

論 文

UDC 669.14-122.2-415 : 669.293 : 621.983.3.011 : 621.7.016.2 : 546.882'171.1

低炭素 Nb 添加冷延鋼板の深絞り性におよぼす Nb 炭窒化物の影響*

赤松泰輔**・高野重雄**・渡辺国男***・田海幹生**

Effect of Niobium Carbonitride on the Deep Drawability of Low Carbon Niobium Steel Sheets

Taisuke AKAMATSU, Shigeo TAKANO,
Kunio WATANABE, and Mikio TAUMI

Synopsis:

This report deals with the effect of Nb carbonitride precipitation on deep drawability of cold rolled-annealed sheets.

The maximum Lankford value was obtained when Nb/C was 8~12 for the vacuum melted steel sheet.

The solution and precipitation of Nb carbonitride were examined by chemical analysis; it was found that the carbonitride dissolved in austenite at 1200~1300°C in only a few minutes in the case of extremely low-C Nb-steel (C 0.006%, Nb 0.18%), but some part of it remained in the case of low-C Nb-steel (C 0.03%, Nb 0.32%).

Lankford values after cold rolling and annealing were examined for the both types of specimens. The extremely low-C Nb-steels were not affected by hot rolling conditions but low-C Nb-steel showed a lower Lankford value when soaking and finishing temperatures were high. This was attributed to the precipitation of fine carbonitride.

(Received March 18, 1974)

1. 緒 言

r 値の高い、優れた深絞り用冷延鋼板を製造する目的から、Al キルドおよび脱炭鋼板の研究が行なわれた後に、Ti, Nb, Ta などの炭窒化物生成元素を添加した冷延鋼板の研究が数多く行なわれている。

福田は Ti 添加極低 C 冷延鋼板の製造条件として、製鋼、造塊時に真空脱ガス法により C 量を 0.006% 程度に下げ、Al 脱酸し、Ti/C の値を 6 以上にすることを述べており¹⁾、福田ほかはなお一般的条件として析出物サイズについては、熱延板または焼鈍加熱過程で再結晶が始まる前に有効な極微細析出物ないしは析出前段階のクラスターを析出せしめることが必要で、Ti 添加冷延鋼板はこれに適合しているとしている²⁾。GOODENOW ほかは Ti 添加冷延鋼板について検討した結果、析出物は

熱延板と冷延焼鈍板において変化は認められなかつたとしている³⁾。また松岡ほかは Ti 添加冷延鋼板の製造にあたり、スラブ加熱温度により得られた冷延鋼板の面内異方性が変化すること、加熱温度が高いと析出物は細くなり、Ti 析出物の分析値は低くなること、また冷延後焼鈍により析出物が凝集すること、冷延前の微細析出物が適当な量と大きさを持つ場合に (111) 面の発達が最も有利となるものであろうとしている⁴⁾。寺崎ほかは Ti 添加冷延鋼板をリムド、Al キルド冷延鋼板と比較し、Ti 添加鋼では再結晶終了直後にすでに (111) 面が圧倒的に多いことを認め、また再結晶過程において (110) 面の抑制が行なわれるのは冷延前に析出している TiC の効果であらうとしている⁵⁾。秋末ほかは Nb 添加冷延鋼板の冷延、再結晶集合組織について述べ、冷延集合組織では微少な Nb の炭窒化物はある程度までの量は析出物の

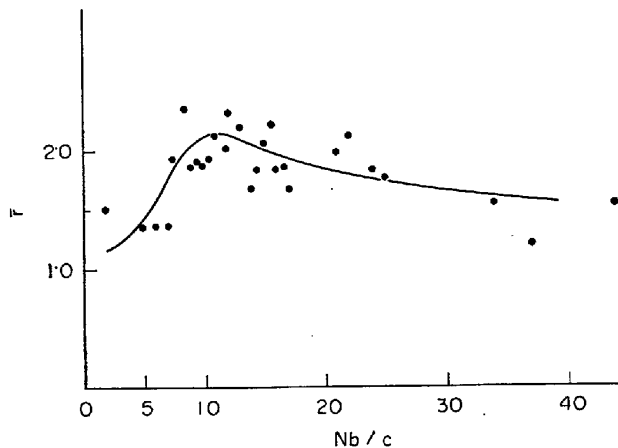
* 昭和 49 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 49 年 3 月 18 日受付

** 新日本製鉄(株)製品技術研究所 (Products R & D Laboratories, Nippon Steel Corp., Fuchinobe Sagami-hara 229)

*** 新日本製鉄(株)堺製鉄所 (Sakai Works, Nippon Steel Corp.)

Table 1. Chemical composition of specimens (wt%).

Specimen	C	Si	Mn	P	S	Nb	N	$\frac{\text{Nb}}{\text{C} + \text{N}}$
H 1	0.006	0.19	0.32	0.017	0.018	0.180	0.0062	14.7
H 2	0.008	0.19	0.28	0.015	0.014	0.072	0.0067	4.9
H 3	0.037	0.10	0.04	0.006	0.006	0.32	0.0017	8.2

Fig. 1. Relation between $\bar{r}$ value and Nb/C of cold rolled-annealed sheets (melted in vacuum, C $\sim$ 0.01%).

近くで多数のすべり系が同時に働くためにむしろ (111) 成分を増加させるものと考えている⁶⁾。小久保ほかは Ta 添加冷延鋼板の結果について述べ、鋼中の C, N を固着するために十分な量を添加し、熱延板の析出処理を十分に行なうことの重要性を述べ、微細な TaC は少量の方がよいと思われると述べている⁷⁾。著者らは Nb 炭窒化物が 1000°C 以上の高温でかなりの溶解度があり、加熱、熱延条件によつては熱延板内に析出した Nb 炭窒化物の分布、形状が異なり、これが冷延後焼鈍時の回復、再結晶に影響を与えることが考えられるので、まず Nb 炭窒化物の溶解、析出の挙動を確認し、これを基として熱延実験を行ない、冷延焼鈍板の特性を調査した。

2. Nb 炭窒化物の溶解・析出に関する実験

Nb 添加が冷延鋼板におよぼす影響のうち、 $\bar{r}$ 値におよぼす影響を Fig. 1 に示す。これは真空溶解による約 0.01% C の 5 kg 鋼塊を 1200°C 前後で鍛造により約 20 mm の厚さとし、1150°C の加熱後熱延により 3.2 mm の厚さとし、0.8 mm に冷延し、780°C・5 hr の焼鈍によつて得られたものである。これによると Nb/C の値が約 8~12 のところで $\bar{r}$ 値は最高に達している。この結果は化学当量的な成分で見ると、N は大体 0.001~0.002% 程度含んでいて、化学当量では Nb/C は約 7.7、

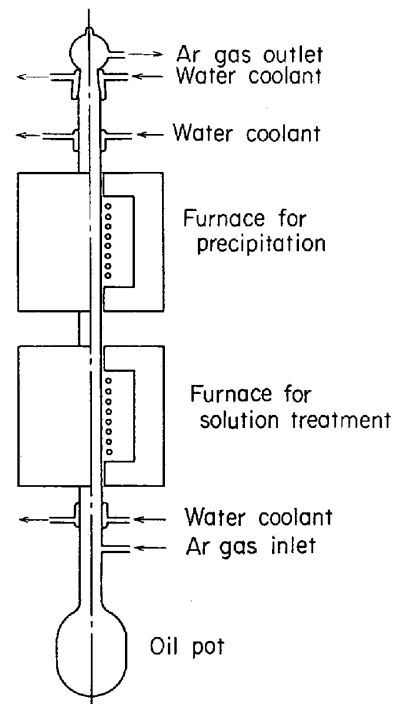


Fig. 2. Apparatus for solution treatment and precipitation.

Nb/N は約 6.6 であるので、当量よりいく分余剰の Nb を含むところで最高の $\bar{r}$ が得られている。

Nb 添加鋼での炭窒化物の析出については多くの報告があるが、それらはほとんど高張力鋼関係であり、本報告のように極低 C 領域でしかも多量の Nb を含む場合の研究報告は少ない。本章はこれら成分の鋼板中の Nb 炭窒化物の溶体化処理、あるいはその後各温度に焼き入れた場合における析出量を主として化学分析によつて調査した結果について述べる。

2.1 試料および実験方法

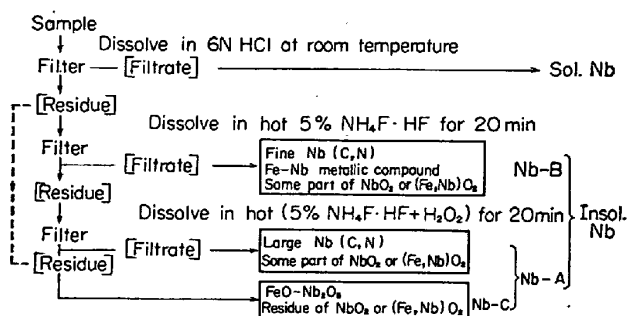
Table 1 に示す成分の大気溶解材の鋼塊を 1200°C 加熱、約 850°C 仕上げで 3.2 mm に熱延し、0.8 mm に冷延したものを使用した。

Fig. 2 に実験装置を示すが、15×100 mm の試料を 0.2 mm の W 線で作るしてそう入した。溶体化処理実験の時はあらかじめ所定温度に設定した 2 段炉の下側炉にそう入する。炉温はいつたん低下するが、また所定温

度に回復した時を処理開始時間とし、所定の処理時間経過後 W 線を切断し、最下部の真空ポンプ油を満たした油タンクに落下させた。なお析出処理実験の時は、下側炉で所定の温度、時間で溶体化処理後、析出処理用上側炉にそう入する前に、上部水冷ジャケット部で温度を急冷させ、所定温度に近くなるまで温度が低下するのを目視で確認して析出処理炉にそう入し、所定時間後に W 線を切断して油タンク中に落下させた。なお炉内には Ar ガスを常時通して試料の酸化を防いだ。

Nb 炭窒化物の状態分析については既報の方法によった⁹⁾。分析法の詳細は原報によるが、Table 2 にその概要と Nb-A, Nb-B, Nb-C の意味とその相互関係を示す。試料を 6 N HCl で室温溶解して、そのろ液部分の Nb を可溶性 Nb(sol. Nb)、残渣中の Nb を不溶性 Nb(insol. Nb)とする。その残渣部分を $\text{NH}_4\text{F}\cdot\text{HF}$ で分解処理した残渣部分の Nb を Nb-A、ろ液部分の Nb を

Table 2. Flow chart of chemical analysis of Nb precipitate.



Nb-B とする。また 6 N HCl で室温溶解した残渣(またはこれを $\text{NH}_4\text{F}\cdot\text{HF}$ で処理した残渣)を $\text{NH}_4\text{F}\cdot\text{HF} + \text{H}_2\text{O}_2$ で処理した残渣中の Nb を Nb-C とする。ただし本実験では $\text{NH}_4\text{F}\cdot\text{HF}$ で処理した残渣をさらに $\text{NH}_4\text{F}\cdot\text{HF} + \text{H}_2\text{O}_2$ で処理することを行なっていないので、Nb-A は図に示すように Nb-C に相当する部分を含んでいる。また Nb-C は 6 N HCl で室温溶解した残渣を直接に $\text{NH}_4\text{F}\cdot\text{HF} + \text{H}_2\text{O}_2$ で処理した残渣より別途定量したもので上述のように Nb-A の一部をなしている。

2.2 実験結果および考察

2.2.1 溶体化温度及び時間の予備実験

試料 H1, H2 を 1200~1300°C で 2 min~2 hr またはそれ以上の時間溶体化し油中に焼き入れた試料を前節の方法で分析した。Fig. 3 に試料 H1 の結果だけを示したが、ばらつきはあるが 1200~1300°C の温度では 2 min 以上処理した試料の可溶性 Nb、および不溶性 Nb の量はほぼ一定となつている。しかし Fig. 3 に示すように試料 H1 は 75% しか溶体化されず、試料 H2 は 55% しか溶体化されなかつた。この原因として溶体化しない Nb 酸化物の存在が考えられる。また 1300°C で各時間溶体化処理した試料の Nb の状態分析の結果を同図に示したが、溶体化しない Nb の内 Nb-C は意外に少なく Nb-B がほとんどを占めている。Nb を含む高張力鋼板関係の文献では、1200°C 以上の温度で Nb 炭窒化物はほとんど完全に固溶されるといふものと^{9)~13)}、1200~1300°C でも Nb, C, N の量によつては十分に溶体化されないという例が見られる¹⁴⁾¹⁵⁾。しかし現在の

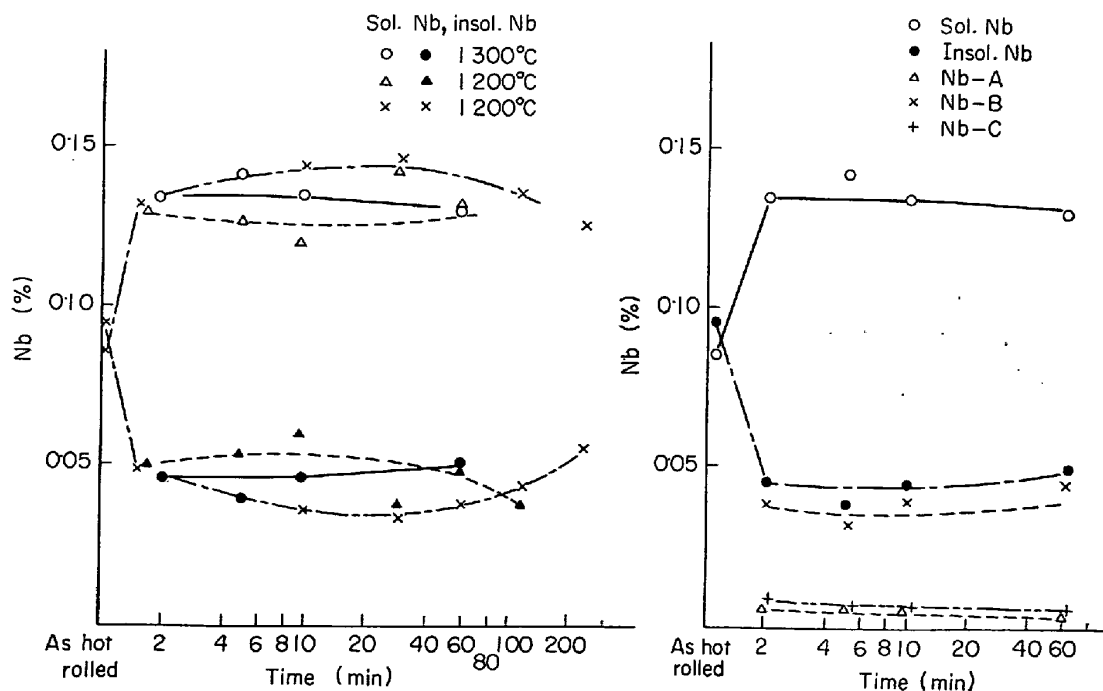
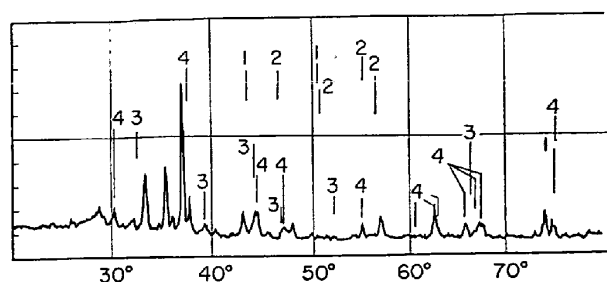


Fig. 3. Change of sol. and insol. Nb% with solution treatment time of specimen H1.



1 Nb(C, N), 2 Fe_2Nb , 3 $(\text{Fe}, \text{Nb})\text{O}_2$, 4 $\text{FeO} \cdot \text{Nb}_2\text{O}_5$

Fig. 4. X-ray reflection chart of residue of specimen H1+H2 dissolved in 6 N HCl (Specimens were solution treated at 1200 ~ 1300°C and quenched in oil).

場合は 2 min 以上の溶体化処理時間によつてほとんど変化しないので Nb の炭窒化物ではないと思われる。また金属間化合物はこの成分では認められていない。試料 H1, H2 はともに 現場大気溶解材であるので、真空脱ガス処理を行なつたとはいへかなりの酸素が鋼中に存在していると思われ、Al により脱酸しているが Nb の脱酸生成物が存在することは十分に考えられる。一般には Nb-B には微細な炭窒化物および Fe-Nb 金属間化合物の他に 酸化物として NbO_2 または $(\text{Fe}, \text{Nb})\text{O}_2$ としての Nb が含まれている。この場合の Nb-B は以上の推論により NbO_2 または $(\text{Fe}, \text{Nb})\text{O}_2$ としての Nb となる。以上の推論を確かめるために試料 H1, H2 を 1200 ~ 1300°C で溶体化処理後急冷した試料の 6 N HCl 室温溶解残渣について X 線回折を行なつた。X 線回折は $\text{Fe K}\alpha_1$ を使用した。

この場合残渣が僅かであつたので試料 H1 と H2 を混合した。その結果を Fig. 4 に示すが Nb 炭窒化物および Fe-Nb 金属間化合物はほとんど認められなかつた。Nb 酸化物はその生成する温度、酸素圧力などの条件によつて種々の酸化度の形態があり¹⁶⁾、実際の鋼中に生ずる酸化物の組成についても明らかでなく、この試料の酸化物の同定も確実に行なうことは難かしいが、ASTM のカード、その他¹⁷⁾によれば $(\text{Fe}, \text{Nb})\text{O}_2$, $\text{FeO} \cdot \text{Nb}_2\text{O}_5$ などの酸化物を含んでいると推定される。

Table 2 のように不溶性 Nb は Nb-A と Nb-B を含むものであるので、Fig. 3 で 2 min 以上の保持時間でほとんど一定値を示す Nb-A, B はいずれも金属間化合物、あるいは Nb 炭窒化物をほとんど含まないか、または極めて微量であるので、Table 2 の分析系統図により Nb-A はほとんど Nb-C に等しくなるはずであり、Fig. 3 の結果と一致する。さらに Nb-C は少量であるので、試料中の Nb の酸化物は $(\text{Fe}, \text{Nb})\text{O}_2$ 型の酸化物が大部分であろう。

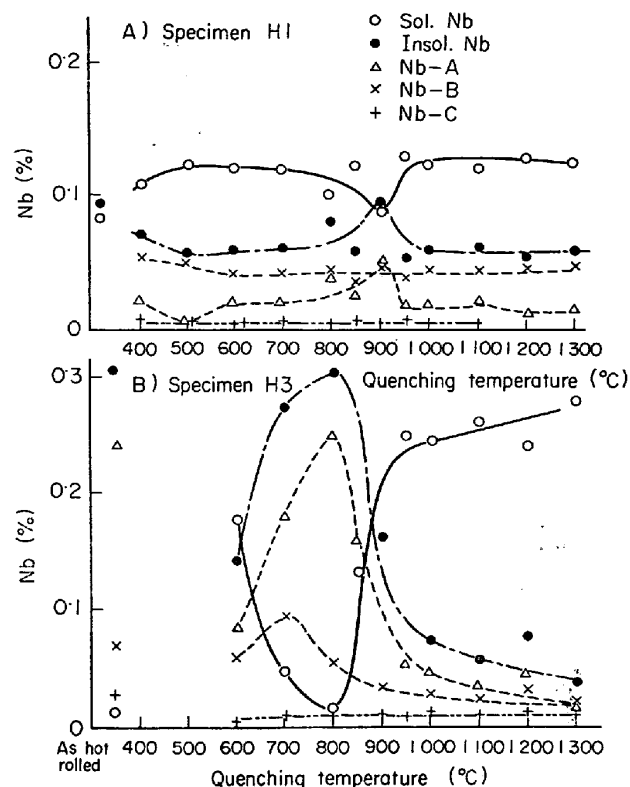


Fig. 5. Relation between Nb% and quenching temperature (Specimens were solution treated at 1300°C for 30 min and quenched at various temperatures).

一般に溶体化に要する時間は Nb, C, N などの含有量と析出状態によつて異なることが予想されるので、以下の析出実験においては初めの溶体化処理条件を 1300°C, 30 min とした。

2.2.2 溶体化処理後の析出温度と析出量

試料 H1, H3 を Fig. 2 の装置により下側炉で 1300°C, 30 min 保持した後、上側炉で所定の温度に 30 min 保持した後油焼き入れし、Nb の状態分析を行なつて析出量の変化を調査した結果を Fig. 5 に示す。いずれの試料においても 800 ~ 900°C に不溶性 Nb の量のピークがあり、試料 H1 には Nb-A のピークだけであるが、試料 H3 には Nb-A, Nb-B のピークがあり、Nb-B の方が温度の低い方にピークがずれている。このことは分析上 Nb-A はサイズの大きな炭窒化物で、Nb-B は微細な炭窒化物であり、両者の主として析出する温度範囲から、ピークの位置に差を生ずるものであろう。

すなわち Nb-A は高温 α 領域以上の温度 (α - γ 変態域又は変態点直下の α 域) で析出したものが多く、Nb-B は比較的低温の α 領域で析出したもの、あるいは高温で析出して凝集しきれなかつたものを含むと考えられるが、Nb, C の少ない試料 H1 で Nb-B のピーク

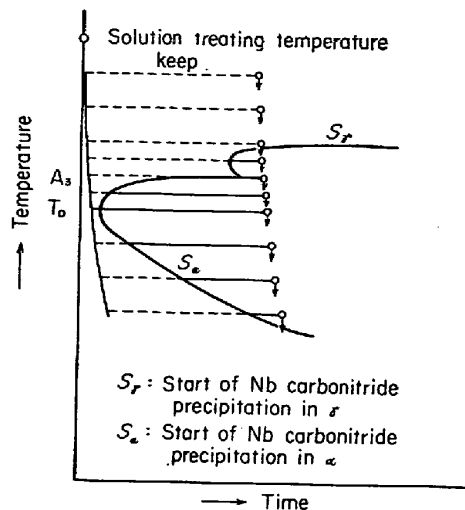


Fig. 6. Temperature and time diagram of Nb carbonitride precipitation.

が生じない理由は明らかでない。

Fig. 3 で試料 H1 においては 1000°C 以上ではほぼ一定値の Nb-A あるいは Nb-B が存在しているが、これらの部分は前節の実験と同様に酸化物であると推定され、この一定値との差が炭窒化物として溶解、析出する部分である。試料 H3 で 1300°C の Nb-A が 1200°C 以下のそれよりもかなり少なく、 1200°C 以下ではまだ一定値に達していないだけでなく Nb-C との差が大きい。この試料は試料 H1 に比して C, Nb 量が多いため 1200°C でもすでに析出しているものと思われる。また、 1300°C では Nb-A と Nb-C との差は非常に少なくなっているため、Nb 炭窒化物はほとんど溶解しているものと考えられる。

つぎに α または $\alpha\text{-}\gamma$ 域において析出量にピークを生ずる可能性については、この実験における析出処理方法と低炭素低合金鋼の一般的な恒温析出曲線を組み合わせ、Fig. 6 のようなモデルを考えれば一応の説明はできる。すなわちこの図で T_0 の温度で析出量は最大となり、この温度より低くても高くても析出量は減少する。しかしこのような恒温析出挙動（析出曲線）は試料の組成によって異なり、析出処理時間とこの曲線の形および時間軸上の位置との関係によって析出ピークの位置（温度）および高さ（析出量）が変化するものと思われる。また不溶性 Nb に含まれている Nb-A のピークは、 γ 中および低温での析出量が少ないうえに、低温では析出物は大きなサイズに凝集しえないためにその中間にピークを生じ、一方 Nb-B は析出物サイズの小さいものであるため、凝集しきれなかったものが Fig. 5 の挙動を示したものであろう。ただし熱間加工は Nb の析出を

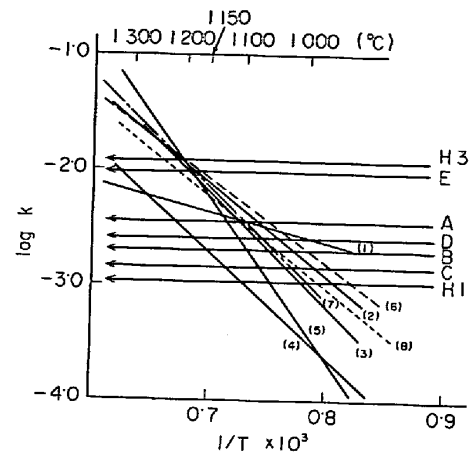


Fig. 7. Solubility products of Nb carbide in austenite and $\log[\text{Nb}\%][\text{C}\%]$ of specimens.

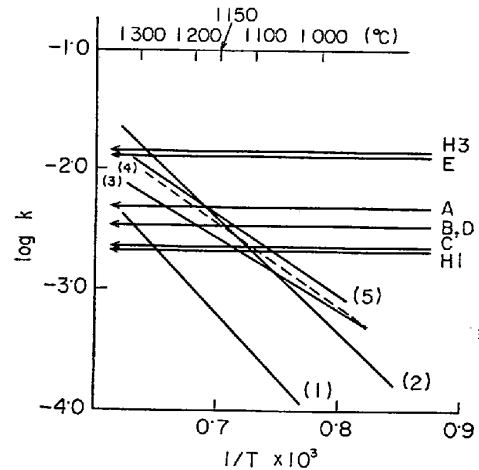


Fig. 8. Solubility products of Nb carbonitride in austenite and $\log[\text{Nb}\%][(\text{C}+\text{N})\%]$ of specimens.

促進し、ピークの形および位置は変化するものと思われる。

Nb 炭化物および炭窒化物のオーステナイトへの溶解度積については高張力鋼板関係は文献に多く発表されているが、その代表的なものは年代順に Table 3, Table 4 に示され、Fig. 7, Fig. 8 のように図示される。いま試料 H1, H3 の $\log[\text{Nb}\%][\text{C}\%]$ および $\log[\text{Nb}\%][(\text{C}+\text{N})\%]$ はそれぞれ試料 H1 で -2.97 , -2.66 , 試料 H3 で -1.93 , -1.85 であるので、図に記入して比較してあるが、今までの試料 H1 の Nb 炭窒化物は約 1000°C で溶解し、試料 H3 のそれは約 1300°C で溶解する。両者は必ずしも高張力鋼板成分の式と一致しないが、現在対象としている Nb 添加冷延鋼板に対してあてはめた場合、傾向の判断として役立つであろう。なお Fig. 7~Fig. 8 中の試料 A~E については次章で述べ

Table 3. Solubility products of Nb carbide in austenite.

1) F. De KAZINCZY, et al.:	$\log [\text{Nb}][\text{C}] = -2500/T - 0.63^{18)}$
2) NARITA, et al.:	$\log [\text{Nb}][\text{C}] = -7900/T + 3.42^{19)}$
3) P. MANDRY, et al.:	$\log [\text{Nb}][\text{C}]^{0.87} = -9600/T + 4.54^{20)}$
4) R. P. SMITH:	$\log [\text{Nb}][\text{C}] = -9100/T + 3.72^{21)}$
5) IMAI, et al.:	$\log [\text{Nb}][\text{C}] = -14000/T + 7.58^{22)}$
6) L. MEYER:	$\log [\text{Nb}][\text{C}] = -7290/T + 3.04^{10)}$
7) T. H. JOHANSEN, et al.:	$\log [\text{Nb}][\text{C}] = -9290/T + 4.37^{23)}$
8) MORI, et al.:	$\log [\text{Nb}][\text{C}]^{0.87} = -7700/T + 3.18^{15)}$

Table 4. Solubility products of Nb carbonitride in austenite.

1) MORI, et al.:	$\log [\text{Nb}][\text{N}]^{0.65}[\text{C}]^{0.24} = -10400/T + 4.09^{24)}$
2) P. MANDRY, et al.:	$\log [\text{Nb}][\text{C}]^{0.83}[\text{N}]^{0.14} = -9800/T + 4.46^{20)}$
3) L. MEYER:	$\log [\text{Nb}][\text{C} + \text{N}] = -5860/T + 1.54^{10)}$
4) K. J. IRVINE, et al.:	$\log [\text{Nb}][\text{C} + 12/14 \times \text{N}] = -6770/T + 2.26^{25)}$
5) OGINO, et al.:	$\log [\text{Nb}][\text{C} + 12/14 \times \text{N}] = -6700/T + 2.32^{26)}$

Table 5. Chemical composition of specimens for hot rolling experiment (wt %).

Specimen	C	Si	Mn	P	S	Cu	Nb	Sol. Al	N	O	Nb C+N	$\log [\text{Nb}\%][\text{C}\%]$	$\log [\text{Nb}\%] \times[(\text{C} + \text{N})\%]$
A	0.020	0.20	0.36	0.003	0.006	0.10	0.17	<0.003	0.0087	0.0098	5.9	-2.47	-2.32
B	0.011	0.15	0.38	0.008	0.006	0.10	0.19	<0.003	0.0071	0.0106	11.1	-2.68	-2.46
C	0.0090	0.19	0.28	0.017	0.018	0.09	0.16	<0.006	0.0050	0.0267	11.4	-2.84	-2.65
D	0.0096	0.19	0.28	0.018	0.018	0.08	0.25	0.006	0.0056	0.0373	16.4	-2.62	-2.47
E	0.030	0.22	0.28	0.015	0.013	0.10	0.32	0.041	0.0090	0.0113	8.2	-2.02	-1.90

Table 6. Schedule of hot rolling experiment.

Forging	Soaking~1 200°C , Slab size 20×130×120 mm				
Hot rolling	Soaking	Passes	Finishing temperature	Thickness	Heat treatment
	1 300°C × 1 hr	2	900°C	3·0 mm	750°C × 30 min 550°C × 30 min Slowly cooled
		3	850°C		
	1 150°C × 30 min	2	850°C		
		3	800°C		
Pickling					
Cold rolling	3·0→0·8 mm				
Annealing	780°C × 5 hr (Heating rate 500°C/hr, Cooling rate furnace cooled.)				

る。

3. 熱延実験

3.1 試料および実験方法

以上の実験の結果、加熱温度により Nb 炭窒化物の溶

解析出挙動に違いがあることが明らかとなったので、各種成分の鋼塊よりスラブを鍛造によつて製造し、各種の熱延条件で熱延し、冷延焼鈍してその特性を調査した。供試材の化学成分を Table 5 に、熱延実験方法を Table 6 に示す。また先の Fig. 7, Fig. 8 に試料 H1, H2 の

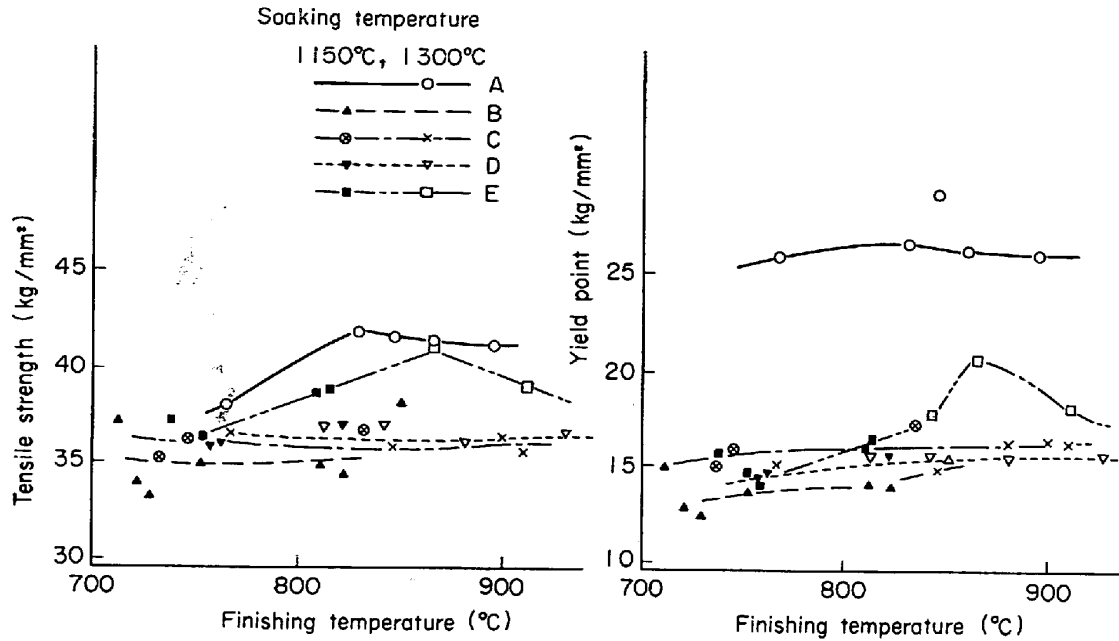


Fig. 9. Relations between tensile strength, yield point of cold rolled-annealed sheets and finishing temperature.

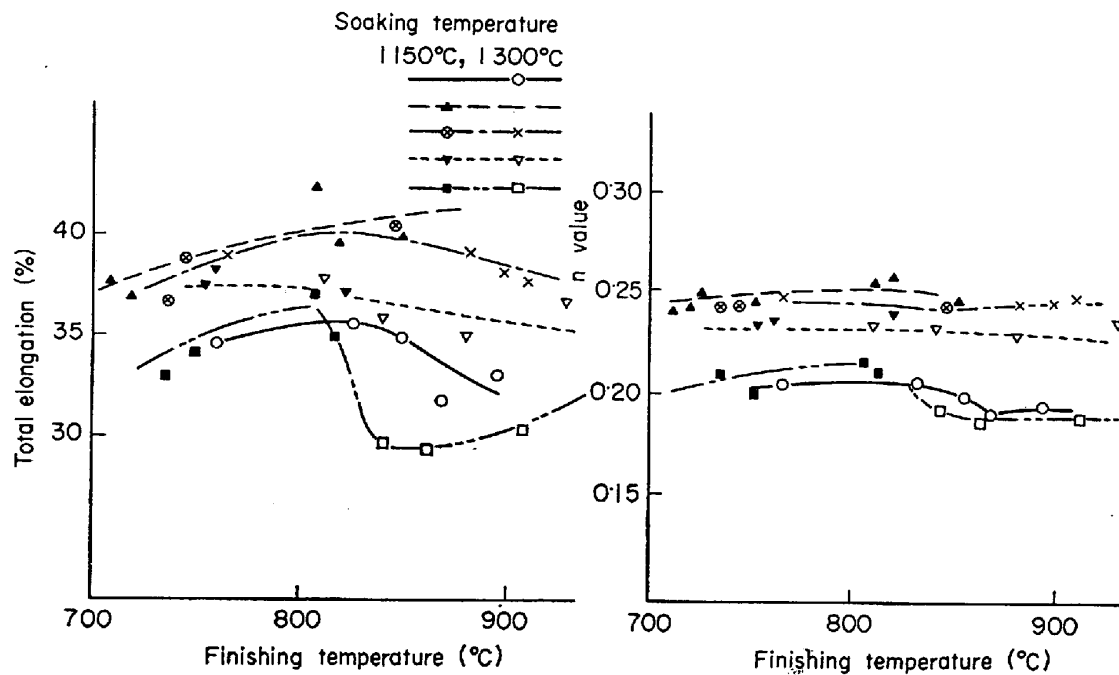


Fig. 10. Relations between total elongation, n value of cold rolled-annealed sheets and finishing temperature.

$\log [\text{Nb} \%][\text{C} \%]$, $\log [\text{Nb} \%][\text{C} + \text{N} \%]$ の値とならべて試料 A～E の値が記入されている。これらのデータより試料 C は他の試料 A, B, D とともに 1150°C の加熱によりその Nb 炭窒化物はすべて溶解し、試料 E は 1300°C の加熱でやつとその Nb 炭窒化物は溶解するはずである。試料 A は $\text{Nb}/(\text{C} + \text{N})$ が当量より低い。

また各試料は Table 6 の実験方法によつて熱延し、熱延終了後、巻取相当温度の $750, 550^{\circ}\text{C}$ で 30 min 保

持した熱処理を行なつた。

3.2 実験結果

熱延板については Nb 炭窒化物の状態分析、顕微鏡組織、ロックウェル表面硬度その他を、冷延焼鈍板については Nb 炭窒化物の状態分析、顕微鏡組織、引張り試験、コニカルカップテスト、エリクセンテスト、ロックウェル表面硬度、X 線反射面強度の測定などを行なつた。

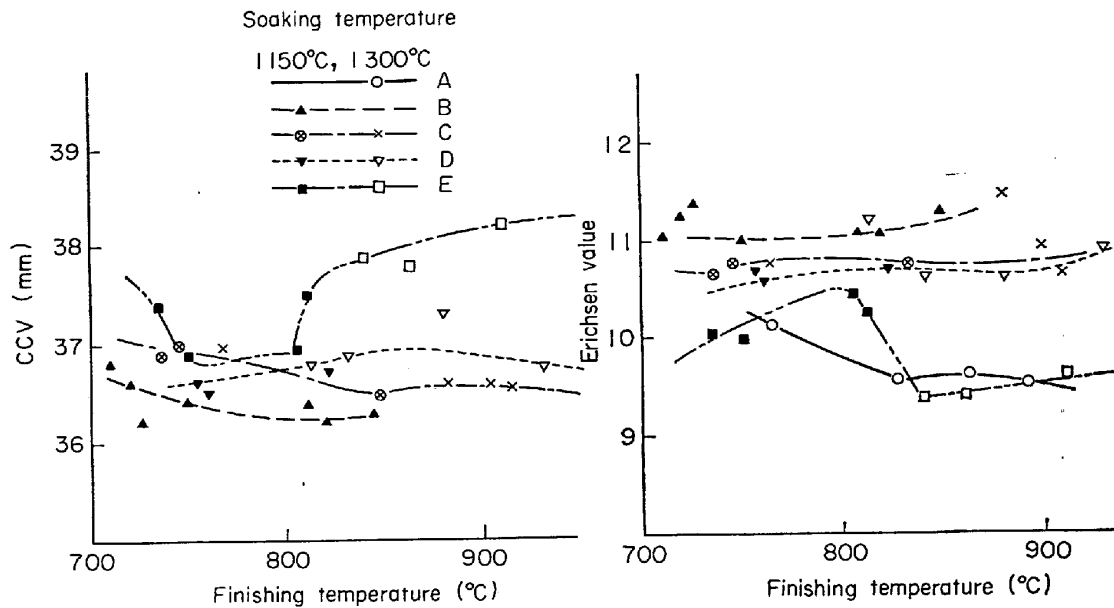


Fig. 11. Relations between CCV, Erichsen value of cold rolled-annealed sheets and finishing temperature.

実験にあたり、熱延仕上温度はかなりばらついた。なお熱延後の巻取相当熱処理を変えたが、冷延焼鈍板にはその影響は見られなかつたので、以下それについては触れない。

Fig. 9 に熱延仕上温度と冷延焼鈍板の引張り強さおよび降伏点の関係を示す。試料 A は Nb/(C+N) が当量より低いために Nb の効果はかえって硬化作用を示している。試料 B, C, D は成分が若干異なるにもかかわらず、引張り強さは約 36 kg/mm²、降伏点は約 15 kg/mm² でみな安定した値を示している。特異な現象を示すのは試料 E であつて仕上温度が 800°C を少し超えたあたりより引張り強さ、降伏点が上昇し 850°C あたりで最高に達している。

この結果は Fig. 10 の全伸び率、n 値の結果と同様な傾向であるが、現象として [Nb %][(C+N) %] が少ない方が全伸び率、n 値は高い傾向を示している。Fig. 11 に CCV, エリクセン値の結果を示したが、これも同様な傾向を示している。試料 A はコニカルカップテストでしわを発生した。試料 E はいまままでの結果と同様な傾向を示すが、エリクセン値は仕上温度が約 850°C のところが試料 A の値とほとんど同じになっている。Fig. 12 に熱延仕上温度と r 値の関係を示したが、傾向として仕上温度が高いと $r_c > r_{45} > r_L$ となつているものが仕上温度が低下してくると $r_{45} > r_c > r_L$ となつている。ここに r_L, r_{45}, r_c はそれぞれ圧延方向, 45° 方向, 直角方向の r 値を示している、 $\bar{r}$ 値として注目すべき現象はやはり試料 E の結果で仕上温度が 800°C を少しこえた

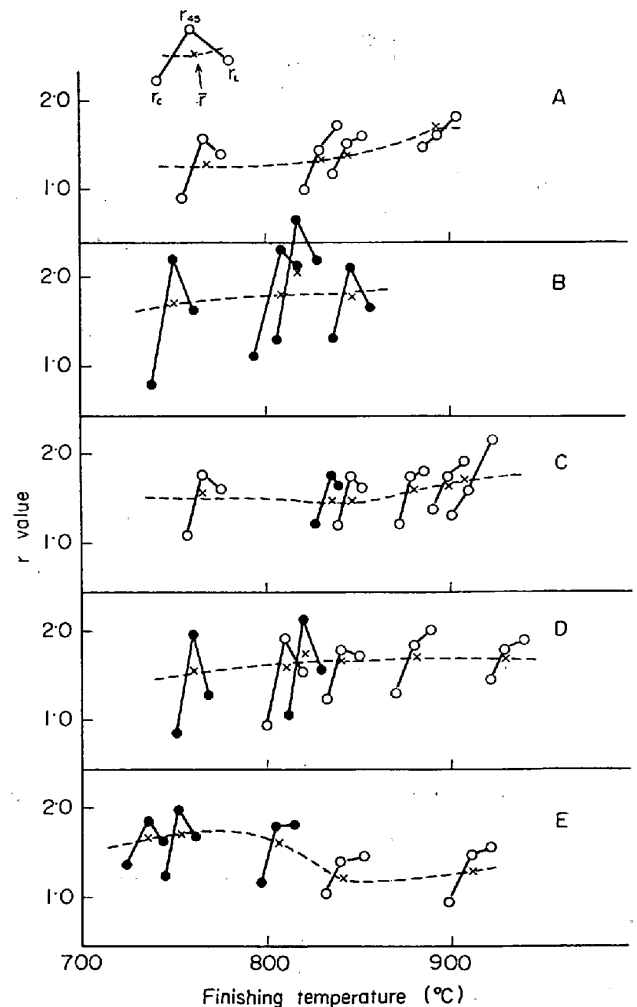


Fig. 12. Relations between r value of cold rolled-annealed sheet and finishing temperature. (—●—, 1500°C soaked, —○— 1300°C soaked)

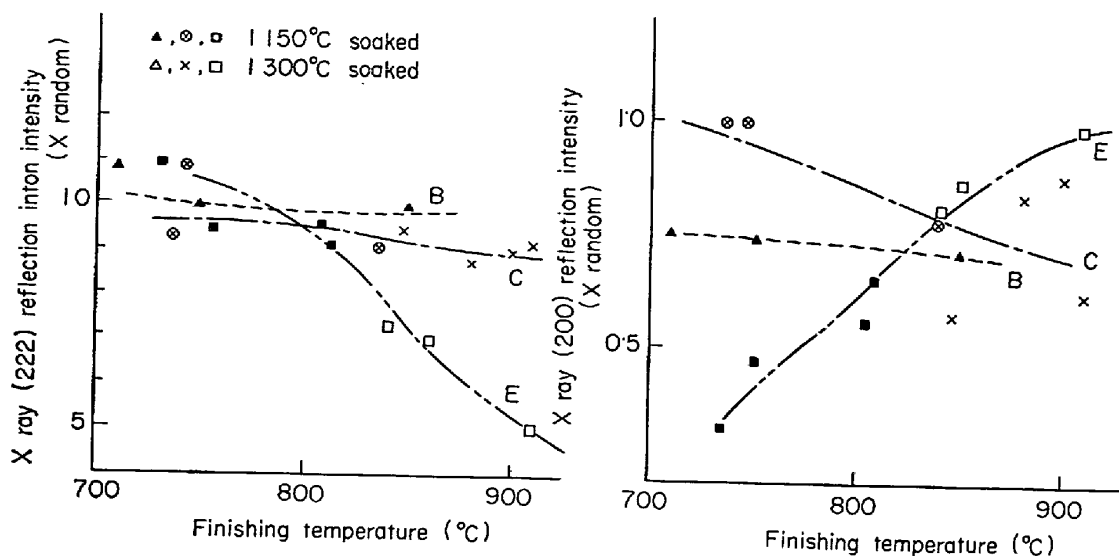
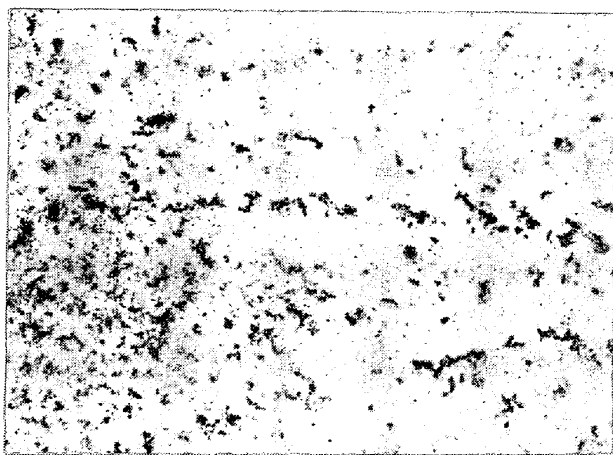
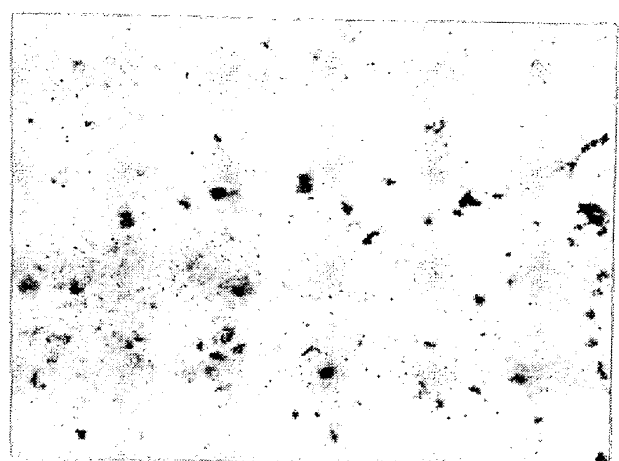


Fig. 13. Relations between X ray reflection intensities of cold rolled-annealed sheets and finishing temperature.



(a)



(b)

1 a: Soaked at 1300°C and hot rolled (finishing temperature 900°C)
1 b: Soaked at 1150°C and hot rolled (finishing temperature 800°C)
(Carbon replica, $\times 40000$)

Photo. 1. Electron microscopic photograph of specimen E.

ところで $\bar{r}$ 値が低下していることである。なお試料 B は熱延仕上温度として 840°C 以下より行なっていないが、それ以上の温度では $r_C > r_{45} > r_L$ になるものと考えられる。

Fig. 13 に熱延仕上温度と X 線反射面強度との関係を示したが以上の $\bar{r}$ 値の傾向を裏づけるものである。

以上の結果より、熱延仕上温度が冷延焼鈍板の $\bar{r}$ 値におよぼす影響として Nb(C+N) が当量より少ない。試料 A は仕上温度が高くなる程 $\bar{r}$ 値は向上する傾向を、Nb(C+N) が当量もしくはそれ以上の試料のうち、[Nb %][C+N %] のあまり多くない試料 B, C, D は $\bar{r}$ 値の面内異方性は変わってくるが、熱延温度によつて $\bar{r}$ 値はあまり影響を受けない。[Nb %][C+N %] の多い試料

E は 800°C を少し超えると $\bar{r}$ 値が低下する傾向を示し、他の機械的性質も大体似た傾向を示すことが示された。

3.3 Nb 炭窒化物の状態分析結果による実験結果の考察

Fig. 14 は各試料の熱延仕上温度と熱延板、冷延焼鈍板の状態分析結果との関係を示す。熱延板の結果でとくに注目されるのは試料の Nb-B が 800°C を少し超えたところで急増していることである。この Nb-B は冷延焼鈍板では非常に減少しており、他の試料も例外ではない。このことは Nb-B (微細な Nb 炭窒化物) が再結晶時に凝集し、再結晶にあたって深絞り性に有利な (222) 面の発達を阻害し (200) 面の発達を助長する作用を行なうことを Fig. 15 の X 線反射面強度と熱延板中の Nb-B

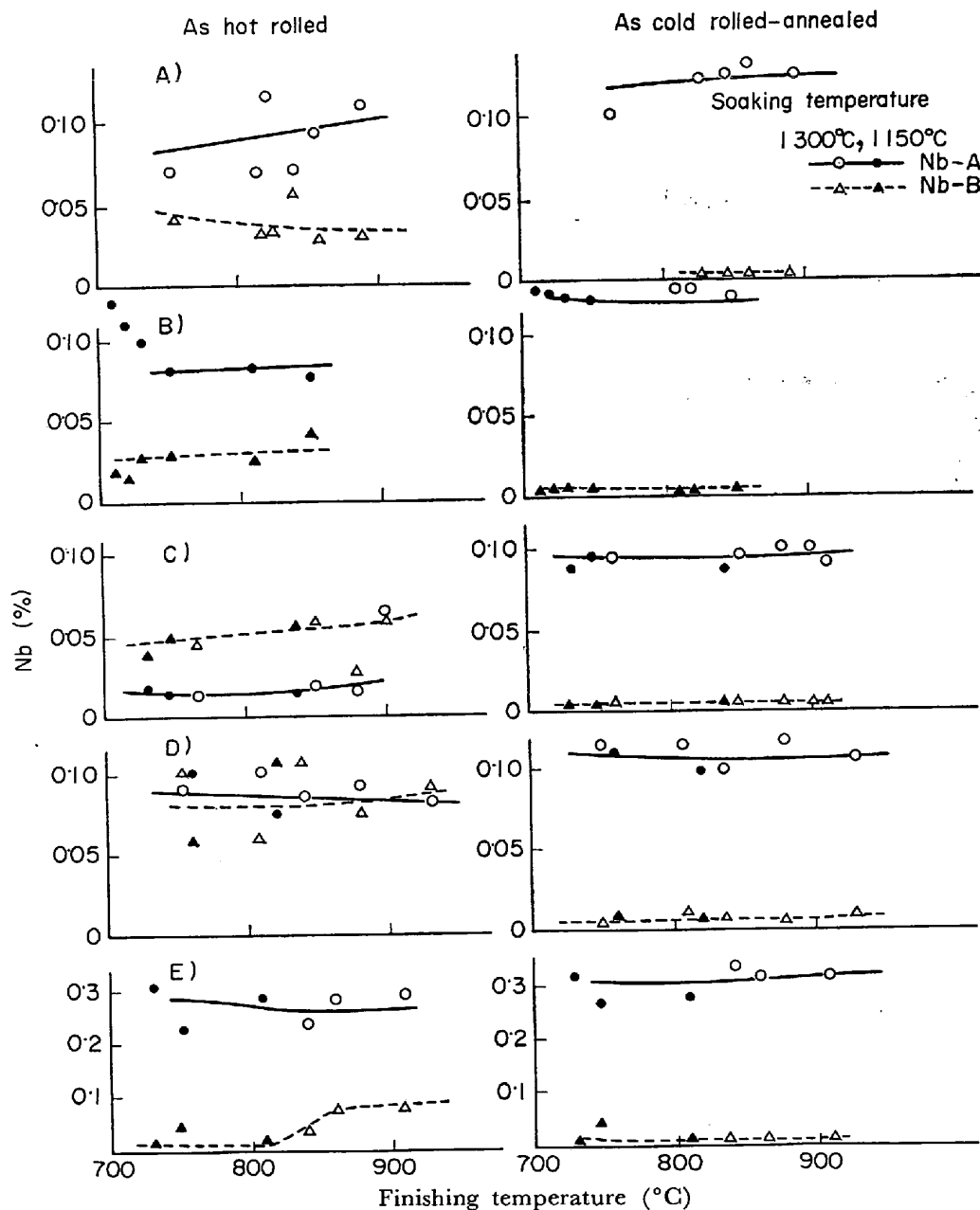


Fig. 14. Relations between Nb carbonitride of hot rolled, cold rolled-annealed sheets and finishing temperature.

との関係が示している。このことを試料 E について考察してみると、1300°C 加熱によつて試料中の Nb 炭窒化物はほとんど溶解していたと考えられ、1150°C 加熱では Nb 炭窒化物はかなり未溶解で残存していたと考えられる。またこのことは Fig. 5 の実験結果および Fig. 6, Fig. 7 の文献によるデータを見ても十分に推定されるものであり、冷却にあつて 1300°C 加熱の場合は析出量が多くしかも既存の析出の核が少ないために一挙に細く析出したためであり、1150°C 加熱の場合は既存の析出核が多くしかも析出量が少ないために Nb-B の量が少ない結果となつたものと考えられる。この推論は

Photo. 1 に示すこれら熱延板の電顕写真を見れば理解できると思われる。以上の事実は Nb-B は冷延板の焼鈍にあたり、ランダムは再結晶粒の生成を助長するために (222) 面強度が低下し、(200) 面強度が上昇するという Fig. 15 の結果を裏書できると思われる。

最後に冷延焼鈍板の $\bar{r}$ 値と冷延焼鈍板の平均粒子径との関係を Fig. 16 に示したが、これより成分的な C, Nb, Nb/(C+N) の問題や熱延条件以外にこれらの組み合わせ作用としての平均粒子径の作用が見出されるもので、この場合 500 Å 以上の径となると機械的性質への影響は少なくなることが示される。なお試料 A について

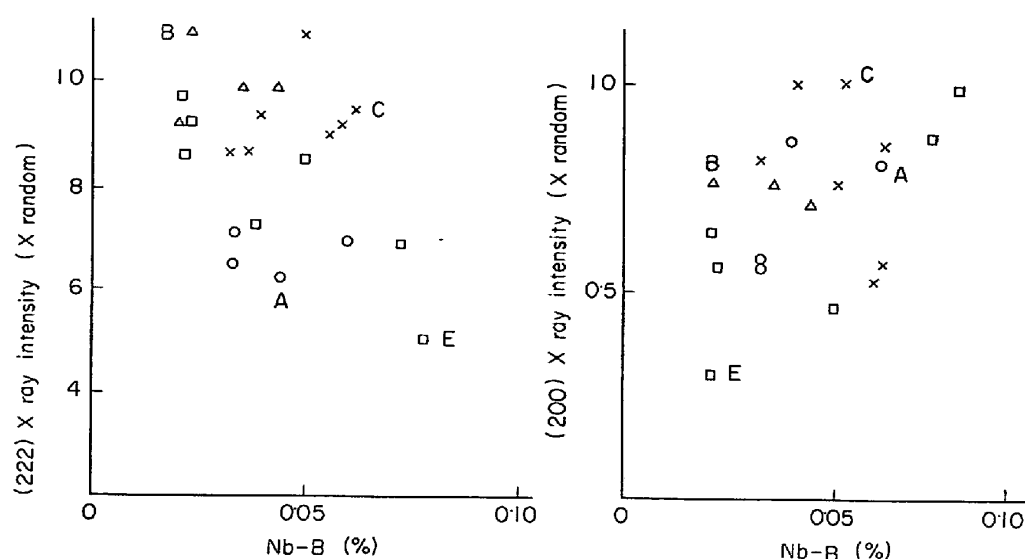


Fig. 15. Relation between X ray intensities of cold rolled-annealed sheets and Nb-B(%) in hot rolled sheets.

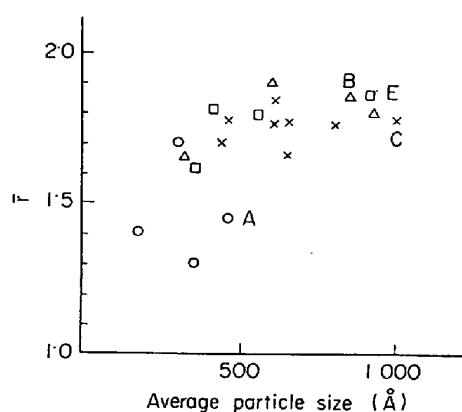


Fig. 16. Relation between $\bar{r}$ and average particle size of cold rolled-annealed sheets.

は $\bar{r}$ 値が低く得られているが、Nb/C が当量以下であり、Nb 炭窒化物の粒子径だけでは説明できない。C や N の固溶効果を含んでいるためと思われる。

4. 結 言

(A) 真空溶解した Nb 添加冷延鋼板 (C $\sim$ 0.01%, 冷間圧下率 75%, 焼鈍 780°C $\cdot$ 5 hr 均熱) を Nb/C を種々変えて実験した結果、Nb-C が 8 $\sim$ 12 で $\bar{r}$ 値の最高値を示すことが認められた。これは真空溶解材の N 量を考慮すれば、ほぼ当量をいく分超えた値である。

(B) Nb 添加冷延鋼板の炭窒化物の挙動については、極低 C-Nb 鋼 (C 0.006%, Nb 0.18%) は Nb 炭窒化物は約 1000°C で溶解し、低 C-Nb 鋼 (C 0.037%, Nb 0.32%) は C, Nb 量が多いために Nb 炭窒化物は約 1300°C で溶解する。

(C) 以上のことから C, Nb の組み合わせ試料で熱延実験の条件を変えて調査した結果つぎのことが明らかになった。

(1) Nb 炭窒化物が 1150°C の加熱ですべて溶解するような成分のものは、 $\bar{r}$ 値その他の機械的性質は加熱温度、熱延仕上温度によつてあまり変化はない。

(2) Nb 炭窒化物が 1300°C の加熱でやつと溶解するような成分のものは、熱延仕上温度が 800°C を少し超えたあたりで、 $\bar{r}$ 値その他の機械的性質がかなり低下することが認められた。

(3) 熱延仕上温度によつて面内異方性が変化し、高温仕上の場合には $r_C > r_{45} > r_L$ となり、低温仕上では $r_{45} > r_C > r_L$ となる。

文 献

- 1) 福田: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 238
- 2) 福田ほか: 塑性と加工, 13 (1972), p. 841
- 3) R. H. GOODENOW, et al.: Met. Trans., 1(1970), p. 250
- 4) 松岡ほか: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 1134
- 5) 寺島ほか: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1674
- 6) 秋末ほか: 日本金属学会誌, 36 (1972), p. 1124
- 7) 小久保ほか: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 469
- 8) 川村ほか: 日本金属学会誌, 35 (1971), p. 891
- 9) P. MANDRY, et al.: Mem. Sci. Rev. Met., 64 (1967), p. 1009
- 10) L. MEYER: Z. Metallk., 58 (1967), p. 334
- 11) L. MEYER: Z. Metallk., 58 (1967), p. 396
- 12) L. MEYER: Stahl u. Eisen, 88 (1968), p. 309
- 13) 鈴木ほか: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 2127
- 14) 盛ほか: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 911
- 15) 盛ほか: 鉄と鋼, 54 (1968), p. 763

-
- | | |
|---|--|
| 16) 寺尾: 日本金属学会々報, 8 (1969), p. 509 | 21) R. P. SMITH: Trans. AIME, 236 (1966), p. 220 |
| 17) 成田: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 1098 | 22) 今井ほか: 鉄と鋼, 53 (1967), p. 883 |
| 18) F. De. KAZINCZY, et al.: Jernkont., 147(6963),
p. 408 | 23) T. H. JOHANSEN, et al.: Trans. AIME, 239
(1967), p. 239 |
| 19) 成田ほか: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 788 | 24) 盛ほか: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 2031 |
| 20) P. MANDRY, et al.: Compt. Rend., 263(1966),
Série C, p. 1119 | 25) K. J. IRVINE, et al.: JISI, 205 (1967), p. 161 |
| | 26) 荻野ほか: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 533 |
-