

© 1988 ISIJ

論 文

連鑄-直送圧延プロセスによる Ti 添加高強度 熱延鋼板の材質

佐藤 一昭*・長尾 正喜*²・松倉 亀雄*³

Mechanical Properties of Continuous-Cast and Hot Direct-Rolled Ti-added High Strength Steel Sheets

Kazuaki SATO, Masayoshi NAGAO and Kameo MATSUKURA

Synopsis :

Continuous-cast and hot direct-rolling processes (CC-HDR) have been under operation in Japan and contributed to saving energy and time.

From a metallurgical point of view, some differences of mechanical properties of low alloyed steels may take place between CC-HDR and conventional reheat-rolling process (Reheat), because of its change in dissolution and precipitation behavior of the alloying elements.

Mechanical properties of Ti-added high strength hot rolled steel sheets manufactured by CC-HDR in Sakai Works, Nippon Steel Corp., have been examined in comparison with those of conventional Reheat steels.

Both of the tensile and yield strength of the HDR steel sheets, having 55 and 60 kgf/mm² tensile strengths level, were 4~5 kgf/mm² higher than those of Reheat steels. The amount of H₃PO₄(2+1) soluble Ti of HDR steels were larger than that of Reheat steels and the number of relatively coarse Ti-precipitates measured by TEM were few in comparison with that of Reheat steels.

Therefore it is concluded that the amount of very small size Ti-precipitates in HDR steels which contribute to the strength of steel may probably be larger than that of Reheat steels and so the strength of HDR steels are higher than that of Reheat steels. This difference of precipitation behavior between these processes was explained by their different thermal histories.

Key words : hot direct-rolling ; hot rolled steel sheets ; Ti-added steel ; strength ; Ti-precipitate.

1. 緒 言

近年連続鑄造された鋼スラブを直接熱間圧延する CC-HDR 工程が省エネルギーをその主な目的として国内各製鉄所で実用化されている。CC-HDR 工程を設備レイアウト面で見ると、連鑄機を熱間圧延ラインに近接して新設しこれらをローラーテーブルで直結した新日鉄堺¹⁾や日本鋼管福山²⁾の例や、連鑄機と熱間圧延ラインがかなり離れているため台車方式³⁾を採用した新日鉄八幡の例などがあるが、いずれの場合も連鑄スラブは溶鋼の凝固後短時間のうちに Ar₃ 変態点以上の高温状態のまま圧延が終了することに冶金学的な特徴がある。したがってこれらの CC-HDR 工程で製造される鋼材(以下 HDR 材と呼ぶ)の材質は従来の一度変態点以下の低温

にまで冷却されたスラブを再加熱して圧延される鋼材(以下再加熱材と呼ぶ)の材質と異なることが考えられる。その理由は Fig. 1 の概念図に示すように両者の熱履歴の違いが大きいので鋼材に添加されている合金元素の固溶析出挙動に差が生じるためである。

以上の観点から CC-HDR 工程相当および再加熱圧延工程相当の熱履歴を実験室的に再現して両工程材の合金元素の析出挙動や材質を比較検討した研究結果が報告されてきているが、普通鋼の分野で両工程材の間に材質上の大きな差異を認めている報告は少ないようである。たとえば、加工用 Al キルド冷延鋼板成分鋼のオーステナイト温度での AlN 析出挙動は HDR 材と再加熱材で差は認められない⁴⁾、AlN の完全固溶が必要とされる冷延箱焼鈍向けの Al キルド熱延鋼板は加熱炉挿入時の

昭和 59 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 10 月 19 日受付 (Received Oct. 19, 1987)

* 新日本製鉄(株)八幡技術研究部 (Yawata R&D Lab., Nippon Steel Corp., Nakahara Tobata-ku Kitakyushu 804)

*² 新日本製鉄(株)堺製鉄所 (Sakai Works, Nippon Steel Corp.)

*³ 元新日本製鉄(株) (Formerly Nippon Steel Corp.)

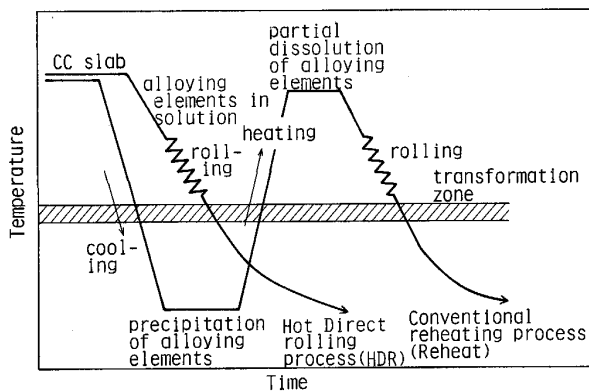


Fig. 1. Time-temperature diagrams for direct rolling process (HDR) and conventional reheating process (Reheat).

HDR 材スラブの温度が A_{r3} 変態点以上の高温であれば、HDR 材と再加熱材は同等の r 値を示す⁵⁾ などが報告されている。また Nb 添加高強度熱延鋼板ではホットチャージ温度が高ければ引張試験値、衝撃値に HDR 材と再加熱材に差はない⁶⁾⁷⁾ とするものと、HDR 材の方が再加熱材よりも約 2 kgf/mm^2 強度が大きくなる⁸⁾ とするものが報告されている。一方 HDR 材と再加熱材の間に材質差を認めている例として、 0.02% 以下の微量 Ti を添加した熱延鋼板⁹⁾、厚鋼板¹⁰⁾ で HDR 材の方が強度が大きくなるとするもの、低炭素 Al キルド冷延鋼板で箱焼鈍時にコイル外周部に生ずる粗大結晶粒が同じ Al, N 含有量であれば HDR 材の方が発生しにくい¹¹⁾ とするもの、あるいは総圧下率を大きく取れない厚板の場合変態点を通過して細粒化される再加熱材に比べて HDR 材ではスラブの初期 γ 粒は凝固直後の粗大なものであるため、圧延後の成品結晶粒も粗大となり衝撃値が劣化しやすい¹²⁾ とするものなどが報告されている。

著者ら¹³⁾ は Ti を添加した高強度熱延鋼板では溶鋼の casting から圧延終了までの時間が 1 h 以内の短時間であれば再加熱材に比べて HDR 材の引張強さは約 5 kgf/mm^2 大きくなるが、casting から圧延までの時間が約 2 h 以上と長時間になると HDR 材と再加熱材の引張強さは同等になるという実験室圧延の結果を報告した。この現象を高強度熱延鋼板の製造に利用できれば、HDR 工

程では再加熱圧延工程に比べてより少ない合金添加量で同一強度水準の鋼板が製造できることになり、省エネルギーと同時に省合金が計られることになる。それで引張強さが 55 kgf/mm^2 級と 60 kgf/mm^2 級の Ti 添加鋼について、それぞれ同一製造チャンスで casting されたスラブを堺製鉄所の CC-HDR 工程と通常の再加熱工程で圧延し、これらの熱延鋼板材質を比較した。

2. 実験方法

堺製鉄所転炉工場で溶製した引張強さ (TS) が 60 kgf/mm^2 級の A 鋼と 55 kgf/mm^2 級の B 鋼を RH 処理後 250 mm 厚 $\times 1020 \text{ mm}$ 幅のスラブに連続 casting し直ちに連続熱延してコイルに巻き取った。一方この HDR 材と同一チャージの casting スラブのうちの数本を完全に常温まで冷却してから 1250°C で再加熱後 HDR 材とほぼ同じ条件で圧延しコイルに巻き取った。A 鋼、B 鋼の成分、熱間圧延条件を Table 1 に示す。A 鋼 (仕上厚 6 mm , 2.2 mm) では圧延仕上温度 (FT) と巻取り温度 (CT) は大きく変えていないが、B 鋼 (仕上厚 2.6 mm) では低温巻取り効果を調べる目的で CT を $225\sim 570^\circ\text{C}$ の範囲で変化させている。

材質 (圧延方向 JIS 5 号引張り、硬さ、 $10 \text{ mm}\phi$ 打抜き穴抜け、結晶組織、化学分析) 調査のための試験片は重量が $10\sim 12 \text{ t}$ の試験コイルの圧延トップ、ミドル、ボトム各部の板幅中央部近くから採取した。Insol. Ti の定量は試料を $\text{H}_3\text{PO}_4(2+1)$ により室温分解後ミリポアフィルターで分別し残さを定量する方法で行った。Total Ti と Insol. Ti の差を Sol. Ti とした。Fig. 2 に CC-HDR 工程での連続 casting 機メニスカスから仕上圧延機出口までの鋼材の温度履歴をスラブ幅 $1/4$ とエッジ 40 mm の位置の厚み方向断面平均温度として計算により求めた例を示す。スラブ幅 $1/4$ 断面では 1260°C で機端を出た後、徐々に温度は下がり仕上圧延機入口では 1060°C 、出口では 890°C (2.3 mm 厚) になる。スラブエッジ 40 mm 断面では機端で 1070°C でスラブ幅 $1/4$ 断面に比べて 190°C 低い温度で出片され、スラブ端加熱装置 (Edge Temperature Compensator, E. T. C.) で 110°C 昇温されてから圧延ラインに入り仕上出口では

Table 1. Chemical composition (wt%) and hot rolling condition.

	Tensile strength class (kgf/mm ²)	Thickness (mm)	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Finishing temp. (°C)	Coiling temp. (°C)
Steel A	60	2.2 6.0	0.07	0.25	0.95	0.024	0.006	0.033	0.0032	0.048	845~890	560~615
Steel B	55	2.6	0.08	0.22	0.78	0.016	0.004	0.020	0.0030	0.042	850~890	225~570

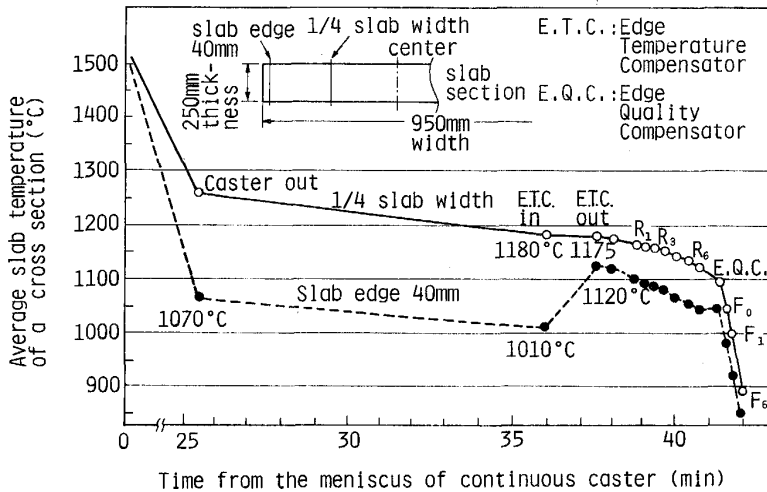


Fig. 2. Time-temperature diagrams for CC-HDR slab. Temperatures are the calculated average values for the 1/4 width and 40 mm edge positions on a slab cross-section.

850°Cになる。以上のようにスラブ幅 1/4 断面はもちろん、スラブエッジ 40 mm 断面でも平均温度は本調査成分鋼の A_{r3} 変態温度（冷却速度の小さいスラブでは約 850°C、冷却速度の大きい鋼板では約 750°C）以下に一度もならないままで仕上圧延が終了する。ただし、スラブ最表面部やコーナーエッジ部の温度は連铸機の冷却ゾーンで一度 A_{r3} 変態点以下の低温度になり、その後連铸機を出てからスラブ内部からの復熱と E. T. C. での昇温により再び高温度になる。

メニスカスから仕上出口までの所要時間は約 42 min である。この溶鋼凝固後圧延終了までの経過時間は鋼中合金元素の固溶析出挙動を支配する重要な要因¹⁰⁾¹³⁾の一つと考えられるが、溶鋼の凝固終了時間はスラブ断面各部でそれぞれ異なり、スラブ表面部では早く、凝固が連铸機端近くで起こるスラブ断面中心部では遅い。本 CC-HDR プロセスでは凝固から圧延終了までの時間はスラブ最表面部では約 40 min、スラブ中心部では約 20 min である。

3. 実験結果と考察

3.1 HDR 材と再加熱材との機械的性質の比較

Fig. 3 に B 鋼の板幅 1/4 部圧延方向の降伏点 (YP)、引張強さ (TS)、全伸び (El) と穴抜け比 (D/D_0) におよぼす CT の影響を HDR 材と再加熱材について整理して示す。YP, TS の CT 依存性は HDR 材と再加熱材とで差はないが、CT 225~570°C の広い範囲で HDR 材の YP と TS は再加熱材よりも平均的に 4~5 kgf/mm² 大きい。圧延と直角方向の引張試験値も同様の傾向を示した。El と D/D_0 には HDR 材と再加熱材に大きな差は認められない。 D/D_0 は CT が低くなると、すなわち TS が大きくなると D/D_0 が大きくなるという

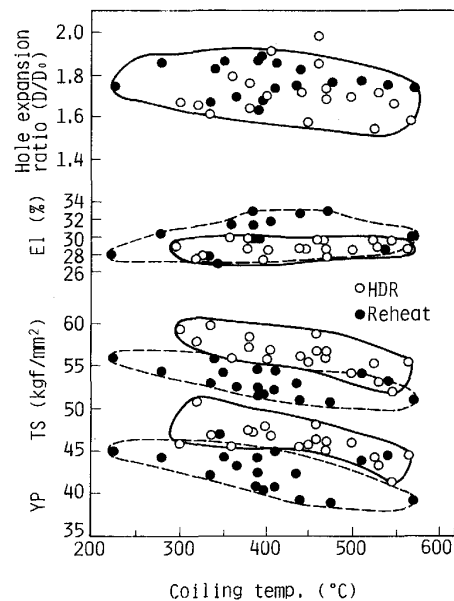


Fig. 3. Effects of coiling temperature on the mechanical properties of HDR and Reheat steel sheets (Steel B).

通常とは逆の相関関係が認められるが、これは CT が低いものほど穴抜け性を良くするといわれるベイナイト組織¹⁴⁾が多くなっているためと考えられる。

Fig. 4 は A 鋼 (2.2 mm 厚, CT 550~620°C)、B 鋼 (2.6 mm 厚, CT 350~400°C) の TS-El と TS- D/D_0 バランスを示すが、HDR 材の方が再加熱材よりもこれらのバランスが優れている。また A 鋼でも HDR 材の TS は B 鋼と同様に同じ条件で製造された再加熱材に比べて 4~5 kgf/mm² 大きい値を示している。さらに 6 mm 厚の A 鋼でも HDR 材の YP, TS は再加熱材よりも大きかった。

次に A 鋼の 2.2 mm と 6 mm 厚の HDR 材と再加熱材

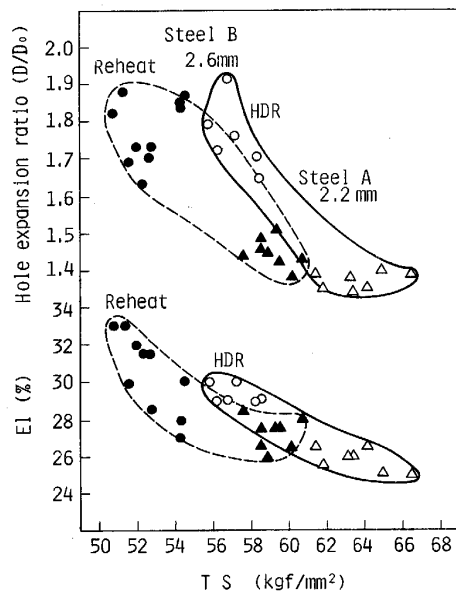


Fig. 4. Relation between the tensile strength and the ductility, and the hole expansion ratio (D/D_0) of HDR and Reheat steel sheets.

熱延鋼板を実験室圧延機で 0.7~1.2 mm 厚に冷延後 650°C×1 h の焼鈍をしたものについて引張試験値を比較した。冷延焼鈍後の TS は HDR 材が 53~54 kgf/mm² に対し再加熱材は 51~52 kgf/mm² で熱延鋼板より約 10 kgf/mm² TS は小さくなるが、HDR 材の TS が再加熱材よりも大きいという現象は冷延焼鈍材でも認められた。

HDR 材と再加熱材の顕微鏡組織を比較したが、結晶組織、粒度に差は認められないので HDR 材の強度が再加熱材よりも大きくなる原因を結晶組織に求めることはできない。HDR 材の強度が同一成分の再加熱材よりも大きくなる理由は両者に casting after rolling までの熱履歴の差があるので、これが後で詳しく述べるように添加 Ti の固溶析出挙動、ひいては Ti による析出強化の程度に差を生じさせているためと考えられる。

3.2 板幅方向引張試験値分布

Fig. 5 にコイルミドル部の板幅方向の TS, El 分布をほぼ同じ CT の B 鋼の HDR 材と再加熱材について調べた結果を示す。エッジ 50 mm より内側の板幅方向のすべての位置で HDR 材の YP, TS は再加熱材よりも大きい。前述したように HDR 材のスラブコーナーエッジ部では温度が一度 A_{r3} 変態点以下になるので強度に対する HDR の効果が圧延材のエッジ部で小さくなるのが考えられるが、本調査材では少なくともエッジ 50 mm までは強度に対する HDR の効果が残っている。なお、熱延鋼板エッジ部の強度低下の一つの原因となるエッジ

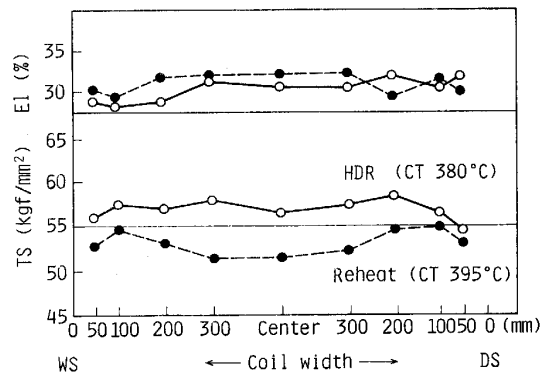


Fig. 5. Variation in tensile strength and elongation along the width of HDR and Reheat steel sheets (Steel B : 2.6 mm thickness).

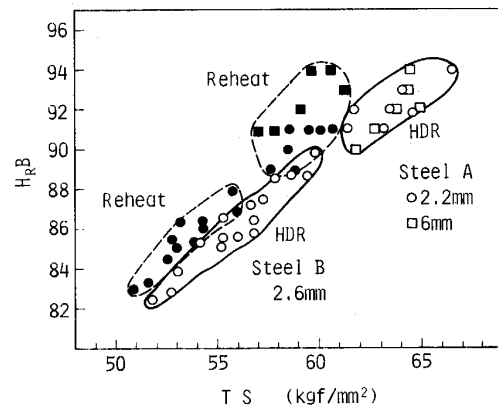


Fig. 6. Relation between the tensile strength and the hardness of HDR and Reheat steel sheets.

部仕上温度の低下にともなうエッジ部の粗大粒域幅の大きさは HDR 材と再加熱材で差は認められなかった。

3.3 鋼板表面硬さ

Fig. 6 は HDR 材と再加熱材の板幅方向 1/4 部の TS と表面硬さ (HRB) との関係と比較したものである。一般に硬さと強度の間には良い相関関係が認められるが、本調査材では同じ HRB の HDR 材と再加熱材とを比較すると、TS は HDR 材の方が常に大きいことが A 鋼、B 鋼ともに認められる。

Fig. 7 はこの現象を理解するために A 鋼の 2.2 mm 厚材の板幅 1/4 部と 1/2 部の板厚断面について、板厚方向のピッカース硬さ分布を HDR 材と再加熱材で比較したものである。再加熱材の硬さは裏面よりもやや高い値を示す鋼板表面から裏面にかけてほぼ平坦に変化する。一方 HDR 材の板表裏面硬さは再加熱材と同等であるが、板厚内部の硬さは再加熱材より大きくなっている。このために HDR 材の表面硬さは再加熱材と同等であつ

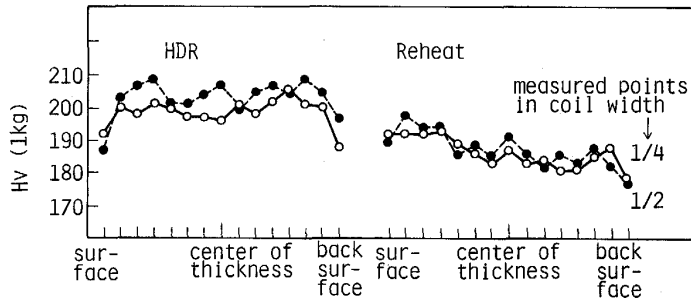


Fig. 7. Distribution of the hardness along the thickness of HDR and Reheat steel sheets (Steel A : 2.2 mm thickness).

ても、その強度は再加熱材よりも大きくなるという Fig. 6 の関係が得られると考えられる。HDR 材の強度が板厚内部だけで再加熱材よりも大きく、板表面では再加熱材と同等になる理由は HDR 材の内部と表面部の熱履歴に大きな差があるためと考えられる。すなわち HDR 材でも casting after rolling 終了までその温度が変態点以上の高温に保たれるのは前述のようにスラブ内部だけであり、最表面部は連铸機の冷却ゾーンでの水冷や移送ロールとの接触などにより変態点以下に冷却されるので熱履歴的には再加熱材と同様になる。したがって鋼板表面部の硬さは再加熱材と同等になってしまうと考えられる。

以上のように、CC-HDR 工程により製造された Ti 添加高強度熱延鋼板はその強度のわりに表面は軟質であるという特徴を持っている。この特徴は高強度熱延鋼板にとって曲げ加工時の割れにくさの点で明らかに有利であろうし、Fig. 4 に示したように穴抜き加工にも打抜き剪断面の加工硬化の減少を通じて有利になっている。一方表面が軟質であることは耐摩耗性を必要とする用途には不利である。

3.4 集合組織

B 鋼で調べた HDR 材と再加熱材の \bar{r} 値は 0.85 ~ 0.92 であるが、両者の \bar{r} 値には差は認められない。一方 r 値面内異方性 (Δr) は Fig. 8 に示すように両者に差が認められ HDR 材の $-\Delta r$ の方が再加熱材よりも大きい。この図は圧延仕上出口温度 (FT) と $-\Delta r$ の関係を示すが、 FT が高いほど $-\Delta r$ は小さくなり同じ FT では再加熱材に比べて HDR 材の $-\Delta r$ が大きい。コイル位置別では仕上圧延機入口、出口温度が低くなるボトム部の $-\Delta r$ は大きく、これらの温度が高くなるトップ部では $-\Delta r$ は小さくなる傾向がある。以上の FT と $-\Delta r$ の関係は Nb 添加高強度熱延鋼板¹⁵⁾ でも認められている。

Fig. 9 は板厚中心部 (211) X 線反射強度比 (I/I_0) と $-\Delta r$ の関係を B 鋼について示すが、Nb 鋼に認められた¹⁵⁾ のと同様に Ti 鋼でも (211) I/I_0 の大きいものほど $-\Delta r$ が大きい。また、HDR 材の方が再加熱材よりも集合組織が強い。

以上の $-\Delta r$ が仕上圧延温度と相関関係を持つことは $-\Delta r$ すなわち集合組織はオーステナイト (γ) 未再結

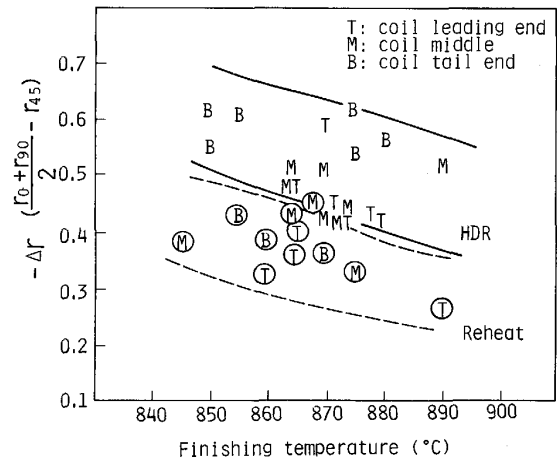


Fig. 8. Effect of finishing temperature on the anisotropy of r -value (Δr) of HDR and Reheat steel sheets (Steel B).

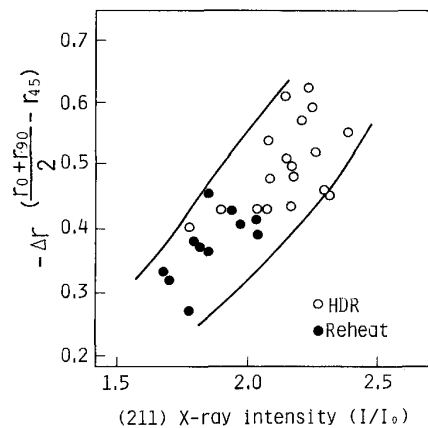


Fig. 9. Relation between (211) X-ray intensity and $-\Delta r$ of HDR and Reheat steel sheets (Steel B).

晶温度域での総圧下率に支配されることを示していると考えられる。

Nb 添加高強度熱延鋼板の $-\Delta r$ が普通鋼に比べて大きくなる理由は、Nb が γ 再結晶温度を上げて γ 未再結晶温度域での圧下率を大きくするので、 γ 圧延加工集合組織が発達する結果その変態後のフェライト (α) 集合

組織が強くなるため¹⁵⁾と考えられる。Ti も Nb と同様に鋼の γ 再結晶温度を上げる合金元素である¹⁵⁾¹⁶⁾ので、Ti 添加熱延鋼板も Nb 添加熱延鋼板と同じ機構で $-\Delta r$ が大きくなっていると考えられる。HDR 材と再加熱材の γ 再結晶温度を著者等が以前に行った方法¹⁵⁾で、0.1%C-0.1%Ti 鋼について比較した実験結果では再加熱材の γ 未再結晶下限強度 (T_c) が 870°C であるのに対し、铸造から圧延終了までの時間 (t_i) が 45 min の HDR 材では 900°C 、 t_i が 3.8 h の HDR 材では 880°C という結果が得られた。すなわちこの試験材では HDR 材の T_c は再加熱材より約 30°C 高く、また t_i が長くなると T_c は再加熱材の値に近くなる。したがって同じ条件で圧延すれば HDR 材の方が γ 再結晶温度が高いだけ Fig. 8 に示すように集合組織が強くなり、その結果 $-\Delta r$ が再加熱材より大きくなるのであろう。HDR 材の γ 再結晶温度が再加熱材よりも高くなる理由は、 γ 再結晶粒の成長を妨げるといわれる Ti 析出物形態が後述するように HDR 材と再加熱材で違うためであらう。

以上の HDR 材と再加熱材に認められる集合組織の差にとまなう r 値面内異方性の差は実用上は高強度熱延鋼板の円筒深絞り成型時に発生するイヤリングの大きさの差として現れるので、このような成型部品向けには HDR 材は不相当であると考えられる。

3.5 Ti 析出物

CC-HDR 工程で製造された Ti 添加熱延鋼板の YS, TS は同じチャージのスラブを再加熱後ほぼ同じ条件で圧延された再加熱材よりも $4\sim 5\text{ kgf/mm}^2$ 大きい。両者の結晶粒度、組織に差は認められないので、強度差の生ずる理由を結晶組織に求めることはできない。HDR 材と再加熱材に強度差の生ずる理由は、HDR 工程と再加熱工程との間の熱履歴の差によつて強化に寄与する Ti 析出物量に差を生じたためではないかと考えられる。

まず初めに HDR 材と再加熱材の析出物の大きさ、量を比較する目的で 1000 kV 超高压電顕で薄膜の直接観察を行ったが、両者の析出物形態に差は認められなかった。さらに試料に 5% の歪みを加えたものから薄膜をつくり析出物により生ずる転位網を比較したが両者に差は認められなかった。それで以下に述べるように、化学分析値とレプリカの電顕観察および光学顕微鏡観察により両者の析出物形態を比較することで、HDR 材と再加熱材の強度差の生ずる理由が Ti 析出物の析出物形態の差によることを間接的に説明することを試みた。

Fig. 10 は A 鋼 (CT , 600°C) と B 鋼 (CT , $350\sim 450^\circ\text{C}$) の $\text{H}_3\text{PO}_4(2+1)$ Sol. Ti と引張試験値の関係を示す。この図から Sol. Ti の多いものほど YP, TS が大

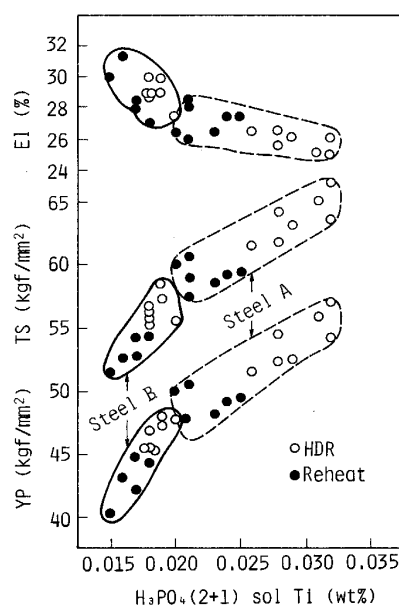


Fig. 10. Relation between the soluble Ti and the tensile properties of HDR and Reheat steel sheets.

きいことが分かる。ただし A 鋼と B 鋼は成分、 CT がそれぞれ異なるので A 鋼と B 鋼の各測定点が同じ線上に並んでいることには意味はない。また、この図から A 鋼、B 鋼ともに HDR 材の Sol. Ti は再加熱材よりも多くかつ同じ HDR 材、再加熱材同志の比較でも Sol. Ti の多いものの方が YP, TS が大きくなっていることが分かる。

Fig. 11 は SPEED 法で腐食した試料断面のレプリカによる電顕観察を倍率 3 万の任意の 40 視野について行つて認められた角形の Ti 析出物 (Photo. 1) の単位面積当たり個数を HDR 材と再加熱材で比較したものである。このレプリカ電顕観察で認められる Ti 析出物の大きさは $0.02\sim 0.1\mu\text{m}$ であるが、HDR 材に認められたこの大きさの Ti 析出物個数は再加熱材の $1/4\sim 1/10$ で少ない。

次に倍率が 500 の光学顕微鏡で Ti 析出物を観察したが、この Ti 析出物は特有の角張つた形とうすいピンク色に光ることで容易に識別できる。光学顕微鏡の任意の 60 視野中に認められる Ti 析出物総個数を多くの試料について調査したが HDR 材、再加熱材ともに 50~100 個のばらついた値を示し両者の間には量的な差は認められなかった。この光学顕微鏡で観察される Ti 析出物はその大きさ (約 $10\mu\text{m}$) から高温で析出する、すなわち溶鋼中にあるいは溶鋼が凝固する時に析出する主として TiN 成分の析出物と考えられる。

以上 Ti 析出物の化学分析および電顕、光学顕微鏡に

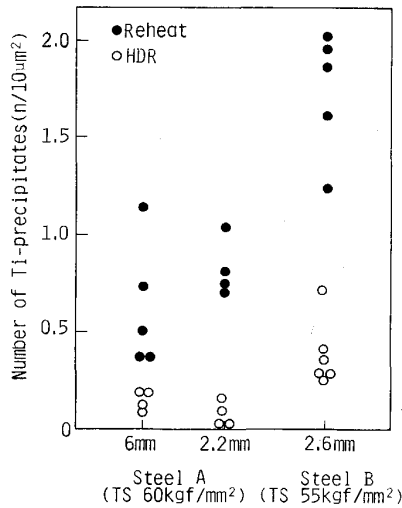


Fig. 11. Comparison of the amount of Ti-precipitates between HDR and Reheat steel sheets. The precipitates size are about $0.1 \mu\text{m}$ and the number of Ti-precipitates are counted in 40 TEM pictures of 30 000 magnification.

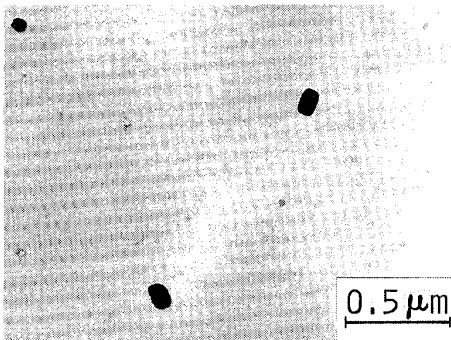


Photo. 1. Electron micrograph (extraction replica) of Ti-precipitate.

よる観察結果を HDR 材と再加熱材について比較して述べたが、これらを総合して HDR 材と再加熱材の Ti 析出物の析出形態の差を析出物サイズ別の出現頻度の差として概念的に表すと、Fig. 12 のようになると考えられる。光学顕微鏡サイズ (約 $10 \mu\text{m}$) の析出物量は HDR 材と再加熱材とで大差はないが、電顕で観察されるサイズ (約 $0.1 \mu\text{m}$) の析出物量は HDR 材が少ない。したがって、HDR 材と再加熱材では総 Ti 量は同じであるので、たとえば $0.01 \mu\text{m}$ オーダーのさらに小さいサイズの析出物は HDR 材の方が多いと考えられる。Fig. 10 の Sol. Ti に分別されるものは固溶 Ti と微小な Ti 析出物の合計であるが、両者の Sol. Ti 中での含有量比が一定とすれば、Fig. 10 は HDR 材の方が上記の微小な

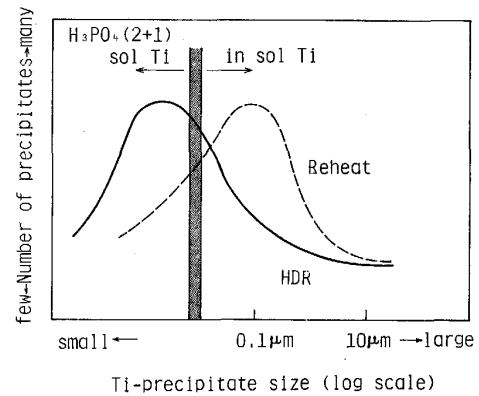


Fig. 12. Conceptual diagram for the distribution of the amount of Ti-precipitates of HDR and Reheat steel sheets, classified by its precipitate size.

Ti 析出物は再加熱材よりも多いことを示していることになる。

析出強化に寄与する Ti 析出物は低温の γ 中や変態中に生じた γ - α 界面上あるいは冷却中のフェライト中に生成するもので、その粒子サイズは $0.01 \mu\text{m}$ 以下であり、かつ粒子サイズは小さいほど、また体積率が大きいほど強化量は大きくなる¹⁷⁾。 $0.01 \mu\text{m}$ 以下の小さいサイズの Ti 析出物は本研究で Sol. Ti として分別されているものとする、このサイズの析出物量は HDR 材の方が再加熱材よりも多い。一方前述したように結晶粒度、組織は HDR 材と再加熱材で差がないので両者の強度差を結晶粒度、組織で説明することはできない。したがって HDR 材の強度が大きくなるのは析出強化に寄与する微小な Ti 析出物の量が再加熱材よりも多いためと考えられる。

国重ら¹⁸⁾は 0.008% Ti 鋼の HDR 材と再加熱材の析出物を電顕観察により比較し、HDR 材には圧延中以後に析出した Ti 炭窒化物と推定される $0.01 \mu\text{m}$ 程度の微細析出物がマトリックス全面に観察され、かつ超マイクロピッカース (試験荷重 5g) で測定した HDR 材のフェライトマトリックス部の硬度が再加熱材よりも大きいことから、この微細析出物の析出が HDR 材における Ti の強化機構の一つであると考えている。著者らが考えている前述の Ti 添加鋼 HDR 材の強化機構も、析出強化に寄与していると考えられるような微小な Ti 析出物の直接観察はできなかつたが、国重らの考えている強化機構と同じである。

以上のように HDR 材と再加熱材の間に強化に寄与する微小な Ti 析出物の量に差が生ずる理由は、両者の間に製造から圧延終了までの熱履歴に差があるためと考え

られる。すなわち析出強化を大きくするためには強化に寄与する微小な粒子が析出する温度域まで固溶 Ti が多く残っている必要があるが、再加熱材ではスラブの高温から変態点を通過して常温まで冷却される間におこる析出と再加熱時の不完全な溶解のため、HDR 材に比べて上記温度域での固溶 Ti 量が少ないのであろう。これに対し HDR 材では前述のようにスラブ最表面部やコーナーエッジ部を除いたスラブ断面の大部分では変態点以上の高温に保持され、かつ約 40 min 以内の短時間内に圧延が終了するので上記の微小な粒子が析出する温度域まで十分な量の Ti が固溶状態を維持していると考えられる。

3・4 で述べたように HDR 材の $-\Delta r$ すなわち集合組織が再加熱材よりも大きくなる理由は、HDR 材では γ の再結晶を妨げる Ti 析出物が多いため γ 再結晶温度が高くなって γ 未再結晶温度域が広がる結果、強い γ 圧延加工集合組織が形成されるためである。この γ の再結晶を妨げる Ti 析出物が HDR 材の方が再加熱材より多いのは上記の考察で述べたのと同じ理由によると思われる。

溶鋼が凝固した後に変態点以上の高温状態のまま直送圧延される HDR 材であつても、凝固から圧延終了までの時間が 2 h 以上と長くなると再加熱材と同等の強度になる¹³⁾ という実験結果、あるいはこの時間が長くなるほど Nb, Ti 添加 HCR 材の強度が低くなる¹⁰⁾ という実験結果がある。このことはたとえ HDR 材が高温に保持されても保持時間が長くなると低温域で析出すべき強化に寄与する微小な析出物を十分な量析出させるのに必要な固溶 Ti 量が維持されなくなることを示している。したがって Ti 添加高強度熱延鋼板の強度に対して HDR の効果を発揮させるためにはスラブの保持温度と同時に保持時間の条件を満たす必要がある。

4. 結 論

同一チャージの Ti 添加鋼スラブを堺製鉄所の CC-HDR 工程と通常の再加熱工程によりそれぞれ圧延し、両工程で製造された熱延鋼板の材質を比較した。板厚が 2.2~6 mm, TS が 55 kgf/mm² 級と 60 kgf/mm² 級

の高強度熱延鋼板について調べた結果 HDR 材の YP, TS は再加熱材に比べて 4~5 kgf/mm² 大きくなることが分かった。また HDR 材の $-\Delta r$ および板厚中心部の (211) X線反射強度比も再加熱材よりも大きくなることが分かった。

レプリカの電顕観察で比較した Ti 析出量は HDR 材が少なく、反対に Sol. Ti は HDR 材の方が多結果が得られたので、析出強化に寄与する微小サイズの Ti 析出物は HDR 材が再加熱材より多いと考えられる。このために HDR 材の強度が再加熱材よりも大きくなり、また同じ理由で HDR 材の γ 再結晶温度が上昇して γ 未再結晶圧延域が広がる結果、集合組織が再加熱材より強く形成されると考えられる。

このような Ti 析出挙動に HDR 材と再加熱材で差ができる理由は溶鋼の凝固から圧延終了までの熱履歴が両者で大きく異なるためと考えられる。

文 献

- 1) 蜂谷整生, 中島浩衛, 山口武和: 鉄と鋼, **68** (1982), S 209
- 2) 小谷野敬之, 寺田 修, 内田繁孝, 和田 勉, 田口喜代美, 小島達雄: 鉄と鋼, **71** (1985), S 156
- 3) 椿原 治, 沖森真弓, 池崎英二, 武田 章, 磯上勝行, 仁木隆司: 鉄と鋼, **72** (1986), A 167
- 4) 佐柳志郎, 松村義一, 尾上泰光, 加藤 弘: 鉄と鋼, **68** (1982), S 357
- 5) 佐柳志郎, 松村義一, 尾上泰光, 西村秀之, 加藤 弘: 鉄と鋼, **67** (1981), S 1196
- 6) 松村義一, 尾上泰光, 佐柳志郎, 勝田福生, 加藤 弘: 鉄と鋼, **67** (1981), S 1195
- 7) 橋本嘉雄: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 2263
- 8) 鎌田芳彦, 橋本 保: 鉄と鋼, **72** (1986), A 223
- 9) 国重和俊, 長尾典昭: 鉄と鋼, **71** (1985), S 571
- 10) 村田正彦, 為広 博, 土生隆一: 鉄と鋼, **72** (1986), A 219
- 11) 渡辺国雄, 佐藤豊彦, 齊藤 清, 若林重記, 河野 彪: 鉄と鋼, **69** (1983), S 1380
- 12) たとえば, 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
- 13) 佐藤一昭, 松倉亀雄: 鉄と鋼, **70** (1984), S 1339
- 14) 須藤正俊, 橋本俊一, 神戸章史: 鉄と鋼, **68** (1982), p. 1211
- 15) 松倉亀雄, 佐藤一昭: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 764
- 16) C. OUCHI, T. SANPEI and I. KOZASU: The Hot Deformation of Austenite AIME (1977), p. 316
- 17) 幸田成康, 熊井 浩, 野田龍彦訳: レスリー鉄鋼材料学 (1985), p. 213 [丸善]
- 18) 国重和俊, 長尾典昭: 鉄と鋼, **72** (1986), A 227