

© 1988 ISIJ

 論文  
 論 文

# Nb および Ti 添加厚鋼板の組織, 機械的性質 に及ぼすオーステナイト域ホットチャージ ローリングの影響

和田 典巳\*・塚本 裕昭\*・須賀 正孝\*

## Effect of Hot Charge Rolling Conditions from Austenite Region on Micro-structure and Mechanical Properties of Nb and Ti Bearing Steel Plates

Tsunemi WADA, Hiroaki TSUKAMOTO and Masataka SUGA

### Synopsis :

The effect of  $\gamma$ -HCR conditions on microstructures and mechanical properties of Si-Mn, Nb and Ti bearing steels were investigated. Here,  $\gamma$ -HCR is defined as hot charge rolling in which casted slab is charged into furnace at austenite ( $\gamma$ ) state. The results are summarized as follows.

(1) Si-Mn steel produced by  $\gamma$ -HCR and cold charge rolling has almost the same mechanical properties. On the contrary, Nb and Ti bearing steels produced by  $\gamma$ -HCR has significantly mixed grain size structure and low toughness.

(2) The increase in charging temperature, increase in heating temperature and reduction of heating time in  $\gamma$ -HCR process lead to increase in strength and microstructural refinement in Nb and Ti bearing steels.

(3) Increase in rolling start temperature in  $\gamma$ -HCR process leads to microstructural refinement and improvement of toughness in Nb and Ti bearing steels.

(4) The amount of precipitates prior to rolling decreases in accordance with the change on  $\gamma$ -HCR conditions as mentioned in (2). Precipitates prior to rolling retard the recrystallization of as-casted coarse grain. From these results, (2) was explained.

(5) In the case of applying  $\gamma$ -HCR process to micro-alloyed steel plates, it is important to charge the slab at high temperature, heat for short time and start rolling from the temperature above 1100°C with high one pass reduction such as 20%/pass.

**Key words :** hot charge rolling ; controlled rolling ; micro-alloyed steel ; high strength low alloy steel ; grain size ; precipitation ; recrystallization ; Nb bearing steel ; Ti bearing steel.

## 1. 緒 言

近年, 省エネルギーを目的として, 厚鋼板の製造においても, ホットチャージローリング (HCR) が推進されてきた。厚鋼板の品種構成は少量多品種のため, 連続鋳造-熱間圧延の直結化には多くの問題があるが, 製造コスト低減の観点から, 今後も鋳片加熱炉装入温度 (ホットチャージ温度) の高温化は進めていかねばならないと考える。

厚鋼板の製造においては, 強靱化を目的に, Nb, Ti などのマイクロアロイング元素を添加した制御圧延法が広く実施されており, 圧延条件と材質の関係は, かなり詳細に調べられている。

しかし, 炉装入温度の高温化がさらに推進され, スラブが  $\gamma \rightarrow$  フェライト ( $\alpha$ ) 変態前に装入される場合 ( $\gamma$ -HCR) や炉装入されないで直送圧延される場合 (HDR) には, 初期  $\gamma$  粒径, 再結晶, 析出物の挙動が, 従来の  $\alpha$  域で炉装入される場合 ( $\alpha$ -HCR) や室温から再加熱される場合 (CCR) と大きく異なることが予想される<sup>1)~4)</sup>。従つて,  $\gamma$ -HCR, HDR プロセスでは, 組織制御を目的とした現在の製造条件を見直し, その最適化を図る必要がある。

本研究では, Nb, Ti 添加鋼に  $\gamma$ -HCR を適用し, 材質に及ぼす炉装入, 加熱, 圧延条件の影響について調査すると共に, 粗大  $\gamma$  粒の再結晶挙動と圧延前の Nb (CN), TiC 析出量の関係を調査し, 冶金的考察を行う

昭和 62 年 10 月 15 日受付 (Received Oct. 15, 1987)

\* NKK 鉄鋼研究所 (Steel Research Center, NKK Corporation, 1 Kokan-cho Fukuyama 721)

た。特に，従来，再結晶抑制作用をほとんど持たないと言われていた圧延前に存在する析出物<sup>5)~7)</sup>が，粗大 $\gamma$ 粒の再結晶を抑制することを示唆するデータを得て，そのことから上記装入条件，加熱条件の影響を説明したので，その内容をここに報告する。

## 2. 試験方法

供試鋼は Table 1 の化学成分を有する Si-Mn 鋼，Nb 添加鋼，Ti 添加鋼（以下 Nb 鋼，Ti 鋼と略す）である。Fig. 1 に実験室 HCR 試験の基本フローを示す。真空溶解した鋼を 10 kg 鋳型（80 mm × 80 mm × 195 mm）に鋳込後，直ちに型抜き，熱電対取付け（厚み中央温度測定）を行い，所定の温度（標準条件：900°C）まで放冷後，炉に装入し所定の条件に加熱（標準条件：1100°C × 30 min）後，制御圧延を行った。制御圧延の標準条件では，1080~940°C の高温域では圧下率約 10%/pass で 8 パスにて 35 mm 厚まで圧延し，850°C まで空冷待機してから圧延を再開し，圧下率 10~20%/pass で 6 パスにて 15 mm 厚に圧延した。圧延仕上温度は 775°C とし，圧延後は空冷した。

さらに，以下の条件を変化させて材質に及ぼす HCR 条件の影響について調べた。

- ① 炉装入温度（RT~1100°C）
- ② 圧延開始温度（990~1180°C）
- ③ 加熱温度（1000~1200°C）
- ④ 加熱保持時間（保持なし~90 min）

また，炉装入段階，圧延開始段階での析出物の観察，測定を実施するために 10 kg 鋳塊を水焼入れした。更に，

Table 1. Chemical composition (wt%).

	(wt%)									
	C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	sol. Al	T.N	
Si-Mn	0.091	0.31	1.57	0.018	0.003	tr.	tr.	0.035	0.0039	
Nb	0.090	0.31	1.53	0.017	0.003	0.031	tr.	0.032	0.0033	
Ti	0.090	0.31	1.56	0.019	0.003	tr.	0.067	0.029	0.0041	

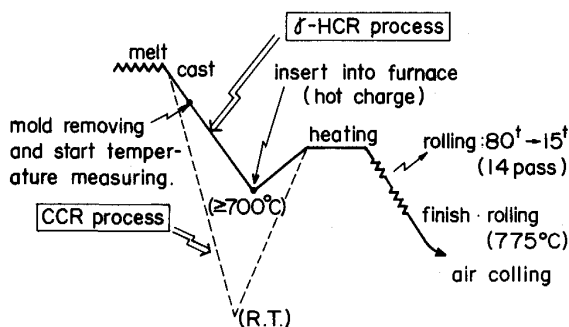


Fig. 1. Simulation for  $\gamma$ -HCR process.

高温域での $\gamma$ 粒の再結晶状態を観察する目的で，35 mm まで圧延した時点で水焼入れも行った。

材質調査として，光学顕微鏡によるマイクロ組織観察及びリニアアナライザーによるその定量化，抽出レプリカ法による析出物の観察，電解抽出-ろ過法（10% アセチルアセトンメタノール電解液，フィルター径：0.1  $\mu$ m）による未固溶 Ti 量，Nb 量の測定，2 mmV ノッチシャルピー衝撃試験（C 方向に採取），引張試験（6  $\phi$  × 21 GL， $t/2$  中心 C 方向に採取）等を実施した。

同時に，粗大 $\gamma$ 粒の再結晶挙動及びそれに及ぼす圧延前析出物の影響を検討するために，熱加工シミュレーター（富士電波製加工フォーマスタ F）を用いて熱間圧縮試験を実施した。

## 3. 結果

### 3.1 $\gamma$ -HCR 材のマイクロ組織及び圧延前 $\gamma$ 組織の特徴

鋳造-型抜き後，ただちに水焼入れされた Ti 鋼 10 kg 鋳塊の $\gamma$ 組織を Photo. 1 に示す。鋳塊表面から約 3 mm 深さまでチル晶が生成しており，それより  $t/4$  付近まで巨大な柱状晶が発達し，更に内部は切片長約 1200  $\mu$ m の等軸晶となつている。なお，Si-Mn 鋼，Nb 鋼でも同様な鋳造組織であつた。 $\gamma$ -HCR プロセスでは炉装入温度，加熱条件にかかわらずこの組織は変化しないため，このような粗大 $\gamma$ 粒が圧延前組織となる。

標準条件で $\gamma$ -HCR された Si-Mn 鋼，Nb 鋼，Ti 鋼のマイクロ組織と， $\alpha$ -HCR された鋼のマイクロ組織を Photo. 2 に示す。Si-Mn 鋼では， $\gamma$ -HCR を実施しても比較的整粒となつているのに対し，Ti 鋼，Nb 鋼では著しい混粒組織を呈している。 $\gamma$ 域で炉装入され，圧延途中（940°C，35 mm）で焼入れされた Nb 鋼，Ti 鋼では，鋳造ままの $\gamma$ 粒が再結晶せず延ばされた状態が観察されており，鋳造ままの粗大 $\gamma$ 粒が高温域で部分的にしか再結晶しなかつたことが混粒組織形成の原因と考えられ

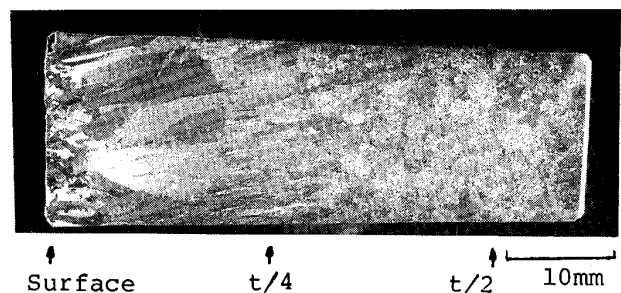


Photo. 1. Macro-structure of as-casted Ti steel. (The initial austenite grain structure for  $\gamma$ -HCR steel.)



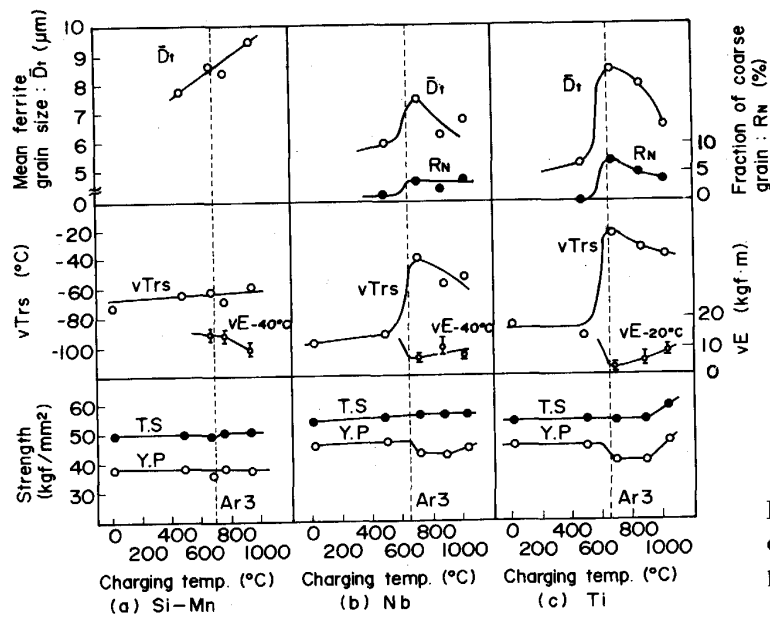


Fig. 2. Effect of charging temperature on strength, toughness and microstructural parameter of steels.

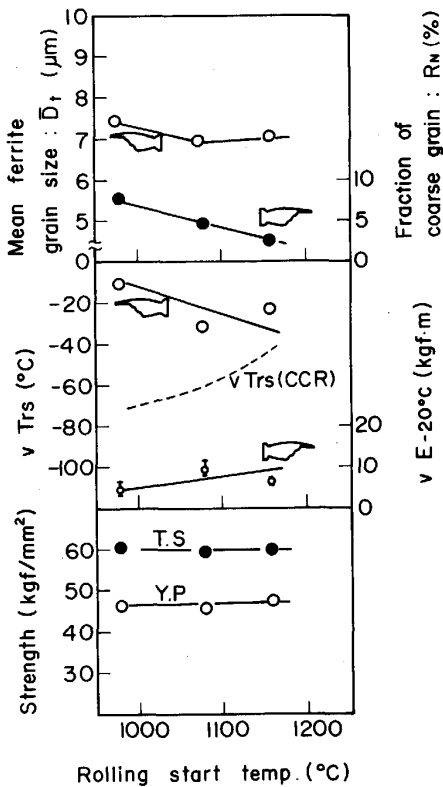


Fig. 3. Effect of rolling start temperature on strength, toughness and microstructural parameters of Ti steel.

$\gamma$ -HCR 材では，圧延開始温度が高いほど粗粒率は軽減し，かつ平均フェライト粒径も小さくなる。一方，CCR 材では圧延開始温度が低く  $\gamma$  低温域の圧下が多い方が，一般に微細なフェライトが得られやすく，靱性も良好となる。この違いは，両者の初期  $\gamma$  粒径の差に基づ

$\langle 10\bar{1}1 \rangle$ .

$\gamma$ -HCR では，初期  $\gamma$  粒が粗大なため，CCR に比べ，再結晶温度はより高温となる。そのため，CCR では  $980^\circ\text{C}$  から圧延しても再結晶により細粒化していくのに対し， $\gamma$ -HCR では初期  $\gamma$  粒の完全再結晶が達成されにくく，その傾向は低温から圧延を開始するほど顕著となる。その結果， $\gamma$ -HCR では，圧延開始温度が低温ほど混粒状態を呈したものと考えられる。マイクロ組織を反映して， $\gamma$ -HCR では圧延開始温度が高いほど，良好な靱性値を示す。また，強度に及ぼす圧延開始温度の影響はほとんど見られない。

なお，Nb 鋼においても， $\gamma$ -HCR プロセス下では，圧延開始温度が高いほど良好な靱性を示した ( $1180^\circ\text{C}$  圧延開始： $vT_{rs} = -58^\circ\text{C}$ ， $980^\circ\text{C}$  圧延開始： $vT_{rs} = -38^\circ\text{C}$ )。

### 3.4 材質に及ぼす加熱温度の影響

CCR あるいは  $\alpha$ -HCR プロセスでは，一般に加熱温度の上昇とともに， $\gamma$  粒径が粗大になり，得られるフェライト粒も粗粒となり，その結果靱性が劣化する。また，Nb，Ti 添加鋼では，加熱温度の上昇とともに固溶 Nb，Ti 量が増加し，フェライト中に整合析出する Nb (CN)，TiC 量が増加し強度は上昇する<sup>8)</sup>。

一方， $\gamma$ -HCR プロセスにおける加熱温度の影響を示したものが Fig. 4 である。Ti 鋼鋼塊を  $900^\circ\text{C}$  で炉装入し  $1000\sim 1200^\circ\text{C}$  の各温度に 30 min 保持した。圧延開始温度は  $990^\circ\text{C}$  とし (炉から抽出後  $990^\circ\text{C}$  まで放冷待機)，圧下率等は標準圧延条件で実施した。強度は，CCR， $\alpha$ -HCR 材と同様，加熱温度が高いほど高強度を示す。一方，加熱温度が高いほど，良好なマイクロ組織を

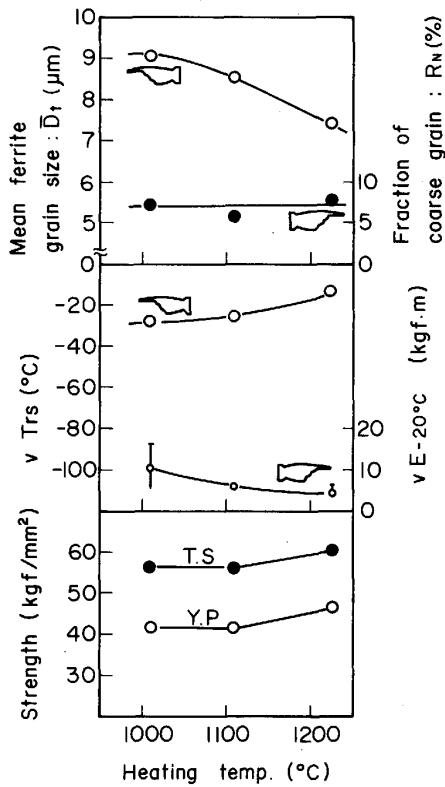


Fig. 4. Effect of heating temperature on strength, toughness and microstructural parameters of Ti steel.

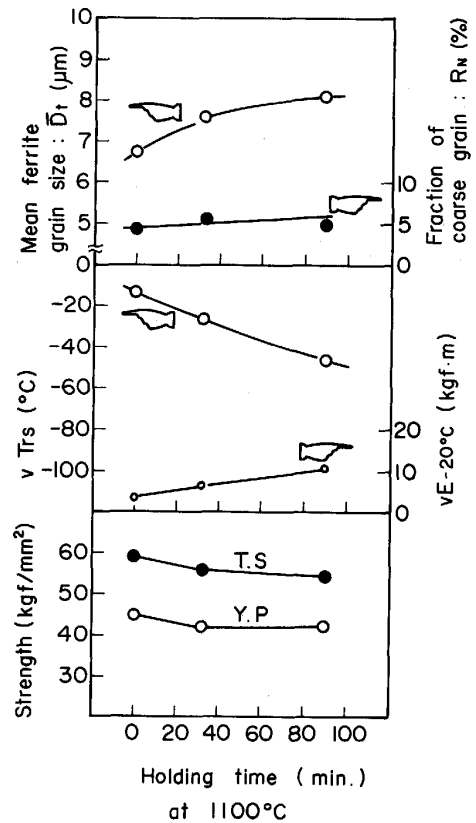


Fig. 5. Effect of holding time on strength, toughness and microstructural parameters of Ti steel.

呈するにもかかわらず、低靱性であつた。析出強化による靱性劣化が細粒化による靱性向上を上回つたためと推察される<sup>9)</sup>。

Nb 鋼においても、Ti 鋼と同様、高温加熱ほど、ミクロ組織は改善、強度は上昇、靱性は劣化という傾向を示した。

### 3.5 材質に及ぼす加熱保持時間の影響

CCR,  $\alpha$ -HCR プロセスでは、加熱保持時間の延長は、加熱温度の上昇と同じ効果を持つ。すなわち、加熱保持時間の延長と共に、高強度、低靱性化する。

一方、 $\gamma$ -HCR プロセスにおける加熱保持時間の影響をみたものが Fig. 5 である。Ti 鋼塊を 900°C で炉装入し 1100°C に加熱し、保持時間を 0~90 min と変化させたものである。圧延は標準圧延と同じ条件で実施した。短時間保持ほど、ミクロ組織は良好である。強度は、CCR,  $\alpha$ -HCR 材と異なり、短時間保持ほど高強度を示す。また、短時間保持ほど低靱性である。これは、3.4 項と同様、細粒化強化と析出強化の重畳作用<sup>9)</sup>の結果と推察される。

以上の実験において見られた Nb 鋼, Ti 鋼の材質に及ぼす  $\gamma$ -HCR 熱加工時の炉装入温度、圧延開始温度、

Table 2. Effects of  $\gamma$ -HCR conditions on properties of Ti, Nb bearing steel.

	grain refinement	strength	toughness
higher charging temp.	↗ improve	↗ up	↗ improve
higher rolling start temp.	(↘)	(↘)	(↘)
higher heating temp.	(↘)	(↘)	(↘)
longer holding time	(↘)	(↘)	(↘)

Where, ( ) indicates the direction in the case of CCR.

加熱温度、加熱保持時間の影響を Table 2 にまとめて示す。また、同 Table には、比較のために CCR の場合も併記している。 $\gamma$ -HCR では、できる限り高温で炉装入し、高温加熱、短時間保持の後、高温から圧延を開始することが組織の細粒化すなわち強靱化にとって好ましいことがこの Table から理解される。

## 4. 考 察

### 4.1 圧延前の Nb (CN), TiC 析出量に及ぼす炉装入温度、加熱条件の影響

Table 2 の材質に及ぼす  $\gamma$ -HCR 条件の影響を考察す

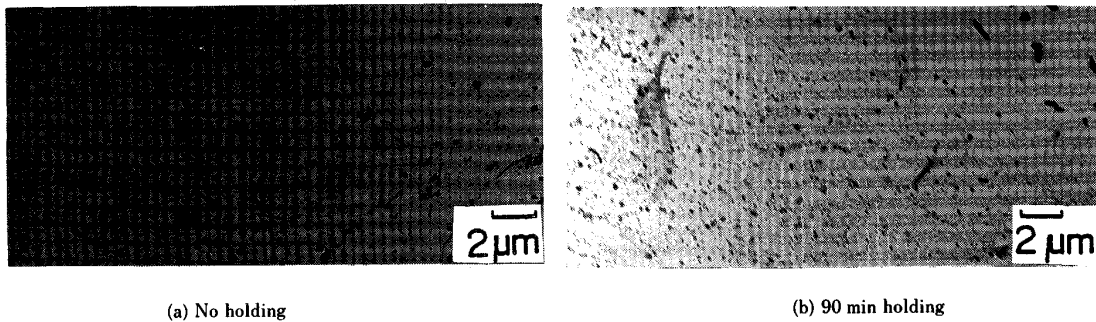


Photo. 3. Precipitates in hot charged (900°C) Ti bearing ingot during holding at 1 100°C. (Ingots were quenched from 1 100°C.)

Table 3. Amount of insoluble Ti in Ti bearing steel ingots at charging and after holding.

	δ - Hot charging		α - Hot charging
	charging holding	charging holding	charging holding
	900°C → 1100°C × 30min	900°C → 1000°C × 30min	500°C → 1000°C × 30min
Elapse time after casting	11min. → 50min.	11min. → 46min.	34min. → 84min.
Amount of insoluble Ti	0.014wt% → 0.036wt%	0.014wt% → 0.046wt%	0.020wt% → 0.056wt%

る上では，圧延前に析出している Nb (CN)，TiC 量に及ぼす炉装入温度，加熱温度，保持時間の影響を把握しておくことが重要と考えられる。

そこで，実験室 HCR における炉装入時点，及び炉抽出時点（圧延前時点）で 10 kg 鋳塊を水焼入れし，未固溶 Ti 量（析出 Ti 量）を電解-ろ過法で測定した。その結果を Table 3 に示す。ここで注目すべきは，500°C，900°C で炉装入し 1 000°C × 30 min 保持後の抽出時点では，同じ加熱保持条件にもかかわらず，500°C で炉装入されたものの方が圧延前未固溶 Ti 量が多いことである。もしも固溶析出反応が加熱時点で平衡に達していれば，両者に差はないはずであるが，現実には平衡からの遅れが認められる。

900°C で炉装入され 1 000°C × 30 min 及び 1 100°C × 30 min に加熱されたものを比較すると，1 000°C の方が未固溶 Ti 量が多い。いずれの加熱温度でも析出物は平衡量に達してはいないが，加熱温度が高いほうが固溶量は多い。

Photo. 3 に Ti 鋼鋳塊を 900°C で炉装入し，1 100°C 保持なし及び 90 min 保持した後，10 kg 鋼塊を焼入れし採取した抽出レプリカ電子顕微鏡写真を示す。明らかに 90 min 保持したものの方が多くの析出物（エネルギー分散型 X 線微小分析法（EDX）により Ti 析出物であることを確認）が観察される。Table 3 に示したようにいったん 900°C まで冷却後炉装入・加熱されているにもか

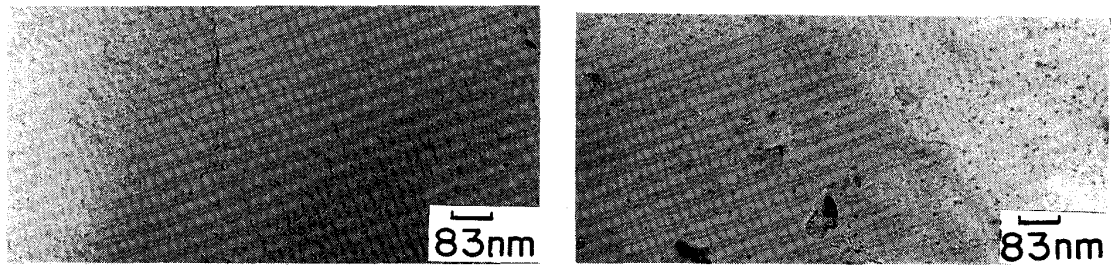
かわらず，炉装入時より抽出時の方が未固溶 Ti 量が増加していること及び Photo. 3 の観察結果より，本実験室 γ-HCR の加熱・保持過程では，析出物は平衡量には達しておらず，まだ析出過程であると考えられる。

以上の測定，観察結果より，γ-HCR プロセスでは析出物が平衡量に達するまでにかなりの時間的遅れがあり，高温装入，高温加熱，短時間保持ほど，圧延開始時点での析出物は少なくなる。圧延中もいくつかの Nb (CN)，TiC が歪み誘起析出するが，それでも圧延前の析出物の少ない上記条件では，圧延終了後 α 域でより多くの Nb (CN)，TiC が整合析出し，Table 2 に示した結果（強度）になったと考えられる。

#### 4.2 粗大 γ 粒の再結晶挙動及びそれに及ぼす析出物の影響

γ 粒径が大きくなるに従って再結晶しにくいこと<sup>2)10)11)</sup>，また，固溶 Nb，Ti が再結晶を抑制すること<sup>12)13)</sup>，更に歪み誘起析出した Nb (CN)，TiC が著しく再結晶を抑制すること<sup>12)14)15)</sup>はよく知られているが，γ-HCR における粗大 γ 粒の再結晶挙動を調べた定量的データは少ない<sup>2)3)16)</sup>。しかし，粗大 γ 粒を再結晶させるに必要な圧下条件を明らかにすることが Nb 鋼，Ti 鋼 γ-HCR 材の混粒組織を改善する上で重要である。また，同時に，Table 2 に示したマイクロ組織に及ぼす炉装入温度，加熱温度，保持時間の影響を説明するために粗大 γ 粒の再結晶に及ぼす圧延開始時の Nb (CN)，TiC 析出物の影響を調べる必要があるため，以下の実験を行った。

Nb 鋼，Ti 鋼鋳片より採取した試験片（8 φ × 12 h）に，熱間加工シミュレーターを用いて，Fig. 6 に示す熱加工履歴を与え，γ 粒の観察，及び軟化度（ $X_s$ ）の測定<sup>17)</sup>から再結晶状況の調査を行った。Fig. 6(a) は 1 400°C に加熱することで粗大 γ 粒を得ると同時に析出物の完全固溶を図った熱履歴である。一方，Fig. 6(b) は 1 400°C γ 化で (a) と同様の粗大 γ 粒を得た後，



(a) Standard HDR treatment (b) HCR with precipitating treatment  
 Photo. 4. Precipitates of Ti steel prior to hot working.

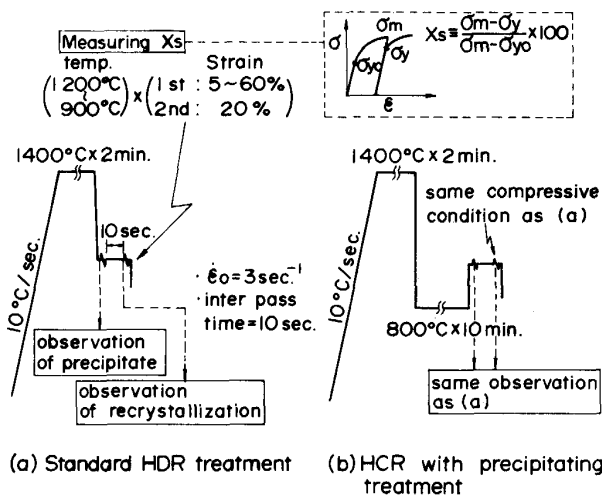


Fig. 6. Thermo mechanical treatment given to steels by hot working simulator.

800°C × 10 min と保持することで Nb (CN), TiC の析出を図つた熱履歴である。また、両処理とも、厚板粗圧延を想定し、歪み速度は 3 s<sup>-1</sup> とし、2 段打ちのパス間時間は 10 s とした。

1400°C × 2 min 加熱により、約 1000 μm の粗大粒が得られた。また、加工前に焼入れた試料の抽出レプリカ電顕観察 (Photo. 4) において、(a) の処理では析出物がほとんど観察されず、(b) の処理では微細な析出物が多数観察された。なお、800°C × 10 min の保持の間に γ → α 変態が進行していないことも確認した。

Fig. 6 (a) の処理を施された Ti 鋼の各変形温度における軟化度と歪み量の関係を Fig. 7 (a) に示す。軟化度とミクロ組織観察による再結晶状況とはよく対応しており、軟化度 X<sub>s</sub> > 90% ではほぼ完全再結晶が達成されていた。各温度における歪み量 10% の再結晶状況を比較すると、1200°C では完全再結晶、1100°C では部分再結晶、1000°C では未再結晶の状態である。このことから、本実験室 γ-HCR で圧延温度が高いほど粗粒

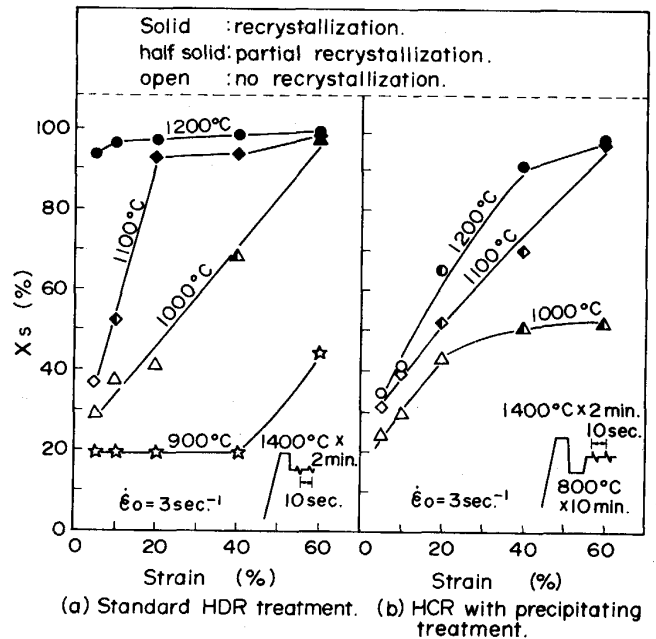


Fig. 7. Softening ratio (X<sub>s</sub>) of Ti steel on the treatment in Fig. 9.

率が軽減した理由が説明される。更に、Ti や Nb 鋼 γ-HCR 材の混粒組織を消滅させるためには、铸造ままの粗大 γ 粒をまず再結晶させることが重要と考えられ、厚板粗圧延の取りうる圧下率を考慮した時、1000°C では困難であり、1100°C 付近で 20%/pass 以上の大圧下率をとることで可能と考えられる。

Fig. 6 (b) の析出処理を施された Ti 鋼の各変形温度における軟化度と歪み量の関係を Fig. 7 (b) に示す。Fig. 7 (a) と比較したとき、各条件で明らかに低い軟化度を示している。

Nb 鋼においても同様の結果が得られた。この結果から、圧延前に存在する析出物は、粗大 γ 粒の再結晶を抑制することが理解される。この結果と 4.1 項で述べた圧延前析出物の量から、Table 2 に示したミクロ組織に及ぼす γ-HCR プロセスの炉装入温度、加熱条件の影

響が説明され得る。すなわち, 炉装入温度の低温化, 加熱温度の低温化, 加熱時間の延長は圧延前に析出している TiC, Nb (CN) の量を増加せしめ, これらの析出物が铸造ままの粗大  $\gamma$  粒の再結晶をより遅延させ, 結果としてより著しい混粒組織を呈したものと推察される。ところで, CCR プロセスにおいては, 圧延開始時に未固溶の Ti や Nb の析出物は再結晶抑制効果が著しく弱いと言われている<sup>5)~7)</sup>。CCR と  $\gamma$ -HCR でこれら圧延前の析出物の再結晶抑制効果が異なる結果となつた原因については,  $\gamma$  粒径, 析出物のサイズ, 量などが考えられ, 今後検討を要する。

以上の検討結果より, Ti, Nb 添加鋼を  $\gamma$ -HCR 前提で製造する場合には, 高温域圧延で均一な再結晶組織を得ることが肝要であり, そのためには, できるだけ高温で炉に装入し, 加熱保持は短時間とし, 1100°C 付近の高温域から圧延を開始することが材質上重要である。また, 圧延開始温度とスラブ温度の均一性が確保されるのであれば炉装入プロセスを経ない直送圧延 (HDR) がより望ましい。また,  $\gamma$ -HCR 更に HDR プロセスでは, CCR プロセスに比べより多くの析出強化が期待できるため, 少ない Ti, Nb 添加量で CCR と同程度の強度を確保できると予想される。Ti, Nb の低減は, 铸造ままの粗大  $\gamma$  粒の再結晶を容易にすることにもつながり, 厚鋼板  $\gamma$ -HCR, HDR 材の材質上, 最も問題となる靱性劣化の問題も軽減できるものと考えられる。

## 5. 結 言

実験室で Si-Mn, Nb, Ti 鋼鑄塊を  $\gamma$  域で炉装入するという  $\gamma$ -HCR を実施し, その材質調査を実施した。また, 粗大  $\gamma$  粒 (1 mm 以上) の再結晶挙動, それに及ぼす圧延前に析出している Ti, Nb 析出物の影響について検討した。得られた結果を以下に示す。

(1) CCR 材と  $\gamma$ -HCR 材を比較した時, Si-Mn 鋼では, ほぼ同等の整粒組織が得られ, 機械的性質にも大きな変化は見られなかつた。一方, Nb, Ti 鋼の  $\gamma$ -HCR 材では著しい混粒組織を呈し, 靱性が劣化した。

(2) 炉装入温度の上昇, 加熱温度の上昇, 加熱保持時間の短縮という  $\gamma$ -HCR 条件の変化は, Nb, Ti 鋼の強度を上昇させ, ミクロ組織を細粒化させる。

(3)  $\gamma$ -HCR プロセスにおける圧延開始温度の上昇は, Nb, Ti 鋼のミクロ組織を細粒化させ靱性を向上させる。

(4)  $\gamma$ -HCR プロセスにおける圧延前に析出している析出物の量, 粗大  $\gamma$  粒の再結晶挙動を検討し, 以下のことが明らかになつた。

①  $\gamma$ -HCR プロセスにおいては, 析出物が加熱温度における平衡量に達するまでに時間的遅れがあり, CCR に比べて固溶 Nb, Ti 量が多い。圧延前に析出している析出物の量は, 高温装入, 高温加熱, 短時間保持ほど少ない。

② 粗大  $\gamma$  粒の軟化度より, 圧延前に析出している微細な Nb (CN), TiC は粗大  $\gamma$  粒の再結晶を抑制する効果を有することを見出した。

③ Nb, Ti 鋼の粗大  $\gamma$  粒に 10% 程度の変形を与えたとき, 1200°C では再結晶, 1100°C では部分再結晶, 1000°C では未再結晶の状態を呈する。

(5) Nb, Ti 鋼に  $\gamma$ -HCR プロセスを適用する場合には, できる限り高温で炉装入し, 短時間加熱の後, 1100°C 付近から, 高圧下率で圧延を開始することが材質面から重要である。

## 文 献

- 1) 斎藤良行, 宮川昌治, 上田修三, 鈴木健一郎: 鉄と鋼, **72** (1986), A 215
- 2) 村田正彦, 為広 博, 土生隆一: 鉄と鋼, **72** (1986), A 219
- 3) 鎌田芳彦, 橋本 保: 鉄と鋼, **72** (1986), A 223
- 4) 国重和俊, 長尾典昭: 鉄と鋼, **72** (1986), A 227
- 5) R. PRIESTNER, C. C. EARLY and J. H. RENDALL: J. Iron Steel Inst., **206** (1968), p. 1252
- 6) L. A. LEDUC and C. M. SELLARS: Proc. Thermomechanical Processings of Microalloyed Austenite, ed. by A. J. DEARDO, AIME, New York (1982), p. 641
- 7) A. Le BON, J. ROFES-VERNIS and C. ROSSARD: Mém. Étud. Rev. Métall., **70** (1973), p. 577
- 8) W. B. MORRISON: Scand. J. Metall., **9** (1980), p. 83
- 9) F. B. PICKERLING: Physical Metallurgy and The Design of Steels (1978), p. 60 [Applied Science Publishers]
- 10) I. KOZASU, C. OUCHI, T. SAMPEI and T. OKITA: Proc. Microalloying 75 (1977), p. 100 [Union Carbide Corp., New York]
- 11) C. M. SELLARS and J. A. WHITEMAN: Met. Sci., **13** (1979), p. 187
- 12) S. YAMAMOTO, C. OUCHI and T. OSUKA: Proc. The Hot Deformation of Austenite, ed. by J. B. BALLANCE, AIME, New York (1977), p. 613
- 13) J. JONAS and M. G. AKBEN: Met. Forum, **4** (1981), p. 92
- 14) S. S. HANSEN, J. B. VANDERSANDE and M. COHEN: Metall. Trans. A, **11** (1980), p. 387
- 15) B. DUTTA and C. M. SELLARS: Met. Sci. and Tec., **3** (1987), p. 197
- 16) 橋本嘉雄: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 2263
- 17) R. A. P. DJAIC and J. J. JONAS: Metall. Trans., **4** (1973), p. 621