

討19

冷延 dual phase 鋼板のためのプロセス要因

新日本製鐵(株) 基礎研究所 ○古川 敬, 森川博文, 遠藤道雄

君津製鐵所 武智 弘, 小山一夫

広畑製鐵所 秋末 治, 山田輝昭

1 緒言

テンパー処理なしの連焼サイクルによる冷延 dual phase 鋼板製造を前提として, 基本的工程要因と製品材質の関連を実験室的に検討した。

2 連焼後の冷却過程の検討^{1) 2)}

連焼均熱後, 単調に冷却した際の冷却速度と材質の関係について, たとえば図1のような結果が得られている。冷却途中で組織の推移を考えるため, 図2に示すように, まず2% Mn 鋼を用い, 焼鈍均熱後の空冷途中種々温度から水冷して, 冷却過程が組織・材質に与える影響を検討した。ミクロ組織は途中から炉冷 (FC) した場合を除いては, いずれも $\alpha + \alpha' + \gamma_R$ (残留 γ) から成る。その透過電顕組織の一例を図3に示す。水冷開始温度と機械的性質および第二相体積率測定値との関係を図4に示す。

これらの結果から, 2% Mn 鋼では, ①空冷に伴って $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が 400°C 程度まで進行し, 第二相体積率が減少すること, ②同時に未変態 γ 中に C が濃縮され, γ_R は増加すること, ③室温まで空冷しても組織の主構成要素は $\alpha + \alpha' + \gamma_R$ であること, ④引張強度 (TS) は α' 体積率と平行して変化すること, 伸び (El) はこれと逆に対応して変化すること, また⑤降伏強度 (YS) は α' が組織の主要素の一つとして存在し, その周辺のフレッシュな転位や弾性応力場が存在すると考えられる条件下では低値を示す (低降伏比となる) ことなどが指摘される。強度対比の延性という観点で, 因みに $TS \times El$ の値を考えると 2% Mn 鋼では 400°C 以下までの空冷により改善される。El 改善の原因として, α 体積率の増加,

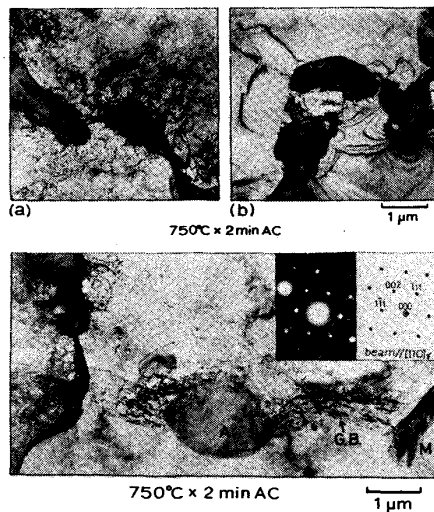


図3 透過電顕組織

上段-(a) α' と転位 (b) α' と等傾角干渉縞
下段-A: γ_R M: α' GB: 粒界

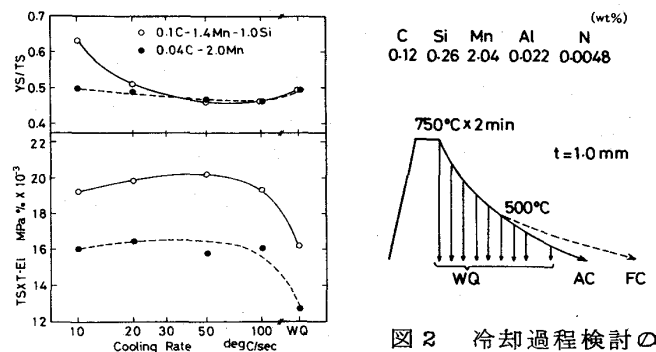


図1 冷却速度と材質

図2 冷却過程検討のための熱履歴

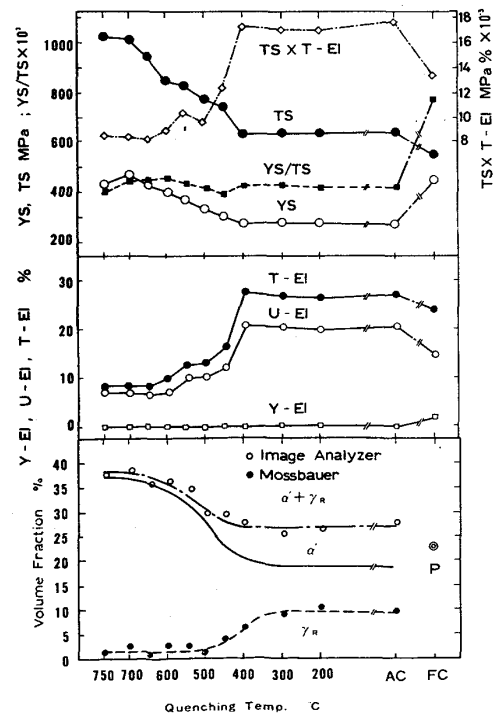


図4 水冷開始温度と材質および第二相体積率

α 中の固溶C量の低下、さらに γ_R の増加が考えられる。図5は1.4%Mn鋼において同様に試みた結果の機械的性質を示す。空冷過程での $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態は、やはり400°C程度まで進行すると考えられるが、 α' 形成は600°C以降を急冷しないと不十分となり、それ以下の温度域で空冷を持続すれば α +パーライトが主要組織となる。TS×EIは600°C水冷開始の条件にてピークを示す。すなわち、この成分鋼の場合、高温域と低温域での各冷却過程の役割が明確化される。高温域の徐冷は、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態に伴う未変態 γ へのC濃縮および α 中の固溶C量の低減に役立ち、低温域の急冷は未変態 γ を α' 変態させるに役立つ。

このように、dual phase 組織形成に対し、冷却過程の高温域と低温域は異った役割を持つべきものであり、各域での冷却速度自体は、 γ の焼入性により最適値が異なる。2%Mn鋼の場合は、低温域の冷却が極度に遅ければ(図2のFC) α' 形成は達成されないが、空冷程度ならば α' 形成に充分な焼入性を未変態 γ が保有していることになる。

3 熱延条件の検討²⁾³⁾

前述のように、 α' 形成のための冷却パターンの要件は、均熱時の γ の焼入性により異なる。 γ の焼入性は、同一成分鋼でも、冷延前の熱延条件によって或る程度変化させることが可能である。図6のように、同一成分鋼に二通りの熱延捲取処理を施すと、得られた熱延板の第二相でのC、Mnのミクロ偏析が図7のようになり、高温捲取の場合は第二相にC、Mnが共に偏析する。同一条件の冷延・連焼を経た後に得られる応力-ひずみ曲線は図8の如くで、高温捲取材の連焼均熱時の γ の焼入性が改善されたことを示している。

このような熱延工程での配慮と、前記の冷却パターンを組合せた結果の一例を図9に示す。この二つの条件を組合せた場合、冷却過程低温域の冷却条件はかなり緩和される。

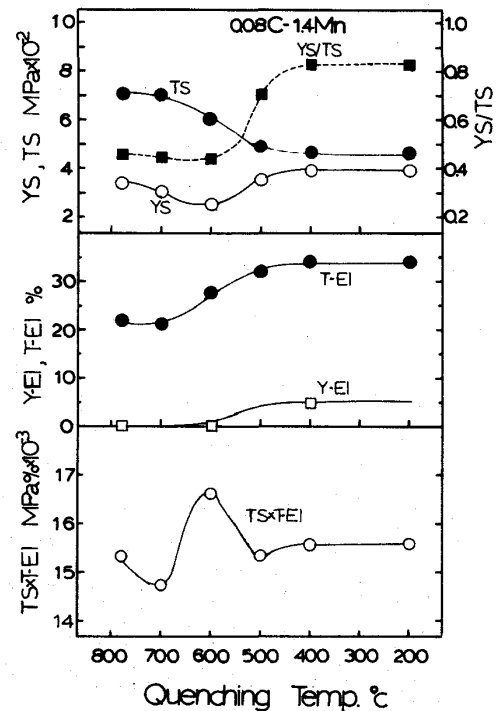


図5 水冷開始温度と材質

(wt%)							
C	Si	Mn	P	S	Al	O	N
0.049	0.02	1.49	0.001	0.006	0.028	0.0030	0.0019

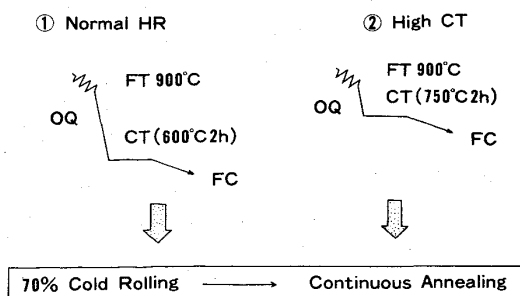


図6 熱延捲取シミュレーション

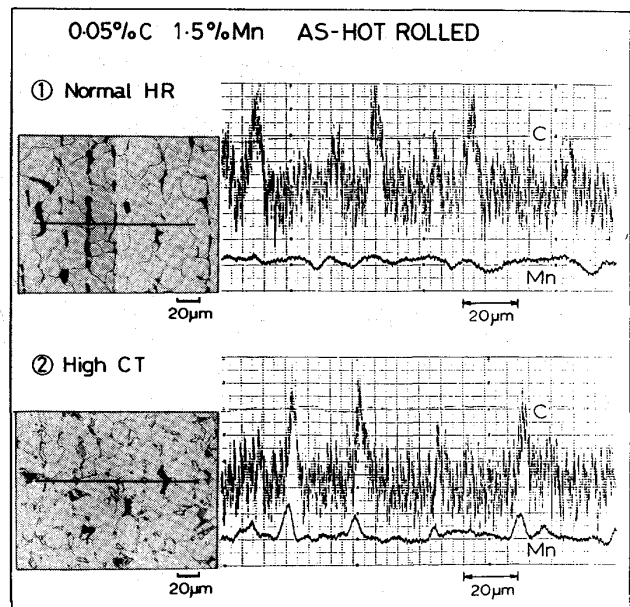


図7 図6の熱延板のEPMAチャート

4 連焼サイクルにおける冷却前履歴の検討

熱延条件を変えて炭化物分散状態を変えた試料について、冷延材の加熱速度、均熱温度、均熱時間を変数として、水冷により組織を凍結し、 γ の形態・分布、および体積率変化を調べた。図10は熱延板および冷延板の組織であり、図11は、加熱後組織凍結された試料の一例を示す。図12は各変数に応じた γ 体積率変化を示す。これらの図から、 γ の分布・形態は熱延板の第二相の分布・形態により影響されることが、また γ 体積率は加熱速度・均熱温度の影響を受けることがわかる。とくに均熱時間の短い間は、二相分離が平衡状態から大きくずれるものと考えられる。

そのような過渡期の存在を裏付ける実験結果として、つぎのことが指摘される。鋼成分のMn量とdual phase組織化のための臨界冷速との関係を求めたところ(Mn 1.4~2%, C 0.02~0.1%, 加熱速度50 deg C/s, 均熱温度750~850°C),

$$\log CR = -K \cdot Mn(\%) + 5.3 \quad (CR: \text{冷速 deg C/s}, K: \text{常数})$$

の如き回帰式が得られているが、このKの値が、均熱時間延長(20s→180s)につれて増大(2.08→2.56)する。この非平衡的な過渡期は、 γ の焼入性に関するのみならず、 α 中の固溶Cの分配或いは濃度分布に関してもあり得ることであろう。したがって、このような過渡期を連焼サイクルとして意図的に採用すると、さらに新しい材質開発の余地があると思われ、今後の検討課題である。

γ の分布・形態は、熱延材の第二相の分布・形態により影響されるので、熱延板での粗大なバンド組織の形成は望ましくないとされる。高温捲取は、連焼均熱時の γ の焼入性を向上させる効果はあるが、同時に α 粒を粗

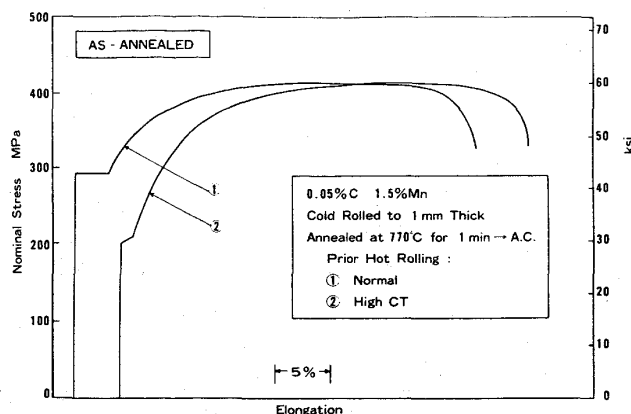


図8 応力-ひずみ曲線

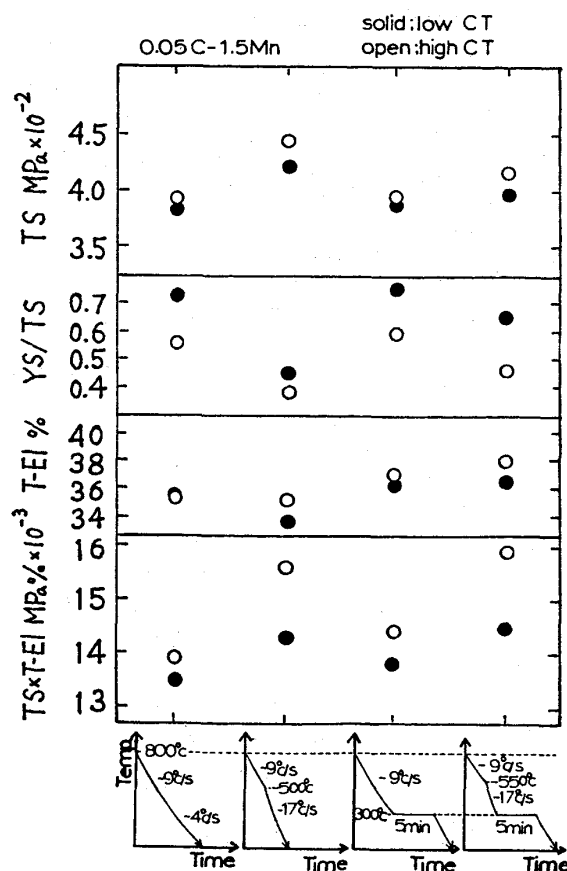


図9 高温捲取と連焼冷却パターンの効果

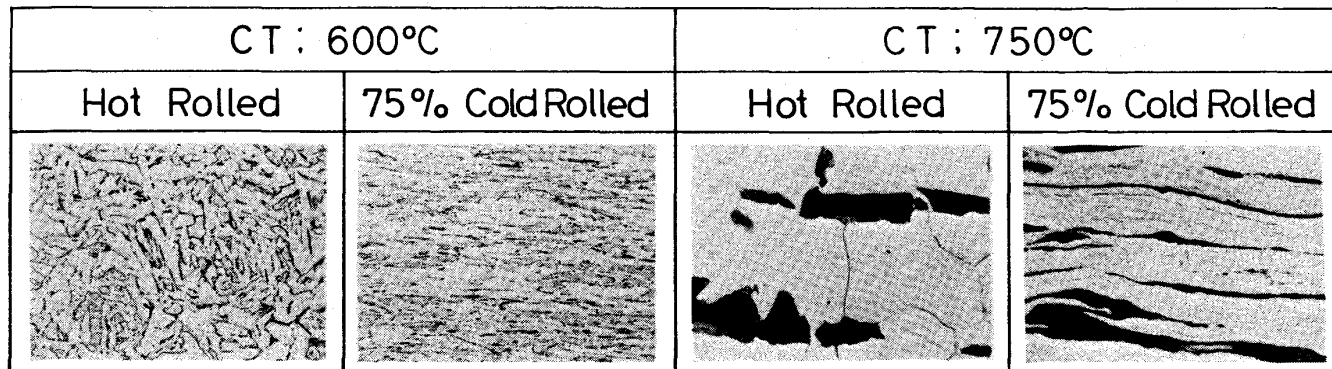


図10 0.08% C, 1.4% Mn 鋼の熱延・冷延組織

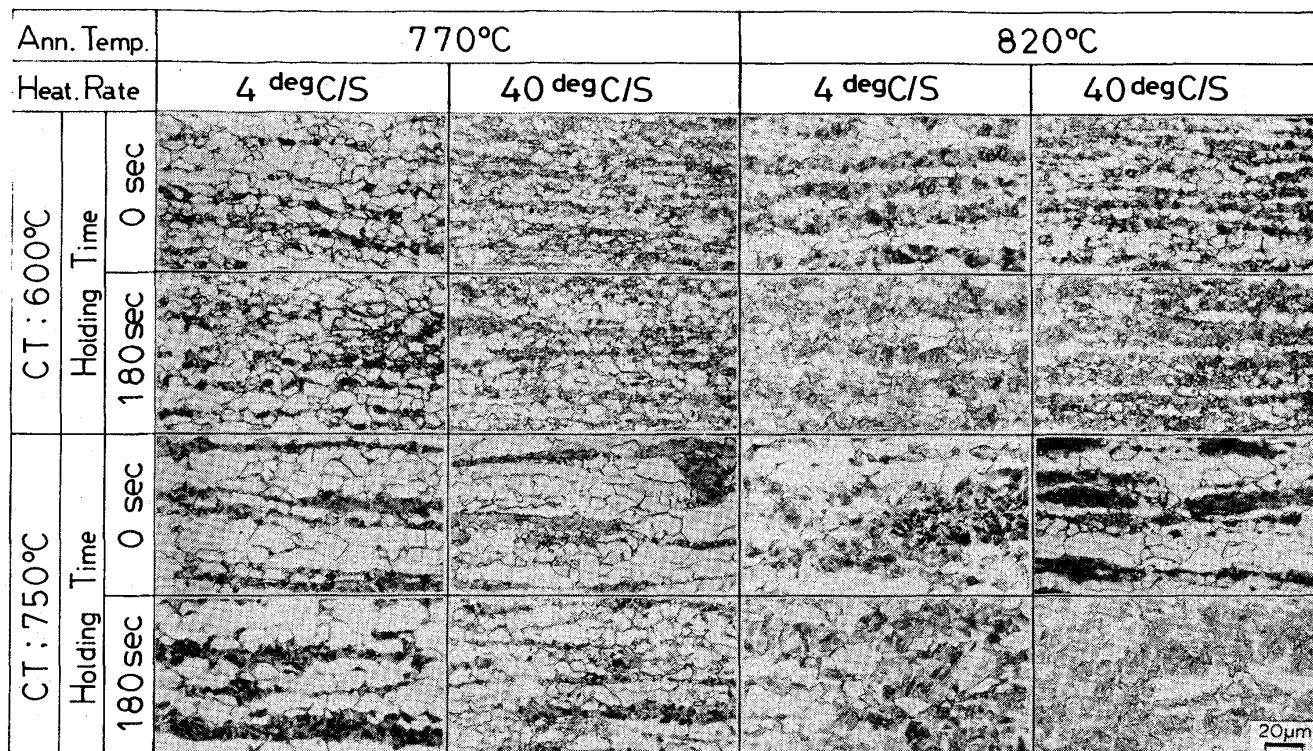


図11 連焼加熱速度、均熱温度、均熱時間と凍結組織

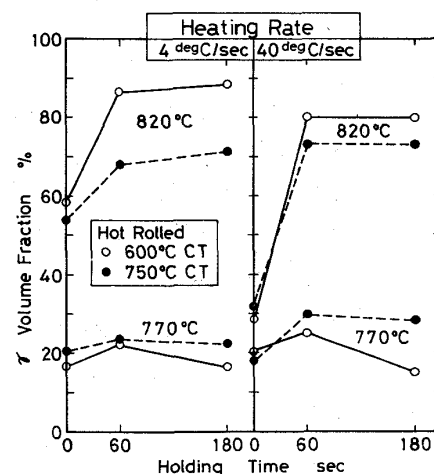
大化させ、バンド組織も粗大となる。低成分鋼の場合には、バンド組織が生じても、最終的な α' 分布が充分に不連続になる程度に α' 体積率が少ないので、 α' 分布上からする悪影響よりも、 γ の焼入性向上の効果の方が製造技術上重要である。しかし、或程度以上の高成分鋼（高強度級）の場合は、 α' の分布・形態の観点でのデメリットからみて、高温捲取は必ずしも有利ではない。

5 結言

(1) 低降伏比高延性指向の dual phase 鋼板を得る要件として、連焼冷却過程の高温域と低温域は、それぞれ異った役割を持つ。高温域では、未変態 γ へのC濃縮と α 中のC濃度低減が、低温域では α' 変態が達成される必要がある。二段冷却はこのような意味を持つと理解される。

(2) 熱延高温捲取によりC, Mn濃縮相を形成させておくと、連焼均熱時の γ の焼入性が向上する。ただし γ の分布・形態に対する配慮が必要であり、とくに低成分系鋼の場合に適した方法と考えられる。

(3) 二相分離が平衡状態から大きくずれている過渡期（すなわち急熱短時間加熱サイクル）を利用して、新たに材質の可変性を検討する必要がある。

図12 凍結組織における γ 体積率

文 献

- 1) 森川, 古川, 佐藤, 遠藤: 鉄と鋼, 64(1978), S740
- 2) T. Furukawa et. al: Structure and Properties of Dual Phase Steels, ed. Kot and Morris, AIME, 1979, p. 281
- 3) 古川, 速水, 武智, 竹本: 鉄と鋼, 64(1978), S265