

## 討23 連鑄-圧延連続化プロセスにおける薄鋼板材質におよぼす凝固組織の影響

神鋼 (技開) 鉄鋼技術センター ○塚谷一郎 葉師寺輝敏  
 勝亦正昭 細見広次  
 技術情報企画部 須藤正俊

### 1. 緒言

熱間圧延工程における省エネルギー対策として、連鑄々片の直接圧延(DR)、あるいはホットチャージ圧延(HCR)および加熱炉温度の低下が推進されている。さらに、溶鋼から直接薄板状の鑄片(薄スラブ)を製造できると、薄鋼板の製造コストが大幅に低減できるため注目を集めている。これらのプロセスでは添加元素の析出挙動に特徴が見られるほか、薄スラブ連鑄では凝固組織が従来のそれと異なるため、従来プロセスとは材質が異なる可能性が大きい。そこで、薄スラブ連鑄を含む、連鑄と圧延の連続化プロセスを実験室的に再現し、深絞り用冷延鋼板および複合組織型高強度熱延鋼板の材質調査を行った。

### 2. 実験方法

Table 1に示す供試材を高周波溶解炉にて溶製し、厚み50×幅150×高さ250 mmの鋼塊に分鑄後、型抜きし、DR、再加熱圧延のシミュレーションを行った。現行連鑄スラブのシミュレーションに

Table 1 Chemical compositions of steels used (wt%)

	C	Si	Mn	Cr	S	Al	O	N	Ti	Nb	B
SteelA	0.04	0.01	0.28	-	0.009	0.06	0.0045	0.0061	-	-	-
SteelB	0.0063	0.01	0.15	-	0.002	0.01	0.0043	0.0040	0.11	-	-
SteelC	0.07	0.17	1.61	0.21	0.003	0.05	0.0029	0.0058	-	0.023	-
SteelD	0.08	0.56	1.60	-	0.001	0.04	0.0037	0.0054	-	-	0.0035

は発熱パット使用の砂型(1400~1200℃間の冷却速度:約10℃/min)を用い、薄スラブ連鑄材のシミュレーションには鑄鉄製金型(同冷却速度:120℃/min)を用いた。代表的な凝固組織をPhoto 1に示す。 dendライトの二次アーム間隔はそれぞれ砂型材で270μ、金型材で140μであった。

(i)深絞り冷延鋼板の製造方法;熱延は仕上温度約900℃、板厚5mmまで4パスで行った。Steel Aについては熱延後室温まで放冷したのち、3.2mmに研削し、さらに0.8mmまで75%冷延した。冷延材は720℃×3h(加熱速度:20℃/h)の焼鈍を行った。Steel Bは600および700℃×1h 炉冷の巻取相当の熱延板処理後、同様に75%冷延し、850℃×2min 焼鈍した。(ii)複合組織型高強度熱延鋼板の製造方法(Steel C, D);熱延は仕上温度約850℃、板厚5mmまで4パスで行った。550~600℃まで空冷後、50℃/secで250℃までシャワー冷却し、250℃に保持されている炉に挿入、1h保持後炉冷した。

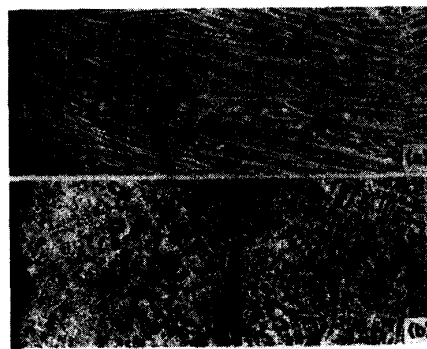


Photo. 1 Typical solidification structure of steel C  
 (a) Cast-iron mould  
 (b) Sand mould

### 3. 実験結果

#### 3.1 バッチ焼鈍タイプAβキルド冷延鋼板(Steel A)

種々の連続化プロセスを経て熱延されたSteel Aを75%冷延-720℃×3h(加熱速度:20℃/h)焼鈍したときの $\bar{r}$ 値をFig.1に、焼鈍板粒径(d)をFig.2に示す。バッチ焼鈍Aβキルド冷延鋼板の $\bar{r}$ 値は1100℃再加熱圧延のとき、プロセスの影響を受ける。DRでは現行連鑄相当の砂型材および薄スラブ連鑄相当の金型材の $\bar{r}$ 値はともに良好で、1200℃加熱圧延材のそれらと変わらない。HCR材の $\bar{r}$ 値は凝固冷却速度の影響を受け、砂型材では600℃までホットチャージ(HC)温度を低下しても $\bar{r}$ 値はほとんど変化しないのに対して、金型材の $\bar{r}$ 値は急激に劣化する。砂型材の $\bar{r}$ 値も冷塊-再加熱圧延(CCR)では金型材のそれと同程度まで低下する。焼鈍板粒径は1100℃再加熱圧延材に比べて1200℃再加熱圧延材の方が、ま

Solid Marks : Cast iron Mould  
 Open Marks : Sand Mould  
 Symbols are same in all figures

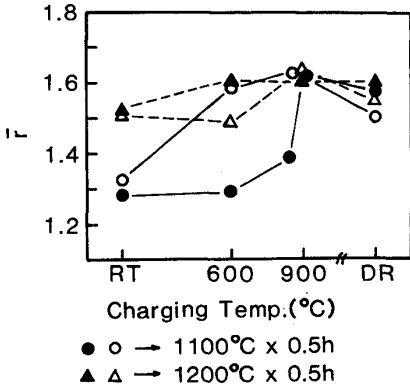


Fig. 1 Effects of charging temperature and casting speed on  $\bar{r}$ -value of steel A after annealing of 720°C for 3 hours

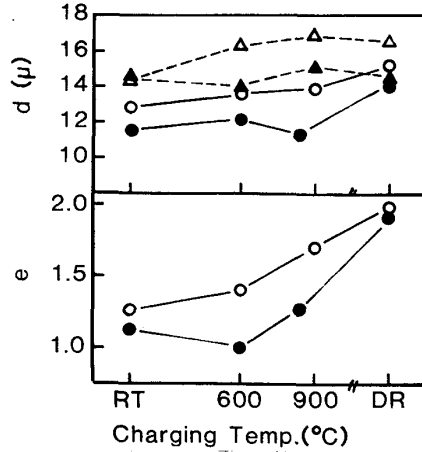


Fig. 2 Effects of charging temperature and casting speed on grain size (d) and aspect ratio of ferrite grain (e) of steel A after annealing of 720°C for 3 hours

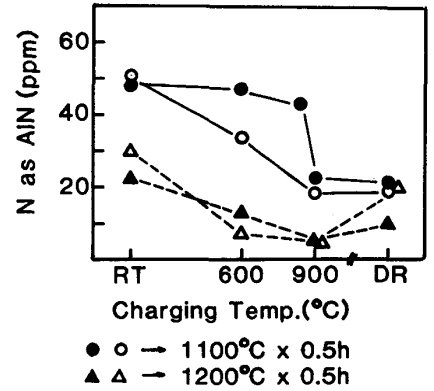


Fig. 3 Effects of charging temperature and casting speed on AδN content of hot rolled steel A

た金型材に比べて砂型材の方が大きい傾向を示すが、 $\bar{r}$  値の変化を説明するのに十分ではない。

各連続化プロセスを経て熱延されたのちのAδN量 (ppm)を Fig.3 に示す。1200°C再加熱圧延の場合にはスラブを室温まで冷却した場合を除いてAδN量は少ない。これに対して、1100°C再加熱圧延後のAδN量は凝固冷却速度に依存する。現行連鑄相当の砂型材では900°Cから600°CにかけてのHC温度の低下に伴いAδN量が増加するものの、600°CでもsolNが存在する。これに対して、薄スラブ連鑄相当の金型材のAδN析出量はHC温度が900°C以下で急激に増加し、800°CではsolNがほとんど認められない。したがって、砂型のHC R材が金型材に比べて良好な $\bar{r}$ 値を示すのは再結晶焼鈍中の回復過程で析出できるAδN量の相違によると推定される。このことは Fig.2 に示す焼鈍板粒展伸度(e)の変化からも明らかである。なお、急冷材の方がHC熱延後のAδN析出量が多いのは凝固組織の相違に伴うマイクロ偏析の差に起因すると推定されるほか、1100°C再加熱-保持中の固溶-析出挙動に対するスラブ冷却中の過飽和の効果が考えられる。

### 3.2 連続焼鈍タイプ極低炭素Ti添加冷延鋼板 (Steel B)

種々の連続化プロセスを経て熱延されたSteel Bを75%冷延-850°C×2min 焼鈍(400°C×3min 過時効処理を含む)した極低炭素Ti添加冷延鋼板の $\bar{r}$  値および全伸び変化を Fig. 4 に示す。DRした極低炭

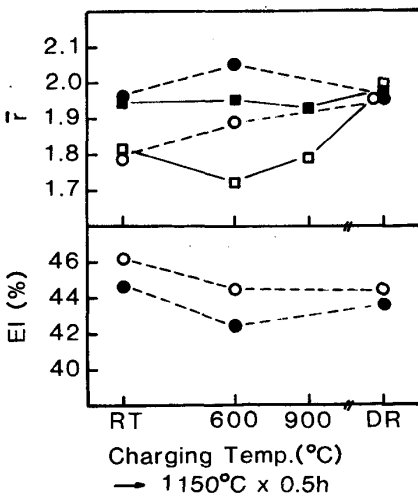


Fig. 4 Effects of charging temperature and casting speed on  $\bar{r}$ -value and elongation of steel B after annealing of 850°C for 2 minutes

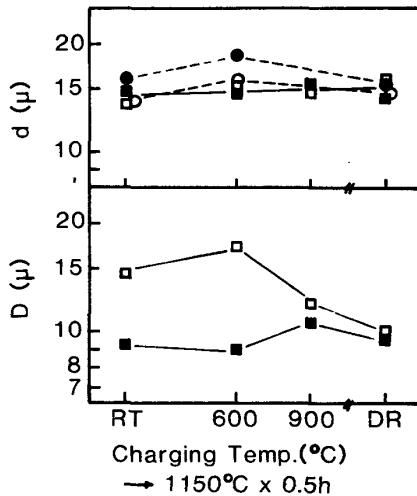


Fig. 5 Effects of charging temperature and casting speed on grain size (d) of annealing sheets and grain size (D) of hot bands

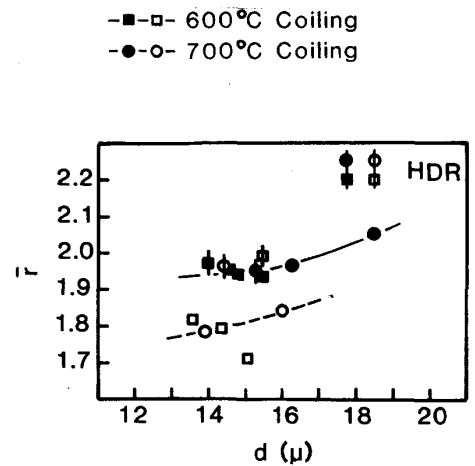


Fig. 6 Relationship between  $\bar{r}$ -value and grain size of steel B after annealing of 850°C for 2 minutes

素Ti添加冷延鋼板の $\bar{r}$ 値は前述のバッチ焼鈍A $\theta$ キルド冷延鋼板の場合と同様、凝固冷却速度の影響を受けない。しかしながら、HCR材の $\bar{r}$ 値は現行連铸相当の砂型材と薄スラブ連铸相当の金型材とで異なる。すなわち、金型材の $\bar{r}$ 値はHC温度を低下してもほとんど変化せず、DRした場合の $\bar{r}$ 値と同程度であるが、砂型材の $\bar{r}$ 値はHC温度の低下に伴い劣化し、金型材のそれに比べて低くなる。また、600および900℃HC Rにおいて、600℃巻取材に比べて700℃巻取材の方が良好な $\bar{r}$ 値を示す。全伸びは700℃巻取材の結果のみ示すが、 $\bar{r}$ 値の挙動とは逆の傾向を示し、金型材に比べて砂型材の方が全伸びが良好である。

Fig. 5に示すように600℃HC R-600℃巻取材の焼鈍板粒径(d)が他よりやや大きいものの、プロセスによる焼鈍板粒径の相違はほとんど認められない。連続化プロセス材の $\bar{r}$ 値と焼鈍板粒径の関係をFig. 6に示す。焼鈍板粒径が増大するにつれて、 $\bar{r}$ 値がやや増大する傾向が認められる。また同一焼鈍板粒径で比較した場合、DR材を除いて、金型-HCR材の $\bar{r}$ 値が砂型材のそれより高い。このことは金型材の{111}再結晶集合組織がより発達していることを示唆しており、Fig. 5に示すように金型材の熱延板粒径(D)が微細であることに起因すると推定される。これは凝固冷却速度の大きい金型材の方がデンドライトの二次アーム間隔が小さいことに加えて、スラブ冷却速度の相違に伴う熱延-巻取時の微細TiC析出物に起因すると考えられる。

### 3.3 Nb添加複合組織型高強度熱延鋼板(Steel C)

種々の連続化プロセスを経て熱延されたSteel Cを550℃まで空冷し、その後50℃/secで250℃まで制御冷却したNb添加複合組織型高強度熱延鋼板の機械的性質をFig. 7に示す。組織的にはいずれもフェライト+ベイナイト+マルテンサイトである。冷塊-再加熱圧延(CCR)では凝固冷却速度の相違に伴う機械的性質の差は少ない。HCR材の機械的性質は凝固冷却速度に

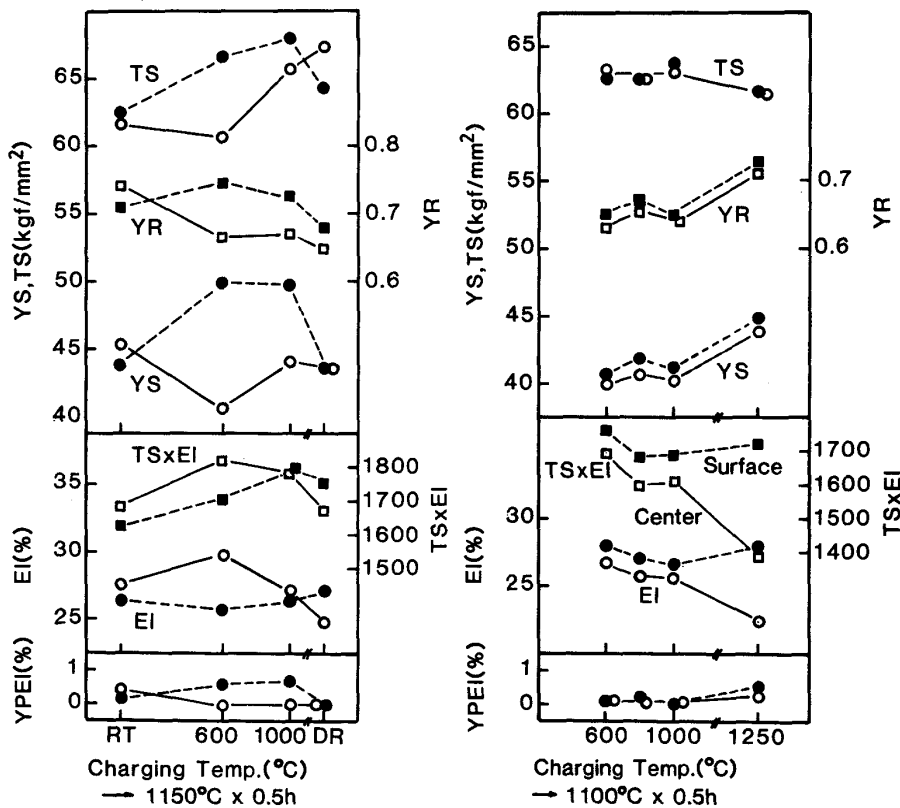


Fig. 7 Effects of charging temperature and casting speed on mechanical properties of steel C after controlled-cooling

Fig. 8 Effects of charging temperature and solidification structure on mechanical properties of controlled-cooled steel C

に伴う機械的性質の差は少ない。HCR材の機械的性質は凝固冷却速度に

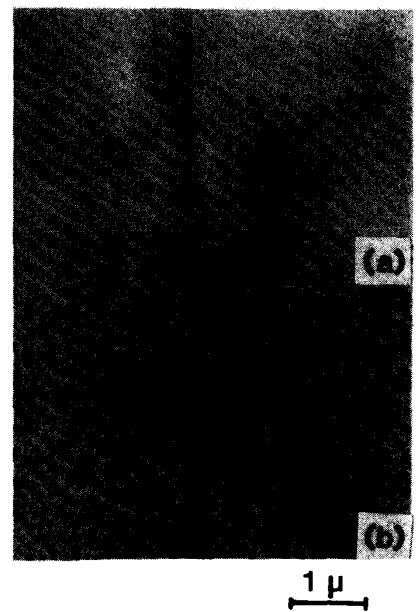


Photo. 2 Microstructure of water-quenched ingots from 600°C (Steel C), (a) Cast-iron mould (b) Sand mould

依存する。金型材ではHC温度の上昇に伴い、TSおよびYSが急激に増加するのに対して、砂型材では600℃HC R材のTSはCCR材と変わらず（YSは逆に低下する）、HC温度が900℃まで上昇すると、TSおよびYSが増加する。DRでは金型材と砂型材の差は小さくなる。HC R材の強度-延性バランスはCCR材よりも良好なようである。

砂型材に比べて、金型材のTSおよびYSが大きい理由は、降伏比が大きい、また降伏伸びが認められる等のことから、制御冷却に伴うマルテンサイト体積率の増加よりもむしろ、Photo.2に示すようにNbC析出強化によると推定される。このNbC析出挙動の相違が凝固組織もしくは熱履歴によるものかを明らかにするため、連铸スラブの中心層（中心偏析部を除く）および表面層から供試材を切り出し、同一熱履歴を与えて機械的性質を調査した。供試材は1250℃×1hソーキング後、5℃/minで炉冷し、Fig.8に示す条件でHC R-制御冷却した。急冷開始温度は500℃である。Fig.8に示すように中心層材（シミュレート実験の砂型相当材）と表面層材（同、金型材）とのTSおよびYSの差は少ない。このことは強度に対して凝固組織の影響の小さいことを示唆している。なお、表面層材のTS×E $\ell$ は中心層材のそれより良好であるが、これはマイクロ偏析の相違に伴い、第二相分散状態が異なる（表面層材の第二相分散がより均一）ためと推定される。

### 3.4 B添加複合組織型高強度熱延鋼板（Steel D）

種々の連続化プロセスを経て熱延されたSteel Dを600℃まで空冷し、その後50℃/secで250℃まで制御冷却したB添加複合組織型高強度熱延鋼板の機械的性質をFig.9に示す。組織的にはフェライト+マルテンサイトである。本鋼種では機械的性質におよぼす凝固冷却速度の影響は小さい。HC温度の上昇に伴うTS、YSおよびE $\ell$ 変化もほとんど認められない（とくに金型材で）。しかしながら、DR

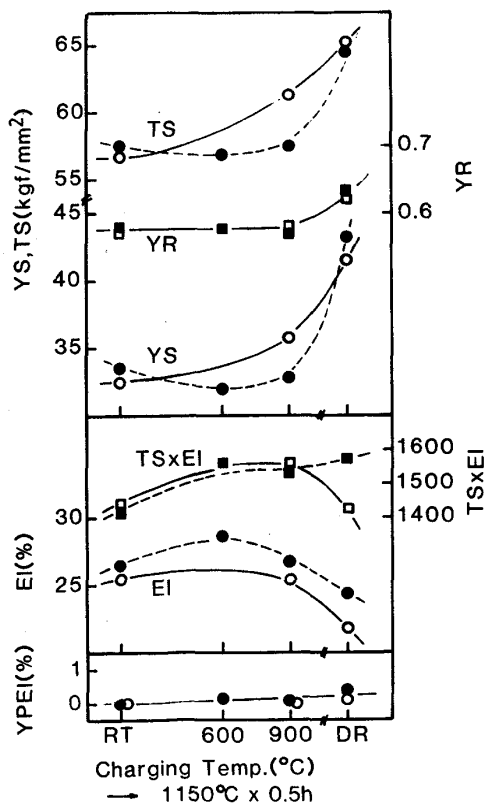


Fig. 9 Effects of charging temperature and casting speed on mechanical properties of steel D after controlled-cooling

すると、TSおよびYSが7~8 kgf/mm<sup>2</sup>上昇する。この強度変化はFig.10に示すように、再加熱温度の低下による熱延後の固溶B量の減少によると考えられる。

### 4. 結言

薄スラブ連铸を含む、連铸と圧延連続化プロセスを実験的に再現し、深絞り用冷延鋼板および複合組織型高強度熱延鋼

板の材質調査を行った。

DRした場合には影響が小さいが、HC R後の機械的性質は凝固冷却速度に依存し、これは凝固組織の相違とともに、添加元素の析出挙動の相違に起因すると考えられる。

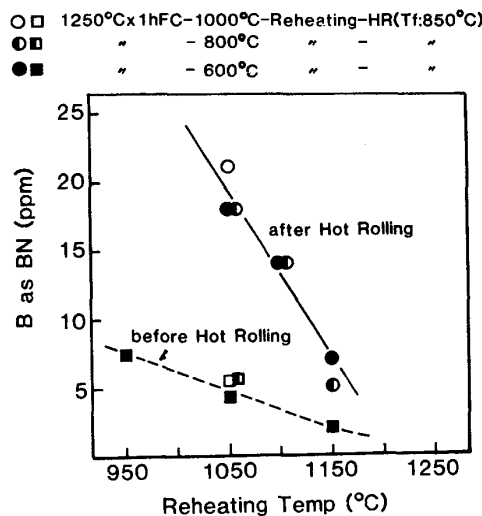


Fig.10 Change in BN content before hot rolling and after hot rolling of steel D as a function of reheating temperature.