

深絞り用冷延鋼板の機械的性質におよぼす凝固時冷却速度およびホットチャージ条件の影響

//////////
論文
//////////

塚谷 一郎*・薬師寺輝敏*・勝亦 正昭*
細見 広次*²・須藤 正俊*³

Effects of Cooling Rate during Solidification and Charging Temperature Prior to Hot-rolling on Mechanical Properties of Cold-rolled Sheet Steels with Deep Drawability

Ichiro TSUKATANI, Terutoshi YAKUSHIJI, Masaaki KATSUMATA,
Koji HOSOMI and Masatoshi SUDO

Synopsis :

A study has been made of the effects of the cooling rate during solidification and the charging temperature prior to hot-rolling on the mechanical properties of cold-rolled sheet steels with deep drawability. The \bar{r} -value deteriorates abruptly as the charging temperature decreases below 900°C in the batch-annealed low carbon Al-killed steel sheet hot-rolled from the ingot solidified in cast-iron mold to simulate the solidification condition of thin-slab casting, while \bar{r} -value remains high even at the charging temperature of 600°C in sand mold sample to simulate the solidification condition of conventional continuous casting.

The \bar{r} -value of continuously annealed extra-low carbon Ti-bearing steel sheet hot-rolled directly from the ingot solidified in the cast-iron mold is about 2.0 and is same as that of sand mold sample. However, with decreasing the charging temperature, the \bar{r} -value of sand mold sample decreases, whereas that of cast-iron mold sample remains almost constant.

Key words : cold-rolled sheet steels ; deep drawability ; \bar{r} -value ; mechanical properties ; cooling rate during solidification ; hot-direct-rolling ; hot-charge-rolling ; continuous casting ; thin-slab casting.

1. 緒 言

熱間圧延工程における省エネルギーおよび省工程対策として、連铸鑄片の直送圧延 (Hot Direct Rolling, 以下 HDR と略す), あるいはホットチャージ圧延 (Hot Charge Rolling, 以下 HCR と略す), および加熱炉温度の低下が推進されている^{1)~3)}. このような直結化プロセスは省エネルギー, 省資源のみならず, ①スラブヤード在庫の大幅な減少, ②出鋼から成品までの製造時間の短縮等の画期的な改善につながるものである¹⁾. さらに溶鋼から直接薄板状の鑄片 (薄スラブ連铸, ストリップ連铸) が製造できると, 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⁴⁾⁵⁾. とくに薄スラブ連铸法は次世代連铸法として積極的な研究がなされてい

る⁵⁾.

これらの直結化プロセスでは通常の連铸材と比べ炭窒化物の析出挙動に特徴が見られるほか⁶⁾, HDR 法では As-cast 鑄片がオーステナイト (γ)/フェライト (α) 変態を経ず圧延され, また薄スラブ連铸法ではデンドライトの二次アーム間隔やマイクロ偏析などの凝固組織が従来のそれと異なるため, 製品材質が異なる可能性が大きい⁶⁾. 連铸-圧延プロセスの直結化に伴う薄鋼板の材質評価に関する検討は高強度熱延鋼板についてはいくつか報告されている^{6)~11)} が, 深絞り用冷延鋼板についてはきわめて少なく¹²⁾¹³⁾, Al キルド鋼の連铸-ホットチャージ (以下 HC と略す) -低温加熱圧延条件について検討されているのみである. まして薄スラブ連铸による深絞り用冷延鋼板の材質に関する検討は皆無である. さらに,

昭和 61 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 11 月 4 日受付 (Received Nov. 4, 1987)

* (株)神戸製鋼所 材料研究所 (Materials Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakinohama-cho Chuo-ku Kobe 651)

*2 (株)神戸製鋼所 材料研究所 工博 (現:(株)神戸製鋼所技術情報企画部) (Materials Reserch Laboratories, Now Technical Information & Planning Department, Kobe Steel, Ltd.)

*3 (株)神戸製鋼所 技術情報企画部 (現:(株)神戸製鋼所加古川製鉄所) (Technical Information & Planning Department, Now Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd.)

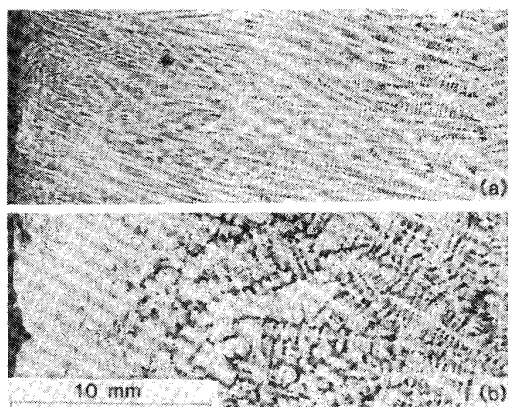
この種の実験の多くが鋳型に金型を用いており、凝固時の冷却速度が異なるため必ずしも実機の連铸スラブにおける冶金学的現象をシミュレートしていない。

そこで、本実験では発熱パット付きの砂型を用いることにより現行の連铸とほぼ同等の凝固時冷却速度を達成し、それにより、実機の連铸における直結化プロセスをシミュレートした。さらに金型による実験も同時に行い、その結果を薄スラブ連铸相当とし、現行の連铸における現象と比較検討した。以上のように、薄スラブ連铸を含む、連铸と圧延の直結化プロセスを実験室的に再現しバッチ焼鈍 Al キルド冷延鋼板および連続焼鈍（以下、連焼と略す）極低 C-Ti 添加冷延鋼板の材質におよぼす凝固時冷却速度および HC 条件等の影響を検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材および製造方法

あらかじめ溶製しておいた成分調整済の母材を 30 kg 高周波溶解炉にてできるだけ短時間で溶解後、タンディッシュを用いて、砂型および金型に分注し、厚さ 50 mm × 幅 150 mm × 高さ 250 mm の鋳鋼片を製造した。得られた鋳鋼片の化学成分を Table 1 に示す。Steel A はバッチ焼鈍用の低 C-Al キルド鋼、また Steel B は連焼用の極低 C-Ti 添加鋼である。溶鋼中の O₂ 量低減のため、ステンレス製蓋を溶解炉に取り付け、7% H₂-Ar ガス雰囲気中で溶解するとともに、鋳込み



(a) Cast-iron mold (b) Sand mold

Photo. 1. Typical solidification structures of ingot (0.07C-0.17Si-1.6Mn-0.02Nb).

時の O₂ および N₂ 量の増加を防止するため、タンディッシュ内も同ガスでシーリングした。これにより O₂ 量を 50 ppm 以下、N₂ 量をほぼ 60 ppm 以下とした。

現行の連铸スラブの中心付近の凝固状態をシミュレートするため、発熱パット(明和化学工業(株)製フレキサー P 290) 付きの砂型内(以下、砂型鋳鋼片もしくは砂型材と称す)で、また薄スラブ連铸材をシミュレートするため、厚さが 50 mm の鋳鉄製金型内(以下、金型鋳鋼片、もしくは金型材と称す)で凝固させた。砂型および金型鋳鋼片の凝固時冷却速度を注湯前に鋳型内の中心に設置した熱電対で測定した。砂型および金型鋳鋼片の 1400 から 1200°C の温度範囲の平均冷却速度は、それぞれ 10 および 120°C/min であった。代表的な凝固組織を Photo. 1 に示す。デンドライトの二次アーム間隔は砂型鋳鋼片で 270 μm、金型鋳鋼片で 140 μm であった。

得られた鋳鋼片は必要な温度で型抜きし、HDR, HCR および冷塊-再加熱圧延 (CCR) のシミュレーションを行った。熱履歴の概略を Fig. 1 に示す。

HDR をシミュレートするため、Steel A については鋳鋼片が 1200 あるいは 1100°C、また Steel B については 1150°C まで冷却した時点で型抜きし、その温度に 30 min 保持したのち、板厚 5 mm まで 4 パス、仕上温度約 900°C で圧延した。HCR をシミュレートするため、600~900°C まで冷却した鋳鋼片を、Steel A については 1200 あるいは 1100°C、また Steel B については 1150°C に加熱し、30 min 保持後、HDR 材と同様な条件で圧延した。圧延前の再加熱温度を通常より低くしたのは HC-低温加熱圧延による燃料原単位の低下をより効果的なものとするためである。比較のため、CCR

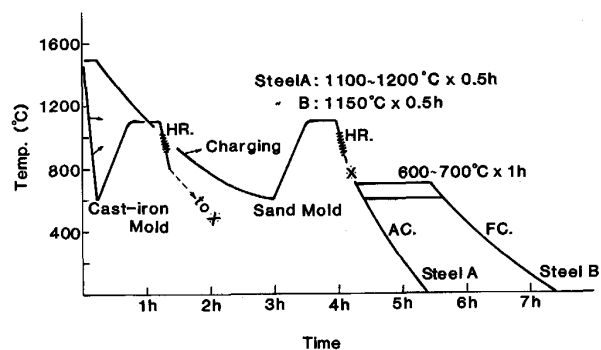


Fig. 1. Experimental procedure.

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

	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	O	N
Steel A	0.04	0.01	0.28	0.015	0.009	0.06	—	0.0045	0.0060
Steel B	0.0063	0.01	0.15	0.015	0.002	0.01	0.11	0.0043	0.0040

も合わせて行った。

上記のような条件で圧延を終了し、Steel A については室温まで放冷したのち、また Steel B については冷却途中で 700 もしくは 600 °C で 1h 保持後炉冷の巻取り相当処理を施したのち、3.2 mm に研削し、さらに 0.8 mm まで圧延率 75 % で冷延した。焼鈍はそれぞれ以下の条件で行った。Steel A については 720 °C × 3h (加熱速度; 20 °C/h) のバッチ焼鈍相当、また Steel B については 850 °C に保持されているソルトバス中に 2 min 浸漬したのち、600 °C まで空冷 (冷却速度; 約 10 °C/s)、その温度から 400 °C まで約 70 °C/s で急冷し、さらに 400 °C で 3 min 保持の連続焼相当の熱処理を行った。

熱処理後、Steel A については冷延率 1 % で調質圧延したのち、また Steel B については調質圧延なしで機械的性質などを調査した。

2.2 確性試験

組織観察は圧延方向に平行な断面にて行った。

引張試験は JIS 13 号 B 試験片を用いて行った。r 値の測定は圧延方向 (L)、圧延 45° 方向 (D) および圧延直角方向 (T) から 0.8 t × 12.5 w × 120 l (mm) の短冊型試験片を採取し、15% 引張ひずみを与えて行い、次式により r 値を求めた。

$$r = (r_L + 2 r_D + r_T) / 4$$

集合組織測定は板厚中心層の圧延面で行った。低指数面極密度は $M_0 - K_\alpha$ 線を用い、スリット系: 1°-0.6 mm-1°, 電圧-電流: 47.5 kV-25 mA の条件で、シンチレーションカウンターにて測定した。結晶方位分布関数 (O. D. F.) 計算のために (110), (200) および (211) 極点図を測定した。 $M_0 - K_\alpha$ 線 (47.5 kV-25 mA, ただし (110) 極点図の透過法についてのみ 40 kV-10 mA) を用い、 $\alpha = 0^\circ$ から 30° までの範囲は Decker-Asp-Harker 透過法、 $\alpha = 30^\circ$ から中心部までは Schulz 反射法によった。スリット条件はそれぞれの測定法に特有な条件を満たすように設定した。O. D. F. の計算は Roe¹⁴⁾ の手法に基づいて 22 次までの展開で求めた。

3. 実験結果

3.1 バッチ焼鈍 Al キルド冷延鋼板

種々の直結化プロセスを経て熱延した Steel A を 75 % 冷延-720 °C × 3h 焼鈍したときの r 値および引張特性を Fig. 2 に示す。バッチ焼鈍タイプの Al キルド冷延鋼板の r 値は再加熱温度が 1200 °C の場合には直結化プロセス条件によらずほぼ一定で、1.5~1.6 である。ところが、より省エネをはかるため再加熱温度を

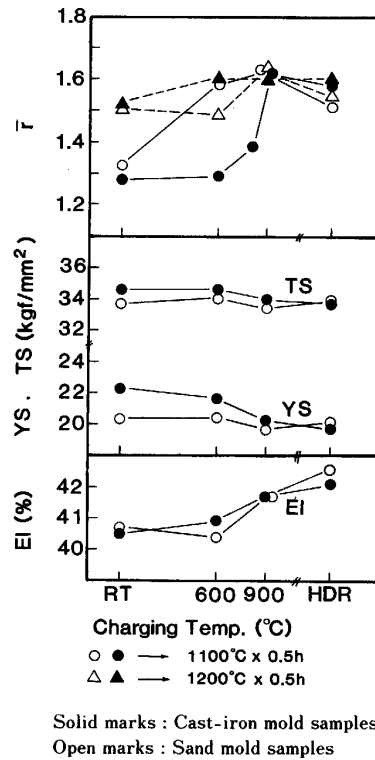
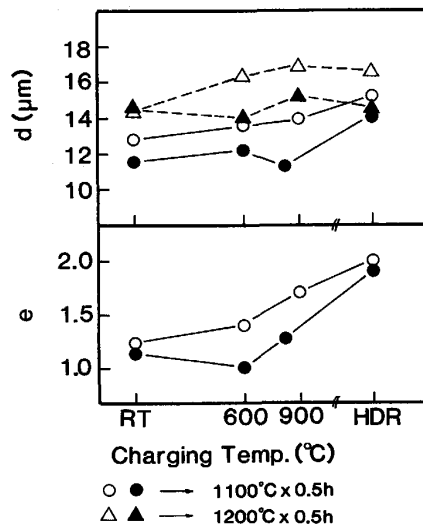


Fig. 2. Effects of charging temperature and casting condition on \bar{r} -value and tensile properties of steel A after annealing at 720 °C for 3 h.

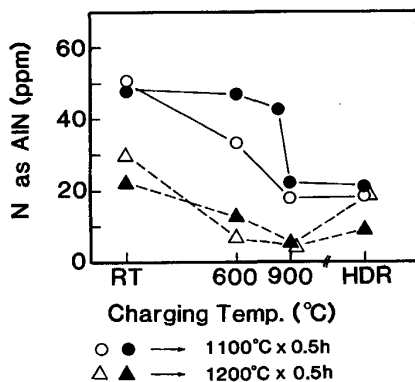
1100 °C に低下すると、Steel A の r 値はプロセスの影響を受ける。以下、再加熱温度が 1100 °C の結果について述べる。薄スラブ連続相当の金型材は HDR および 900 °C HCR 時には 1200 °C 再加熱圧延材と同等の r 値を示す。しかしながら、HC 温度の低下に伴い r 値は 1.3 程度まで急激に低下し、HC 温度が 800 °C 以下では良好な r 値を得ることができない。これに対して、現行の連続相当の砂型材の r 値は HDR から 900 °C HCR にかけてやや上昇し、また、r 値の異方性 (Δr) について特筆すべき現象は認められなかった。また引張特性も再加熱温度が 1100 °C の場合には直結化プロセス条件にやや依存する (再加熱温度が 1200 °C の結果は HC 条件などによらず、HDR 材とほぼ同じだったので略した)。金型材の引張強さ (TS) および降伏応力 (YS) は HC 温度の低下に伴い増加するが、砂型材の TS および YS は HC 温度によらずほぼ一定の値を示す。全伸び (EI) は金型材および砂型材とも HC 温度の低下に伴い減少する。

極密度変化 (不規則標準試料の X 線積分極密度との比; 以下、 $P_{(222)}$ 等と記す) については図示しないが、r 値変化とほぼ対応している。HC 後の再加熱温度が 1100 °C の金型材では HC 温度が 830 °C を境にしてレベルが異なり、830 °C 以下では $P_{(222)}$ は低い値を、



Solid marks : Cast-iron mold samples
Open marks : Sand mold samples

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

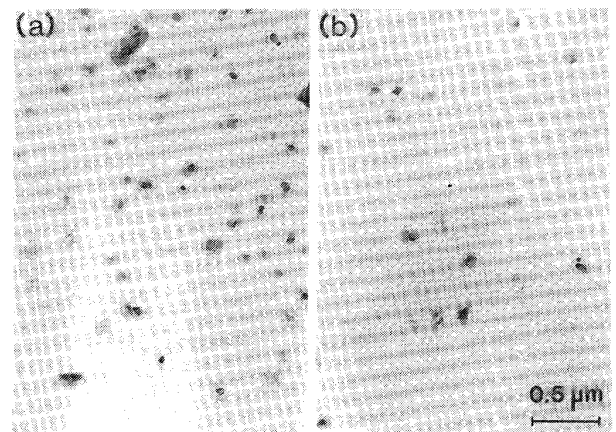


Solid marks : Cast-iron mold samples
Open marks : Sand mold samples

Fig. 4. Effects of charging temperature and casting condition on nitrogen content as AlN precipitates of hot rolled steel A.

$P_{(200)}$ および $P_{(110)}$ は高い値を示す。これに対して、(1100°C 再加熱の) 砂型材の $P_{(222)}$ は HC 温度によらず、ほぼ一定値を示し、また $P_{(200)}$ は HC 温度の低下に伴いやや増加する。

HC 温度の変化に伴う砂型材および金型材の焼鈍板粒径変化を Fig. 3 に示す。 1100°C 再加熱圧延材に比べて 1200°C 再加熱圧延材の焼鈍板粒径が、また金型材に比べて砂型材の焼鈍板粒径の方が大きい傾向を示す。結晶粒展伸度 (e : 圧延方向と板厚方向の軸比) は 1200°C 再加熱圧延材ではいずれも 2.0 前後の値を示したので、 1100°C 再加熱圧延材の結果のみを示す。HDR では砂型材および金型材とも高い展伸度を示すが、HC



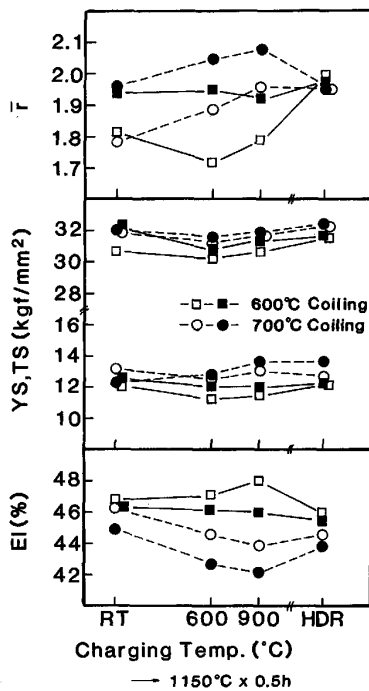
(a) Cast-iron mold- 830°C HCR (b) Sand mold- 900°C HCR
Photo. 2. Typical electron micrographs of AlN precipitates in hot-rolled sheets of steel A.

温度の低下に伴い展伸度が小さくなる。この低下は金型材の方が高温での HC から始まり、 r 値の変化とほぼ対応する。バッチ焼鈍 Al キルド冷延鋼板の展伸粒形成機構として、焼鈍の昇温過程での AlN 析出による再結晶核生成頻度の減少と冷延粒界での再結晶粒界移動阻止効果とが同時に働くためと考えられており¹⁵⁾¹⁶⁾、これにより $\{111\} \langle 011 \rangle$ 再結晶集合組織が発達すると考えられている¹⁷⁾。

そこで、種々の直結化プロセスを経て圧延された熱延板の AlN 析出量を測定した。Fig. 4 に示すように、 1200°C 再加熱圧延の場合には、CCR 材を除いて AlN 析出量は少ない。 1100°C 再加熱圧延の場合にも、砂型材および金型材の HDR および 900°C HCR 後の AlN 析出量は N as AlN で約 20 ppm 程度である。しかしながら、HC 温度を低下すると AlN 析出量が急激に増加するとともに、凝固時冷却速度の影響を受ける。現行の連続相当の砂型材では、 900 から 600°C にかけての HC 温度の低下に伴い、AlN 析出量が漸増するものの、 600°C でも Sol. N が存在する。これに対して、薄スラブ連続相当の金型材の AlN 析出量は HC 温度を 900°C 以下に低下すると急激に増加し、HC 温度が 830°C でも CCR (RT) と同程度である。Photo. 2 (a) に金型- 830°C HCR 材、(b) に砂型- 900°C HCR 材の抽出レプリカによる電顕観察結果を示す。砂型材の方が AlN 析出物量が少なく、N が固溶状態で存在していることを示唆している。

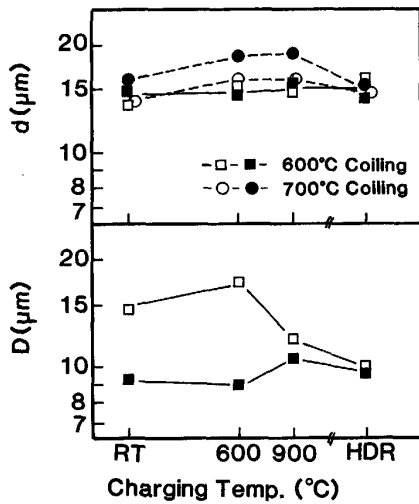
3.2 連続焼鈍極低 C-Ti 添加冷延鋼板

種々の直結化プロセスを経て熱延した Steel B を 75% 冷延- $850^{\circ}\text{C} \times 2 \text{ min}$ 焼鈍 ($400^{\circ}\text{C} \times 3 \text{ min}$ の過時効処理を含む) したときの r 値および引張特性を Fig.



Solid marks : Cast-iron mold samples
Open marks : Sand mold samples

Fig. 5. Effects of charging temperature and casting condition on \bar{r} -value and tensile properties of steel B after annealing at 850°C for 2 min.



Solid marks : Cast-iron mold samples
Open marks : Sand mold samples

Fig. 6. Effects of charging temperature and casting condition on grain size (d) of annealed sheets and grain size (D) of hot-rolled sheets of steel B.

5に示す。HDRした極低C-Ti添加冷延鋼板は凝固時冷却速度や巻取り温度によらず、ほぼ一定の良好な \bar{r} 値を示す。しかしながら、HC温度を低下すると砂型材と金型材とで異なる \bar{r} 値変化挙動をとる。金型材の \bar{r} 値はHC温度を低下しても約2.0とほとんど変化せず、

HDRしたものと同程度である。700°C巻取り材では600~900°C HCR時、 \bar{r} 値が増加する傾向さえ示す。これに対して、砂型材の \bar{r} 値はHC温度の低下に伴い劣化し、金型材のそれより低くなる。また600および900°C HCRにおいて、700°C巻取り材に比べて600°C巻取り材の \bar{r} 値の劣化が大きい。また、 \bar{r} 値の異方性について、Steel Aと同様、特筆すべき現象は認められなかった。引張特性は巻取り温度の影響を受けるが、 \bar{r} 値ほど凝固時冷却速度やHC温度の影響を受けない。TSおよびYSは700°C巻取り材の方が、かつ金型材の方が、またElは600°C巻取り材の方が、かつ砂型材の方が高い値を示す(CCRを除く)。またHC温度の変化に伴うElの変化は \bar{r} 値の挙動とほぼ逆である。例えば、砂型材のElはHC温度の低下に伴い増加する。

HC温度の変化に伴う砂型材および金型材の熱延板粒径(D)および焼鈍板粒径変化(d)をFig. 6に示す。金型材の600~900°C HCR-700°C巻取り材の焼鈍板粒径が他よりやや大きいものの、プロセス条件による焼鈍板粒径の相違はほとんど認められない。ところが、熱延板粒径の変化はプロセス条件に依存する。金型材の熱延板粒径はHC温度によらず一定で、微細である。一方、砂型材の熱延板粒径はHDRや900°C HCRでは金型材と同程度で、微細であるが、HC温度を低下すると粗大化する。

4. 考 察

4.1 Alキルド冷延鋼板

現行の連铸スラブの凝固組織をシミュレートした砂型材より得たバッチ焼鈍Alキルド冷延鋼板はHDRおよび600°C以上のHCRにおいて良好な \bar{r} 値を示した。また薄スラブ連铸相当の金型材では良好な \bar{r} 値を得るためには900°C以上のHCRが必要であり、HC温度の低下に伴う \bar{r} 値の劣化は砂型材より急激であることがわかった。金型材の結果は、同様に10kg偏平铸型を用いた佐柳ら¹³⁾の結果と一致する。以下、砂型と金型による \bar{r} 値の相違について考察する。

一般に、優れた深絞り成形性を示すバッチ焼鈍Alキルド冷延鋼板の特徴は展伸粒を形成し、また適当な条件で $\{111\} \langle 011 \rangle$ 再結晶集合組織を形成することであり、このような特徴をもたらす原因が焼鈍前に存在する固溶したSol. Al, Nによるものであることが知られている¹⁶⁾。このSol. Al, Nは回復過程もしくは再結晶初期に微細なAlN粒子¹⁸⁾、AlNのPre-precipitation cluster¹⁵⁾、または立方晶AlN¹⁹⁾を亜粒界上に形成し、回復の進行を抑制するため、Zener drag効果による

{111} 再結晶核の選択的生成や成長をもたらすと考えられている。したがって、AIN の効果を最大限に発揮するためには成分や冷延率によつて最適昇温速度が存在する²⁰⁾が、他の成分量や冷延率、昇温速度が一定の条件では熱延板で固溶しているN量をもつとも重要な因子である。砂型材と金型材の HC 温度の低下に伴う \bar{r} 値の変化は Fig. 4 の結果から類推される熱延板中の Sol. N 量の変化および焼鈍板粒の展伸度の変化とほぼ対応しており、HC 温度の低下に伴う熱延板の Sol. N 量の減少が \bar{r} 値の劣化をもたらしていることは明白である。

そこで、鋳鋼片の冷却過程での析出時間が十分でなかったにもかかわらず、砂型材に比べて金型材での AIN の析出が進んでいる理由、すなわち熱延板の Sol. N が少なかった理由について考える。

600°C HCR における鋳鋼片の冷却および再加熱圧延の各過程での AIN 析出量 ($(N \text{ as AIN} / \text{total N}) \times 100\%$) を Fig. 7 に示す。金型および砂型鋳鋼片が 600°C まで冷却された時点での析出量はそれぞれ 42% および 60% である。金型鋳鋼片では析出に必要な時間が不足していることもあり、この時点では金型鋳鋼片の方が AIN 析出量が少ない。しかしながら、前述のごとく、熱延後の AIN 析出は金型材の方が進んでおり、金型材で 78%、砂型材で 65% が析出している。このような逆転現象が生じたのは熱延後の再析出が鋳鋼片の冷却過程で析出した AIN の大きさやその分散状態に依存するためと推定される。すなわち、Al, N を完全に溶体化したものを圧延した場合には、圧延時に AIN はほとんど析出しないが、低温での再加熱により AIN が完全に固溶しない場合には圧延時にそれらを核に再析出すると考えられる。その析出量は鋳鋼片段階での析出物の大きさやその分散状態に依存する。600°C まで冷却された金型鋳鋼片中の AIN 析出物は砂型鋳鋼片に比べて量も少なく、

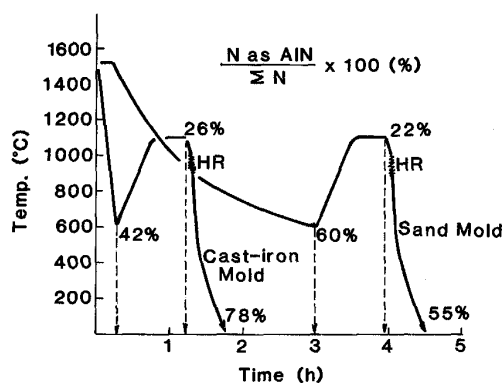


Fig. 7. Change in nitrogen content as AlN precipitates in steel A.

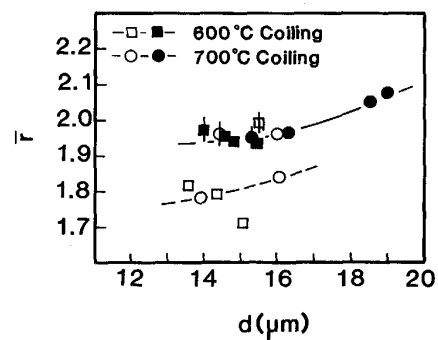
その大きさもやや小さい。1100°C に再加熱した段階では、抽出したレプリカによる観察では必ずしも十分な証拠が得られなかったが、再加熱前の形態の相違は受け継がれるものと推定される。金型鋳鋼片と砂型鋳鋼片の AIN 析出量がほぼ一定であることは、例えば、金型鋳鋼片では微細なものが多量に存在することを意味し、圧延時の析出に際して、これらを核とするため析出が促進されると考えられる。

以上のように、金型材においては {111} 再結晶集合組織発達に必須な熱延板中の固溶 N 量が、900°C 以下の HC 温度の低下に伴い急減する。これは鋳鋼片冷却時に析出する AIN の微細分散などによつて再加熱圧延後の AIN 析出が促進されるためと推定される。また凝固冷却速度の相違に伴うマイクロ偏析やデンドライトの二次アーム間隔の差も何らかの寄与をしていると考えべきであろう。

なお、連焼 Al キルド冷延鋼板については、良好な特性を得る上で必須な低 N 化が本実験法では困難であったので、実験を行わなかったが、Steel A の AIN 析出挙動に基づく特性変化が得られるものと推定される。

4.2 極低 C-Ti 添加冷延鋼板

連焼極低 C-Ti 添加冷延鋼板は金型材では HC 条件によらず、ほぼ一定の良好な \bar{r} 値を示すが、砂型材では HDR 時にもつとも高い \bar{r} 値が得られ、HC 温度の低下に伴い \bar{r} 値が低下することがわかった。HC 温度の変化に伴う砂型材および金型材の熱延板粒径変化が \bar{r} 値変化と類似した挙動を示し、金型材の熱延板粒径が HC 温度によらずほぼ一定で、微細であるのに対し、砂型材の熱延板粒径は HDR や 900°C HCR では金型材と同程度であるが、HC 温度を低下すると粗大化することはすでに述べた。Fig. 8 に示すように、同一焼鈍板粒径で \bar{r} 値を比較した場合、HCR の砂型材に比べ、熱延板粒径



Solid marks: Cast-iron mold samples Open marks: Sand mold samples \square \circ HDR

Fig. 8. Relationship between \bar{r} -value and grain size of annealed sheets of steel B.

の微細な他の供試材の r 値は高い値を示す。このことは r 値や再結晶集合組織が粒成長と同様、再結晶過程において生成される再結晶核に依存し、粒界の増加は再結晶集合組織における Near $\{111\}$ 粒の増加をもたらすことを意味している²¹⁾²²⁾。極低 C-Ti 添加冷延鋼板で代表される Interstitial Free (I. F) 鋼板が極めて優れた深絞り性を発揮することを説明するもつとも有力なモデルとして、炭窒化物形成に伴う固溶 C, N の減少が挙げられるが、このような IF 鋼板の r 値が熱延板粒徑にも依存すると考えるべきであろう。

Fig. 9 に熱延板粒徑の異なる砂型の HDR 材および 600°C HCR 材の 600°C 巻取り-75%冷延後の $\phi = 45^\circ$

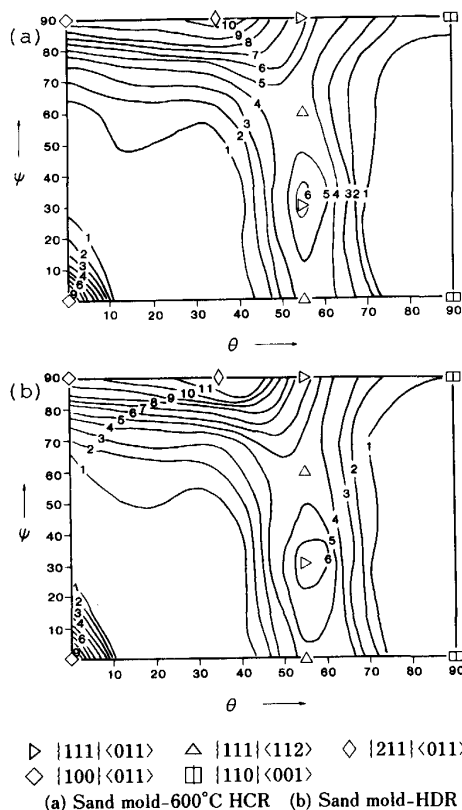


Fig. 9. $\phi = 45$ deg sections of crystallite orientation distribution for steel B coiled at 600°C and cold-rolled with 75%.

断面の O. D. F. を示す。両鋼の冷延集合組織はいずれも R. D. // $\langle 110 \rangle$ 繊維組織で、その優先方位は $\{211\}\langle 011 \rangle$ 方位、 $\{100\}\langle 011 \rangle$ 方位および $\{111\}\langle 011 \rangle$ 方位である。熱延板粒徑の小さい HDR 材の方が冷延最終安定方位の一つである $\{211\}\langle 011 \rangle$ 方位への集積が高まっている。この冷延方位は元の結晶粒界近傍では多重すべりのため、高い転位密度を伴って局所的に Near $\{111\}$ 方位へ回転分散する²²⁾²³⁾。このような冷延集合組織が発達すると、再結晶初期に $\{554\}\langle 225 \rangle$ 核が優先的に核生成し、しかも周辺の $\{211\}\langle 011 \rangle$ 冷延地が R. D. // $\langle 011 \rangle$ 軸まわり 35° の回転関係にあるため、成長しやすいと考えられる。以上のように、熱延板粒徑の微細化は r 値を向上させる。

そこで、つぎに熱延板粒徑の変化挙動について推察する。デンドライドの二次アーム間隔等の相違に起因して、砂型と金型鋼片では γ 粒徑が大幅に異なり、砂型鋼片の γ 粒徑は金型材より粗大であると推定される。しかしながら、1150°C × 30 min 加熱時に金型材の γ 粒が砂型材とほぼ同程度まで粒成長するため、凝固状態より γ 粒徑差が小さくなり、さらに、圧延が未再結晶領域になると初期 γ 粒徑が大きい α 粒生成は γ 粒内が支配的となり、粒界の影響が小さくなる⁸⁾²⁴⁾と推定される。このように、圧延直後の γ 粒徑は凝固時冷却速度や HC 条件に依存しなくなる。ところが、砂型材においては、 γ/α 変態によつて細粒化すると考えられる HCR の方が HDR より熱延板粒徑は大きい。これは鋼片の冷却速度の差に起因する TiC 析出状態の相違によると考えられる。砂型および金型の熱延板の抽出レプリカによる析出物形態観察結果を Photo. 3 に示す。600°C HCR の砂型材では鋼片の冷却段階で析出し、再加熱時に成長したと思われる粗大な析出物 (約 2000 Å) が認められ、それに伴い微細析出物 (Ti(C, N)) 量が減少している。これに対し、金型材ではこのような粗大析出物は認められず、微細な Ti(C, N) が均一に分布している。金型材で粗大な析出物が認められないのは冷

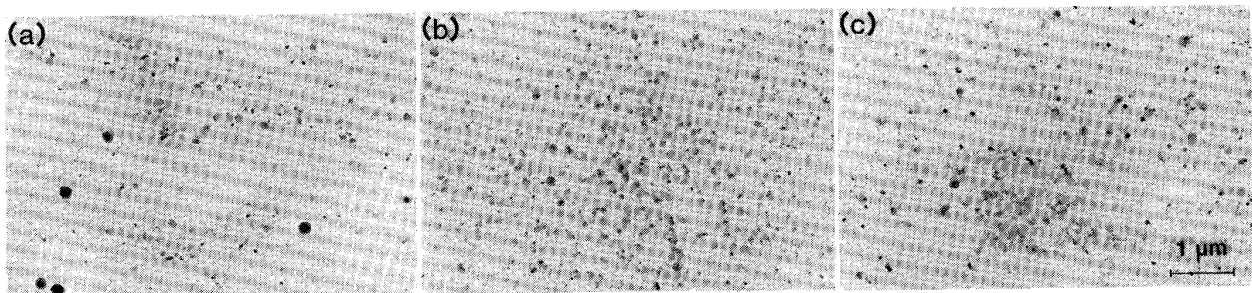


Photo. 3. Typical electron micrographs of Ti(C,N) precipitates in hot-rolled sheets of steel B.

却速度が速いため、鑄鋼片段階で TiC がほとんど析出しないためである。したがって、HCR の砂型材の熱延板粒径が金型材に比べ粗大なのは、鑄鋼片段階での析出により（再加熱保持中に再固溶する傾向を有するとは言え）、金型材に比べ再加熱-圧延中の固溶 Ti 量が減少し、それに伴う γ 粒細粒化効果の減少および再結晶抑制効果の低下によつて変態時、粗大な α 粒を生成するとともに、 α 粒成長を抑制する微細 Ti(C, N) 析出物量が減少するためと推定される。

熱延板集合組織については図示しないが、砂型の HDR 材において $\{100\}\langle 011\rangle$ および $\{211\}\langle 011\rangle$ 方位の弱い集積が認められたものの、他の供試材ではほぼランダムであり、 r 値におよぼす影響は小さいと解釈される。なお、このような結果が得られたのは供試材の化学組成、すなわち、C, N, Ti 含有量が通常の極低炭素深絞り用鋼板のそれより多いことに依存するところが大きいと推定される。なお、これは熱延板粒径への影響とともに、冷延集合組織形成にも影響すると考えられる。

以上のように、砂型の HCR 材では鑄鋼片段階での Ti 系炭窒化物の析出により熱延板粒径が粗大化し、冷延集合組織の最終安定方位への集積を弱め、それによつて $\{111\}$ 再結晶集合組織の発達を阻害されるため r 値が劣化すると推定される。

5. 結 言

薄スラブ連鑄を含む、連鑄-圧延の直結化プロセスを実験室的に再現し、バッチ焼鈍 Al キルド冷延鋼板および連続焼鈍極低 C-Ti 添加冷延鋼板の材質におよぼす凝固時冷却速度およびホットチャージ (HC) 条件の影響について検討し以下のような結果を得た。

(1) Al キルド冷延鋼板および極低 C-Ti 添加冷延鋼板の r 値に対して、デンドライトの二次アーム間隔などの凝固組織の影響はほとんど認められず、現行の連鑄をシミュレートした砂型材と薄スラブ連鑄をシミュレートした金型材では 1100°C 以下での冷却速度の相違に伴う炭窒化物の析出挙動に起因して r 値が異なる。

(2) 現行の連鑄スラブの凝固組織をシミュレートした砂型材より得たバッチ焼鈍タイプ Al キルド冷延鋼板の r 値は Hot Direct Rolling (HDR) および 600°C 以上の Hot Charge Rolling (HCR) において良好な r 値を示す。また、薄スラブ連鑄相当材では 900°C 以上の HCR が必要であり、HC 温度の低下に伴う r 値の劣化は現行連鑄材より急激である。

これらは HC 温度の低下に伴い $\{111\}$ 再結晶集合組織発達に必須な熱延板中の固溶 N 量が減少するためであ

るが、金型材では鑄鋼片冷却時に析出する AlN の微細分散などによつて、再加熱圧延時の AlN 析出が促進され、固溶 N 量の減少がより著しいためと考えられている。

(3) 連続焼鈍タイプ極低 C-Ti 添加冷延鋼板の r 値は薄スラブ連鑄相当材では直結化プロセス条件 (HC 温度) によらず、ほぼ一定の良好な値を示すが、現行連鑄相当材では HC 温度の低下に伴い劣化し、高い r 値が得られるのは HDR 時である。

これは、おもに熱延板粒径変化に起因すると推定される。すなわち現行連鑄相当の砂型の HCR 材では鑄鋼片段階での析出によつて熱延後の粒成長抑制効果を有する微細な Ti(C, N) が減少し、熱延板粒が粗大化するためと考えられる。

文 献

- 1) 竹村洋三, 溝口庄三, 椿原 治, 桑原達郎, 齊藤 実: 製鉄研究 (1982) 310, p. 251
- 2) 松永 久, 吉井正孝, 貞広真二, 齊藤 実, 福田武幸: 製鉄研究 (1984) 313, p. 1
- 3) 鉄と鋼, 72 (1986), A167
- 4) 鉄と鋼, 71 (1985), A233
- 5) 伊藤幸良: 鉄と鋼, 72 (1986), p. 1667
- 6) 松村義一, 尾上泰光, 佐柳志郎, 本田一年, 勝田福生, 加藤 弘: 鉄と鋼, 67 (1981), S1194, S1195, 68 (1982), S1240
- 7) 佐藤一昭, 松倉亀雄, 長尾正喜: 鉄と鋼, 70 (1984), S1339, S1340
- 8) 橋本嘉雄: 鉄と鋼, 70 (1984), S1329, 71 (1985), S1296, 72 (1986), p. 2263
- 9) 村田正彦, 武田哲雄, 為広 博, 南雲道彦, 松田浩男, 尾上泰光: 鉄と鋼, 69 (1983), S654, S655
- 10) 国重和俊, 長尾典昭: 鉄と鋼, 72 (1986), A227
- 11) 村田正彦, 為広 博, 土井隆一: 鉄と鋼, 72 (1986), A219
- 12) 渡辺國男, 佐藤豊彦, 長尾正喜, 若井重記, 河野 彪: 鉄と鋼, 69 (1983), S1369, S1370
- 13) 佐柳志郎, 松村義一, 尾上泰光, 西村秀之, 加藤 弘: 鉄と鋼, 67 (1981), S1196
- 14) R. J. ROE: J. Appl Phys., 36 (1965), p. 2024, 37 (1966), p. 2069
- 15) H. R. GOODENOW: Trans ASM, 59 (1966), p. 804
- 16) W. C. LESLIE, R. L. RICKETT, C. L. DOTSON and C. W. WALTON: Trans ASM, 46 (1954), p. 1470
- 17) R. S. BURNS and R. H. HEYER: Sheet Metal Ind., 35 (1958), p. 261
- 18) H. BROCKERS and Z. Q. KIM: Arch. Eisenhüttenwes., 37 (1966), p. 161
- 19) 花井 諭, 竹本長晴, 水山弥一郎, 佐直康則: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 386
- 20) 高橋政司, 岡本篤樹: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 2246
- 21) M. MATSUO, S. HAYAMI and S. NAGASHIMA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 11 (1971), p. 867
- 22) 阿部光延, 小甲康二, 林 征夫, 速水哲博: 日本金属学会誌, 44 (1980), p. 84
- 23) 松尾宗次, 速水哲博, 谷 誠一郎: 製鉄研究 (1972) 276, p. 21
- 24) T. MAKI, K. AKASAKA and I. TAMURA: Proc. Int. Conf. on Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite, AIME, Pittsburgh (1981), p. 217