

## 討20 熱延まま複合組織高強度鋼板

新日本製鐵株基礎研究所 ○古川 敬, 森川博文, 遠藤道雄

### 1. はじめに

フェライト( $\alpha$ )・マルテンサイト( $\alpha'$ )系低降伏比複合組織鋼板をホット・ストリップラインにおいて熱延ままで製造する技術については、すでに次のような報告がある。すなわち、Mn-Si-Cr-Mo系、<sup>(1)(8)</sup> Mn-Si-CrあるいはMn-Si-Mo系<sup>(2)</sup>などの合金鋼を用い、850℃程度以上のオーステナイト( $\gamma$ )単相温度域で仕上げ、冷却中に初析ポルゴナル $\alpha$ 相を析出させ、初析 $\alpha$ と未変態 $\gamma$ が共存する温度域(500~600℃)にて捲取り、その後の徐冷を経て最終的に $\alpha + \alpha' +$ 残留 $\gamma$ 組織を得るといふ基本的な考え方によるものである。これらの報告に共通してみられる特徴は、①仕上げ後に $\alpha$ 相析出を促進するために、かなり多量のSiを含有させる(1%程度)、②Cr, Mo等を0.3~1%程度含有させ、初析 $\alpha$ に共存する $\gamma$ 相の安定化をはかる、という点である。このような、いわば合金元素の作用に主として依存する技術とは異なったアプローチとして、より単純な成分系を用い、熱延プロセスに主として依存する技術も考えられる。すなわち、熱延仕上げ時点において鋼板を $\alpha + \gamma$ 組織にしておき、急冷し、その $\gamma$ 相の $M_s$ 点以下の温度で捲取る法である。これをDPR(Dual-Phase Rolling)プロセスと名付けた(図1)。

### 2. プロセス因子の影響

図2は、DPRプロセスにおける重要な因子を抽出するためにC-Si-Mn鋼を用いて試みた実験結果であり、実験法の説明をも併記している。変化させた要因は、1パス圧下率、圧下温度、圧下後の冷速である。この結果から、(a)Ar<sub>3</sub>点(静的測定による)近傍の温度範囲で、(b)50%未満の圧下率で仕上げ、更に、(c)油冷程度の冷速を与えると、引張強度(TS)に対比した伸び(EI)の水準が高く、且つ降伏比(YS/TS)も低下することが知れる。これを概略の指針として、DPRプロセスでの初期加熱温度(ST)、仕上温度(FT)、捲取温度(CT)が低炭素鋼の材質に及ぼす影響を求める実験を行った(実験法の詳細については報告済<sup>(4)</sup>)。

FTの影響：特定のFT範囲でYS/TSが低い値となり、760℃にて極小値を示す(図3)。この鋼の場合、静的測定によるAr<sub>3</sub>点は770℃である。FTが高すぎる場合、最終組織における急冷変態相が粗大になり、低すぎる場合は、下部組織を有する $\alpha$ 相が支配的となる(写真1)。

CTの影響：好適なFT条件下でもYS/TSを低値に保つには、CT $\leq$ 200℃とする要がある(図4)。CTが室温の場合、透過電顕組織における $\alpha'$ 相にも $\alpha$ 相にも、顕著な炭化物析出がみられないが、CTが高い(300℃)場合には、各相の中に微細炭化物が存在する(写真2)。すなわち、CTを十分に低く抑制して、 $\alpha$ 相中での時効析出と $\alpha'$ 相の自己焼戻しを防ぐことが、低降伏比を得る要件と考えられる。

STの影響：STを低下させ初期 $\gamma$ 粒径を小さくすると、

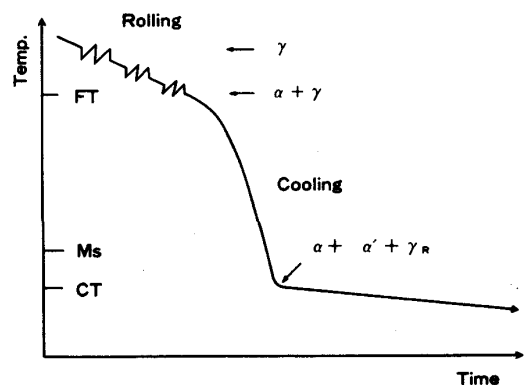


図1. DPRプロセス概念図

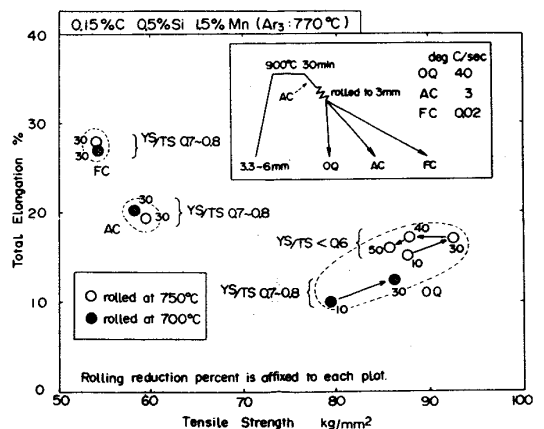


図2. DPR要因抽出実験結果

組織の微細分散が促進され(写真3),  
とくに均一伸び(U-EI)が著しく改善される(表I)

3. 添加元素の影響

3-1. 延性改善の観点

$\alpha + \alpha'$ 組織の微細分散をDPRプロセスにて達成するには、①最終仕上げ圧下パス以前の段階での $r$ 粒を細かくすること、②加工された $r$ の再結晶を抑制し、未再結晶 $r$ 粒からの $\alpha$ 析出をはかること<sup>(5)</sup>、③ $\alpha$ 安定化元素により $\alpha$ 核生成頻度を上げること<sup>(6)</sup>が考えられる。①の意図に対しTi添加を、②の意図に対しMo添加を<sup>(7)</sup>、③の意図に対しSi添加を<sup>(6)</sup>、それぞれDPRプロセスに適用し、TSとEIの関係調べた。

3-2. 捲取条件の観点

超低温捲取りの温度条件が緩和される可能性を検討するため、 $r$ 相の焼入性を向上させる元素(N, B, Mo)を添加した。緩和された捲取温度以降徐冷されても最終的に第2相として自己焼戻しの進行の程度が少ない $\alpha'$ を得、低降伏比が得られるか否かを調べた。

3-3. 試料および実験方法

表IIに供試鋼組成を示す。各試料とも、30mm厚の熱延材とし、つぎのパス・スケジュールでDPRプロセスを施した。

工程A: 1000℃1h均熱, 圧延にて15mm→850℃にて圧延, 6mm→780℃(試料1~5)または750℃(試料6~8)にて圧延, 3.5mm→油冷(700~300℃間平均50deg C/S)→室温。

工程B: 上記と同様のパス・スケジュール→油冷→300℃にて油冷中断→300℃2h保持→炉冷。

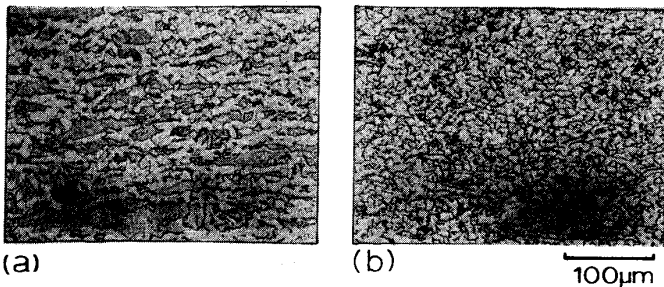


写真3. 0.05C 0.5Si 1.5Mn DPR材の光顕組織: ST1250℃(a), 950℃(b)

0.06C 1.4 Mn  
ST:1100℃ CT:RT

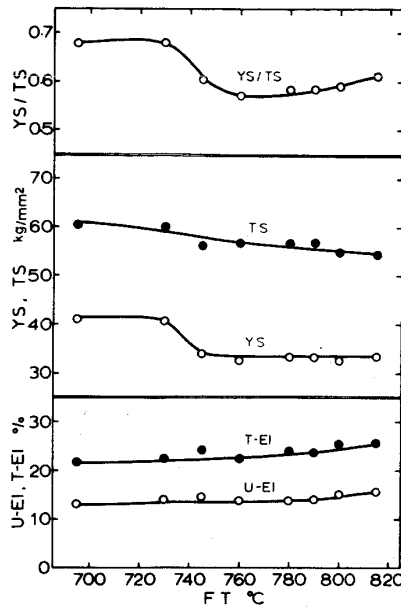


図3. 材質へのFTの影響

0.06C 1.4 Mn  
ST:1100℃ FT:760℃

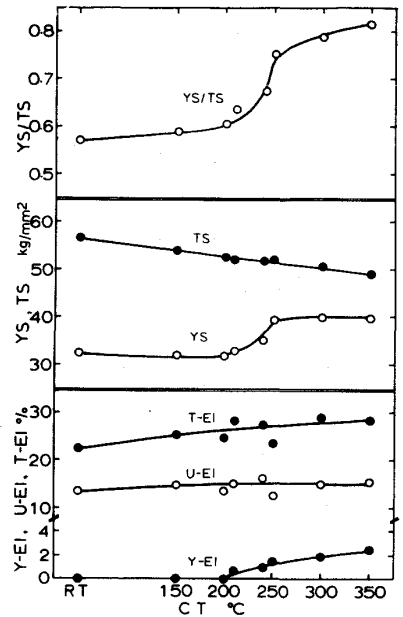


図4. 材質へのCTの影響

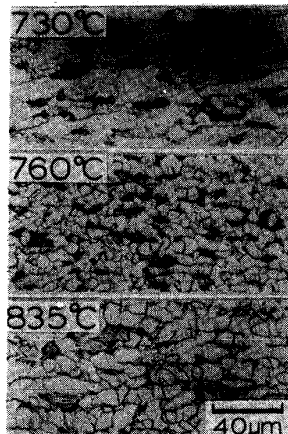


写真1. FT変化に伴う組織変化

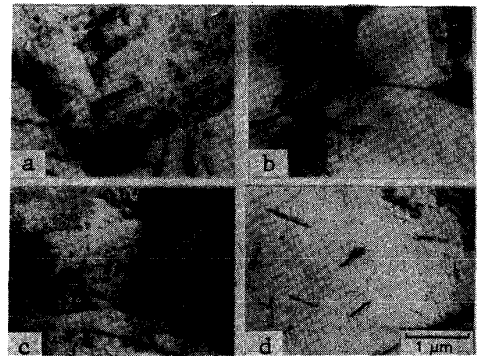


写真2. 図4の試料の透過電顕組織  
CT室温材:  $\alpha'$ (a),  $\alpha$ (b)  
CT300℃:  $\alpha'$ (c),  $\alpha$ (d)

表I 0.05C 0.5Si 1.5Mnの圧延前 $r$ 粒径の影響

ST °C	initial $\gamma$ dia. $\mu$ m	FT °C	CT °C	YS Kg/mm <sup>2</sup>	TS Kg/mm <sup>2</sup>	YS/TS	U-EI %	T-EI %
1250	400	760	30	37.0	65.2	0.57	11.6	18.3
950	60	760	30	33.0	60.9	0.54	18.6	25.5

すなわち、工程Aは室温捲取りに、工程Bは300℃捲取りに相当する。後者の場合に低いYS/TSが得られれば、CTを若干でも緩和出来るであろうとの意図である。上記の如く処理した後、JIS 13号BのL方向引張試験片を採取して引張試験を行った。

### 3-4. 結果

図5に、室温捲取相当材(工程A)のTSに対比したEIを示す。延性の最も優れているのはC-Si-Mn系である。TiあるいはB添加の系列、すなわち比較的高温から安定な析出物を形成すると考えられる元素を添加した場合は、延性の点で不利である。単純なC-Mn系の場合や、Mo, Nの如くr相焼入性向上に寄与し且つこの程度の添加量では安定な炭窒化析出物をさほど形成しないと考えられる元素を含む場合は、いずれも同程度のTS~EI関係の水準を示す。

図6は、TS~YSの関係を、室温捲取相当材(工程A)と300℃捲取相当材(工程B)について対比して示すものである。室温捲取相当材の場合、Ti添加鋼を除いて、いずれの試料も $YS/TS < 0.6$ を示す。しかし300℃捲取相当処理により、いずれの試料も例外なく、若干のTS低下と、大巾なYS上昇を生じ、その結果、 $YS/TS$ は0.75~0.9程度に増大する。したがって、試みた範囲では、CTが300℃程度にすらも緩和される可能性を示すものはない。

この結果を総合すると、r相焼入性向上元素添加の有無を問わず、DPRプロセスにおいてはCTを超低温(200℃程度以下)とすることが必須であり、それを前提とする限り、低降伏比( $\leq 0.6$ )の達成は可能である。さらにTS~EIの関係からみる限りは、特別の元素添加は、Siを除いてはとくに有利とはいえない。

## 4. 考察

### 4-1. プロセス要因

FT変化に伴うTS, YSの変化は、仕上げ時点でのr相の体積率、変態後加工された $\alpha$ 相の体積率および回復過程、冷却過程での $r \rightarrow \alpha$ 変態の進行の程度、未変態r相の焼入性などに依存すると考え

表II 供試鋼成分(%)

No.	nominal composition	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Mo	B
1	0.08C 1.2Mn	0.077	0.01	1.18	0.003	0.006	0.029				
2	0.08C 1.2Mn 0.03Ti	0.079	0.01	1.16	0.003	0.006	0.016	0.0012	0.032		0.0010
3	0.08C 1.2Mn 0.2Mo	0.078	0.02	1.19	0.006	0.006	0.016			0.20	
4	0.03C 1Si 1.5Mn	0.036	0.99	1.47	0.003	0.006	0.028				
5	0.06C 1Si 1.5Mn	0.067	0.98	1.47	0.003	0.006	0.026				
6	0.1C 1.3Mn	0.11	<0.01	1.27	0.005	0.006	0.005				
7	0.1C 1.3Mn 0.02N	0.10	<0.01	1.27	0.005	0.006	0.008	0.016			
8	0.1C 1.3Mn 0.001B	0.10	<0.01	1.31	0.004	0.007	0.053	0.0015			0.0014

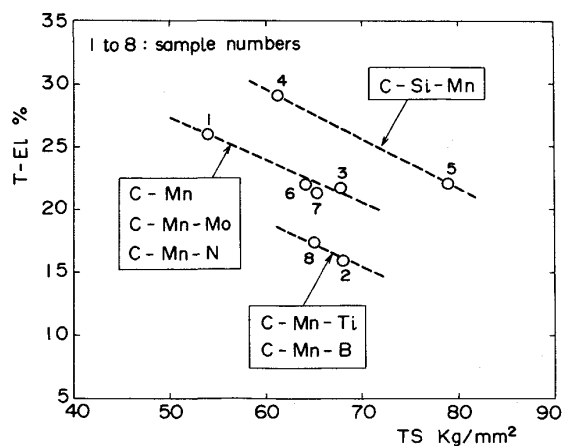


図5. DPR材のTS~EI関係(工程A)

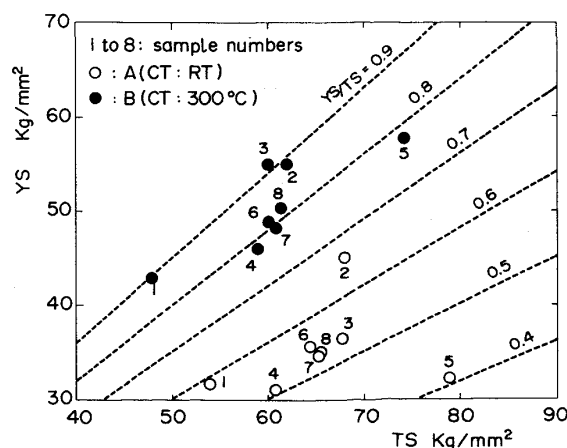
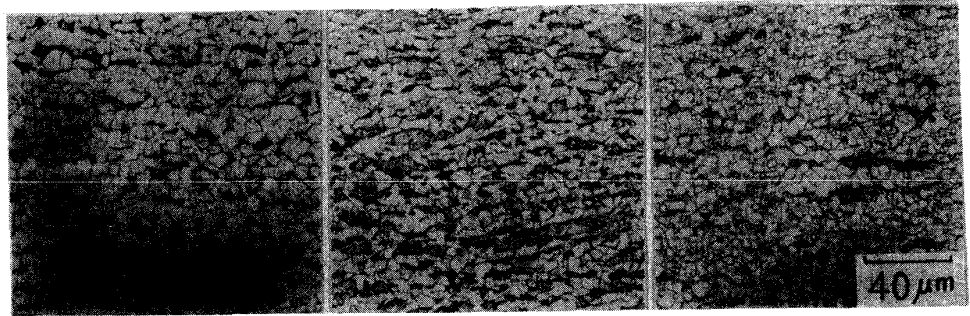


図6. DPR材のCTによる降伏比変化

られるので、添加合金元素により、かなりの影響をうけると予想される。C-Mn系での実験では、静的測定でのAr<sub>3</sub>点近傍をFTとした場合にYS/TSが極小値を示す。圧延により $r \rightarrow \alpha$ 変態が促進されることを考



0.08 C 1.2 Mn

0.03 Ti 添加

0.2 Mo 添加

写真4. DPR材の光顕組織例

慮すると、仕上げ時点において(冷却開始前)初析 $\alpha$

が存在していたと考えられる。FTの測定は、仕上げパス直前であるので、いわゆる2相域圧延の温度範囲の上限付近が最適な条件を与えると思われる。しかし2相域圧延領域に深く入りすぎる(FTが低すぎる)と、 $\alpha$ 相下部組織発達によるYS上昇が著しい。CTについては、超低温にする必要を緩和しうる可能性はほとんどない。添加元素に期待し得る効果は、200℃台未満のCTを前提として、FT以降の冷却条件の緩和、捲取り後の $\alpha$ 相の自己焼戻し抵抗性の向上、 $\alpha$ 相中の時効析出の抑制であろう。

#### 4-2. 成分要因

C-Mn系へのTiあるいはMoの添加により、最終的な $\alpha$ 相は確かに若干細粒化される(写真4)。しかしTi添加の場合は、TiC析出物の影響により、 $\alpha$ 相自身のYSが上昇し、またEIが劣化するであろう。B添加の場合に延性が劣る理由も、これに類似した悪影響によると思われる。

高温から安定な析出物を生ぜず $r$ 相の焼入性向上をはかった場合(MoあるいはN添加)は、本実験の範囲では、とくに著しいメリットは抽出されないが、冷却条件の緩和や、捲取り後の徐冷中における $\alpha$ 相の自己焼戻しの阻止、 $\alpha$ 相中での時効析出傾向の抑制などにより低降伏比を確保するためには、Moあるいは更に安価なCrなどは効果的と思われるので今後検討すべきである。

Si添加材は、組織微細化についてはさして顕著な傾向がないにもかかわらず、EIおよびYS/TSいずれも最も優れた結果を示している。Siは、 $\alpha$ 相からCを排出し<sup>(8)</sup>、 $r$ 相中にCを濃縮させると考えられるので、その意味において $r$ 相の焼入性を向上させるであろう。またSiは $\alpha$ 相に固溶して、 $\alpha$ 相の変形に伴う転位組織の発達過程を改善し(セルサイズの微細化)<sup>(6)</sup>、延性の改善に寄与している可能性も考えられる。

#### 文 献

- (1) Coldren and Tither: J. Metals, 30(1978)4, P.6.
- (2) 橋口, 西田, 加藤, 田中: 鉄と鋼, 64(1978)4, S257.
- (3) 高橋, 国重, 村山, 増井: 鉄と鋼, 64(1978)11, S803; 高橋, 国重: 鉄と鋼, 65(1979)4, S314.
- (4) 古川, 武岡, 速藤, 速水: 鉄と鋼, 65(1979)4, S309.
- (5) 関根, 丸山: 製鉄研究 №289, November 1976, P.43.
- (6) 今村, 古川: 同 上 P.75.
- (7) 関根: 私信
- (8) Abramowitz and Moll: Met. Trans., 1(1970)P.1773.