集合組織が発達²¹⁾するという特徴がある。一方、炭、窒化物形成元素を十分に添加して、鋼中の固溶元素を完全に析出固定させておくことにより、冷延ならびに再結晶集合組織の形成に効果的な影響を与え、 $\{554\}\langle 225\rangle$ 集合組織が発達²³⁾することも知られている。L2鋼とF6鋼の集合組織がFig. 9に示したごとく異なつている原因は、前者は前述の①低炭素Alキルド鋼と同様に AlN の析出効果により、後者は②固溶C、Nが熱延板ですでに析出固定されていることによる効果によるものと理解することができる。すなわち、研究熱延板は、 $1\text{ kg}/\text{mm}^2$ 以上のAIを示し、冷延後の一次再結晶組織は展伸粒組織を有している。工場熱延板は低Al材(F4鋼)を除き、低温巻き取り材でもAIはほとんど0であり、再結晶後はポリゴナル粒組織を有している。前者の r 値は箱型焼なまししてもたかだか1.9程度(Fig. 3)であるが、後者では低温巻き取り材でも r 値は2.1以上(Fig. 7)ある。以上の点より、熱延板に固溶Nが残っている場合は①の効果により $\{111\}\langle 110\rangle$ を主体とする集合組織が形成され、一方はほぼ完全に固溶C、N

が固定析出している熱延板を用いた場合は②の効果により $\{554\}\langle 225\rangle$ を主体とする集合組織が発達したものと考えることができる。しかし、研究素材でも Nb/C 値が高くなると $\{554\}$ 成分が増し、工場素材でも Nb/C 値が低下すれば $\{111\}$ 成分が増す傾向にある。なお、本鋼では、②の効果を使つたほうが高い r 値を得ることができる。

Nb/C 値と r 値の関係は研究素材と工場素材で異なつていたが、それは前者では Nb/C 値を高くしても熱延板の固溶C、Nを十分固定できず、逆にそれが再結晶の粒成長を抑制する場合がありますのに対し、後者では Nb/C 値が高くなるにつれてより完全に熱延板の固溶C、Nを固定できると考えられ、工場素材では②の効果により Nb/C 値の上昇とともに r 値が上昇したものと判断できる。また高温巻き取り材の r 値が高い理由も、同様に熱延板の固溶C、Nは高温巻き取りすることにより多く固定されるためであると考えられる。なお、②の効果のなかには単に固溶C、Nの低減による影響と、NbC系の析出物が存在することによる影響が重畳していると考えられるが明確ではない。

5. 結 論

箱型焼なまし法でも連続型焼なまし法でも製造できる、超深絞り用冷延(溶融Znめつき)鋼板の開発を目的とし、極低炭素Alキルド鋼をベースに、炭、窒化物形成元素としてNb、TiあるいはVを添加した鋼板について、これら添加元素の種類、量、以外にAlやC含有量、熱延巻き取り条件、焼なまし条件などが鋼板材質におよぼす影響を調べた。とくに、添加元素量の低減化を主題として研究した結果以下のことが明らかとなつた。

(1) 炭, 窒化物形成元素としては, Ti やVよりも Nb が, 鋼板の非時効性を確保するのに有利である.

(2) $C \leq 0.005\%$, $Nb/C = 0.8 \sim 1.7$, $Al = 0.03 \sim 0.05\%$ の組成を有する鋼板を箱型あるいは連続型焼なましすることにより, $EI = 47 \sim 53\%$, r 値 $= 2.0 \sim 2.3$, $YS = 14 \sim 19 \text{ kg/mm}^2$, $TS = 29 \sim 33 \text{ kg/mm}^2$, $AI = 0 \text{ kg/mm}^2$ の特性を有する非時効性超深絞り用冷延 (溶解 Zn めつき) 鋼板が製造できる.

(3) 熱間圧延後の巻き取り温度は, 高温で行ったほうがすべての材質において優れている.

(4) 本鋼板は, YS が低く, TS が高くプレス時の壁割が生じにくく, かつ, 細粒組織であるため肌荒れの心配がなく, 介在物が少なく表面性状が良好である.

(5) 本鋼のように Nb/C 値が 1.0 近傍でも非時効性の超深絞り用鋼板が製造できるのは, Al を適量含有していることと, Nb の炭, 窒化物や MnS あるいは AlN 等の析出物が過剰な C の析出核となり, 焼なまし後の冷却過程でほぼ完全に析出できるためであると考えられる.

終わりに, 本研究を遂行するにあたり, 水島, 千葉両製鉄所の方々に多大の御尽力をたまわり深く感謝いたします.

文 献

- 1) 松藤和雄, 下村隆良, 小林英男: 日本金属学会講演概要, 第 69 回 (1971), p. 105
- 2) H. KUBOTERA, H. INAGKI, and T. SUDA: Nippon Kokan Technical Report, (1969), p. 29
- 3) 福田宣雄, 清水峯男: 塑性と加工, 13 (1972), p. 841
- 4) 福田宣雄, 清水峯男: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 231
- 5) 福田宣雄, 清水峯男: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 817
- 6) R. E. HOOK and J. A. ELIAS: Met. Trans., 3, (1972), p. 2171
- 7) P. R. MOUJLD and J. M. GRAY: 同上, 3 (1972), p. 3121
- 8) 秋末 治, 高階喜久男: 日本金属学会誌, 36 (1972), p. 1124
- 9) R. E. HOOK and H. NYO: Met. Trans. A, 6A (1975), p. 1443
- 10) D. J. WILLIS and M. HATHERLY: Textue and the Properties of Materials, Proc. 4th Int. Conf. on Texture, July 1975 (1976), p. 48 [the Metals Society, London]
- 11) R. GILLANDERS, C. DASARATHY and R. C. HUDD: 同上, p. 245
- 12) 赤松泰輔, 坂本 徹, 田海幹生, 渡辺国男: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 80
- 13) 赤松泰輔, 高野重男, 渡辺国男, 田海幹生: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 202
- 14) R. E. HOOK, A. J. HOCKLER, and J. A. ELIAS: Met. Trans. A, 6A (1975), p. 1683
- 15) P. MESSILN and T. GREDAY: Metallurgical Report, C. R. M., 49 (1976), p. 4
- 16) 松藤和雄, 下村隆良, 小林英男, 野副 修: 鉄と鋼, 62 (1976), S 171
- 17) 小久保一郎, 須藤正俊, 亀野克己, 橋本俊一, 塚谷一郎, 岩井隆房: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 465
- 18) 福田宣雄, 清水峯男, 高橋延幸: 第 7 回再結晶部会資料 (1973)
- 19) 久保寺治朗: 第 9 回西山記念技術講座 (日本鉄鋼協会編) (1969), p. 1
- 20) 阿部秀夫, 高木甲子雄: 鉄と鋼, 59 (1973), S 197
- 21) S. TESHIMA and M. SHIMIZU: Mechanical Working of Steels, 2 (1965), p. 279 [Gordon and Breach]
- 22) たとえば, 松尾宗次, 速水哲博, 長島晋一: 第 1 回再結晶部会資料 (1970)
- 23) 松尾宗次, 谷 誠一郎, 速水哲博: 製鉄研究, 276 (1972), p. 21
- 24) 寺崎富久長, 金子輝雄: 鉄鋼薄板の再結晶及び集合組織(I), 昭和 49 年, 鉄鋼基礎共同研究会, p. 74
- 25) Y. OHMORI: Trans. ISIJ, 15 (1975), p. 194
- 26) 成田貴一: 日本金属学会誌, 8 (1969), p. 49
- 27) 平野博孝, 和田 要: 製鉄研究, 251 (1965), p. 99
- 28) L. MEYER, F. HEISTERKAMP, and W. MUESCHENBORN: Microalloying 75 Proceedings, Washington, p. 130