

討22 熱延直送圧延プロセスにおける微量Tiの添加効果

住友金属工業株式会社 中央技術研究所 国重和俊

長尾典昭 (現 鹿島製鉄所)

1. 緒言

近年、熱間圧延プロセスにおける省エネルギー・省工程を目的として連続鋳造後の熱鋳片をただちに圧延するDirect Rolling 法(以下DR法と略す)が開発された。このプロセスを金属学的立場から見ると凝固後の鋳片が γ/α 変態を経ずに短時間で圧延が開始されるため、圧延開始時の状態が従来の再加熱圧延法と異なり材質の変化が予想される。たとえば、圧延時の初期 γ 粒は凝固直後の粗大なものとなるため圧延後の組織も粗大混粒化し低温韌性の劣化を招きやすいことや添加元素の析出挙動が変化しNbやTiの強化能が上昇することなどが挙げられる¹⁾。

とくに、Ti添加鋼においてDR材の強度が再加熱圧延材より $5\sim 7\text{kgf/mm}^2$ 程度高くなることは注目すべき現象である。すなわち、Tiは強力な窒化物形成元素であるためその一部は高温で強度に寄与しない粗大なTiNを生成しおもに圧延後に析出するTiCが強化因子と考えられているにもかかわらず上述の現象が生じることは、DR法ではTiNの析出挙動が再加熱法とは異なることを示唆する。

本報告では、0.02%以下の極微量Tiを添加した鋼を対象に実験室的にDR法を再現し圧延材の特性を調査し、DR法におけるTiの強化機構を検討した結果を紹介する。

2. 実験方法

Table 1 に示す組成の微量Tiを添加した低合金鋼を真空溶製し10kg偏平鋳型(50^t×180^w×1)に注入してFig. 1 に示す条件で熱間圧延を行なった。

DR法のシミュレーションは鋳込完了後ただちに型抜きを行ない鋼塊を1150℃×20min. 保温後4パスで7mm厚まで圧延した。その際の仕上温度は850℃一定とし、圧延後は600℃まで30℃/sで水冷した後20℃/hの炉冷にて600℃巻取をシミュレートした。

比較として鋼塊を一旦室温まで冷却した後1150℃に再加熱し前述と同じ条件で圧延を行なった。

Table 1. Chemical composition of steels. (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti
0.06	0.15	0.91	<0.003	0.003	0.012	0.0016	0.002
-0.07	-0.20	-0.99		0.006	-0.045	-0.0071	-0.016

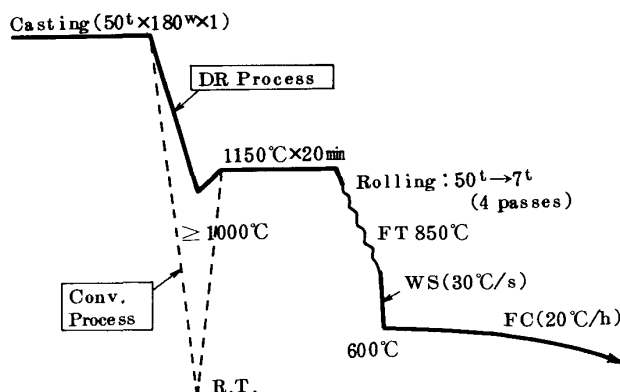


Fig. 1. Laboratory simulation method for direct rolling and conventional processes.

3. 実験結果

3.1 微量Tiの強化能

Fig. 2 にN量が50ppmの鋼についてDR材と再加熱圧延材の強度に与える微量Tiの影響を示す。再加熱法では微量Tiによる強度の変化は認められないが、DR法では0.006%以上の微量Tiにより $4\sim 5\text{kgf/mm}^2$ の強度上昇が認められる。佐藤らは0.02%以上のTi添加鋼について同様な実験を行ないDR材の強度は再加熱圧延材より $5\sim 7\text{kgf/mm}^2$ 高くなると報告しているが²⁾、本実験の結果から判断するとその強度差は0.02%以下の微量Ti域での強化能の違いに起因すると考えられる。DR法における微量Tiの添加はFig. 3に示すように結晶粒の微細化効果も有する。再加熱圧延材

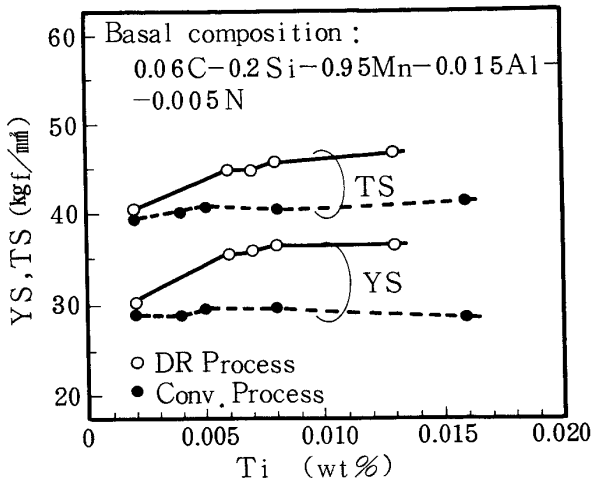


Fig. 2. Effect of small addition of Ti content on the strength of hot rolled steels.

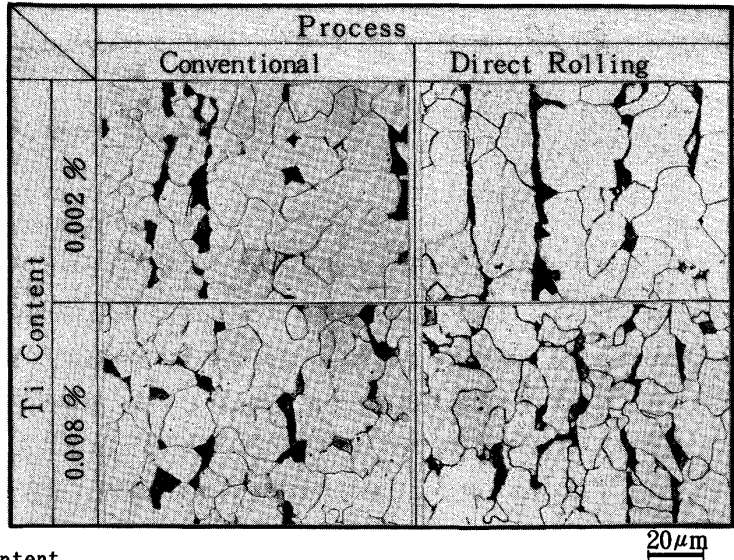


Fig. 3. Microphotographs of hot rolled steels.

はTi量に関係なくフェライト粒径は約8µm程度であるが、DR法では強度に寄与しない0.002%の添加では12µmの粗大粒となる。しかし、強度上昇が生じた0.008%Ti添加では再加熱圧延材と同程度まで細粒化する。換言すればDR法において0.01%前後の微量Ti添加は結晶粒の微細化と粒径以外の因子による強化能を持つことを意味する。

Fig. 4にDR材の強度に与えるTiとN量の影響を示す。いずれのNレベルでもTi量の増加に伴ない強度上昇となるが、0.007%前後のTi添加時N量が50ppm前後で最も高い強度レベルを示し、更にTi量が増加するとN量の影響は少なくなる。換言すれば、DR法ではTi/N(atomic ratio)が0.5前後でかつある程度のN量を含有した場合でも強度が上昇することを意味しTiCより優先して析出するであろうTiNが強化に寄与していることを示唆する。更に微量Ti添加鋼の特性に与えるN量の影響の一例としてFig. 5に強度-靱性バランスを示す。強度の上昇に伴ない靱性値は劣化する一般的な傾向は認められるが、そのバランスはN量によって変化する。すなわち、すべての強度レベルで低N鋼の方が高い遷移温度を示し、低N鋼では靱性を劣化させやすい強化機構が生じ高N鋼では劣化を抑制した機構で強化されていると考えられる。

3.2 Tiの析出挙動

Fig. 6に0.008%Ti添加鋼の熱延板中の析出物を示す。再加熱圧延材のフェライト中には250Å以上の四角形のTiNが認められ1000Å程度の粗大なTiNはMnSと複合析出の形態をとり、いずれのTiNも再加熱時に未固溶であったと判断される。一方、DR材は0.1µm前後のMnS以外に100Å程度の微細析出物がマトリックス全面に観察された。この析出物は電子線回折による同定はできなかったが、供試鋼の成分から判断してTi炭窒化物と考えられ、そのサイズ、分布形態から見て圧延中以降に析出したものと推定される。同材料のフェライト部の硬さを超マイクロビッカース硬度計(試験荷重5gf)にて測定した結果、再加熱圧延材はHv≒145、DR材は≒182であった。その硬度差を引張強さに換算すると約11kgf/mm²となり硬度試験の精度から判断するとFig. 2の強度差と対応していると考えられ、Fig. 6で示した微細析出物がDR法におけるTiの強化機構の1つであると言える。

次にDRプロセスにおけるTiの析出挙動であるがTi/N(atomic ratio)が1になるように調整した0.08C-1.0Mn-0.02Al-0.0033N-0.011Ti鋼を1150℃×20min.保定後及び圧延直後直ちにWQした場合と圧延材のInsol. Ti及びNitride分析結果をTable 2に示す。

Table 2から明らかなように再加熱圧延材は加熱時に添加したTiの大半は未固溶状態にあり、Isol. TiとNitrideの比が3.3であることからTiNとして存在していると判断される。一方、DR法では1150℃の保定では全Tiの約2割

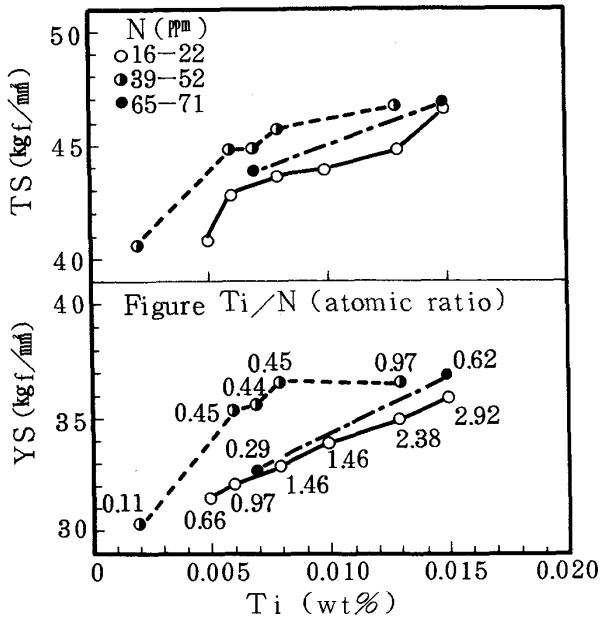


Fig. 4. Effects of Ti and N contents on the strength of direct rolled steels.

Table 2. Results of Insol.Ti and Nitride analysis. (%)

Process	After Soaking		After Rolled		As Rolled	
	Insol.Ti	Nitride	Insol.Ti	Nitride	Insol.Ti	Nitride
Direct Rolling	0.002	0.0008	0.008	0.0022	0.009	0.0023
Conventional	0.009	0.0027	-		0.010	0.0029

しか析出しておらず圧延中に大半が歪誘起析出しており、その場合もやはりInsol. Ti と Nitrideの比が3.6であることからTiNとして析出したと考えられる。

Fig. 7にNレベルの異なるDR材のInsol. Ti量と全N量の関係を示したものである。低N鋼において強度上昇が認められた0.013~0.015% Ti添加鋼のInsol. Ti量は化学量論的にNと結合する量より多くなっておりTiCの生成を示唆する。一方、高N鋼の場合は全Ti量が全N量より化学量論的に不足しているため低N鋼のような現象は認められない。

以上のことから、DR法において微量Tiを添加した場合、結晶粒の微細化と強度の上昇さらにN量による特性の変化について次のように考えられる。

- 1) 再加熱圧延法では添加した微量Tiは加熱時に未固溶のTiNとして存在するが、DR法では凝固後の冷却過程及び保正中には析出せず過飽和状態となり圧延中に歪促進析出する。この微細析出物（主にTiNと考えられる）により再結晶γの微細化と分散強化が生じ、DR法でも再加熱圧延材と同程度の細粒フェライトが得られ、かつ強度の上昇となる。
- 2) N量によってTiの強化能が異なるのはTiNの析出挙動が変化するためである。N量が多い場合には凝固完了から圧延開始までの間に一部粗大なTiNとして析出し固溶Ti量が減少するため強化能が低下する。一方低N鋼では圧延中に析出するTiN量が減少し過剰のTiは圧延後にTiCとして析出するがTi量が少ないため強化能は低い。従って

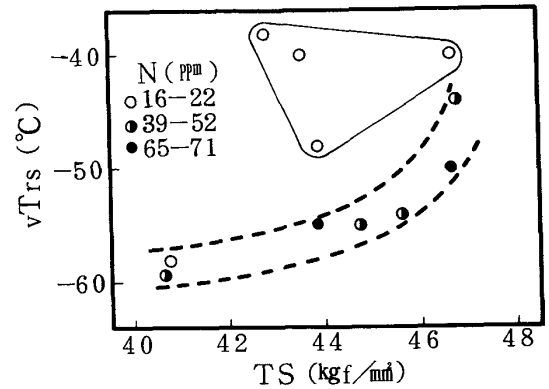
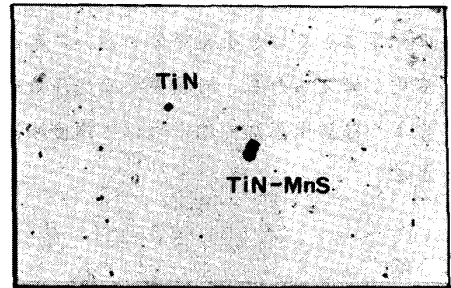
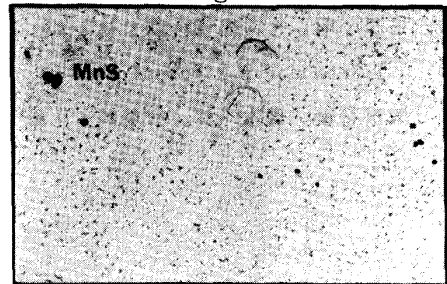


Fig. 5. Relation between tensile strength and toughness of Ti bearing direct rolled steels.

a) Conventional Process(0.008%Ti)



b) Direct Rolling Process(0.008%Ti)



0.5μm

Fig. 6. Precipitates in hot rolled steels.

適量のNを添加した場合に最も高い強化能を示す。

3) 低N鋼の靱性が劣化しやすいのは、その強化機構がフェライトマトリックスとcoherentなTiCが主であるため、大きな内部応力を有しき裂の伝播に対して歪エネルギーを解放して脆化を助長するが、圧延中に析出した微細なincoherentなTiNは降伏応力より破壊応力を増すため遷移温度の劣化を生じない。^{3), 4)}

4. 結言

DR法において初期γ粒が大きいこと以外に添加元素の析出挙動が再加熱圧延材と異なることが確認された。本報では炭窒化物形成元素であるTiを用いて、特に再加熱法ではその強化作用が認められないような極微量添加領域における析出硬化挙動について検討した結果について述べた。しかし、Ti以外の元素でもやはり析出挙動の違いに起因する特性の変化が考えられる。今後更に直送圧延の観点からこのような微量添加元素について再度検討する必要がある。

文献

- 1) 例えば 松村義一ら：鉄と鋼，67 (1981)，S1194.
- 2) 佐藤一昭，松倉龍雄：鉄と鋼，70 (1984)，S1339.
- 3) G.T.Hahn and A.R.Rosenfield：Trans. AIME，239(1967)，p.668.
- 4) 国重和俊，橋本 保，行俊照夫：鉄と鋼，66 (1980)，p.63.

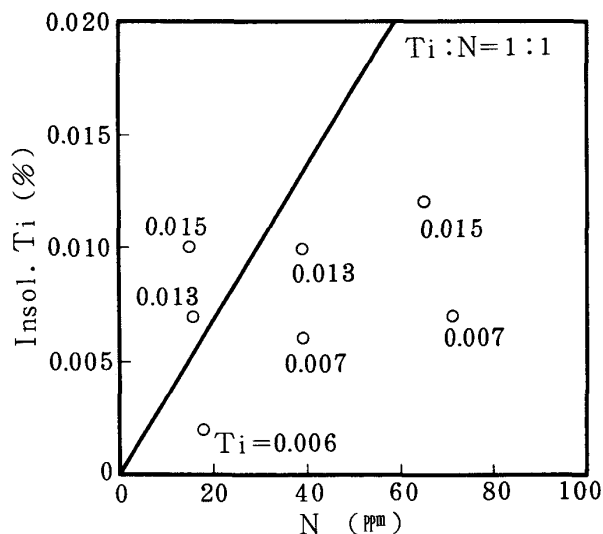


Fig. 7. Results of Insol.Ti in direct rolled steels.