

© 1986 ISIJ

# C-Mn-Nb 系熱延鋼板の機械的性質に 及ぼす連铸直接圧延条件の影響

論文

橋本嘉雄\*

## Effects of the Conditions of Direct Hot Rolling after Continuous Casting upon the Mechanical Properties of Hot Rolled C-Mn-Nb Steel Sheets

Yoskio HASHIMOTO

## Synopsis:

A study has been made of the effects of the conditions of direct hot rolling after continuous casting on the mechanical properties of hot rolled C-Mn-Nb steel sheets.

The following results are obtained.

- (1) Austenite ( $\gamma$ ) grain size after casting is very large compared with that after reheating at 1 250°C for 1 h. Ferrite grain sizes after hot rolling are almost equal in both processes. This is probably because  $\gamma$  grain boundaries before hot rolling do not contribute to the ferrite refinement because of their very low densities.
- (2) Tensile test results of steel sheets produced by both processes are almost the same if niobium is almost completely soluted before hot rolling.
- (3) In case, total hot rolling reduction after casting is higher than 40%, total elongation becomes very large.
- (4) Under the experimental condition of total hot-rolling reduction being 88%, the strengthening effect of niobium is saturated when niobium content is more than about 0.035%.
- (5) The effects of the cooling rate in solidification (about 18 and 235°C/min at 1 500–1 300°C) and the heat history difference in the slab width on tensile properties are small in this direct hot rolling simulation test.

### 1. 緒 言

近年連铸直接圧延工程 (DR) は鋼材の省エネルギー製造法として重要になっている。新日本製鉄(株)堺製鉄所では 1981 年 1 月からこの方法による生産を開始し、連铸と熱延ミル間の加熱エネルギーを著しく低下させた<sup>1)</sup>。また、連铸のスラブ厚を薄くし、熱延工程の圧延負荷を少なくする方法も検討されており、この方面でも DR が検討されている<sup>2)</sup>。著者はこの DR の特徴を鋼材の機械的性質の面から検討している。すでに Ti 添加鋼で DR は再加熱圧延工程 (RH) に比し、強度 (YP, TS) が約 4~5 kgf/mm<sup>2</sup> 高くなることを見出されている<sup>3)</sup>。オーステナイト ( $\gamma$ ) ↔ フェライト ( $\alpha$ ) 変態が存在する亜共析鋼では铸造後生じた  $\gamma$  粒の大きさ・形状、析出物の固溶状態が再加熱によつて変化する<sup>4)~6)</sup>。本報告はこの点に着目し、Nb 鋼について DR と RH の差違を  $\gamma$  粒、Nb の固溶・析出との関係から検討した。すなわち、これらの工程における Nb の析出強化作用

の比較、スラブ幅内熱履歴差、凝固時冷却速度、熱延圧下率が熱延鋼板の機械的性質に及ぼす影響を検討した。

### 2. 実験方法

供試鋼は 300 kg 高周波大気溶解炉で溶製後タンディッシュを用いて 4 個の徐冷铸型または急冷铸型に分注し、厚み 40 (0.012%Nb 鋼のみ 60) mm の铸片を製

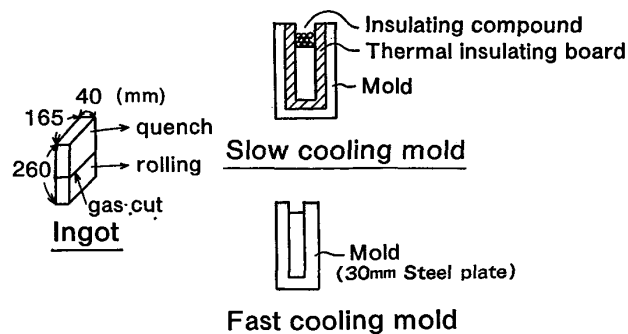


Fig. 1. Mold and ingot.

昭和 59 年 10 月・60 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 61 年 1 月 13 日受付 (Received Jan. 13, 1986)

\* 新日本製鉄(株)薄板研究センター東田分室 (Sheet & Coil Research Lab. stationed at Higashida, Nippon Steel Corp., 1-1-1 Edamitsu Yahatahigashi-ku Kitakyushu 805)

Table 1. Chemical compositions of testing steels (Check analysis, wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Soluble Al	Insoluble Al	N	O	Nb	REM
0%Nb (base)	0.10	0.02	0.43	0.004	0.007	0.049	0.011	0.0066	0.0114	—	0.017
0.009%Nb	0.10	0.02	0.37	0.005	0.007	0.009	0.005	0.0059	0.0169	0.009	0.009
0.012%Nb	0.10	0.02	0.38	0.003	0.003	0.005	0.016	0.0077	0.0181	0.012	0.005
0.024%Nb	0.09	0.02	0.40	0.004	0.006	0.046	0.011	0.0063	0.0118	0.024	0.015
0.027%Nb	0.10	0.02	0.47	0.008	0.008	0.050	0.012	0.0059	0.0125	0.027	0.009
0.035%Nb	0.11	0.02	0.45	0.007	0.007	0.071	0.012	0.0066	0.0100	0.035	0.010
0.039%Nb	0.10	0.02	0.42	0.006	0.006	0.032	0.014	0.0057	0.0131	0.039	0.011
0.045%Nb	0.09	0.02	0.45	0.004	0.006	0.026	0.014	0.0055	0.0134	0.045	0.005
0.028%Nb	0.10	0.01	0.36	0.001	0.001	0.043		0.0094	0.0085	0.028	0.001

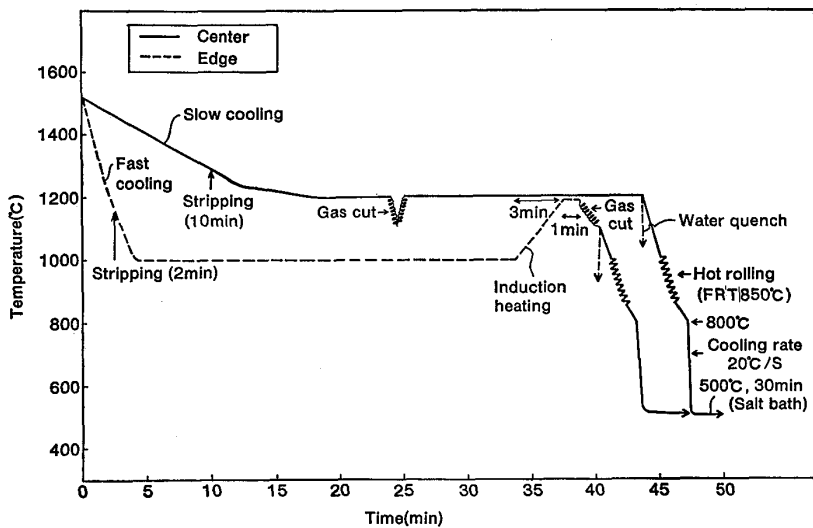


Fig. 2. Time-temperature diagram of direct rolling after continuous casting in laboratory experiments.

Table 2. Processing conditions of direct rolling and reheating after continuous casting in laboratory experiments.

Process	Simulated position in width	Cooling rate in mold (1500-1300°C)	Stripping time*	Heating	Hot rolling time*	Heat treatment after rolling**
Direct rolling	Center	about 18°C/min	10min	Kept at 1200°C in the furnace	40~50min	500°C, 30min
	Edge	about 235°C/min	2min	Fast heating from 1000°C to 1200°C	40min	500°C, 30min
Reheating	Center	about 18°C/min	60min	Reheating at 1250°C, 1h	—	500°C, 30min

\*Time after casting \*\* Salt bath quench from 800°C

Table 3. Hot rolling condition.

Pass number	1	2	3	4	5	6
Roll. temp. (°C)	—	1000	970	930	900	850
Pass schedule (mm)	1	40 (As cast)				
	2	40 → 32				
	3	40 → 32 → 24				
	4	40 → 32 → 24 → 16 → 10				
	5	40 → 32 → 24 → 16 → 10 → 7.5 → 5				

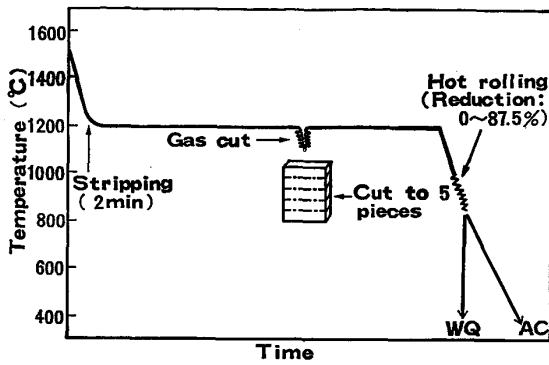
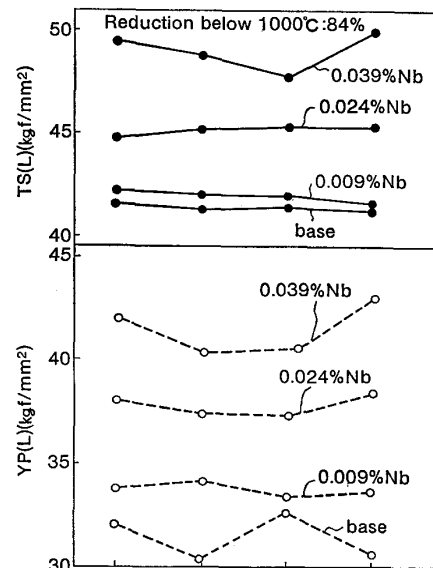


Fig. 3. Time-temperature diagram of direct rolling after continuous casting in laboratory experiments.

造した (Fig. 1). 供試鋼の化学成分を Table 1 に示す. 実験 1 は Fig. 2, Table 2, 実験 2 は Fig. 3, Table 3 の熱履歴および熱延条件で処理した. なお, 実験 1 の熱延パススケジュールは Table 3 の 6 パス圧延のみとした. また, DR シミュレーションのエッジ熱履歴は実機 250 mm 厚スラブの幅端から 20 mm の距離の全厚平均熱履歴に相当する. 実験 1 では各铸片を保定中に 2 分割し, 1 個は熱延前に水焼入れし, 他の 1 個は熱延した. そして, 熱延前焼入材で  $\gamma$  粒度および Nb の固溶状態を, 熱延材で Nb 量, 熱履歴, 凝固時冷却速度と引張特性の関係を調査した. この結果 Nb 量が約 0.035% 以上になると強化作用が飽和したので, 実験 2 ではこの上限に近い Nb 量を含む 0.028% Nb 鋼を使用し, 圧下率, 低温再加熱の影響を検討した. 実験 2 では各铸片を 5 分割し, 熱延後水焼入れまたは空冷した. 再加熱温度は実機作業条件に相当する 1250°C を基準とした. しかし, 実験 2 では加熱温度の影響を調査するため 1050°C 加熱も行った. 徐冷铸型および急冷铸型内の凝固時冷却速度は铸型内に注湯前に設置した熱電対で 1500-1300°C の温度範囲の平均冷却速度を厚み (40 mm) 中心で測定した. また, これらの凝固係数は同一铸型壁を用いて測定の結果, それぞれ約 4~5, 14~17  $\text{mm} \cdot \text{min}^{-1/2}$  であつた. 実験 1 で熱延材の機械的性質に対し凝固時冷却速度の影響が小さかつたので実験 2 では DR のスラブ幅中心の熱履歴をシミュレーションするために急冷铸型を使用した. DR と RH は 2 パス目以降の熱延条件を同じにして工程間の比較の精度を向上させた. 熱延中の温度は炉内保定中の試料を取り出して端部に深さ 15~20 mm の孔を設け, これに熱電対を熱延前に挿入して 1 パス目の圧延で圧着し, 測定した. Nb の分析は 1% テトラメチルアンモニウムクロライドと 10% アセチルアセトンを含むメチルアルコール液中で電解し, 0.2  $\mu\text{m}$  の孔径のフィルターでろ過し Soluble,

Table 4. Solution of niobium before hot rolling (Electrolytically extracted, 0.2  $\mu\text{m}$  filter).

Steel	Process	Simulated Position in width	Cooling rate in mold	Nb(wt. %)		A / A+B (%)
				soluble(A)	insoluble(B)	
0.009%Nb	DR	center	slow	0.009	—	100
	DR	center	fast	0.009	—	100
	DR	edge	fast	0.009	—	100
	Reheating	center	slow	0.009	—	100
0.027%Nb	DR	center	fast	0.029	0.001	97
	DR	edge	fast	0.028	0.001	97
	Reheating	center	fast	0.028	0.001	97
0.035%Nb	DR	center	slow	0.033	0.002	94
	DR	edge	fast	0.034	0.002	94
	Reheating	center	slow	0.033	0.002	94
0.045%Nb	DR	center	fast	0.046	0.003	94
	DR	edge	fast	0.047	0.002	96
	Reheating	center	fast	0.048	0.002	96



Process	DR	DR	Reheating	DR
Position in width	Center	Edge	Center	Center
Cooling rate in mold	Slow	Fast	Slow	Fast

Fig. 4. Relation between strength and processing variables.

insoluble Nb 量を定量した. Soluble Nb は固溶 Nb とフィルターを通過する微細な Nb 析出物を含む. 熱延鋼板の板厚内組織差が小さかつたので板厚中心と 1/4 厚間で 3 mm 厚 JIS 13 号 B, L 方向試験片を採取し, インストロン型引張試験機で引張試験をした. なお, 実験 2 の铸造まま材は铸片幅方向を L 方向とした. 熱延前  $\gamma$  粒は水焼入材を 80°C 飽和ピクリン酸水溶液またはナイトールで腐食して旧  $\gamma$  粒界を観察し, 調査した.  $\gamma$  粒度番号は比較法で測定し, 柱状  $\gamma$  は断面積を目測

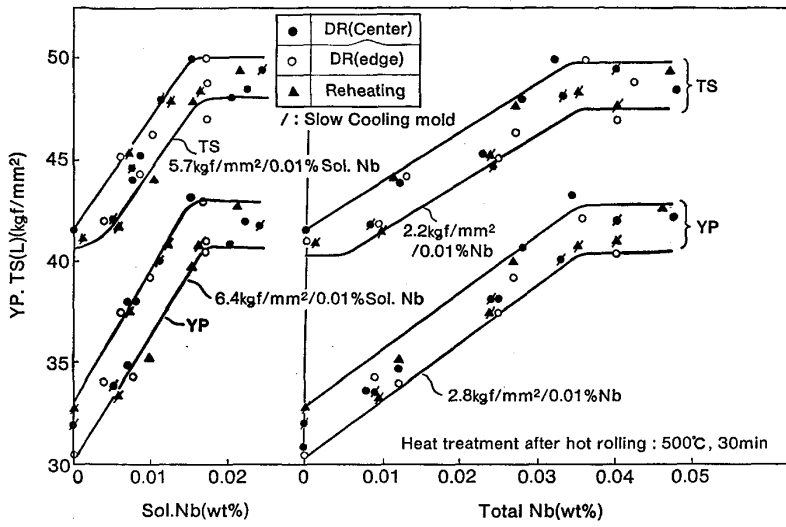
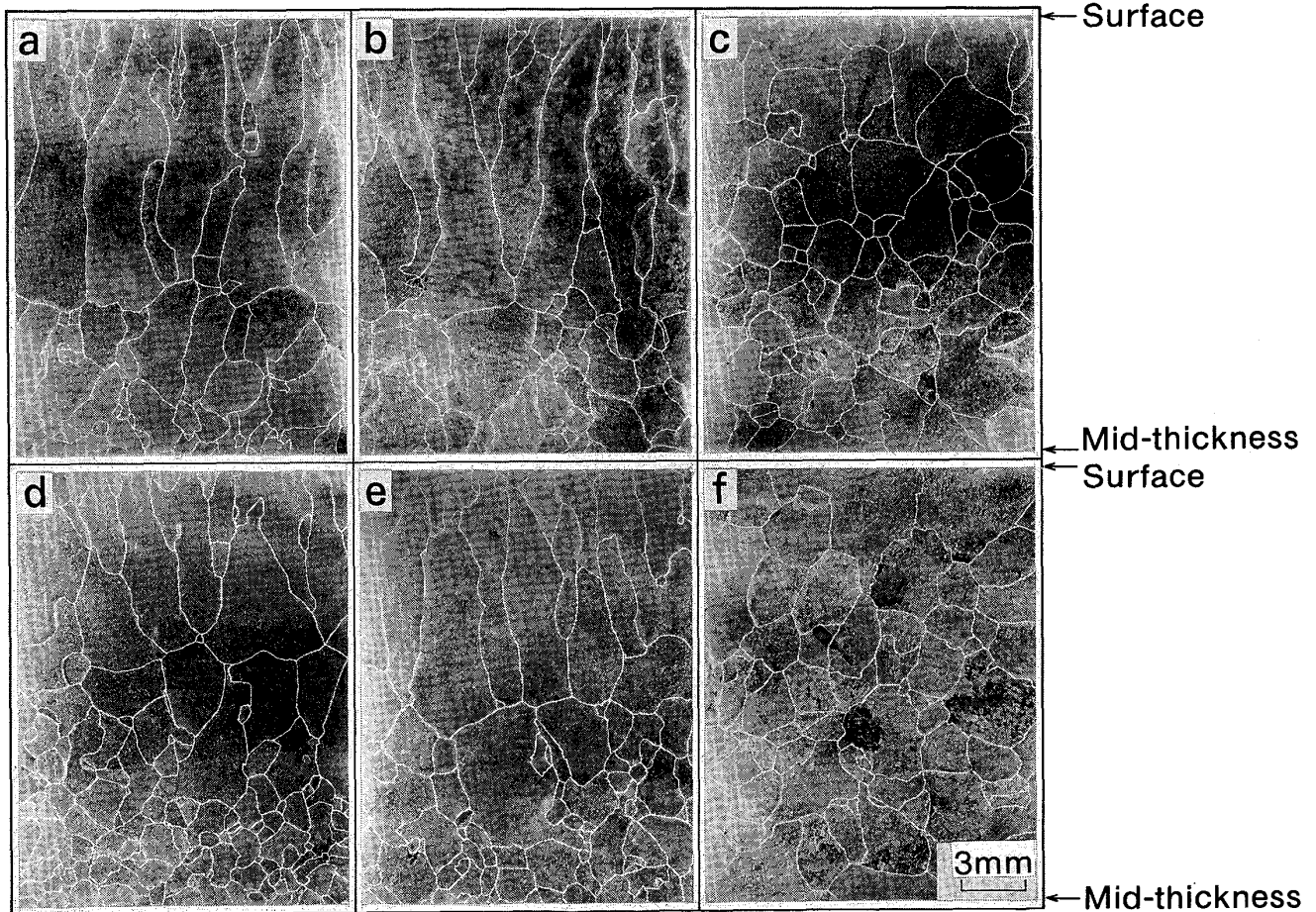


Fig. 5. Relation between strength and Nb content of hot rolled steel sheets.



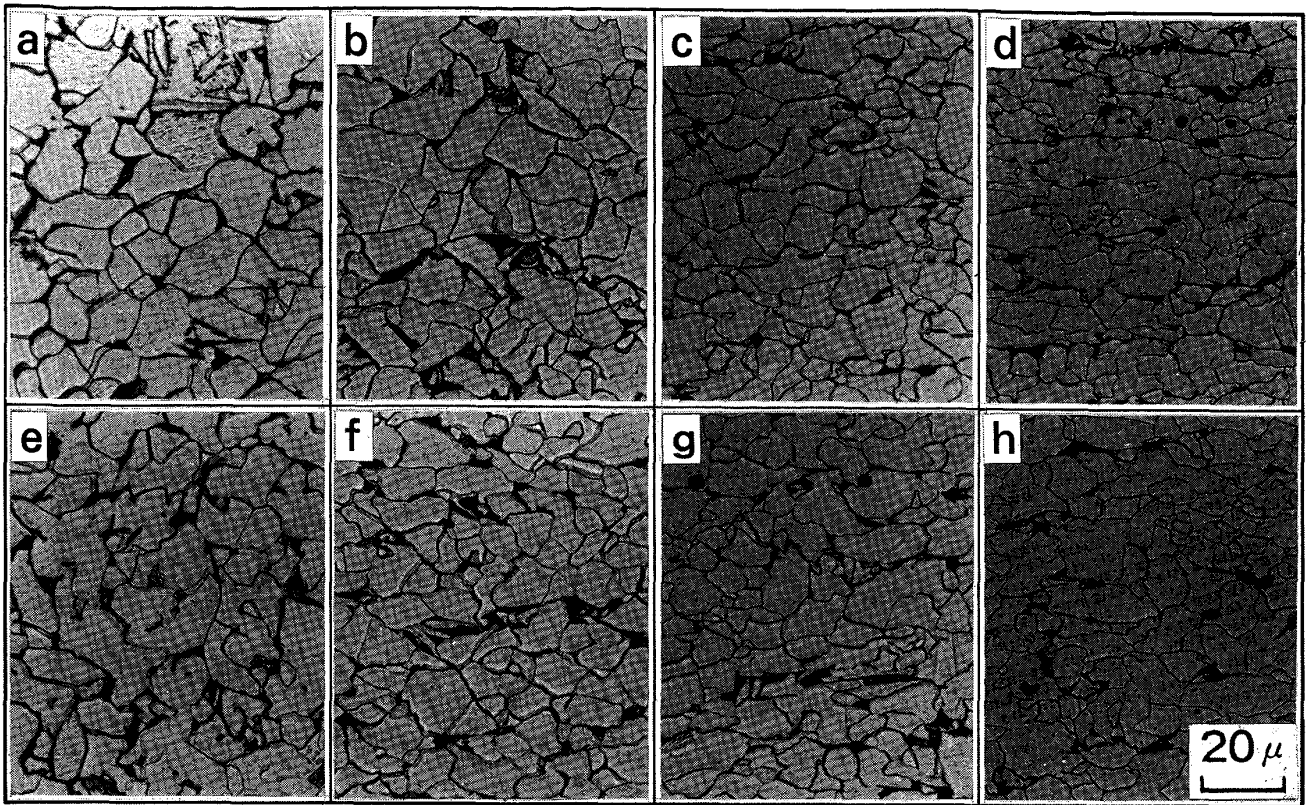
a, b, c : 0.035% Nb  
 d, e, f : 0.009% Nb  
 a, d : Fast cooling in mold, center in width  
 b, e : Fast cooling in mold, edge in width  
 c, f : Slow cooling in mold, center in width

Photo. 1. Microstructures of austenite before hot rolling (DR).

で比較した。また、型抜き後冷材を界面活性剤を含む70~80°C 飽和ピクリン酸水溶液で腐食したが、デンドライト組織は観察されなかつた。

### 3. 実験結果

熱延前の Nb の分析結果を Table 4 に示す。再加熱



a, b, c, d : Reheating process, slow cooling in mold, center in width  
 e, f, g, h : DR process, slow cooling in mold, center in width  
 a, e : 0%Nb, b, f : 0.009%Nb, c, g : 0.024%Nb, d, h : 0.039%Nb

Photo. 2. Optical microstructures of hot rolled steel sheets (Nital etch, mid-thickness).

Table 5. Austenite grain size number before hot rolling (ASTM GS No.).

Condition	Process		DR			Reheating
	Simulated position		Center	Center	Edge	Center
	Cooling rate in mold		Slow	Fast	Fast	Slow
Steel	0%Nb	1/4t		-7.5	-6	
		1/2t	-5.5	-5.5	-4.5	
	0.009%Nb	1/4t	-5.5	-6	-6	-0.5
		1/2t	-5.5	-4.5	-4.5	-1
	0.027%Nb	1/4t		-7	-7.5	-1
		1/2t		-5	-5.5	-1
	0.035%Nb	1/4t	-5.5		-7	-1
		1/2t	-5.5		-5.5	-1

は 1250°C, 1h で行つた。熱延前の Sol. Nb の割合  $[A/(A+B)]$  は DR, RH 間に差がなく, 94% 以上となつている。仕上厚 5mm 熱延鋼板の DR, RH 別, スラブ幅中心と端部の熱履歴別, 铸型内冷却速度別の引張試験結果および Nb 量と強度の関係を Fig. 4, 5 に示す。DR と RH 間, スラブ幅中心と端部熱履歴間および凝固時冷却速度による強度 (YP, TS) 差は約 2 kgf/mm<sup>2</sup> 以下で小さい。強度への影響は Nb 量が最も

大きい。全 Nb 量が約 0.035% 以上, Sol. Nb 量が約 0.016% 以上になると強度が飽和する。Nb 量が 0.01% 以上で  $\alpha$  が細粒化する (Fig. 6)。熱延前  $\gamma$  の形状・粒度番号を Photo. 1, Table 5 に示す。凝固時冷却速度が約 235°C/min では表層から 1/4 厚部に柱状  $\gamma$  が生成し, 板厚中心部は等軸  $\gamma$  となる。この場合型抜き後の熱履歴を変えても (幅中心および端部熱履歴)  $\gamma$  粒の形状は変化しない。凝固時冷却速度が約 18°C/min では表層から等軸粒となる。熱延前  $\gamma$  粒は DR の方が RH より著しく粗大である (Table 5)。しかし, 熱延鋼板の  $\alpha$  粒径 (Photo. 2) は両者間に差がなく, 熱延前  $\gamma$  粒径が熱延後  $\alpha$  粒径に影響していない。次に熱延圧下率の影響を調査した。铸造条件を同一にするため铸造厚を一定にした (40 mm) ので圧下率と共に仕上厚が変化する。しかし, ここでは圧下率の影響として以下の説明をする。全伸び (延性) は圧下率が 20% 以下では小さいが, 40% 以上で著しく大きくなり, 75% 以上で飽和する (Fig. 7)。YP, TS は圧下率が, それぞれ 20, 40% 以下では圧下率の増加と共に低下し, 圧下率が 40% 以上では, 逆に圧下率の増加と共に高くなる (Fig. 8)。圧下率が 20~40% で強度が最低

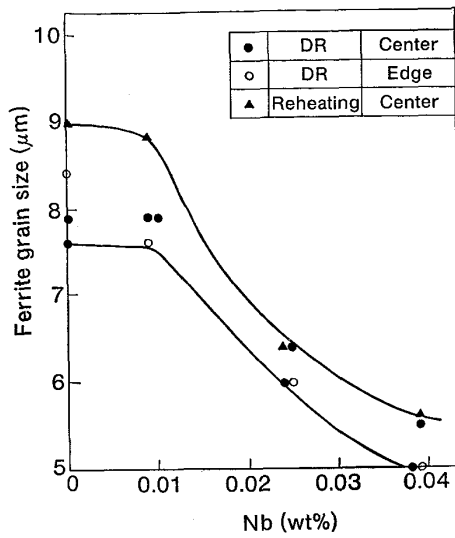


Fig. 6. Relation between niobium content and ferrite grain size of hot rolled sheets.

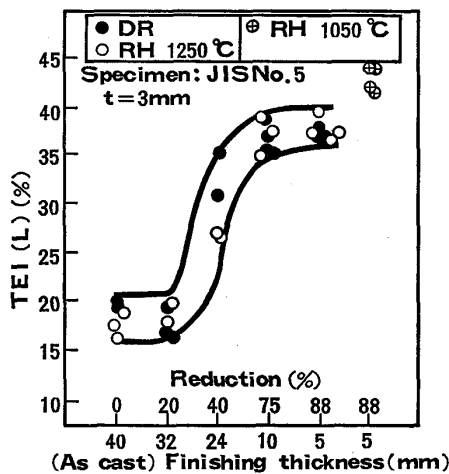


Fig. 7 Tensile test results of steels rolled directly after continuous casting (DR) or after reheating (RH).

になる。

圧下率が 0~88% の範囲では DR 材と再加熱温度が 1250°C の RH 材 (1250°C RH 材) の引張特性に差がない。しかし、1050°C 再加熱では Nb は IRVINE らの計算式<sup>7)</sup>で 46% しか Sol. Nb とならない。このため 1050°C RH 材の Sol. Nb 量は DR または 1250°C RH 材の約 52% となっており (Fig. 9), 1050°C RH 材は DR または 1250°C RH 材よりも TS で約 4~5 kgf/mm<sup>2</sup>, YP で約 3.5 kgf/mm<sup>2</sup> 強度が低い。これらの間の α 粒径差は小さいので、この強度差は主に Nb 炭窒化物の析出強化量の差によるのであろう。

圧延直後焼入材の Sol. Nb 量は圧下率が 75% 以下では圧下率による変化はない。しかし、圧下率が 88%

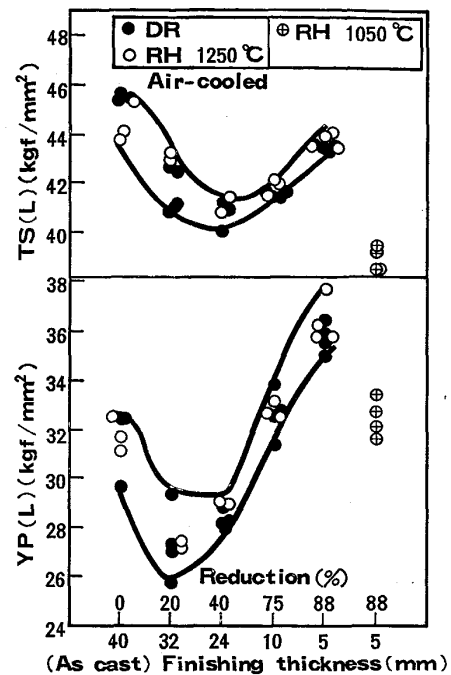


Fig. 8. Tensile test results of steels rolled directly (DR) or after reheating (RH).

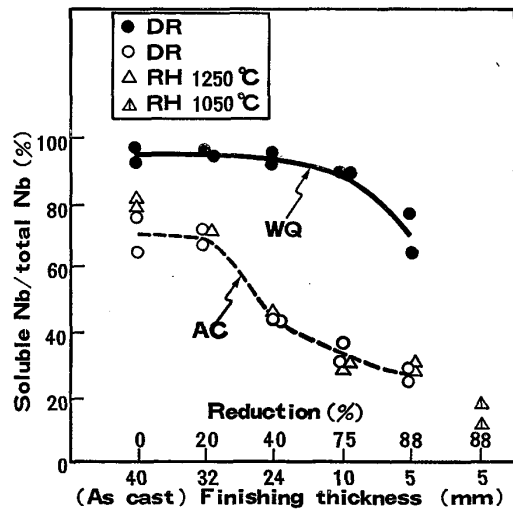


Fig. 9. Soluble niobium after rolling and air-cooling.

になると、やや少なくなる。熱延後空冷材の Sol. Nb 量は圧下率が 20% 以上で急激に減少する。しかし、Nb 析出挙動に DR と RH 間に差異がなかった (Fig. 9)。

#### 4. 考 察

##### 4.1 熱延前 γ 粒径と熱延後 α 粒径の関係

DR と 1250°C RH の熱延前 (初期) γ 粒径は著しく相違する。しかし、その絶対値は、いずれも非常に大きい (Table 5)。そして、両者の熱延後 α 粒径の差異



は小さかつた (Photo. 2). 単位体積当たりの  $\gamma$  粒界面積が、非常に小さい (粒界密度が低い) 領域では  $\alpha$  細粒化に対する  $\gamma$  粒界の影響が加工の影響に比し小さく、初期  $\gamma$  粒径差が  $\alpha$  粒径に影響しなくなるのであろう。これに関し、まず  $\gamma$  未再結晶域で圧延する場合について考察する。

パーライト変態における変態促進倍数<sup>9)</sup>への  $\gamma$  粒径の影響に対し、 $\gamma$  粒径が大きくなると加工の影響が粒界の影響に比し大きくなると報告されている<sup>9)</sup>。変態促進倍数は核生成に関係し、 $\gamma \rightarrow \alpha$  変態の  $\alpha$  細粒化と定性的に関係するパラメーターである。従つて、 $\gamma \rightarrow \alpha$  変態でも  $\gamma$  粒界密度が非常に低い状態で未再結晶域圧延を行うと  $\alpha$  核生成は  $\gamma$  粒内が支配的となり、粒界の影響がなくなると推測される。次に  $\gamma$  再結晶域で圧延する場合につき検討する。熱間加工中に動的再結晶が起きれば再結晶粒径は加工条件 Z (Zener-Hollomon パラメーター) のみで決まる<sup>9)</sup>。このため再結晶粒径に初期  $\gamma$  粒径は影響しない。従つて、両方共動的再結晶が起きれば初期  $\gamma$  粒径差の影響はなくなる。また、静的再結晶が起きる場合、原則的に初期  $\gamma$  粒径、圧下率が再結晶粒径に影響する<sup>10)</sup>。このため、その後変態して生成する  $\alpha$  粒径は初期  $\gamma$  粒径の影響を受ける。本実験は 2 パス目以降を 1000°C 以下で圧延している。これは静的または未再結晶領域で圧延しており、しかもその割合は Nb 量によ

り再結晶温度が変わるため<sup>11)</sup>変化していると推測される。しかし、本実験では Nb 量の異なる種々の鋼で初期  $\gamma$  粒径が  $\alpha$  粒径に影響していない。この原因究明には粗大  $\gamma$  からの静的再結晶過程を検討する必要がある。

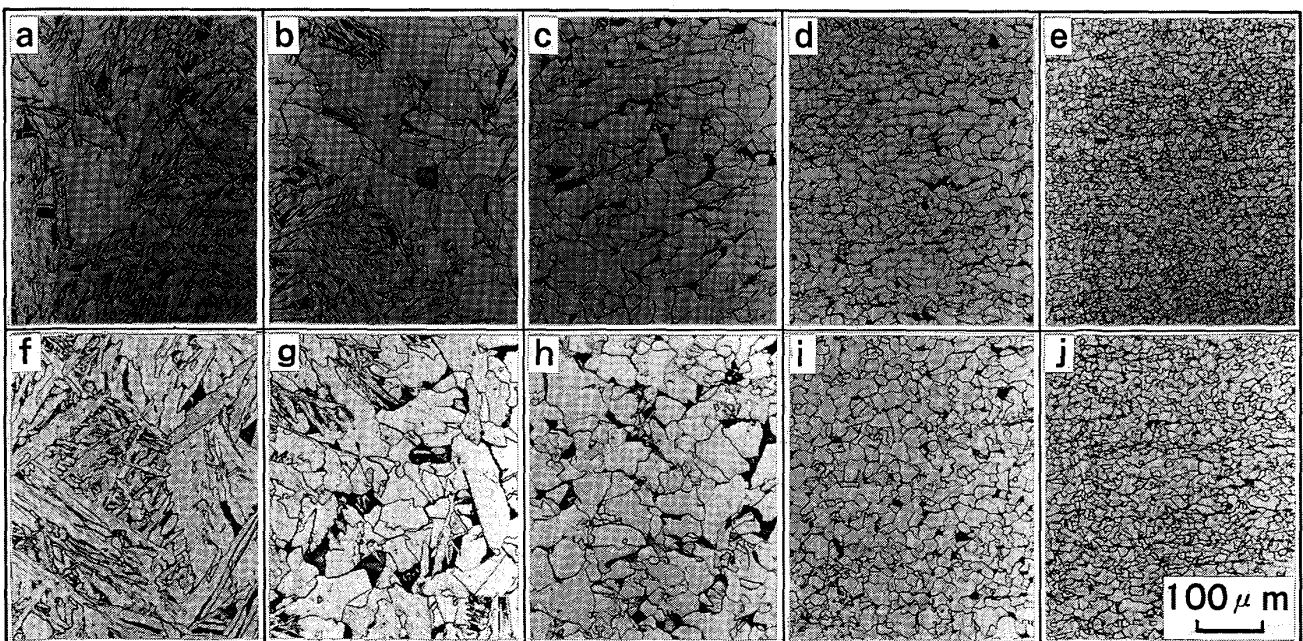
#### 4.2 鑄造後全圧下率の影響

圧下率が 20% 以下では低温変態生成物 (ベイナイトなど) が生じ (Photo. 3), 延性が低い。しかし、圧下率が 40% 以上で  $\alpha$  とパーライト組織となり、延性が著しく高くなる。250 mm 厚連铸スラブ (Si-Mn 鋼) を高温加熱して靱性を付与するために必要な圧下比は 3 程度<sup>12)13)</sup> (圧下率 67%) とされている。本実験では

(1) Nb を含有し、低温で圧延している。

(2) 鑄造厚が薄く、同じ圧下比での仕上厚が薄い。従つて、高圧下率の熱延を短時間で行えるため圧延中の加工歪みの回復が小さく、低温  $\gamma$  域での加工の効果が大きい。

などの理由で靱性回復に必要な圧下率が低くなつた可能性がある。靱性の回復に必要な圧下比は鋼種、圧延温度、1 パス当たり圧下率、板厚などに左右されるであろう。次に圧下率の強度への影響について述べる。圧下率が低いと  $\gamma$  粒が大きく、変形帯密度も低いため焼入性が高く、低温変態生成物が生じる。また、Sol. Nb 量も多い (Fig. 9)。このため変態強化、析出強化により強度が高い。一方圧下率が 40% 以上で高くなると Nb



a, b, c, d, e : surface f, g, h, i, j : mid-thickness  
Finishing thickness : a, f 40 mm, b, g 32 mm, c, h 24 mm, d, i 10 mm, e, j 5 mm

Photo. 3. Optical microstructures of steels hot-rolled directly after continuous casting (DR) (Air-cooled, nital etched).

の析出強化作用は減少するが、 $\alpha$  の細粒化 (Photo. 3) により強度が高くなる。

#### 4.3 DR 材と RH 材の引張特性の関係

同じ熱延条件では DR 材, 1250°C RH 材の  $\alpha$  粒径は同程度になる (Photo. 2). 従つて, Nb の析出強化作用が同じならば引張特性も, ほぼ等しくなる. 500°C 巻き取り相当処理では Nb 量が約 0.035% 以上になると強化作用が飽和する. このため Nb を 0.035% 固溶するため必要な再加熱温度 (1160°C)<sup>7)</sup> 以上または Nb 量が 0.035% 以下では Nb の固溶に必要な再加熱温度以上であれば引張特性に差を生じないと推測される. なお鑄造後直接加熱炉に装入する工程では Nb の析出が遅れるため 1050°C, 30 min 保定でも強度が低下しない<sup>5)</sup>. 本実験のスラブ幅端熱履歴で 1000°C, 約 30 min 保定しているが, Sol. Nb の割合は高温加熱の場合と同程度 (Table 1) で強度も低下しない. この点で松村ら<sup>5)</sup> の結果は本実験結果と, ほぼ一致する.

### 5. 結 論

C-Mn-Nb 鋼の鑄造直接圧延時の冶金的特徴を実験室的に検討し, 次の結論を得た.

(1) 鑄造後生成する  $\gamma$  粒は粒度番号約 -4.5~-7.5 番であり, 1250°C 再加熱の場合の -0.5~-1 番に比し著しく粗大である. また, 凝固時冷却速度 (1500-1300°C 間) が約 235°C/min では表層から約 10 mm (1/4 厚) まで柱状  $\gamma$  が生成する. しかし, この冷却速度が約 18°C/min では表層から等軸  $\gamma$  が生成する.

(2) 鑄造直接圧延材と再加熱圧延材は再加熱が Nb を十分に固溶する条件では引張特性に差を生じない. これは  $\alpha$  細粒化に対し, 熱延前  $\gamma$  粒の大きさの影響が小さく, 熱間加工の影響が支配的であること, Nb の析出挙動に鑄造直接圧延と再加熱圧延間の差がないことによる.

(3) 鑄造後の圧下率が 40% (鑄造厚 40 mm, 圧下比 1.67) 以上で延性が急激に高くなり, 75% 以上で飽和する. 圧下率が 40% 以上で低温変態組織が消滅し,  $\alpha$ -パーライト組織となる.

(4) 熱延圧下率が 88%, 巻き取り相当処理が 500°C の条件では Nb 量は約 0.035% 以上, Sol. Nb 量は約 0.016% 以上で強化作用が飽和する. また, Nb 量が 0.01% 以上で  $\alpha$  が細粒化する.

(5) 凝固時冷却速度 (1500-1300°C 間で約 18 と 235°C/min), スラブ幅内熱履歴差 (中心および端部) の引張特性への影響は本直接熱延シミュレーションテストでは小さかつた.

### 文 献

- 1) 蜂谷整生, 中島浩衛, 山口武和: 鉄と鋼, 68 (1982), S 209
- 2) 糸山誓司, 中戸 参, 野崎 努, 垣生泰弘, 別所永康: 鉄と鋼, 71 (1985), A 249
- 3) 佐藤一昭, 松倉亀雄: 鉄と鋼, 70 (1984), S 1339, S 1340
- 4) 松村義一, 尾上泰光, 佐柳志郎, 本田一年, 加藤弘: 鉄と鋼, 67 (1982), S 1194
- 5) 松村義一, 尾上泰光, 佐柳志郎, 勝田福生, 加藤弘: 鉄と鋼, 67 (1981), S 1195
- 6) 松村義一, 佐柳志郎, 尾上泰光, 加藤 弘: 鉄と鋼, 68 (1982), S 1240
- 7) K. J. IRVINE, F. B. PICKERING and T. GLADMAN: JISI, 205 (1967), p.161
- 8) 梅本 実, 大塚秀幸, 田村今男: 鉄と鋼, 70 (1984), p.557
- 9) T. MAKI, K. AKASAKA and I. TAMURA: Proc. Int. Conf. on Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite, AIME, Pittsburgh (1981), p.217
- 10) 大内千秋: 鉄と鋼, 70 (1984), p.2081
- 11) 松倉亀雄, 佐藤一昭: 鉄と鋼, 67 (1981), p.764
- 12) 山口哲夫, 川和高穂, 石黒守幸, 岩崎宣博, 菅原功夫, 下田達也: 日本鋼管技報, 69 (1976), p.1
- 13) 牛島清人, 米原貞夫: 鉄と鋼, 51 (1965), p.871
- 14) 福田 実, 橋本 保, 国重和俊: 鉄と鋼, 58 (1972), p.1832