

# 直送圧延による Nb 添加低炭素熱延鋼板 の材質

© 1988 ISIJ

技術報告

織田昌彦\*・久保 弘\*<sup>2</sup>・秋末 治\*<sup>3</sup>・中澤 吉\*<sup>4</sup>

## Mechanical Properties of Nb-containing Low-carbon Steels Produced by Direct Rolling

Masahiko ODA, Hiroshi KUBO, Osamu AKISUE and Kichi NAKAZAWA

### Synopsis:

The effect of hot rolling starting temperature on mechanical properties of Nb-containing low-carbon steels produced by continuous casting-direct rolling process was studied. Experiments were carried out by using a continuous casting machine and a hot strip mill at Hirohata works.

As a result, when the hot rolling starting temperature was at 1 020°C, yield point and tensile strength of the hot band produced by direct rolling process were lower than those by conventional reheat process. When the hot rolling starting temperature was at 1 130°C and finishing temperature was lower than 850°C, tensile strength and toughness of the hot band produced by direct rolling process were almost same as those by reheat process.

In this condition, precipitates of Nb (C, N) were effectively formed during hot rolling, and these were useful for grain refining.

**Key words:** direct rolling; Nb-containing low-carbon steel; precipitation; Nb (C, N); mechanical properties; tensile strength; toughness.

## 1. 緒 言

連続铸造後の高温铸片を加熱炉に装入することなくそのまま熱間圧延する、いわゆる直送圧延技術は1981年1月に新日鉄堺製鉄所で実現して以来<sup>1)2)</sup>、わが国の鉄鋼業では広く採用されるようになった。これにより、平均所要エネルギーは約30万kcal/tから約11万kcal/tまで激減したのみならず、所要人員もほぼ2/3に、また、溶鋼が熱延鋼板になるまで3日間要した工程が40minに短縮された。このように、省エネルギーを目的として設備工学的見地から開発された連続铸造と熱間圧延との直送圧延の成功は同時に省力化と大幅な工程の短縮を可能にした。

一方、この工程は凝固から鋼板になるまでの温度履歴が従来の再加熱工程と違いがあるため、目的とする材質を得るための金属組織学的な制御条件を明らかにする必

要がある。特に、ラインパイプ用のNb添加低炭素鋼には高強度と高靱性が要求されるため、厳密な析出物および結晶粒制御が必要である<sup>3)~8)</sup>。従来の再加熱工程でのNb添加低炭素熱延鋼板の製造方法は、凝固後にいったん室温付近まで冷却された铸片をNbの溶体化温度以上に再加熱し、その後のNb(C, N)の析出挙動を利用して結晶粒を制御する制御圧延法である<sup>5)</sup>。すなわち、再結晶温度域での粗圧延によるオーステナイト結晶粒( $\gamma$ 粒)の微細化、さらに、未再結晶温度域での仕上げ圧延による $\gamma$ 粒の伸長化および変形帯の発生がおり、 $\gamma/\alpha$ 変態時の $\alpha$ 粒発生の核は $\gamma$ 粒界と変形帯に優先的に生成し、結晶粒は微細化する。この結晶粒の微細化により強度・靱性の良い熱延鋼板が得られていた。

直送圧延工程でのNb添加低炭素熱延鋼板の製造方法は溶融・凝固した後熱間圧延前までの間Nbを固溶状態にし、熱間圧延時のNb(C, N)の析出挙動を利用し、

昭和62年4月本会講演大会にて発表 昭和63年2月12日受付 (Received Feb. 12, 1988)

\* 新日本製鉄(株) 広畑技術研究部 工博 (Hirohata R & D Lab., Nippon Steel Corp., 1 Fuji-cho Hirohata-ku Himeji 671-11)

\*<sup>2</sup> 新日本製鉄(株) 広畑製鉄所 (Hirohata Works, Nippon Steel Corp.)

\*<sup>3</sup> 新日本製鉄(株) 広畑技術研究部 理博 (Hirohata R & D Lab., Nippon Steel Corp.)

\*<sup>4</sup> 新日本製鉄(株) 広畑製鉄所 工博 (Hirohata R & D Lab., Nippon Steel Corp.)

Table 1. Chemical compositions of steels (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	N
A	0.10	0.24	0.96	0.013	0.004	0.008	0.026	—	0.0041
B	0.05	0.21	1.57	0.011	0.003	0.014	0.057	0.023	0.0032

凝固後の大きな結晶粒を微細化する制御圧延が必要であると実験室で検討されている<sup>9)~14)</sup>。本報告は、直送圧延工程での Nb 添加低炭素熱延鋼板の熱延条件を明らかにするため実機で行われた実結果である<sup>15)</sup>。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材の化学成分

Table 1 は 100 t 転炉で溶製した供試材の化学成分を示す。供試材 A は 50 kg 級の Nb 添加低炭素鋼で、また、供試材 B は Nb-Ti 添加低炭素鋼である。

### 2.2 鑄造条件

供試材 A は円弧半径 10.5 m の実操業を行っている連続鑄造設備を用い、高温鑄片を得るために、鑄造完了後ただちに 2 次冷却水を全閉し引抜速度  $2.8 \times 10^{-2}$  m/s で引き抜かれた厚さ 0.25 m、幅 1 m の鑄造時の最終鑄片部分である。供試鑄片は、ただちに断熱材で包まれ、トラックで広畑製鉄所の旧ホットストリップミルに運搬され熱間圧延された。また、供試材 B は安定して高温鑄片を得るために昭和 56 年 10 月に建設された未凝固復熱・冷却コントロール型低機高の幅 1 m の準実用的連続鑄機<sup>16)</sup>で鑄造された。鑄片寸法は鑄片厚み 0.25 m、鑄片幅 1 m であり、鑄造速度は  $2.8 \times 10^{-2}$  m/s であった。供試鑄片は供試材 A と同様、ただちに断熱材で包まれ、トラックで広畑製鉄所の昭和 59 年 8 月稼動したホットストリップミルに運搬され熱間圧延された。直送圧延工程である供試材 A および供試材 B と同時に鑄造され、いつたん常温まで冷却された鑄片が比較のための再加熱工程材として用いられた。

### 2.3 温度履歴

Fig. 1 は実操業連続鑄造と古いホットストリップミルとで直送圧延された供試材 A の温度履歴、および未凝固復熱・冷却コントロール型低機高の幅 1 m の準実用的連続鑄機と新しいホットストリップミルとで直送圧延された供試材 B の温度履歴を示す。これによると、供試材 A の幅方向中央部の表面温度は連続鑄機出側で 1080°C、圧延開始時で 1020°C であり、仕上圧延前で 980°C、圧延終了時で 820°C であり、板厚 6 mm まで圧延され、660°C で巻き取られた。供試材 B の幅方向中央部の表面温度は連続鑄機出側で 1190°C と極めて高く、圧延開始時で 1130°C であり、粗圧延途中で温度調整を行い

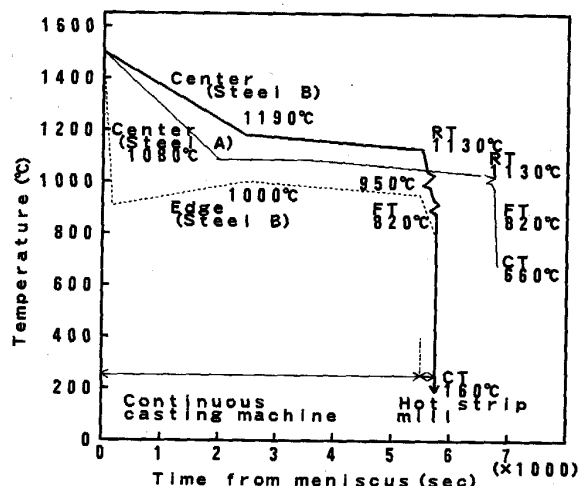


Fig. 1. Slab temperature changes during continuous casting-direct rolling process.

仕上圧延前で 910°C、圧延終了時 850°C であり、板厚 13 mm まで圧延され、160°C で巻き取られた。

### 2.4 熱間圧延条件

Table 2 は供試材 A および供試材 B それぞれの直送圧延工程および再加熱圧延工程での圧延スケジュールを示す。すなわち、供試材 A の Nb 添加鋼は直送圧延工程および再加熱工程とも粗圧延機では 10 パスの軽圧下率圧延が板厚 35 mm まで行われ、仕上圧延機では 6 パスの圧延が板厚 6 mm まで行われ、660~640°C で巻き取られた。供試材 B は新ホットストリップミルで圧延が行われ、粗圧延機では 7 パスの強圧下率圧延が板厚 50 mm まで行われ、仕上圧延機では 6 パスの圧延が板厚 13 mm まで行われた。材質におよぼす圧延条件の影響を明らかにするため、供試材 B の比較工程材の加熱温度は 1150°C~1250°C の範囲、仕上温度は 800°C~850°C の範囲、巻取り温度は 300°C~100°C の範囲で実験が行われた。

### 2.5 材質試験および化学分析

圧延後の熱延鋼板から試験材が切り出され、引張試験、衝撃試験、金属組織観察および析出物の化学分析が行われた。Nb (C, N) の状態分析はよう素メタノール溶解抽出分離定量法で行われた。すなわち、試料は細かく切削され、よう素メタノールで溶解され、残渣は、有機質マイクロフィルターで吸引され、フィルターとともに混酸

Table 2. Hot rolling conditions.

	Process	Location in width direction	$RFT$ °C	RM	RT °C	$FT_0$ °C	FM	$FT_6$ °C	CT °C
A	Direct rolling	Center	—	250 mm (10 pass) → 35 mm	940	980	35 mm → 6 mm	820	660~640
	Reheat	Center	1 280		1 030	990		820	
B	Direct rolling	Center	1 150~1 250	250 mm (7 pass) → 50 mm	940	910	50 mm → 13 mm	850	160
		Edge			—	790		750	
	Reheat	Center			890~950	880~940	800~850	100~350	
		Edge			—	910			

$RFT$ : Reheating temperature RT: Rougher rolling finishing temperature  
 $FT_0$ : Finish rolling starting temperature  $FT_6$ : Finish rolling temperature  
 CT: Coiling temperature  
 RM: Rougher rolling pass schedule FM: Finish rolling pass schedule

(硫酸 2 : りん酸 1 : 水 7) で分解されたのち、溶液発光分光分析装置で Nb (C, N) が算出された。

### 3. 実験結果

#### 3.1 引張試験値

Fig. 2 は供試材 A の熱間圧延後の熱延鋼板の幅方向各位置での引張強さ、降伏点および伸びの値を直送圧延工程材と再加熱圧延工程材とを比較して示す。なお、供試材 A の直送圧延実験での熱間圧延前の鑄片温度は  $1 020^{\circ}\text{C}$  とやや低温であつた。これによると、引張強さは直送圧延工程材および再加熱圧延工程材とともに熱延鋼板幅方向端部が中央部に比べて  $10\sim 20\text{ MPa}$  高く、板幅中央部では直送圧延工程材が再加熱圧延工程材に比べて約  $10\text{ MPa}$  低い。降伏点は再加熱工程材では熱延鋼板幅方向端部が中央部に比べて  $20\sim 30\text{ MPa}$  高く、直送圧延工程材では熱延鋼板幅方向端部が最も高く、端部から  $100\sim 150\text{ mm}$  の位置が最も低く、その後中央部にいくにしたがって高くなっている。その板幅中央部で降伏点は直送圧延工程材が再加熱工程材に比べて約  $30\text{ MPa}$  低い。また、伸びは再加熱工程材および直送圧延工程材とも熱延鋼板幅方向端部がやや低く、直送圧延工程材のほうが板幅方向の内側まで低くなっている。

一方、供試材 B の直送圧延実験では連続鑄造条件を制御し熱間圧延前で  $1 130^{\circ}\text{C}$  の高温鑄片を得て熱間圧延が行われた。また、供試材 B の再加熱工程では加熱温度、熱延仕上温度および巻取り温度の条件を種々変えた熱延実験が行われた。

Fig. 3 は供試材 B の熱間圧延後の熱延鋼板の幅方向各位置での引張強さ、降伏点および伸びの値を直送圧延工程と再加熱工程とを比較して示す。これによると、引張強さおよび降伏点は再加熱工程材の熱延鋼板幅方向でほぼ均一であるが、直送圧延工程材では熱延鋼板幅方向

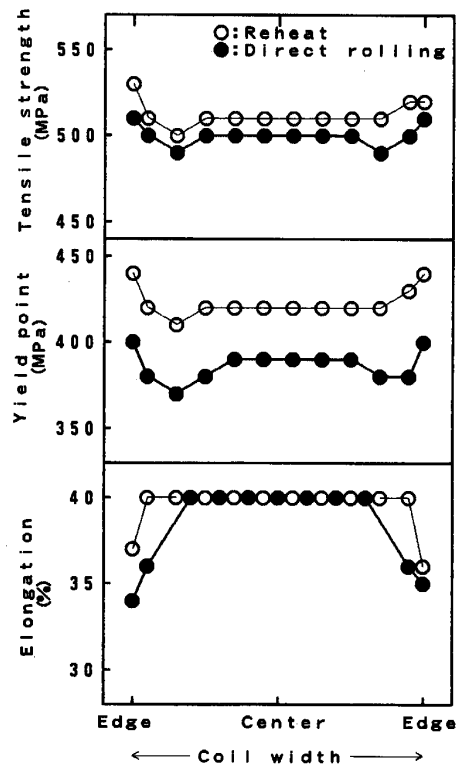


Fig. 2. Profile of tensile strength, yield point and elongation in coil width direction of hot band of steel A rolled by direct rolling process, compared to hot band rolled by conventional reheat process.

端部が中央部より低い。直送圧延工程材の方が再加熱工程材に比べて幅方向中央部での引張強さがやや高いが、降伏点はやや低い。伸びは再加熱工程材では熱延鋼板幅方向でほぼ均一であるが、直送圧延工程材では熱延鋼板幅方向端部が中央部に比較して低くなっており、幅方向中央部では直送圧延工程材と再加熱工程材とで差はない。

Fig. 4 は直送圧延工程と種々の加熱温度での再加熱圧

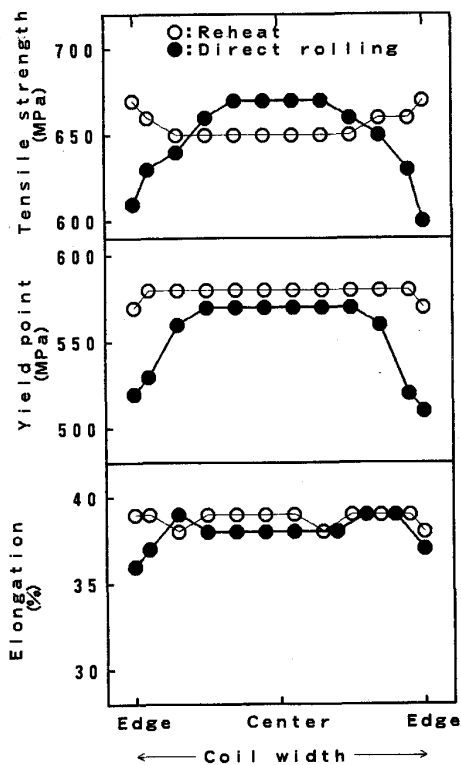


Fig. 3. Profile of tensile strength, yield point and elongation in coil width direction of hot band of steel B rolled by direct rolling process, compared to hot band rolled by conventional reheat process.

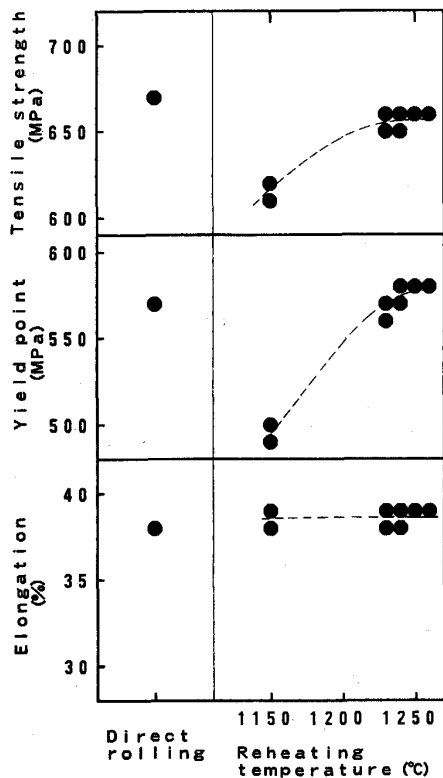


Fig. 4. Effect of reheating temperature on tensile strength, yield point and elongation of steel B.

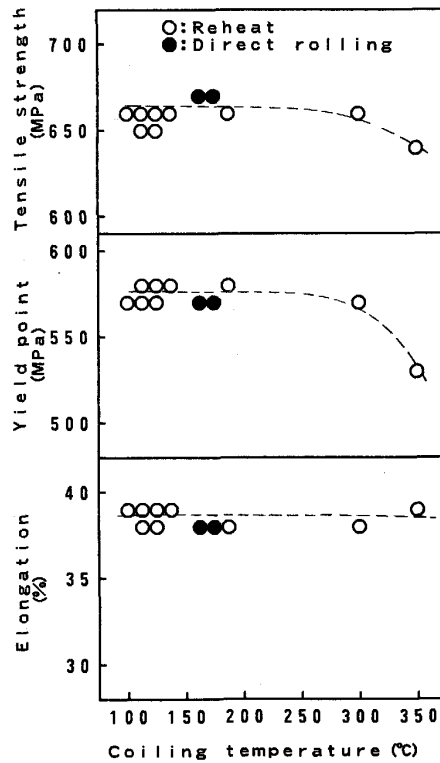


Fig. 5. Effect of coiling temperature on tensile strength, yield point and elongation of steel B.

延工程とを比較した供試材 B の引張強さ、降伏点および伸びを示す。これによると、引張強さは再加熱圧延工程材で加熱温度が 1150°C から 1250°C と高くなるにつれて 540 MPa から 660 MPa と高くなっている。直送圧延材の引張強さは 670 MPa であり 1250°C 加熱材のそれよりさらに高い。また、降伏点は再加熱圧延工程材で加熱温度が 1150°C から 1250°C と高くなるにつれて 490 MPa から 580 MPa と高くなっており、直送圧延材のそれは 570 MPa である。伸びは直送圧延工程および種々の加熱温度での再加熱圧延工程でいずれも約 38% である。

供試材 B は強度向上を目的として 400°C 以下の極低温巻取りが行われた。強度におよぼす巻取り温度の影響も考えられるので、再加熱圧延工程材を用いて巻取り温度を変えて試験を行った。

Fig. 5 は供試材 B の引張強さ、降伏点および伸びにおよぼす巻取り温度の影響を示す。この結果、引張強さ、降伏点および伸びは同じ 1250°C 加熱で、巻取り温度が 300°C 以下ではともにほぼ同じであり、引張強さおよび降伏点は巻取り温度が 350°C では低くなり、伸びは高くなる。同じ巻取り温度での引張強さは直送圧延工程材と再加熱圧延工程材とはほぼ同じであるが、降伏点は直送圧延工程材が再加熱圧延工程材に比べてやや低い。

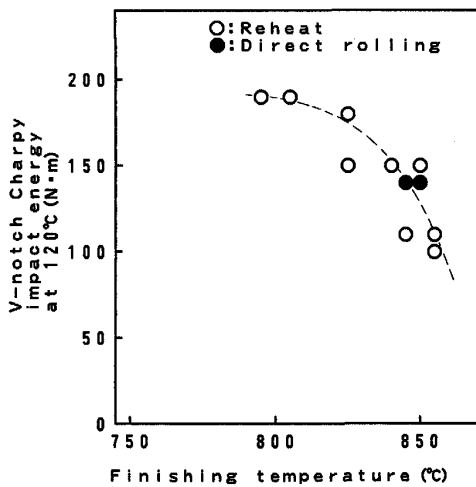


Fig. 6. Effect of finishing temperature on V notch Charpy impact energy at  $-120^{\circ}\text{C}$  of steel B.

### 3・2 衝撃試験値

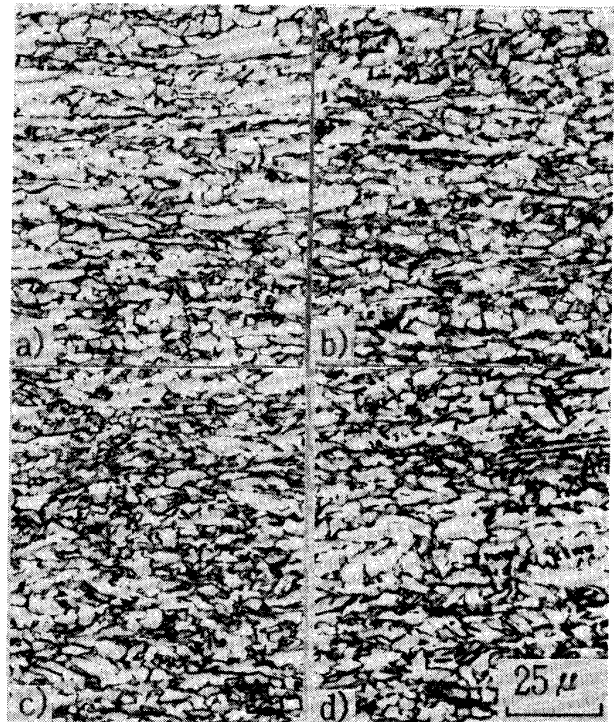
衝撃試験値は結晶粒の微細化の程度によつて大きく影響されることは良く知られており<sup>17)</sup>、結晶粒の微細化のための制御圧延および制御冷却が行われる。本実験ではオーステナイト結晶粒の微細化のため高温域での粗圧延、低温域での粗最終パスと仕上圧延および  $A_{r3}$  変態点の低下によるフェライト結晶粒の微細化のため急速冷却と低温巻取りが行われている。熱間圧延条件の違いによる材質の違いを明らかにするために、直送圧延工程と再加熱圧延工程の比較が行われた。

Fig. 6 は供試材 B の V-ノッチ・シャルピー試験での  $-120^{\circ}\text{C}$  における吸収エネルギーにおよぼす圧延仕上温度の影響を示す。これによると、再加熱圧延材の吸収エネルギーは圧延仕上温度が  $860^{\circ}\text{C}$  から  $800^{\circ}\text{C}$  に低下するにつれて  $110\text{ N}\cdot\text{m}$  から  $180\text{ N}\cdot\text{m}$  にと高くなつていく。ところで、直送圧延材の吸収エネルギーは  $140\text{ N}\cdot\text{m}$  であり、それは同じ  $850^{\circ}\text{C}$  の圧延仕上温度の再加熱圧延材と同じ値である。なお巻取り温度が  $150^{\circ}\text{C}$ ~ $350^{\circ}\text{C}$  の範囲では吸収エネルギーと巻取り温度との明確な相関関係は認められない。

引張強さおよびシャルピー試験での吸収エネルギーがともに良好であるためには、巻取り温度が  $300^{\circ}\text{C}$  以下でかつ圧延仕上温度が  $850^{\circ}\text{C}$  以下の低温であることが必要である。これらの条件は再加熱圧延工程と直送圧延工程とで変わらない。

### 3・3 ミクロ組織および Nb (C, N) の状態分析

Photo. 1 は供試材 B の直送圧延工程および再加熱圧延工程による熱延鋼板の幅方向端部と中央部での顕微鏡組織を示す。これによると、直送圧延工程材の組織は板



a) CC-DR edge b) CC-DR center  
c) Reheat edge d) Reheat center

Photo. 1. Micro structures of hot rolled coils.

Table 3. Nb as Nb(CN) / T. Nb and Ti as TiN / T. Ti in hot bands obtained by direct rolling process and reheating one.

Process	Nb as Nb(CN) / T. Nb (%)		Ti as TiN / T. Ti (%)	
	Center	Edge	Center	Edge
Direct rolling	35	65	30	60
Reheat	25	25	50	50

幅中央部および板幅端部ともにほぼ同じ微細なフェライトとペーナイトの混合した組織である。この組織は再加熱工程材で得られた組織とほぼ同じである。ここに示す供試材 B の熱延鋼板は 6 パスで  $250\text{ mm}$  から  $75\text{ mm}$  まで粗圧延が行われ、その鋼板表面温度が  $950^{\circ}\text{C}$  以下になるまで待たせ、その後粗 7 パス圧延とひき続いて板厚  $13\text{ mm}$  まで仕上圧延が行われた。そのときの板幅中央部の圧延仕上温度  $850^{\circ}\text{C}$  であつた。その鋼板はホットランテーブル上で  $250^{\circ}\text{C}$  以下まで約  $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$  で急冷された後、巻き取られた。微細な組織が得られたのはこのように十分制御された条件によつて熱延されたためである。直送圧延工程材の組織が従来工程材と同様に微細化されたことは、この直送圧延工程の実験条件では圧延開始前に微細化に必要な固溶 Nb 量があつたことを示唆している。

Table 3 は直送圧延工程および 1250°C 加熱の再加熱圧延工程における供試材 B の熱延鋼板中の全 Nb 量にたいする析出 Nb (C, N) の比 (Nb as Nb (C, N)/T. Nb) と全 Ti 量にたいする TiN としての Ti との比 (Ti as Ti N/T. Ti) を示す。これによると、直送圧延工程材の板幅中央での析出 Nb (C, N) 量は Nb as Nb (C, N)/T. Nb として 35%、板幅端部で 65% である。一方、再加熱圧延工程では板幅中央および板幅端部とも析出 Nb (C, N) 量は Nb as Nb (C, N)/T. Nb として 25% である。このことは、板幅中央で直送圧延工程と再加熱圧延工程とを比較すると析出 Nb (C, N) 量は Nb as Nb (C, N)/T. Nb として 10% の差が見られる。

一方、直送圧延工程材の板幅中央での析出 TiN 量は Ti as TiN/T. Ti として 30%、板幅端部で 60% である。一方、再加熱圧延工程では板幅中央および板幅端部とも析出 TiN 量は Ti as TiN/T. Ti として 50% である。このように直送圧延工程材の析出 TiN 量は再加熱圧延工程材に比べて少ないが、この程度の差は Ti の全添加量が 0.023% と少ないので母材の材質への影響はほとんどないと考えられる。

#### 4. 考 察

Nb 添加低炭素鋼の強度および靱性の向上には熱間圧延前に Nb が固溶していることが必要である。比較に行われた再加熱工程では、Nb (C, N) の溶解度積から Nb の溶体化に必要な加熱温度が計算される。IRVINE らが求めた Nb (C, N) の溶解度積を(1)式に示す<sup>18)</sup>。

$$\log_{10}[\%Nb][\%C + 0.86\%N] = 2.26 - 6770/T \dots\dots\dots(1)$$

供試材 B の成分での(1)式で計算された Nb (C, N) の溶体化温度は 1220°C であるので、再加熱工程での 1250°C 加熱では Nb が固溶しており強度が高くなっているが、1150°C 加熱では Nb (C, N) が十分溶解しておらず強度が低い。

一方、供試材 B の直送圧延工程材の降伏点は 1250°C 加熱の再加熱工程材のそれと比べてやや低くなっていることから、直送圧延工程での熱間圧延前の鑄片温度が 1130°C でも凝固後熱間圧延までの時間が長かったため、熱間圧延前に Nb (C, N) が一部析出していると考えられる。そこで、鋼の溶融・凝固後の Nb (C, N) の析出挙動を明らかにするために、実験室で Nb 添加鋼をアルゴン雰囲気タンマン炉で溶融・凝固し、その後シリコン坩堝で所定の温度に保持しその後氷塩水中に焼入れる実験が行われた。

Fig. 7 は実験室で求められた Nb (C, N) の析出曲

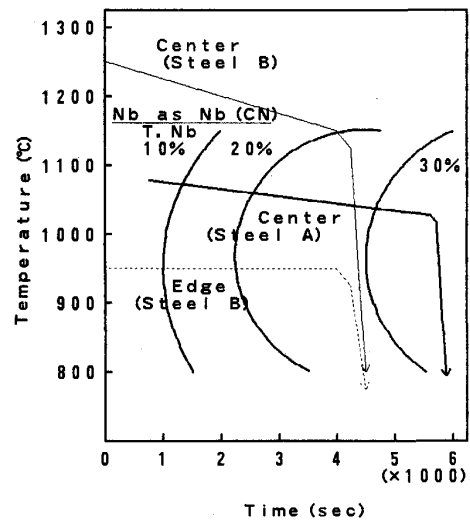


Fig. 7. Nb (CN) precipitation time-temperature diagram obtained by laboratory experimentals and slab temperature change in continuous casting-direct rolling process.

線と供試材 A および供試材 B の実機による直送圧延工程時の温度履歴を同時に示したものである。これによると、950°C における Nb (C, N) の析出速度が最も速く、Nb as Nb (C, N)/T. Nb としてのその析出量は  $6 \times 10^2$  s で 10%、 $2.5 \times 10^3$  s で 20%、 $5 \times 10^3$  s で 30% である。950°C より保温度が高くて、低くても Nb (C, N) の析出速度は遅い。これは、温度が高いと C および N の過飽和度が低くなり、温度が低いと Nb, C および N の拡散速度が遅くなるためである。

したがって、この Nb (C, N) の析出曲線によると供試材 A の直送圧延材は凝固後熱間圧延開始まで 1100°C 以下の比較的低温で長時間保持されているので、その間に Nb as Nb (C, N)/T. Nb として約 30% 以上析出しており、再加熱材より有効な固溶 Nb が少なく強度が低かったと推定される。また、供試材 B の実機による直送圧延工程時の温度履歴からみて板幅中央部では熱間圧延前に Nb as Nb (C, N)/T. Nb として 10% ~ 20%、板幅端部では Nb as Nb (C, N)/T. Nb として約 30% 析出していると推定される。この結果は、熱延鋼板の板幅中央部で直送圧延材の析出 Nb (C, N) 量が、再加熱圧延材に比べて約 10% 多かつたことと良く一致する。このことが、供試材 B の直送圧延材板幅中央部では再加熱材とほぼ同じ強度であるのに対して、板幅端部では大幅に強度が低下している原因と推定される。以上の結果、直送圧延工程で Nb 添加低炭素鋼を製造するためには、Nb の固溶を維持するため凝固後の鑄片を高温に保持し、短時間で熱間圧延を開始することが必要で

あることが明らかにされた。

さらに熱延鋼板端部の材質劣化については析出物の影響だけでなく熱間圧延温度低下による加工組織の影響も考慮する必要がある。板幅端部の表面温度は板幅中央部に比べて再加熱工程材で  $40^{\circ}\text{C}$ 、直送圧延工程材で  $100^{\circ}\text{C}$  低く、再加熱工程材のそれは  $810^{\circ}\text{C}$  で直送圧延工程材のそれは  $750^{\circ}\text{C}$  であった。従つて直送圧延工程材の板幅端部では熱間圧延中にフェライト変態がおこり加工組織が残りやすくなる。なお供試材 B の計算により求められた  $A_{r3}$  変態点<sup>8)</sup>は  $750^{\circ}\text{C}$  であるが、この実験のようなオーステナイトが加工された場合の  $A_{r3}$  変態点は高くなるといわれており<sup>5)</sup>、本実験での変態温度は  $810^{\circ}\text{C}$  以上になっているものと推定される。

板幅端部では Nb (C, N) の熱間圧延前の析出による強度低下と熱間圧延温度が  $A_{r3}$  変態点以下に低下しているため加工硬化による強度上昇の差引きの結果が材質を決めている。供試材 A では熱間圧延温度が極めて低いため幅方向最端部の強度が高くかつ伸びが低く、端部から  $100\sim 150\text{mm}$  の位置が降伏点が最も低くなっている。供試材 B では熱間圧延温度がやや高いため加工硬化による強度上昇が少なく、最端部が強度も低くかつ伸びも低い。この直送圧延工程実験材端部の材質劣化は熱間圧延前に鑄片端部の温度が低くなつたためである。実操業では熱間圧延前の鑄片端部の温度を十分に高温に保つか、または Nb (C, N) の溶体化温度まで鑄片端部を加熱すれば特に問題はない。

## 5. 結 言

Nb 添加鋼の実機による連鑄機とホットストリップミルとの間での直送圧延実験が行われ、熱延鋼板の材質試験の結果、以下の結論が得られた。

- 1) 圧延前の鑄片温度が  $1020^{\circ}\text{C}$  である直送圧延熱延鋼板の板幅端部の引張強さおよび降伏点は加工組織の存在のため板幅中央部に比較して高く、直送圧延熱延鋼板の板幅中央部の引張強さおよび降伏点は再加熱圧延材に比べて低い。
- 2) 圧延前の鑄片温度が  $1130^{\circ}\text{C}$  である直送圧延熱延鋼板は、Nb (C, N) を完全に溶体化した加熱温度が  $1250^{\circ}\text{C}$  の再加熱圧延熱延鋼板と比べて、引張強さがや

や高く  $670\text{MPa}$  で、降伏点がやや低く  $570\text{MPa}$  である。

3) 板幅端部の引張強さおよび降伏点は板幅中央部より低い。これは鑄片端部の温度が低く、熱間圧延前に Nb (C, N) が析出したためである。実操業で材質の幅方向に均一化をはかるためには熱間圧延前の鑄片端部は十分に高温に保たれるようにするか、または、Nb (C, N) の溶体化温度まで端部を加熱することが必要である。

4) 圧延前の鑄片温度が  $1130^{\circ}\text{C}$  の直送圧延熱延鋼板の衝撃試験値は熱延仕上温度が同じであれば再加熱圧延材とほぼ同じである。

5) 直送圧延工程および再加熱圧延工程において、熱延仕上温度が  $850^{\circ}\text{C}$  である制御圧延と続いて  $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$  の冷却速度で  $300^{\circ}\text{C}$  以下の温度まで冷却することにより、引張強さは  $650\text{MPa}$  で  $-120^{\circ}\text{C}$  でのシャルピー試験吸収エネルギー値が  $140\text{N}\cdot\text{m}$  の強度および靱性の良い微細なフェライトとパーナイト組織を持つた鋼板が得られた。

## 文 献

- 1) 竹村洋三, 溝口庄三, 椿原 治, 桑原達郎, 斉藤 実: 製鉄研究 (1982) 310, p. 251
- 2) 松永 久, 吉井正孝, 貞広真二, 斉藤 実, 福田武幸: 製鉄研究 (1984) 313, p. 1
- 3) F. E. Van VORIS: Metal Prog., 82 (1962) 2, p. 84
- 4) W. B. MORRISON and J. H. WOODHEAD: J. Iron Steel Inst., 201 (1963), p. 43
- 5) 関根 寛, 丸山忠克: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1424
- 6) J. IRVINE and T. N. BAKER: Met. Sci., 13 (1979), p. 228
- 7) J. J. JONAS and I. WEISS: Met. Sci., 13 (1979), p. 238
- 8) 関根 寛: 第 86・87 回西山記念技術講座(日本鉄鋼協会編) (1982), p. 123
- 9) 松村義一, 尾上泰光, 佐柳志郎, 勝田福生, 加藤 弘: 鉄と鋼, 67 (1981), S1195
- 10) 斉藤良行, 宮川昌治, 上田修三, 鈴木健一郎: 鉄と鋼, 72 (1986), A215
- 11) 村田正彦, 為広 博, 土生隆一: 鉄と鋼, 72 (1986) A219
- 12) 鎌田芳彦, 橋本 保: 鉄と鋼, 72 (1986), A223
- 13) 塚谷一郎, 葉師寺輝敏, 勝亦正昭, 細見広次, 須藤正俊: 鉄と鋼, 72 (1986), A231
- 14) 橋本嘉雄: 鉄と鋼, 72 (1986), p. 2263
- 15) 織田昌彦, 加藤勝弘, 中沢 吉, 秋末 治, 武田安夫: 鉄と鋼, 73 (1987), S552
- 16) 村上 正, 山地千博, 西股 茂, 小野田進, 川村哲郎, 喜多村治雄: 鉄と鋼, 72 (1986), S137
- 17) N. J. PETCH: J. Iron Steel Inst., 173 (1953), p. 25
- 18) K. J. IRVINE, F. B. PICKERING and T. GLADMAN: J. Iron Steel Inst., 205 (1967), p. 541