

© 1991 ISIJ

 ///////////////  
 論 文  
 ///////////////

# Nb 添加熱延鋼板の固溶 Nb 量と機械的性質に及ぼす C, Nb, Mn の影響

佐藤 一 昭\*・末 広 正 芳\*<sup>2</sup>

## Effects of C, Nb, Mn on Soluble Nb and Mechanical Properties of Nb Treated Hot Rolled Steel Sheet

Kazuaki SATO and Masayoshi SUEHIRO

### Synopsis :

The effects of carbon, niobium and manganese on the precipitation behavior of Nb in deformed austenite were investigated in a series of micro-alloyed steels. The steels were hot rolled in a five pass schedule on laboratory scale mills to define the effect of holding time at 950°C prior to forth pass on the rolling load, tensile properties and quantitatively analyzed soluble Nb (Sol. Nb).

The increase in amount of C and Nb accelerates the precipitation of Nb and tensile strength (TS) decreases with the decrease of Sol. Nb. These results indicates that in the specified rolling conditions TS of the steel with lower C or Nb content is larger than that with higher C or Nb content.

It is found that soluble Nb increases the rolling load. Therefore, the precipitation behavior of Nb can be estimated by the change in the rolling load.

The addition of Mn retards the precipitation of Nb and therefore enhances the strength of the Nb treated steel.

The observed decrease of Sol. Nb with the holding time is larger than that estimated by the decrease of rolling load. This result suggests that the growth of Nb precipitates takes place mainly during cooling subsequent to hot rolling.

**Key words :** hot rolled steel sheet; hot rolling; precipitation; niobium; carbon; manganese; mechanical property; rolling load.

## 1. 緒 言

最近熱延鋼板の材質予測モデルの開発<sup>1)</sup>が盛んに行われているが、著者ら<sup>2)</sup>も連続熱間圧延工程を対象に Si-Mn 普通鋼の材質予測モデルの開発を行っている。この Si-Mn 普通鋼と同じ手法による Nb 添加熱延鋼板 (以下 Nb 鋼) の材質モデルを開発するためにはスラブ加熱に始まり粗圧延、仕上圧延、冷却、コイル巻取りに終わる連続熱間圧延工程中における Nb の溶解、析出挙動とこれが圧延鋼材の組織と材質におよぼす影響を理解する必要がある。

現在までに Nb 鋼加熱時の Nb の溶解<sup>3)</sup>とオーステナイト ( $\gamma$ ) 粒の成長<sup>4)</sup>、 $\gamma$ 中における Nb 炭窒化物の析出<sup>5)</sup>と  $\gamma$ 組織の変化<sup>6)</sup>について種々の実験手法を使っ

た多くの報告があるが、いずれも個々の現象を単独に取り扱ったものであり Nb 鋼の材質予測に必要な加熱からコイル巻取りまでの Nb 析出挙動を圧延材の材質にまで結びつけている報告はないようである。これは Nb 鋼の加熱から冷却、巻取熱処理まで各熱延工程条件により変化する Nb 析出挙動を一貫して定量的に表す方法が無いためと考えられる。著者ら<sup>7)</sup>は Nb 析出挙動を定量的に表す指標として電解抽出法で求められる Sol. Nb に着目し、2水準の Nb を添加した鋼について実験室圧延機を使って連続5パス圧延途中の  $\gamma$ 域における Nb 析出処理にともなう Sol. Nb、圧延荷重、圧延材材質の変化を調査した。その結果圧延途中の Nb 析出処理にともなう圧延荷重が減少するがこの圧延荷重の減少はこの析出温度での固溶 Nb の減少と対応することを示した。次に

平成2年8月3日受付 (Received Aug. 3, 1990)

\* 新日本製鉄(株)八幡技術研究部 (現:愛知電機(株)変圧器事業部) (Yawata R & D Lab., Nippon Steel Corp., Now Transformer Division, Aichi Electric Co. Ltd., 1 Aichimachi Kasugai 486)

\*2 新日本製鉄(株)八幡技術研究部 (Yawata R & D Lab., Nippon Steel Corp.)

析出処理にもなって圧延後冷却の過程で急激に起きること、Sol. Nb は Nb 析出挙動を定量的に表す指標となると考えられることを示した。さらにこの Sol. Nb と圧延材の引張試験値との間に良い相関があることが分かったので Sol. Nb を使って Nb 鋼の材質予測モデルを組み立てることができるとの見通しを示した。

$\gamma$  中における Nb の析出には温度、時間、ひずみ<sup>5)</sup> 以外に鋼成分が大きい影響を与えることが知られている。連続冷却では NbC のある温度 ( $\gamma$ ) における析出駆動力はその温度と NbC の平衡溶解温度との差が大きくなるほど大きくなるので、Nb<sup>5)</sup> および C<sup>8)</sup> の増加は NbC の析出速度を大きくすると考えられる。Mn は  $\gamma$  中の Nb と C の拡散速度を小さくするために NbC 析出を遅らせるとともに変態温度の低下を通して Nb の強化作用を助長すると推測<sup>9)</sup> されている。本報告では C, Nb, Mn をそれぞれ同一チャージ内で変化させた真空溶解材を使って多パス熱間圧延途中での Nb 析出処理が圧延材の Sol. Nb, 圧延荷重および材質におよぼす影響を調査して、C, Nb, Mn が Nb 析出挙動におよぼす影響を定量的に明らかにし、Nb 添加熱延鋼板の材質予測モデルを開発するための基礎データとすることを試みた。

## 2. 実験方法

Table 1 に試験材成分を示す。A1~A3 鋼は Nb 析出挙動におよぼす C の影響を、B1~B6 鋼は Nb の影響を、A3 と A4 鋼および C1 と C2 鋼は Mn の影響をそれぞれ調査する目的で 300 kg 真空溶解炉で溶解、鋳造した 50 kg 鋼塊を粗圧延した試験材である。25 mm 厚×150 mm 幅×200 mm 長の熱間圧延用素材を 1250°C, 1 h 加熱後 2 スタンド実験用熱間圧延機<sup>10)</sup> を使って 5 パス圧延し 3 mm 厚にまで約 900°C で仕上げ圧延、40°C/s で 200°C 以下まで冷却した。 $\gamma$  域での Nb 析出量を変化させる目的で第 3 パス圧延後の 10 mm 厚の圧延材を Nb 析出ノーズ<sup>5)</sup> 付近の温度である 950°C 加熱炉中に 0, 5, 20 min 保持してから続けて第 4, 5 パス圧延を行った。圧延試験材の中央部から採取した試験片に 550°C, 1 h のコイル巻取相当の熱処理を加えてから引張試験(圧延方向, JIS5号)を行って降伏点 (YP), 引張強さ (TS), 全伸び (El) を調べた。Nb の析出挙動を定量的

に表す指標としての Sol. Nb (Total. Nb-Insol. Nb) の分析方法は電解抽出法である。この Sol. Nb は固溶 Nb および  $\gamma$  域と  $\alpha$  域で析出する微小サイズの Nb 析出物の合計であり、この Sol. Nb に入る微小サイズ Nb 析出物の大きさは電顕で観察できる限界と考えられる 5 nm 以下<sup>5)</sup> と考えた。以上の実験方法と分析法の詳細は別の報告<sup>7)</sup> で述べている。

## 3. 実験結果と考察

### 3.1 C が Sol. Nb と引張試験値および圧延荷重におよぼす影響

Fig. 1 は A1 (0.05% C), A2 (0.10% C), A3 (0.14% C) 鋼について調べた第 3, 第 4 パス間の 950°C 析出処理時間とそれに続く第 4, 5 パス圧延冷却材の Sol. Nb との関係におよぼす C の影響を示す。析出処理時間 0 min での Sol. Nb は A1 鋼では 0.030% であるが、A2 鋼では 0.026%, A3 鋼では 0.022% であり C の多いものほど Sol. Nb は少ない。析出処理時間が長くなると Sol. Nb は減少するが析出処理時間 5 min での Sol. Nb は A1 鋼の 0.029% にたいし A2 鋼と A3 鋼では 0.002% にまで減少する。すなわち C の多い方が Sol. Nb の減少速度は大きい。この結果は小林ら<sup>8)</sup> が溶体化処理後焼入れ材のフェライト ( $\alpha$ ) 中の時効硬化量を測定する方法で明らかにした C は Nb の  $\gamma$  中析出を促進するとした結果と一致する。この Nb 析出におよぼす C の影響は、ある温度の  $\gamma$  に生じる NbC の析出駆動力が

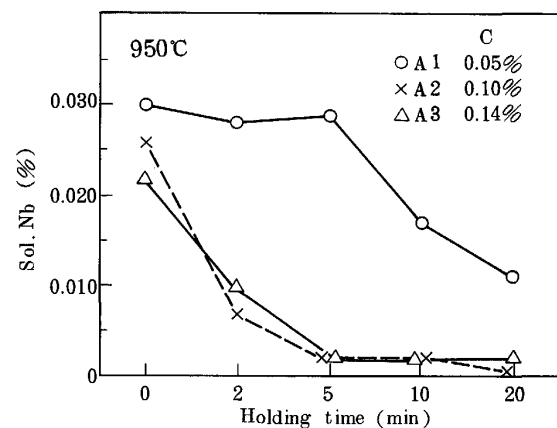
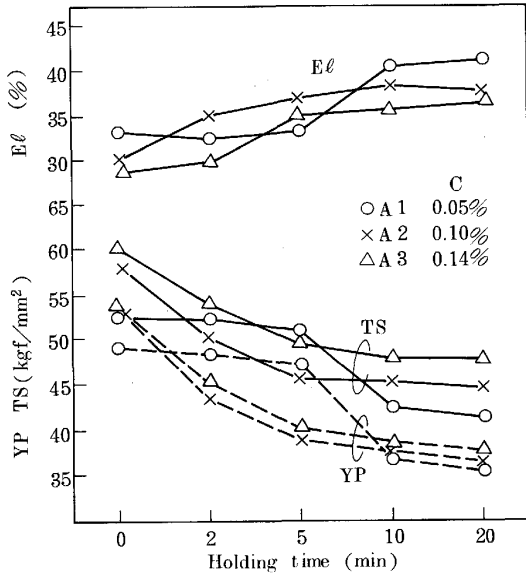


Fig. 1. Effect of C content on the precipitation kinetics of Nb (Steel A : Mn 0.52%, Nb 0.050%).

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

Steel	A1	A2	A3	A4	B1	B2	B3	B4	B5	B6	C1	C2
C	0.05	0.10	0.14	0.14	0.10	0.10	0.10	0.10	0.10	0.10	0.10	0.10
Mn	0.53	0.52	0.52	0.97	1.01	1.01	1.01	1.01	1.01	1.01	0.58	0.96
Nb	0.050	0.049	0.048	0.048	0.001	0.019	0.030	0.040	0.056	0.082	0.018	0.018

Si: 0.1 P: 0.005 S: 0.005 N: 0.002 Al: 0.02



550°C, 1 h annealed after cooling to 200°C at 40°C/s  
Steel A : Mn 0.52%, Nb 0.050%

Fig. 2. Effect of C content on the dependence of the mechanical properties of steel on holding time at 950°C.

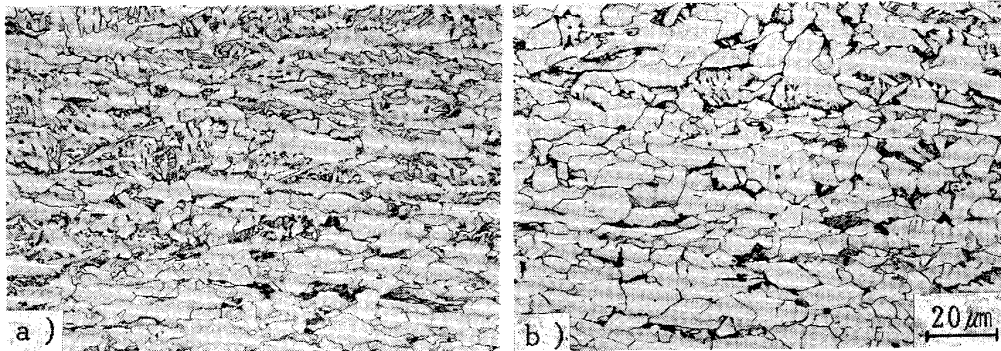
その温度と NbC の平衡溶解温度との差の大きいほど、したがって C 量が多いほど大きくなるためと考えられる。Fig. 1 で A2 鋼と A3 鋼は Sol. Nb の減少速度はほぼ同じであるが、これは本実験条件では C 0.10% 以上で C の Nb 析出促進効果は飽和するためと考えられる。

Fig. 2 は 950°C 析出処理時間にとまなう 550°C, 1 h のコイル巻取相当熱処理を行った圧延冷却材の引張試験値の変化におよぼす C の影響を示す。各 C 量の圧延材の YP, TS は析出処理時間が長くなると小さくなるが析出処理時間 0 min と 20 min での TS の差は A1 鋼の 9 kgf/mm<sup>2</sup> に対し、A2 鋼と A3 鋼では 13 kgf/mm<sup>2</sup> であり C の多い方が強度の低下量が大きい。これは Fig. 1 の C の多い方が Sol. Nb の減少量が大きい結果と対応する。仕上圧延後、冷却前の圧延材中の固溶 Nb はその

後の冷却にとまなうて起こる変態温度の低下<sup>11)12)</sup>と  $\alpha$  中での析出強化<sup>11)</sup>の二つの作用を通して圧延材を高強度化する。別報<sup>7)</sup>で述べたように圧延冷却材の Sol. Nb は冷却条件が同じであれば冷却前の固溶 Nb 量に比例すると考えられる。したがって Fig. 2 に示す析出処理時間が長くなると各圧延材の YP, TS が小さくなる理由は Sol. Nb の減少にとまなう変態温度の上昇と  $\alpha$  中での析出硬化量の減少の両方によるものと考えられる。Sol. Nb が変態温度におよぼす影響を示す例として Photo. 1 に A2 鋼を 950°C, 0 min および 20 min 析出処理した圧延冷却材の組織を比較して示す。析出処理時間 0 min で Sol. Nb 0.027% の組織は結晶粒径が約 10  $\mu\text{m}$  の大部分が未再結晶  $\gamma$  から変態したことを示す圧延方向に伸長したベイナイト組織である。これに対し析出処理時間 20 min で Sol. Nb 0.002% の組織は平均結晶粒径が 17  $\mu\text{m}$  のフェライト、パーライト組織であり、0 min に比べて変態温度が高いことを示している。

Fig. 2 で析出処理時間が 5 min の場合 YP, TS は C の少ない A1 鋼の方が C の多い A2 鋼, A3 鋼よりも逆に大きくなっている。これは A1 鋼では C が少ないため Nb の析出が遅れて Sol. Nb が 0.029% と多量に残った結果、変態温度の低下による組織強化と析出強化による強度上昇が大きいものに対し、A2 鋼, A3 鋼では C が多いので Sol. Nb は 0.002% まで減少した結果、Sol. Nb の組織強化と析出強化による強度上昇がほとんどない<sup>20)</sup>ために C 単独の強度上昇だけではその強度は A1 鋼よりも大きくならないためと考えられる。析出処理時間が 10 min 以上では A1 鋼の Sol. Nb も減少するのでその強度は C の多い A2 鋼, A3 鋼よりも小さくなる。

Fig. 3 は A1~A3 鋼の TS を Sol. Nb で整理したもので、C 量が同じであれば TS と Sol. Nb の間には良い相関があることを示す。Sol. Nb 0.01% 当たりの TS



a) 0 min (Sol. Nb : 0.027%)    b) 20 min (Sol. Nb : 0.002%)

Photo. 1. Optical micrographs of Steel A2 showing the effect of holding time at 950°C.

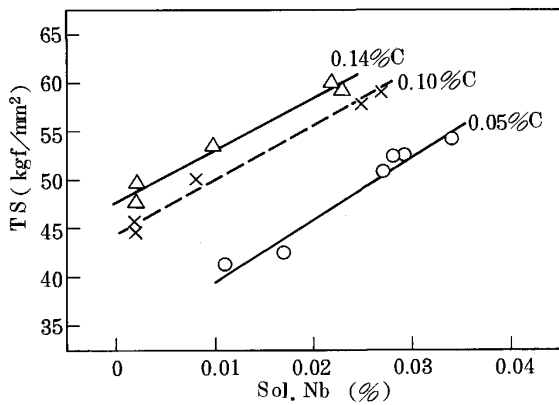


Fig. 3. Relationship between amount of Sol. Nb and tensile strength (Steel A).

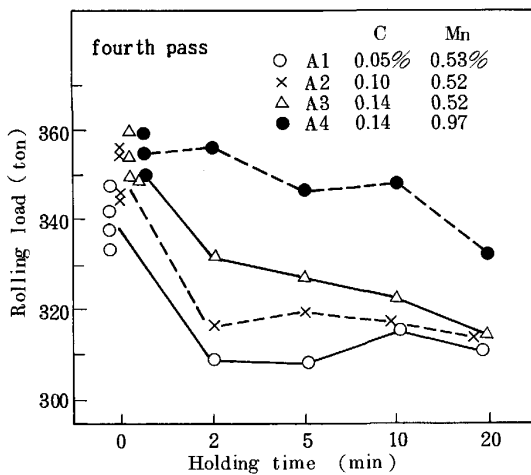


Fig. 4. Effect of holding time and C, Mn contents on the rolling load of the fourth pass at 890°C (Steel A : Nb 0.050%).

増加量は A1~A3 鋼はいずれも約 6 kgf/mm<sup>2</sup> であるが、細かくみると A1 鋼の 6.5 kgf/mm<sup>2</sup> に対し A2 鋼と A3 鋼では 5.5 kgf/mm<sup>2</sup> であり C の少ない方が TS の増加量が大きい。この原因は本報告の圧延冷却条件では同じ量の Sol. Nb で比べた場合、C の少ない方が変態温度の低下とそれともなう組織強化に大きい影響をおよぼすこと、あるいは本報告の TS は 550°C の焼もどし処理を行った値であるので、この組織の差が焼もどし軟化量に影響をおよぼすことが考えられる。

Fig. 4 は 950°C 析出処理時間ともなう第 4 パス圧延荷重の変化を示したもので A1~A3 鋼ともに析出処理時間が長くなると圧延荷重は低下する。第 5 パス圧延荷重の変化も第 4 パスと同じ傾向を示した。ただしこの圧延荷重は別報<sup>7)</sup> で述べた方法で実測値を圧延温度 890°C の場合に補正した値である。Fig. 4 の結果は 950°C 析出処理により固溶 Nb が減少するために圧延荷重が低下することを示すと考えられる。固溶 Nb は固溶

強化<sup>13)</sup> と歪み誘起析出による回復再結晶の遅延<sup>6)</sup> の二つの作用を通して  $\gamma$  の熱間変形抵抗を増大させるが第 4 パス圧延荷重には  $\gamma$  は完全に再結晶しているため固溶強化だけが影響をおよぼすのに対し、第 5 パス圧延荷重には第 4, 5 パス間の時間が 3 s と短いために第 4 パスによる加工  $\gamma$  の回復、再結晶の遅れと固溶強化の両方が影響をおよぼす。Fig. 4 は A1~A3 鋼ともに同様の圧延荷重の変化、すなわち析出処理時間 5 min までの急激な減少とその後のゆるやかな変化を示している。C は 950°C における圧延荷重の減少すなわち固溶 Nb の減少には大きい影響を与えないと考えられる。これに対して Fig. 1 に示すように、C は析出処理時間ともなう Sol. Nb の減少には影響を与えている。Nb 鋼の熱間圧延中における Nb 析出挙動を著者らは以下のように考えている。 $\gamma$  域では電顕観察ができずまた電解抽出で分離できない微小サイズの析出物が生成し、これは圧延荷重の減少と対応する。次にこの微小サイズの析出物が圧延後の冷却中に成長し、電顕観察ができ Sol. Nb として分析できる大きさになる。この 2 段階で起きる Nb 析出のうち  $\gamma$  域での析出は古典的な核生成、成長の理論から理解することができるが、冷却中の成長はこの理論では理解できない。そのメカニズムを示す明確なデータは得られていないが、冷却途中での  $\gamma$ - $\alpha$  変態時に変態界面に偏析した Nb が界面に沿って析出物に拡散するために起こると考えている。この点に関しては今後検討を要する課題である。以上の 2 段階で起きる Nb 析出の考え方によれば微小サイズ析出物量と InSol. Nb との間には量的な相関があると考えられるが、Fig. 1 と Fig. 4 に示す 950°C 析出処理時間ともなう Sol. Nb の減少と圧延荷重の減少の関係は良く対応していない。これは 950°C での微小サイズの Nb 析出には C は大きい影響をおよぼさないのに対し、圧延後の冷却中に生ずる電顕観察ができ InSol. Nb として分析できるサイズの Nb 析出物の成長には C が大きい影響をおよぼすためと推測される。

次に Fig. 4 に示すように析出処理時間 0~5 min での第 4 パス圧延荷重は C の多い A3 鋼が最も大きい。また第 2, 3 パスの圧延荷重も C の多い A3 鋼が最も大きかった。圧延荷重には固溶 Nb が影響を与えるが、前述のように C は Nb 析出に影響をおよぼさないと考えられるので A1~A3 鋼の固溶 Nb には差がないはずである。それにもかかわらず第 2~4 パス圧延荷重は C の多いものほど大きいので C が圧延荷重を増加させると考えられる。

鋼の熱間変形抵抗におよぼす C の影響は落下ハン

マー<sup>14)</sup>, 圧縮<sup>15)16)</sup>, 引張り<sup>17)</sup>などの種々の試験法で調査されているが, Cの増加により変形抵抗は増加する<sup>14)</sup>, ほとんど変わらない<sup>15)16)</sup>, 減少する<sup>17)</sup>など相互に異なった結果が得られており定説は得られていない. その理由はC以外の成分がかならずしも揃った試験材が使用されていないことによる場合もあるだろうが, 熱間変形抵抗におよぼすCの影響は試験方法が異なるすなわち変形機構が異なるとそれぞれに異なって出たためではないかと考えられる. 引張試験片内の温度, ひずみ, ひずみ速度などの分布は比較的一様であるのに対し, 圧縮や圧延では一様ではなくたとえば工具と接触する試験片表面部は内部よりも低温度になる. このために表面部の変形抵抗はCの影響を大きく受けるので圧縮や圧延の平均変形抵抗は見かけ上Cの増加とともに増加することになると考えられる.

現在までに圧延法により熱間変形抵抗におよぼすCの影響を調査した報告はないようである. 熱間圧延ラインでは成分の影響を取り込んだ正確な圧延荷重予測モデルを必要とするが, そのための基礎データとして必要な熱間変形抵抗は変形機構が同じ圧延法により求めるべきであろう.

### 3.2 NbがSol. Nbと引張試験値および圧延荷重におよぼす影響

Fig. 5はNb添加量を0.019~0.082%の間で変化したB2~B6鋼について調べた950°C析出処理時間とともにSol. NbおよびNb析出率(Insol. Nb/Total Nb)の変化におよぼすNb添加量の影響を示す. この図からNbが多いとSol. Nbの減少速度が大きいかつNb析出率の変化も大きくなる, すなわちNbが多いとNb析出速度が大きいことが分かる. このために析出処理時間が5min以上ではNb添加量の多いものの方が少ないものよりもSol. Nbはかえって少なくなる. ちなみに本成分鋼ではIRVINEら<sup>3)</sup>のNbC溶解度積計算式によれば1250°Cでは0.082%NbのB6鋼以外はNbは全量溶解している. 析出処理時間0minでもInsol. Nbは特にNbの多いもので大きい. これは本調査の圧延パススケジュールが析出処理時間は0minであっても第1パスの1060°Cから最終5パスの890°Cおよびその後の冷却開始までに73sの時間がかかっているなのでこの間にNbが析出するためである.

Fig. 5にはB2~B6鋼の析出処理時間とTSとの関係をあわせて示す. 0minではNbの多い方がTSは大きい値を示すが, 5min以上では逆にNbの少ない方がTSは大きい値を示す場合が多い. これはFig. 5に示しているようにNbの多いものほどNb析出速度が大き

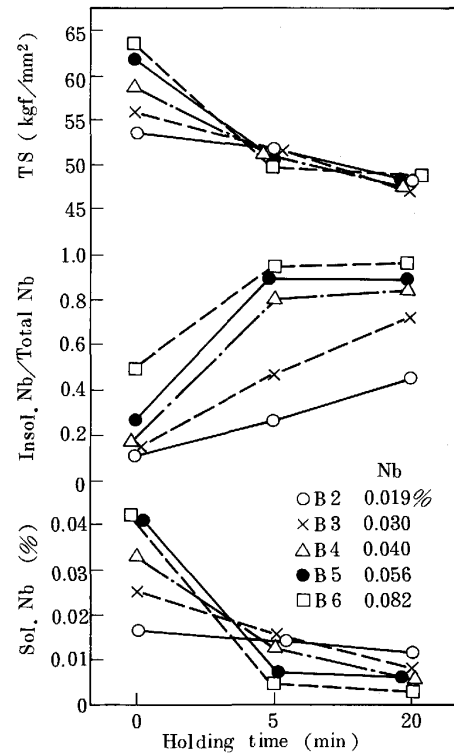


Fig. 5. Effect of Nb content on the precipitation kinetics of Nb and mechanical properties (Steel B).

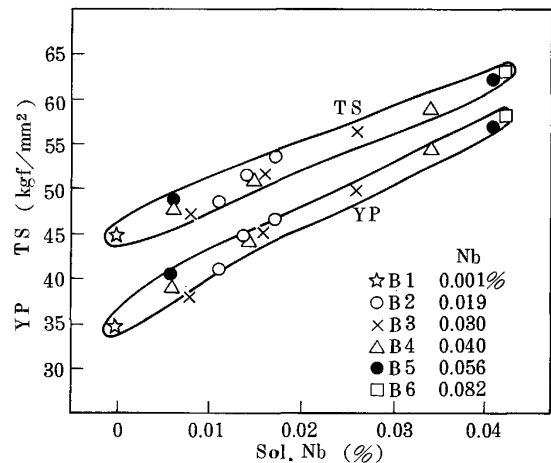


Fig. 6. Relationship between amount of Sol. Nb and tensile properties (Steel B).

いため5min以上ではSol. Nbが少なくなるためと考えられる.

Fig. 6はB1~B6鋼のSol. NbとYP, TSとの関係を示す. この図からNb以外の成分と950°C析出処理時間以外の圧延冷却条件が同じ場合, YP, TSはNb添加量とではなくSol. Nbと良い相関を示すことが分かる. このB鋼(C:0.1%, Mn:1%)のSol. Nb0.01%当たりのTS増加量は4.5kgf/mm<sup>2</sup>である. 前述のA2

鋼 (C:0.1%, Mn:0.5%) ではこれは  $5.5 \text{ kgf/mm}^2$  であり, さらに別報<sup>7)</sup> の 0.1% C, 1.5% Mn 鋼では  $4.1 \text{ kgf/mm}^2$  であり, Mn の多いものほど TS 増加量は小さい. この原因は前節で述べた C の場合と同様に Mn の少ない方が同じ量の Sol. Nb の増加による変態温度の低下とそれともなう組織強化量が相対的に大きくなるため, あるいはこの組織の差にともなう焼もどし軟化量が変わるためと考えられる. このために 1.5% Mn 鋼では Sol. Nb 0.01% 当たりの TS 増加量が最も小さくなっていると考えられる. Fig. 6 で Nb 無添加の B1 鋼の YP, TS は Nb 添加 B2~B6 鋼の Sol. Nb と YP, TS との関係を示し Sol. Nb 0% に外挿した値と同じである. このことは Nb 添加熱延鋼板の YP, TS はその Sol. Nb を予測できれば Nb 以外の成分が同じ熱延鋼板の YP, TS を基準にして予測できる可能性があることを示すと考えられる.

Fig. 7 は  $950^\circ\text{C}$  析出処理時間が 0 min と 5 min の B 鋼について Nb 添加量と引張試験値との関係を示す. 0 min では Nb 0.055% まではほぼ添加量に比例して YP, TS は増加し,  $E_l$  は減少する. 0.082% では先に述べたように Nb は完全には溶解していないので YP, TS は添加量に比例していない. 保持時間 5 min では Nb 添加効果は 0.03% で飽和し, それ以上添加すると YP と TS はかえって小さくなる. Nb 添加量 0.055% の場合, 保持時間が 5 min の YP, TS は 0 min に比べてそれぞれ  $14 \text{ kgf/mm}^2$ ,  $11 \text{ kgf/mm}^2$  小さくなる.

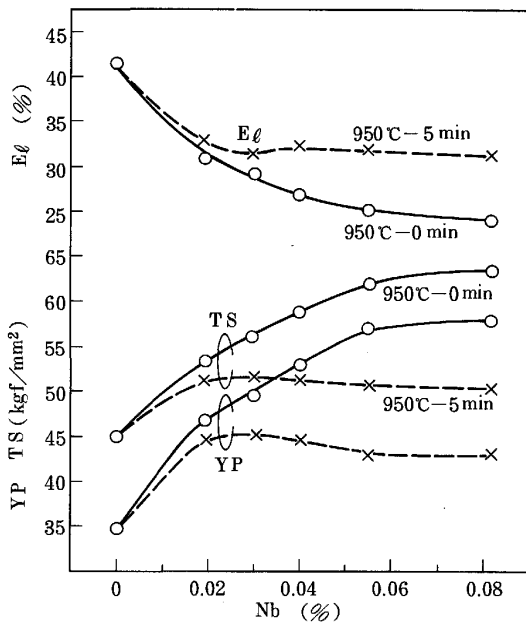


Fig. 7. Effect of holding time on the relationship between Nb addition and the tensile properties (Steel B).

以上のように Nb の強度増加効果は  $950^\circ\text{C}$  析出処理時間の長短, すなわち実際の熱間圧延ラインでのスラブ加熱から冷却巻取処理までの圧延条件 (連続熱延ではひずみ量は大きいので主に温度と時間) の影響を大きく受ける. さらにこの圧延条件の影響は Nb 添加量の大きいものほど大きく受ける. 以上から Nb の析出強化の効果を増大させるためには圧延途中での Nb 析出をできるだけ小さくすることが必要で, このためには圧延後の冷却条件が同じ場合は圧延時間を短くすることが有効である.

Nb 添加量の強度におよぼす影響に関する報告は多いがその内容はそれぞれ異なっている. 例えば 0.15% まで添加量の増加とともに強度は増加する<sup>11)</sup>, 0.02% までは大幅に増加するが 0.03% 以上ではほとんど増加は望めなくなる<sup>18)</sup>, 0.03% 以上では添加量の大きい方がかえって強度が小さくなる<sup>19)</sup> などである. これはこれらの報告の C や N レベルの差異に加えて圧延条件がそれぞれ異なるためと考えられる.

Fig. 8 は B 鋼について第 3 パス圧延荷重を圧延温度で整理したもので, 圧延荷重と圧延温度との間には負相関があること, Nb の多いものほど圧延荷重が大きいことが分かる. この圧延荷重の増加は主として固溶 Nb の増加によるものと考えられる. Fig. 9 は Fig. 8 を使って圧延温度を  $970^\circ\text{C}$  に補正した第 3 パス圧延時の圧延荷重を Nb 添加量で整理したものである. 図中には同様の方法で整理した第 2 パス圧延のものについても示している. Nb 析出処理前である第 2, 第 3 パス圧延ともに Nb と圧延荷重との間には比例関係が認められる. ただし第 2 パスでは Nb 0% から 0.82% まで圧延荷重は Nb に比例して大きくなるが, 第 3 パスでは Nb 0% の圧延荷重は B2~B6 鋼の値を Nb 0% に外挿した値より

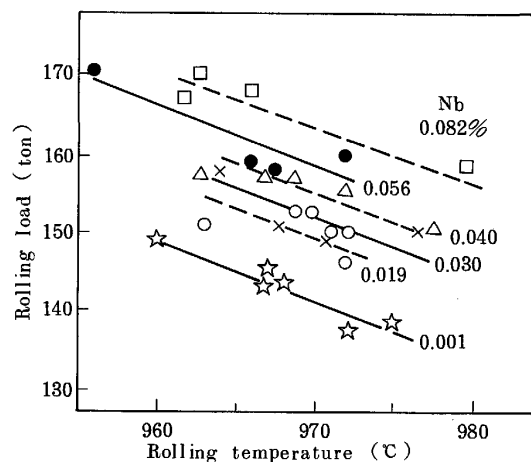


Fig. 8. Effects of Nb content and rolling temperature on the rolling load of the third pass (Steel B).

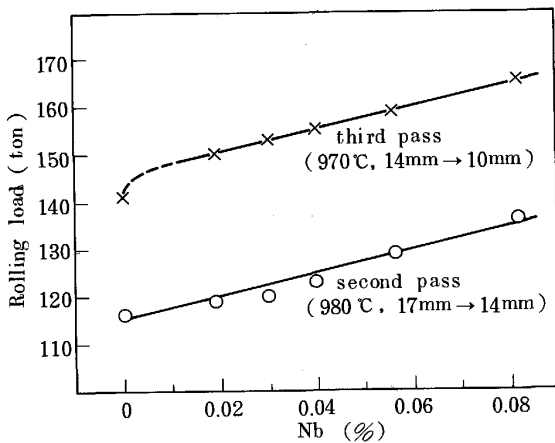


Fig. 9. Effect of Nb addition on the rolling load of the second and third passes (Steel B).

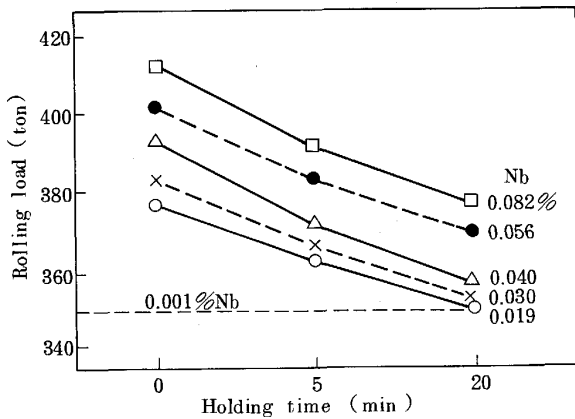


Fig. 10. Effect of Nb content on the relationship between holding time at 950°C and rolling load (Steel B, fourth pass).

小さい。これは第2、第3パス連続圧延間の時間は3sと短い、この時間でNb無添加鋼は加工 $\gamma$ が軟化する<sup>13)</sup>のに対し、Nb添加鋼では歪み誘起析出したNbCにより加工 $\gamma$ の回復、再結晶が遅れて完全には軟化しない<sup>13)</sup>ためと考えられる。したがってNb量の増加による圧延荷重の増加は第2パスの場合は固溶Nbによるが、第3パスの場合は固溶Nbと歪み誘起析出Nbの両方によると考えられる。

Fig. 10は950°C析出処理時間とNb析出処理後の第4パス圧延荷重の関係を示す。Nb析出処理時間とともに圧延荷重はNb添加量に関係なく同じように減少する。すなわち本成分鋼では950°CでのNb析出速度にNb添加量は影響をおよぼさないと考えられる。Fig. 5の析出処理時間ともなうSol. Nbの変化とFig. 10の結果を比較するとFig. 5では析出処理時間が5min以上でNb添加量の多い方がSol. Nbは少なくなっておりNb添加量とSol. Nbの関係が逆転しているのに対し、

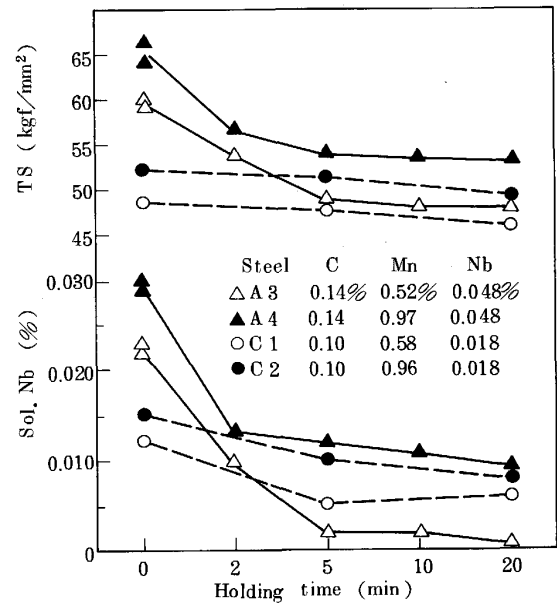


Fig. 11. Effect of Mn on the dependence of amount of Sol. Nb and tensile strength on holding time at 950°C.

Fig. 10ではNb添加量と圧延荷重との間にこのような逆転関係は認められない。これは前節で述べたNb析出挙動の考え方によれば本実験条件ではNbは950°Cの $\gamma$ 域でのNb析出には大きい影響をおよぼさないが、仕上圧延後冷却中のNb析出には大きい影響をおよぼしていることを示すと考えられる。このNbがその析出におよぼす影響は前節で述べたCの場合と同じである。

### 3.3 MnがSol. Nbと引張試験値におよぼす影響

Fig. 11はA3 (0.52%Mn)とA4 (0.97%Mn)鋼およびC1 (0.58%Mn)とC2 (0.96%Mn)鋼について950°C析出処理時間とSol. NbおよびT.S.との関係におよぼすMnの影響を示す。A鋼、C鋼ともにMnの多い方が析出処理時間ともなうSol. Nbの減少量は小さい。これはMnは $\gamma$ 域でのNb析出を抑制することを示していると考えられる。Fig. 11でT.S.はすべての析出処理条件でMnの多い方が大きい、これはMn自体の強化効果と同時にMnの多い方がNb析出が抑制されてSol. Nbが多くなり、それだけNb析出強化量が大きくなるためと考えられる。以上のNb鋼におけるMnの強度の増加効果は関根ら<sup>9)</sup>が指摘している。

Fig. 4に950°C析出処理時間ともなう第4パス圧延荷重の低下におよぼすMnの影響についてA3鋼とA4鋼を比較して示す。析出処理時間0minではA3鋼よりもA4鋼の圧延荷重が大きい。このA3鋼とA4鋼との第4パス圧延荷重の差は、Nb析出処理前の第2、第3パス圧延荷重には差が認められないこと、および

Mn は熱間変形抵抗に影響をおよぼさないとする報告<sup>14)16)</sup> から考えて Mn の熱間変形抵抗の増大効果によるものではないと考えられる。3・1 で述べたように、第 4 パスの圧延荷重の低下は 950°C 析出処理による Nb 析出にともなう固溶 Nb の減少によると考えられるので、Fig. 4 の結果は Mn の少ない A3 鋼の固溶 Nb がより減少して圧延荷重が低くなったためと考えられる。すなわち C と Nb の Nb 析出促進効果が圧延後の冷却中に現れるのに対し、Mn の Nb 析出抑制効果は 950°C の  $\gamma$  域で現れると考えられる。同様の傾向が C1 鋼と C2 鋼の第 4 パス圧延荷重の間にも認められたが C 鋼の Nb 量は 0.019% と少ないので、その差は A3 鋼と A4 鋼の場合ほど明らかではなかった。

#### 4. 結 論

Nb 添加熱延鋼板の Nb 析出挙動におよぼす C, Nb, Mn の影響を理解する目的で、これらの成分を変化させた試験材を使って多パス熱間圧延途中で Nb 析出処理を行って固溶 Nb を変化させた圧延材の圧延荷重と電解抽出分析による Sol. Nb および引張試験値を調査した。

1) C は Nb の析出を促進する。YP, TS は Nb 析出処理による Sol. Nb の減少量に比例して小さくなる。このために Nb 析出処理条件によっては C の多い方が Nb 析出量が大きくなり、その結果 C の多い鋼の YP, TS が少ない鋼よりもかえって小さくなることがある。また C は熱間圧延荷重を大きくする。

2) Nb 添加量の多いものほど Nb 析出速度は大きい。このために Nb 添加の YP, TS の増加効果は圧延条件によって大きく変化し、場合によっては Nb 添加量の大きい鋼の YP, TS が小さい鋼よりも小さくなることもある。また Sol. Nb は熱間圧延荷重を大きくする。

3) Mn は Nb の析出を抑制し、Nb の強度増加効果を大きくする。

4) Nb の析出は第 3 パス後の 950°C 析出処理中と第 5 パス仕上圧延後の冷却中の 2 か所で主に生じていると考えられ、前者の析出は第 4, 5 パスの圧延荷重から、後者の析出は電解抽出分析による Insol. Nb からそれぞれ推測できる。C と Nb の Nb 析出促進効果は仕上圧延後の冷却中に現れ、Mn の Nb 析出抑制効果は 950°C の  $\gamma$  域で現れると考えられる。

#### 文 献

- 1) 例えば、瀬沼武秀, 矢田 浩, 赤松 聡, 浜渦修一, 吉江淳彦, 松村義一: 材料とプロセス, **2** (1989), p. 672
- 2) M. SUEHIRO, K. SATO, Y. TSUKANO, H. YADA, T. SENUMA and Y. MATUMURA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **27** (1987), p. 439
- 3) K. J. IRVINE, T. GRADMAN and F. B. PICKERING: J. Iron Steel Inst., **205** (1967), p. 161
- 4) 荻野喜清, 谷田英雄, 北浦正弘, 足立 彰: 鉄と鋼, **57** (1971), p. 533
- 5) 赤松 聡, 松村義一, 瀬沼武秀, 矢田 浩, 石川信二: 鉄と鋼, **75** (1989), p. 933
- 6) 大森靖也: 日本金属学会誌, **30** (1966), p. 1164
- 7) 佐藤一昭, 末広正芳: 鉄と鋼, **77** (1991), p. 675
- 8) 小林 洋, 自在丸二郎: 日本金属学会誌, **40** (1976), p. 828
- 9) 関根 寛, 沢谷 精, 島田春男, 青木宏一: 鉄と鋼, **53** (1967), S457
- 10) 松村義一, 河野 彪, 上田全紀, 中山 正, 浜渦修一, 福田敬爾: 鉄と鋼, **71** (1985), S1499
- 11) W. B. MORRISON: J. Iron Steel Inst., **251** (1963), p. 317
- 12) 藤岡政昭, 吉江淳彦, 森川博文, 末広正芳: 材料とプロセス, **2** (1989), p. 692
- 13) 大内千秋, 大北智良: 鋼の熱間加工の金属学 (鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会編) (1982), p. 190
- 14) 美坂佳助, 吉本友吉: 塑性と加工, **8** (1967), p. 414
- 15) 志田 茂: 塑性と加工, **9** (1968), p. 127
- 16) 瀬沼武秀, 矢田 浩, 松村義一, 浜渦修一, 中島浩衛: 鉄と鋼, **70** (1986), p. 1392
- 17) 酒井 拓, 大橋正幸: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 2000
- 18) 関根 寛, 丸山忠克, 関口昭一, 大野剛正: 鉄と鋼, **56** (1970), p. 569
- 19) K. J. IRVINE: J. Iron Steel Inst., **201** (1963), p. 944
- 20) 佐藤一昭, 末広正芳, 矢田 浩: 材料とプロセス, **3** (1990), p. 1893