

© 1988 ISIJ

 ////////////////
 論文
 ////////////////

ニオブ添加圧延鋼板の機械的性質に及ぼす 直送圧延条件の影響

鎌田 芳彦*・橋本 保*²・渡辺 征一*²

Effect of Hot Charge Direct Rolling Condition on Mechanical Properties of Nb Bearing Steel Plate

Yoshihiko KAMADA, Tamotu HASHIMOTO and Seiichi WATANABE

Synopsis :

A large amount of steel plates is currently produced by HCR (Hot Charge Direct Rolling) process. In this study, the effect of HCR condition on the mechanical properties of Nb bearing steel is investigated.

If the charging temperature is above A_{r1} , the toughness of Nb bearing steel through HCR process is inferior to conventionally rolled one. This phenomenon comes from the larger amount of Nb in solution in the HCR process than in the CCR process. This Nb in solution markedly retards the recrystallization of austenite and then it precipitates as Nb(CN) finely during and after rolling in the HCR process. To improve the balance between the tensile strength and brittle-ductile transition temperature in Nb bearing steel at a charging temperature above A_{r1} , 1100°C is the most favorable for the rolling start temperature, because the finest austenite grain is obtained at this temperature range due to recrystallization.

Key words : high strength low alloy steel ; plate ; phase transformation ; precipitation ; recrystallization ; strength ; toughness.

1. 緒 言

鉄鋼製造における省エネルギーは重要な課題であり、多くの製造プロセスの変革をもたらしてきたが、近年では製鋼・ casting・圧延を一体化した連続プロセスが新しい省エネルギープロセスとして注目を集めている¹⁾。これは連続 casting 設備により casting されたスラブを室温まで冷却することなく直接圧延工場の加熱炉に装入し、あるいは加熱することなく直接圧延するプロセスであり、直送圧延プロセスと称され厚鋼板の製造プロセスに導入されつつある²⁾。一方、厚鋼板の多くは微量添加元素と制御圧延の組合せにより強靱化がはかられているが、このような厚鋼板に直送圧延(以後 HCR と呼ぶ)が適用されると、加熱炉への装入温度あるいは圧延温度域によつては、(1) 圧延初期 γ 粒の大きさ(2) 微量添加元素の固溶・析出挙動、が従来の再加熱圧延(以後 CCR と呼ぶ)と異なり、強度・靱性に差を生じることが予想される^{3)~5)}。

しかし、これまでの研究は HCR プロセスの基礎技術となる無欠陥連続 casting 鋳片の製造技術に関する研究^{6)~8)}が主体である。そこで本報告では、制御圧延に適用される代表的な Nb 鋼⁹⁾を供試鋼として用い、直送圧延時の

機械的性質に及ぼす(1) 装入温度(2) 加熱温度(3) 圧延開始温度の影響について調査し、再結晶挙動の観点から CCR と比較検討しその差異についてまとめた。

2. 実験方法

2.1 圧延実験

Table 1 に供試材の化学成分を示すが、0.03% Nb の添加有無により区分した 10C 鋼と Nb 鋼である。実験内容を Fig. 1 に示す。溶製は大気 200 kg あるいは真空 50 kg の高周波溶解炉を用いて行い、溶製後 17 kg 用鑄型(100 mm ϕ × 200 mmh)に前者は 11 分湯、後者は 3 分湯(約 1°C/s の冷却速度)した。この時、各鋼種 1 分湯のみ鑄型内に R 熱電対(0.5 mm ϕ)を内装したアルミナ保護管(日本化学陶業(株)製 SSA-S)を設置して

Table 1. Chemical composition (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Nb	Sol. Al	N
10C1	0.09	0.27	1.32	0.008	0.007	—	0.021	0.0068
Nb1	0.09	0.21	1.34	0.003	0.005	0.034	0.025	0.0053
10C2	0.10	0.31	1.44	0.003	0.006	—	0.028	0.0065
Nb2	0.09	0.29	1.43	0.004	0.003	0.036	0.023	0.0067
Nb3	0.11	0.25	1.35	0.002	0.003	0.029	0.020	0.0021
10C4	0.09	0.24	1.37	0.003	0.004	—	0.023	0.0084
Nb6	0.10	0.22	1.33	0.003	0.005	0.025	0.022	0.0060

昭和 61 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 10 月 8 日受付 (Received Oct. 8, 1987)

* 住友金属工業(株)総合技術研究所 (Technical Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagashondori Amagasaki 660)

*² 住友金属工業(株)総合技術研究所 工博 (Technical Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

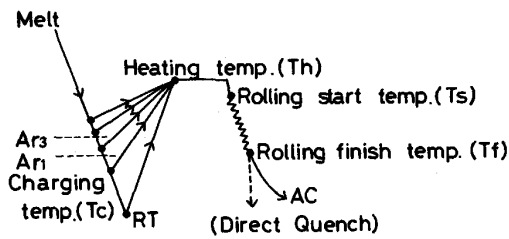


Fig. 1. Laboratory simulation method for hot charge direct rolling and conventional rolling processes.

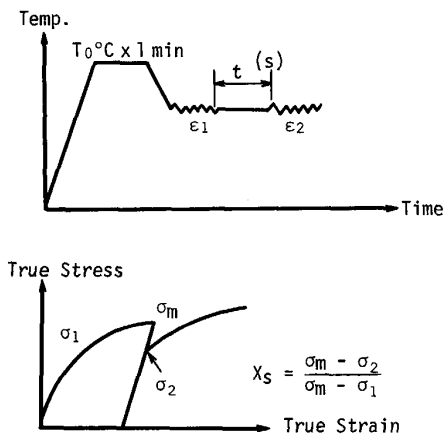


Fig. 2. Schematic representation of interrupted compression testing method.

Table 2. Chemical composition (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Nb	Sol. Al	N
10C3	0.10	0.29	1.35	0.003	0.003	—	0.0028	0.0015
Nb4	0.10	0.23	1.34	0.002	0.003	0.030	0.015	0.0045
Nb5	0.0006	0.22	1.33	0.001	0.003	0.026	0.016	0.0011

凝固後の铸塊中心部の冷却速度及び変態点 (Ar_3, Ar_1) を測定した。他の铸塊は凝固後直ちに型抜きを行い、表面温度をランド放射温度計で測定し所定の装入温度 (T_c) に到達後一定温度 (T_h) に加熱された電気炉に装入し1 h 保熱した。加熱後直ちに14パス圧延により15 mm厚に仕上げたが(この時の仕上温度を T_f とする)、粗圧延では850°C以上の温度域で45 mm厚に6パスで圧延し、のち15 mm厚まで850°Cから780°C(一部750°C)の温度域で8パスにて調整圧延を行い空冷した。圧延後、圧延材の中心部C方向から引張試験片 ($D=8.5 \phi$) を、L方向から衝撃試験片 (JIS 4号) を採取し、引張試験と衝撃試験を実施した。また光顕・電顕によるミクロ組織の観察を行った。一方衝撃試験片の残材を用い、10% アセチルアセトンと1% テトラメチルアンモニウムクロライドを含むメチルアルコール液中で電解し、0.2 μm の孔径のフィルターでろ過し Soluble,

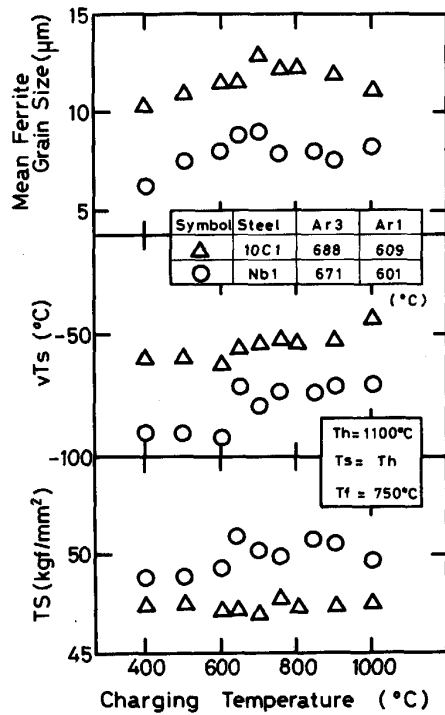


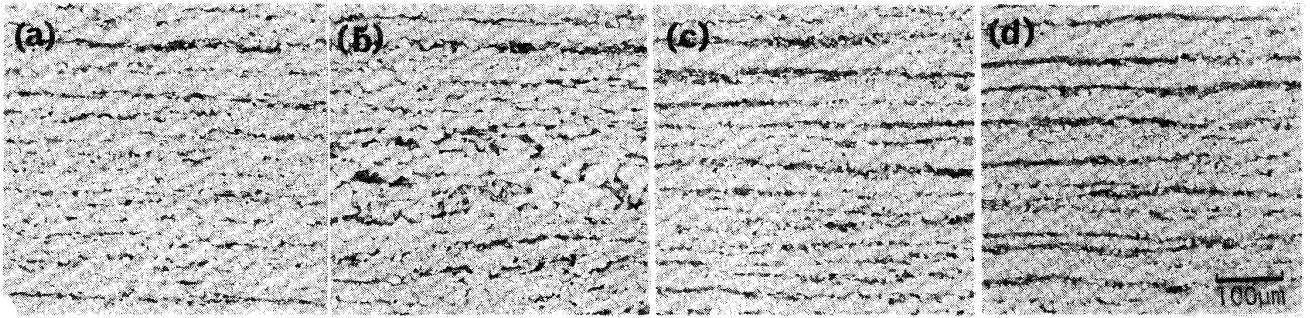
Fig. 3. Effect of charging temperature (T_c) on mechanical properties of 10C1 and Nb1 steel.

Insoluble Nb 量を定量した。ここで、Soluble Nb (Sol. 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¹⁰⁾。また HCR 材の圧延開始温度による再結晶挙動の変化を調査するため、圧延後直接焼入れを行い γ 粒の観察を行った。この時の圧延条件は、100 mm 厚 \rightarrow 60 mm 厚 (5 pass) と 100 mm 厚 \rightarrow 40 mm 厚 (11 pass) の2種類の圧下で $T_f=800^\circ\text{C}$ の一定で行った。

2.2 中断再負荷試験による再結晶挙動の調査

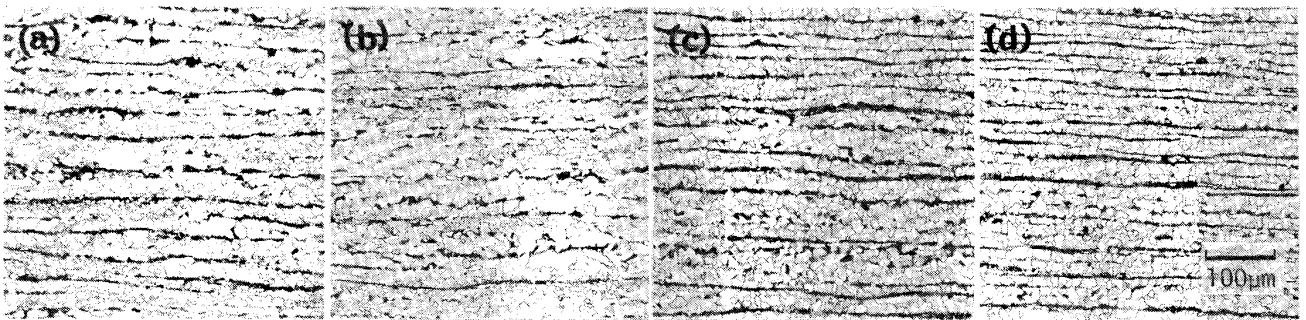
Table 2 に供試材の化学成分を示す。Table 1 と同様の 10C 鋼と Nb 鋼であるが、Nb 鋼は Nb (CN) 析出物あるいは固溶 Nb の再結晶挙動に及ぼす影響を調査する目的で、C, N を極力抑えたものを比較として用いた。ここで、Nb 5 鋼の成分系では750°C以上の温度域で Nb (CN) の析出は生じないことが平衡定数より確認されている。試験方法は Fig. 2 に示すが、次式で示される軟化度 (X_s) を熱間加工再現試験装置 (富士電波製 THERMECMASTOR-Z) にて測定することにより、再結晶挙動を調査した¹¹⁾¹²⁾。

$$X_s = (\sigma_m - \sigma_2) / (\sigma_m - \sigma_1) \dots \dots \dots (1)$$
 σ_1, σ_m はおのおの、一段目の加工時の降伏応力と変形中断時のひずみ ϵ_1 での変形応力、 σ_2 は二段目加工時の降伏応力である。試験片は 8 mm ϕ \times 12 mm h のものを用い、歪み速度 ($\dot{\epsilon}$) は 1/s で試験した。



(a) $T_c = RT$ (b) $T_c = 1000^\circ C$: Nb1
 (c) $T_c = RT$ (d) $T_c = 1000^\circ C$: 10C1
 $T_h = 1100^\circ C$ $T_s = T_h$ $T_f = 750^\circ C$

Photo. 1. Change of optical microstructures of 10C1 and Nb1 steels due to T_c .



(a) $T_h = 1200^\circ C$ (b) $T_h = 1000^\circ C$: Nb2
 (c) $T_h = 1200^\circ C$ (d) $T_h = 1000^\circ C$: 10C2
 $T_c = 1000^\circ C$ $T_s = T_h$ $T_f = 750^\circ C$

Photo. 2. Change of optical microstructures of 10C2 and Nb2 steels due to T_h .

3. 実験結果

3.1 装入温度の強度・靱性に及ぼす影響

Fig. 3 に Nb 鋼の強度・靱性に及ぼす装入温度の影響を 10C 鋼と比較して示す。図中には測定されたそれぞれの A_{r1} , A_{r3} 点も示している。両鋼種とも $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が完了している $600^\circ C$ 以下の装入温度で低温靱性 (${}_v T_s$) が改善されている。強度に着目すると、10C 鋼は装入温度による変化は生じないが、Nb 鋼は装入温度に大きく依存し $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が完了していない $650^\circ C$ 以上の装入温度の時 $3 \sim 4 \text{ kgf/mm}^2$ の強度上昇を示す。Photo. 1 は装入温度が室温 (CCR) と $1000^\circ C$ (γ 域装入 HCR) の場合のミクロ組織の比較を示す。室温装入に比べ $1000^\circ C$ 装入はフェライトが粗く低温靱性の劣化が示唆されるが、Nb 鋼ではさらに組織の混粒化が認められる。このように HCR においては $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態完了 (A_{r1}) 前後の装入温度で、得られる機械的性質あるいはミクロ組織は大きく変化し、この傾向は Nb 鋼において顕在化する。

3.2 加熱温度の強度・靱性に及ぼす影響

HCR 時には Nb 鋼において強度・靱性の変化が著し

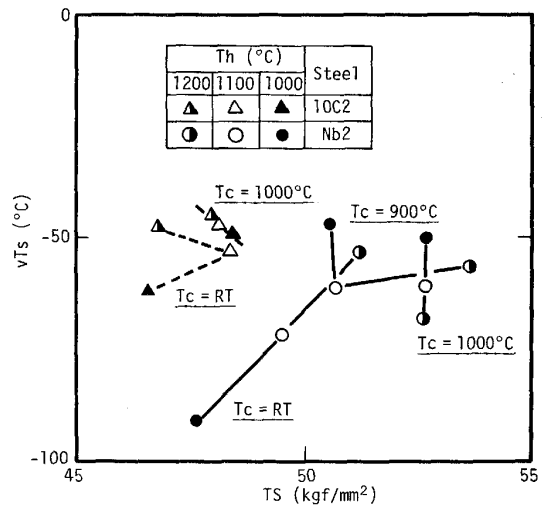


Fig. 4. Effect of heating temperature (T_h) on TS - ${}_v T_s$ balance of 10C2 and Nb2 steels.

い。これより凝固後の冷却から加熱時の昇温過程における Nb の析出・固溶挙動が、強度・靱性に影響を与えることが考えられる。Fig. 4 は加熱温度を変化させたときの Nb 鋼の強度・靱性バランスを 10C 鋼と対比して示したものである。10C 鋼は変化が認められないのに対し、Nb 鋼は加熱温度の影響が認められる。CCR (室温装入)

では加熱温度の上昇による強度の上昇と低温靱性の劣化を生じている。これに対し、900°C 装入の HCR では加熱温度を上昇させると強度は上昇するが靱性の変化は小さい。1000°C 装入の HCR では加熱温度を上昇させても強度は一樣に高く変化しないが加熱温度の上昇につれて低温靱性は改善されている。ここで Nb の固溶温度以上と考えられる 1200°C 加熱圧延において、HCR と CCR の間で得られる強度に約 2 kgf/mm² の差が認められる。Photo. 2 は 1000°C 装入の HCR における加熱温度によるマイクロ組織の変化を示す。Photo. 1 と同様に、10C 鋼に比べ Nb 鋼は混粒のフェライト・パーライト組織を示すが、この混粒の度合いは加熱温度の上昇により軽減されかつ細粒化がはかられ靱性改善に対応している。ここで Nb 炭窒化物の析出強化による靱性の劣化を考慮する必要があるが、Nb がすべて固溶状態で推移すると考えられる 1000°C 装入においても低温靱性は加熱温度に依存している。

3.3 圧延開始温度の強度・靱性に及ぼす影響

Nb 鋼の γ 域装入の HCR では高温域装入・高温加熱ほど強度・靱性バランスが良好である。これは CCR とは逆に高温域での圧延が組織の細粒化に有効であることを示唆している。Fig. 5 は Nb 鋼をもちい、圧延開始温度の強度・靱性に及ぼす影響を示したものである。後述する熱間圧延の γ 再結晶挙動に及ぼす影響を明らかにするため本実験では仕上温度を 780°C の γ 域仕上げとした。CCR では加熱温度の上昇により Nb の固溶がはかられ強度の上昇と靱性の劣化が生じるが圧延開始温度が低いほど靱性の改善が認められる。HCR では加熱温度による強度・靱性の変化はなく、圧延開始温度の 900°C から 1000°C へ上昇にともなう靱性の改善がはかられるのみである。しかしこの改善も 1100°C を超えると逆に劣化している。Photo. 3 (a) ~ (d) に 1000°C 装入 HCR 時の圧延開始温度によるマイクロ組織の変化を示す。マイクロ組織は 1000°C を境として変化しており、1000°C 以下では混粒組織を示し 1000°C 以上では混粒組織部が減少し均質化傾向にある。特に 1000°C 以下の圧延開始では粗大な γ 粒から $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態した混粒の組織の様相を呈している¹³⁾¹⁴⁾。このように初期 γ 粒径に差がない場合でも圧延開始温度によつて強度・靱性が変化するので、HCR 材の組織不均質化と材質劣化の原因は単に $\gamma \rightarrow \alpha$ および $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態を経由しないことによる γ 粒径の粗大化のみでなく、圧延時の γ の再結晶挙動の変化も重要であることを示唆するものである。

3.4 再加熱圧延と直送圧延における再結晶挙動の比較

Fig. 6 は 10C4 鋼 と Nb6 鋼 の HCR 実験 ($T_c = 1000^\circ\text{C}$, $T_h = 1100^\circ\text{C}$) にて得られた、圧延開始温度と圧下量の変化による凝固ままの粗大な γ 粒の再結晶率の変化を示す。この時の再結晶率は 800°C にて仕上圧延後直接焼入れし、圧延材の横断面を研磨後 20% 硝酸水溶液で約 2 min 浸漬することにより γ 粒を現出させ

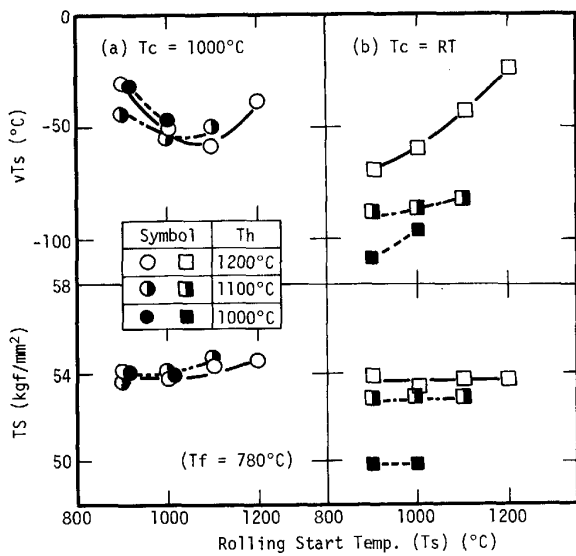
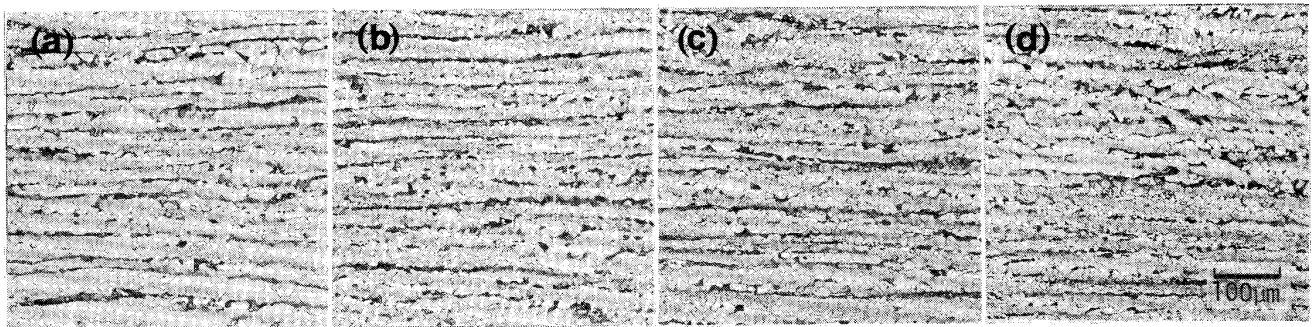


Fig. 5. Effect of rolling start temperature (T_s) on mechanical properties of Nb3 steel.



(a) $T_s = 1200^\circ\text{C}$ (b) $T_s = 1100^\circ\text{C}$ (c) $T_s = 1000^\circ\text{C}$ (d) $T_s = 900^\circ\text{C}$ $T_c = 1000^\circ\text{C}$ $T_h = 1200^\circ\text{C}$ $T_f = 780^\circ\text{C}$

Photo. 3. Change of optical microstructures of hot charge direct rolling processed Nb3 steel due to T_s .

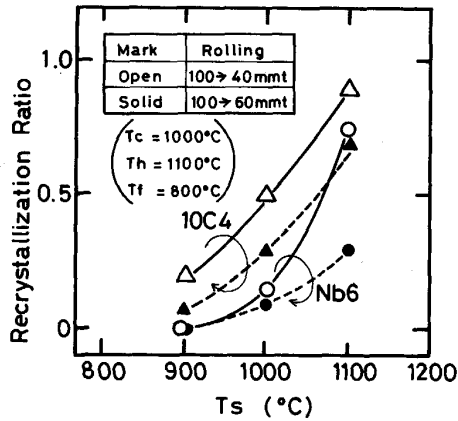


Fig. 6. Effect of rolling start temperature and rolling reduction on recrystallization ratio of 10C4 and Nb6 steels in hot charge direct rolling.

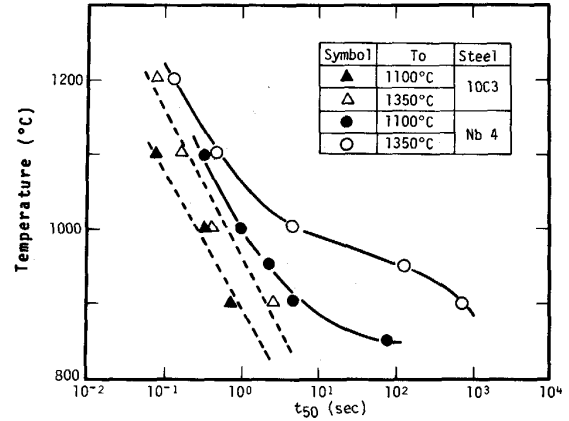
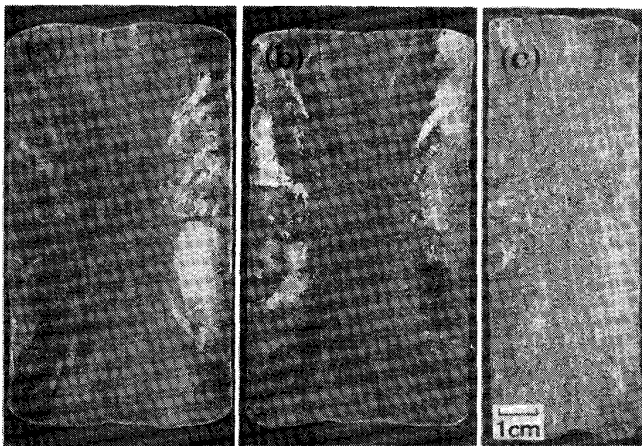


Fig. 7. Relation of half softening time, t_{50} , versus deformation temperature for 10C3 and Nb4 steels.

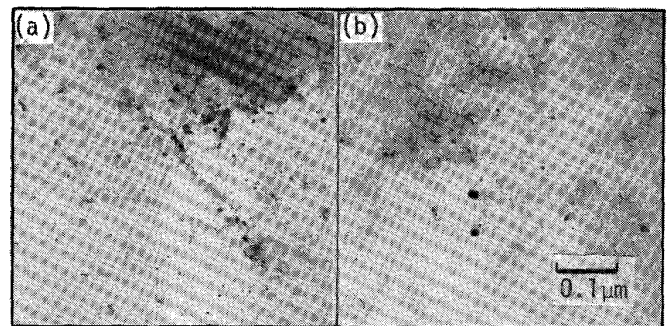


(a) $T_s = 900^\circ\text{C}$ (b) $T_s = 1100^\circ\text{C}$: 100 → 60 mmt
(c) $T_s = 1100^\circ\text{C}$: 100 → 40 mmt
 $T_c = 1000^\circ\text{C}$ $T_h = 1100^\circ\text{C}$ $T_f = 800^\circ\text{C}$

Photo. 4. Change in recrystallization ratio of Nb6 steel with rolling start temperature and rolling reduction.

再結晶領域の面積率を測定して求めた。10C4 鋼が圧延開始温度の上昇、圧下量の増加により一様に再結晶率が増加するのに対し、Nb6 鋼は 1000°C 以下の圧延開始ではほとんど再結晶の進行は認められず、1100°C の圧延開始でのみ再結晶の進行が認められかつ圧下量も再結晶の促進に大きな寄与を与えている。Photo. 4 に Nb6 鋼の横断マクロの 1 例を示すが、再結晶は鑄造組織に依存し中心部の等軸晶領域から生じ圧下量の増加あるいは圧延開始温度の上昇により外周の柱状晶領域に進展していくのが観察された。また外周部の粗大な柱状晶領域では、 γ 粒界部から再結晶粒が生成しており、粗大な γ 粒の熱間加工時には γ 粒界部付近にひずみが集中することが示唆された。

一方、熱間加工再現装置を用い CCR と HCR における再結晶挙動を比較するため中断再負荷試験を行い、そ



(a) $T_c = 1000^\circ\text{C}$ (b) $T_c = RT$
 $T_h = 1200^\circ\text{C}$ $T_f = 750^\circ\text{C}$

Photo. 5. Comparison of Nb(CN) particles in hot charge direct rolling processed and conventional rolling processed Nb2 steel.

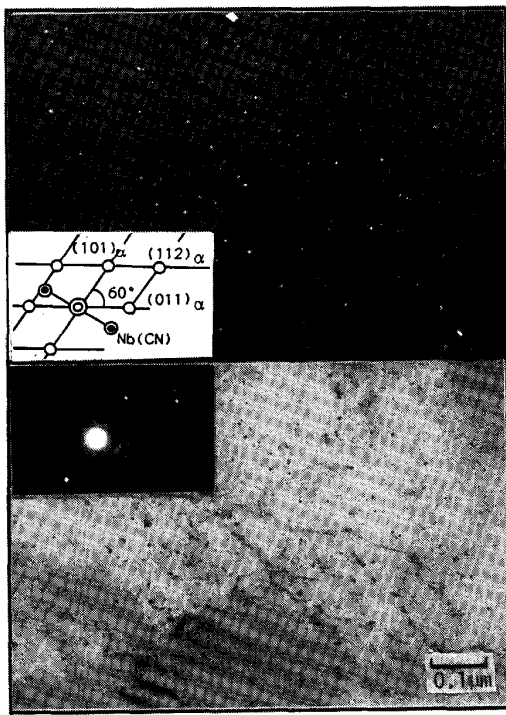
の軟化挙動の変化を調査した。Fig. 2 に示したように CCR と HCR をシミュレートするために加工前の加熱温度を 1100°C × 1 min と 1350°C × 1 min の変化を与えて、初期 γ 粒径を約 100 μm と約 900 μm の差、さらに Nb 鋼では Nb 炭窒化物の完全固溶と 70% 固溶 (計算上)¹⁵⁾ の差、をつけ 850~1200°C 間で中断再負荷試験を行った。Fig. 7 は初期加工度を $\epsilon = 0.69$ とした時にもとめられた t_{50} と変形温度の相関を 10C 鋼と Nb 鋼で比較して示したものである。ここで t_{50} は (1) 式で表される X_s が 0.5 となる負荷中断時間を示す。いずれも HCR をシミュレートすると t_{50} は長時間側にシフトし軟化は遅れる。とくに Nb 鋼においては 1000°C 以下の温度域において顕在化し大きな軟化の遅延効果が現れている。本実験方法は再結晶過程を測定する方法としては間接的な手法であるが、実験結果は Fig. 6 の結果とよく一致しており、測定される軟化過程は再結晶過程に対応すると考えることができる。

4. 考 察

4.1 直送圧延された Nb 鋼の強度

Nb2 鋼における Nb 炭窒化物の固溶温度は IRVINE らの式¹⁵⁾より 1160°C と計算されるが、1200°C 加熱の場合でも CCR と 1000°C 装入の HCR の間に約 2 kg/mm² の強度差が認められた。Photo. 5 に Nb2 鋼の TEM 観察による析出物の析出状況の比較を示す。HCR 材では列状析出とランダム析出を生じ平均粒径が 27Å と微細な析出物を形成している。この微細析出物を電子

線回折すると一方向の回折斑点しか認められないが (Photo. 6), Nb (CN) の面間隔に対応している。CCR では同様の析出状況ではあるがその頻度は少なく 100Å 程度と大きく丸みを帯びた未固溶と考えられる析出物も存在し平均粒径も約 40Å である。KELLY と NICHOLSON¹⁶⁾によれば、 α -Fe 中で整合歪み最大となる NbC 粒子の大きさは 20~30Å とされており¹⁷⁾, HCR 材の強度上昇は Ti 添加鋼で報告されているようにこの析出粒子の大きさに起因すると考えられるが⁵⁾, その析出形態は当然 γ 中の Nb の存在形態に依存する。Fig. 8 に Fig. 5 に示した Nb3 鋼の Sol. Nb/Total Nb と TS の相関を示す。加熱温度による変化を CCR と HCR で比較するため図中には $T_s = T_h$ の条件のみプロットした。本供試鋼は圧延後空冷材であり空冷中の Nb (CN) の析出を考慮する必要があるが、HCR 材では CCR 材に比し加熱温度を上昇させても Sol. Nb の変化は少なく強度変化も少ないのに対し、CCR 材は加熱温度を上昇させると Sol. Nb の増加とともに強度上昇を生じる。そして 1200°C の加熱温度では HCR 材と CCR 材の間の差は Sol. Nb 量も TS も無視しうる差となつている。Fig. 4 に示した Nb2 鋼の 1200°C 加熱時に HCR と CCR の間で強度差が認められ、Fig. 8 の Nb3 鋼で無視しうる差となつているのは本実験が 1h 加熱のため Fig. 4 における CCR では 1200°C の加熱温度でも Nb 含有量の高い Nb2 鋼では Nb の固溶が Nb3 鋼に比し十分でなかつたためと考えられる。すなわち、Fig. 8 の結果は十分高温で長時間加熱し Nb の固溶をはかることができるなら CCR でも HCR 時に得られる Nb 炭窒化物の微細析出を再現できることを示すものである。A₁ 点以上の温度で装入される HCR 時の Nb 鋼の強度上昇は固溶



$T_c = 1000^\circ\text{C}$ $T_h = 1200^\circ\text{C}$ $T_f = 750^\circ\text{C}$

Photo. 6. Nb(CN) particles in hot charge direct rolling processed Nb3 steel.

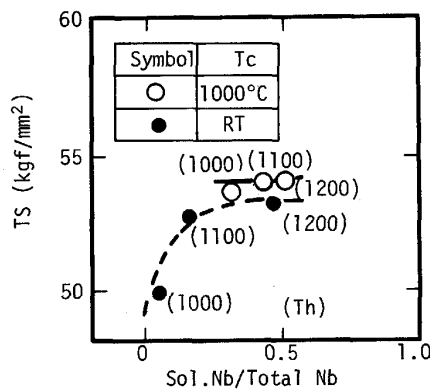


Fig. 8. Relation between TS and Sol. Nb/Total Nb of Nb3 steel in hot charge direct rolling and conventional rolling processes.

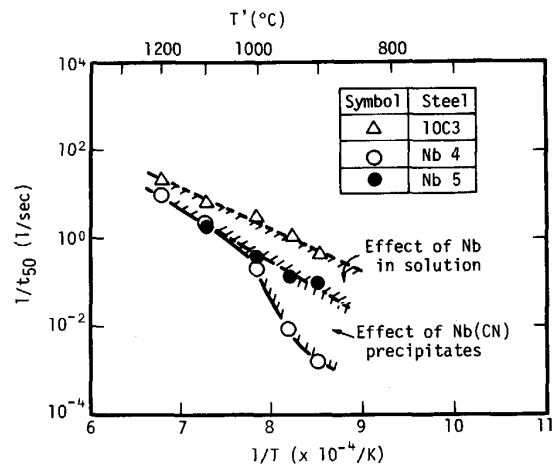


Fig. 9. Arrhenius plot of the reciprocal of half softening time, $1/t_{50}$, versus deformation temperature in kelvin, T .

Nb 量が多いためフェライトに変態後微細析出強化したものである。これに対し A_{r1} 点以上の装入温度の HCR の場合強度が低下することが報告されているが³⁾、これは γ 中で炭窒化物が析出したためで本報告の結果と矛盾するものではない。従つて Nb による HCR 時の強化作用を活用するには A_{r1} 点以上の温度で加熱炉に装入することと、厚板圧延のように長時間加熱される場合には HCR でも Fig. 4 の 900°C 装入の結果が示すように高温加熱して Nb の固溶を確保する必要がある。

4.2 直送圧延された Nb 鋼の靱性

Fig. 9 は HCR シミュレート実験において γ の再結晶挙動を熱的活性化過程として前述の t_{50} の逆数を絶対温度で変形温度 T に対して Arrhenius プロットしたものである。この結果から

$$1/t_{50} = A \exp(-Q/RT) \dots\dots\dots (2)$$

に従い見かけの活性化エネルギー Q (ここで R =ガス定数, A =定数) を求めると, Nb の添加により見かけの活性化エネルギーは 10C 鋼で測定された 20.7 kcal/mol から Nb5 鋼の 23.8 kcal/mol へ増加している。これは主に固溶の Nb の効果と考えられる。Nb4 鋼では 1000°C 以下で見かけの活性化エネルギーが 86.7 kcal/mol へ増大しているが、この値は Nb の拡散の活性化エネルギー 82.3 kcal/mol に近い。これは従来プロセスと同様加工により導入された転位上あるいはその他の格子欠陥部への Nb 炭窒化物の析出が再結晶を律速しているものと考えられる⁹⁾¹³⁾¹⁸⁾。すなわち 1000°C 以下の温度域での Nb4 鋼と Nb5 鋼の差は Nb (CN) の析出による効果であり、10C3 鋼と Nb5 鋼の差は固溶 Nb の効果といえる。 A_{r1} 点以上の温度で装入された Nb 鋼の HCR では Nb が固溶のまま推移し初期 γ 粒が粗大であることとあいまつて、再結晶領域を Nb 炭窒化物の析出を生じない 1000°C 以上の高温領域におしあげている。Fig. 5 に見られるように 1000°C 以下の圧延開始で靱性が改善されないのは、上述のようにこの温度域で γ が再結晶しないので粗大な γ 粒がそのまま残ることによるものと考えられる。逆に、Nb 炭窒化物の析出を生じない 1000°C 以上の温度域で十分な熱間圧延を行い再結晶により粗大な γ 粒を細粒化しひき続き低温 γ 域圧延を行うと低温靱性は改善されている。しかしこの場合 1000°C を大幅に超える温度域で再結晶をはかっても靱性はかえつて劣化する。これは高温で再結晶すると γ 粒径がやはり大きくなるからと考えられる。従つて再結晶が起こるできるだけ低い温度域である 1100°C 付近で圧延を開始した時最良の靱性が得られるものと考え

られる。この温度は Fig. 6 に示すように当然加工温度域の加工量に依存し、加工量を大きくできる場合は低温側に移行するものである。

このような粗大 γ 粒は未再結晶域加工を行つても Photo 3 (d) のように粒内は粗大なフェライトとなり靱性の劣化を招く。これは加工硬化した粗大な γ 粒からの $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態に関する報告¹³⁾¹⁴⁾ で知られているように、粗大 γ 粒では加工を受けても粒内の核生成が十分でないことに起因する。上述のように γ 粒を再結晶で微細化することが困難な場合は、ほかに加速冷却の適用も検討する必要があるであろう。

5. 総 括

直送圧延時における冶金現象を明確にするため、主として Nb 鋼の A_{r1} 点以上の温度域から装入される直送圧延鋼板の強度・靱性に及ぼす因子について検討し、以下の結論を得た。

(1)直送圧延材の強度・靱性は装入温度が凝固後 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を完了するか否かで変化し、 A_{r1} 点以上で装入される場合靱性の劣化を招くが、Nb 鋼ではさらに強度の上昇を生じる。

(2) A_{r1} 点以上で装入された Nb 鋼の Sol.Nb/Total Nb の比は 0.3~0.5 と高温再加熱圧延材と同程度であり、強度上昇もこれに対応している。

(3)強度上昇の生じる Nb 鋼の A_{r1} 点以上装入の直送圧延では靱性の劣化を生じるが、これは Nb が固溶状態で推移すること、凝固ままの粗大な γ 粒が圧延初期 γ であること、に起因する未再結晶領域の拡大に起因して再結晶による圧延初期 γ 粒の細粒化がはかれないためである。

(4)上記の Nb 鋼の強度・靱性バランスの改善には十分な熱間圧延によつて凝固ままの粗大な γ 粒を再結晶により圧延初期段階で細粒化することが効果的である。その最適領域は 1100°C 付近であることが判明した。

(5)凝固ままの粗大な γ 粒の圧延による再結晶は鑄造組織に依存し、圧延時内部の等軸晶部から始まり圧下量の増加・加工温度の上昇に伴い外周の柱状晶部に進行する。

おわりに、本論文の発表を許可された住友金属工業(株)常務取締役総合技術研究所所長伊藤慶典博士、同研究所副所長諸石大司博士に深く感謝します。本研究を遂行するにあたり懇切な助言と支援をいただいた同研究所大谷泰夫博士に、また実験の遂行にご尽力いただいた後藤文祥、安達裕行両氏に厚く御礼申し上げます。

文 献

- 1) 松村義一, 尾上泰光, 佐柳志郎, 本田一年, 加藤 弘: 鉄と鋼, **67** (1981), S 1194
- 2) 蟻谷整生, 中島浩衛, 山口武和: 鉄と鋼, **68** (1982), S 209
- 3) 村田正彦, 為広 博, 土生隆一: 鉄と鋼, **72** (1986), A 219
- 4) 鎌田芳彦, 橋本 保: 鉄と鋼, **72** (1986), A 223
- 5) 国重和俊, 長尾典昭: 鉄と鋼, **72** (1986), A 227
- 6) 山中和夫, 寺崎富久長, 大谷泰夫, 小田光雄, 吉原正裕: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 1410
- 7) 鈴木洋夫, 西村 哲, 山口重裕: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 2038
- 8) 前原泰裕, 中井 健, 安元邦夫, 三島健士: 鉄と鋼, **73** (1987), p. 876
- 9) 大森靖也: 日本金属学会誌, **30** (1966), p. 1164
- 10) 橋本嘉雄: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 2263
- 11) R. A. P. DJAIC and J. J. JONAS: Metall. Trans., **4**, (1973), p. 621
- 12) 大内千秋: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 2081
- 13) 関根 寛, 丸山忠克: 鉄と鋼, **58** (1972), p. 1424
- 14) 梅本 実, 大塚秀幸, 田村今男: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 557
- 15) K. J. IRVINE, F. B. PICKERING and T. GLADMAN: J. Iron Steel Inst., **205** (1967), p. 161
- 16) A. KELLY and R. B. NICHOLSON: Progr. Mater. Sci., **10** (1961), p. 149
- 17) 関根 寛, 丸山忠克, 関口昭一, 大野剛正: 鉄と鋼, **56** (1970), p. 569
- 18) J. J. JONAS and I. WEISS: Met. Sci., **13** (1979), p. 238