

# 討27 制御圧延-制御冷却したフェライト・マルテンサイト鋼の強度と延性・靱性

(株)神戸製鋼所 浅田研究所

○柚鳥 登明 小川 陸郎

## 1. 緒言

制御圧延鋼の強靱性は主として最終マイクロ組織の微細化によるもので、フェライト・パーライト鋼におけるこの組織微細化は必然的に降伏比を増大させる。この点を改良したのがアシキュラーフェライト鋼である。最近、低降伏比鋼としてフェライト基地に少量の低温変態生成相(ベイナイトやマルテンサイト、含残留オーステナイト)が均一分散した Dual Phaseもしくはフェライト・マルテンサイトと呼ばれる鋼が薄鋼板を中心に開発されている。この鋼は低降伏比化による均一伸びが著しく大きく、強度-延性バランスに優れている。しかしながら、靱性、破断絞りやシャルピー特性に関しては、少量のマルテンサイトの存在はかならずしも有効とは限らない。本研究は、フェライト・マルテンサイト鋼における機械的性質特に靱性におよぼす制御圧延による組織微細化効果と第2相の量およびそのC量の影響を調べた。

## 2. 実験方法

表1に化学組成を示す鋼AとBは1070℃に、鋼Cは1150℃に加熱した後、図1に示すプロセスによって制御圧延・制御冷却した。第2相量は急冷の開始温度によって大幅に変えた。比較材として、熱処理タイプの鋼を得るために、鋼Cの空冷材を900℃の再加熱・冷却処理を行なった。

引張試験はJIS13号(B)4mm厚、シャルピー試験はJIS4号フルサイズの試験片によった。組織観察、第2相量とそのC量はEPMAにより測定した。一部の鋼板についてはサブマージアーク溶接継手を作製し、硬度分布を求めて、軟化域の大きさと軟化の度合を調べた。

## 3. 実験結果および考察

### 3.1 $\gamma/\alpha$ 変態温度と最終組織におよぼす制御圧延の効果

$\gamma/\alpha$ 変態温度は、制御圧延によって高温側へ移行する。図2から明らかに、Ar3温度で約80℃も高くなる。これは未再結晶オーステナイト域の圧延によるフェライト核発生サイトの増大に起因するものと考えられる。すなわち、変態温度が高温であるにもかかわらず、変態したフェライトは微細であり、その粒径は5 $\mu$ 以下である(写真1)。変態の母体であるオーステナイト状態の相異は、フェライト・マルテンサイト組織における各相の分散・分布を変える。また、集合組織も相異なる。この圧延・冷却プロセスによる混合組織鋼板の集合組織はすでに報告されている。<sup>1)2)</sup>

表1 供試鋼の化学組成 (wt%)

steels	C	Si	Mn	S	Cr	V	Nb	Ceq*
A	0.05	0.32	1.56	0.006	0.01	0.011	0.027	0.33
B	0.09	0.19	1.39	0.006	..	0.009	0.042	0.34
C	0.11	0.22	1.26	0.004	..	0.041	0.038	0.34

\* Ceq=C+Si/24+Mn/6+Ni/40+Cr/5+Mo/4+V/14

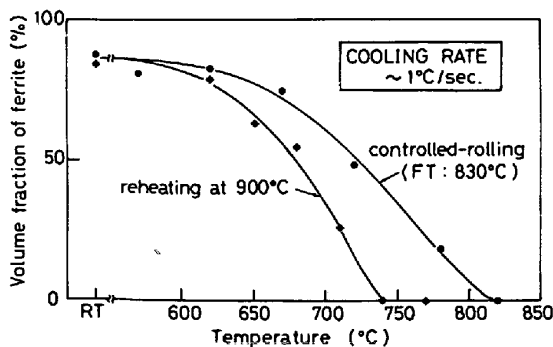


図2  $\gamma/\alpha$ 変態におよぼす制御圧延の効果(鋼C)

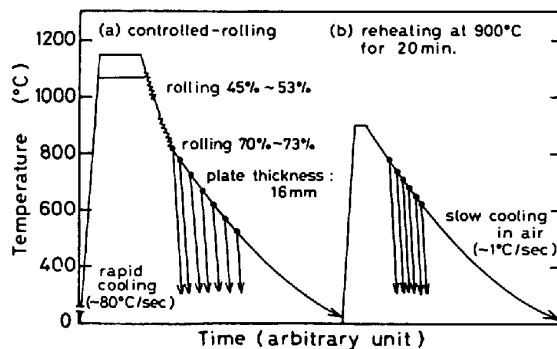


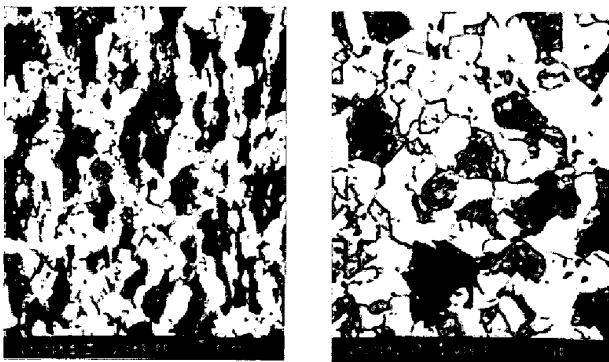
図1 実験室の制御圧延・冷却プロセス

3.2 機械的性質とマイクロ組織の関係

圧延後の冷却途中で種々の温度から急冷した鋼Cの変態組織と強度・延性の関係を図3に示す。鋼Cはフェライト・パーライト鋼であり、冷却過程(約1°C/sec)のフェライト変態は約800°Cから、パーライト変態は約600°Cからそれぞれ開始する。780°C~620°Cのフェライト変態温度域から未変態オーステナイト( $\gamma$ )を急冷することによってフェライト・マルテンサイト組織が得られる。これらの鋼には2~6%の残留 $\gamma$ が検出された。残留 $\gamma$ の第2相に対する体積分率は、2~17%になり急冷開始温度を低くするほど(フェライト変態の進行によって第2相の体積分率が減少するほど)増加する。

強度と変態組織の関係は、マルテンサイトと共存するフェライト量の増加にともなって降伏強度が単純に減少し、一方、引張強さが一度増加しその後減少するといった複雑な変化を示す(3.4項で検討する)。したがって、フェライト・マルテンサイト鋼では降伏比が低い。第2相がパーライトになると、パーライトの強度上昇寄与がマルテンサイトのそれに比べて小さいので、引張強さは著しく減少する。また、降伏伸びも現れるので、この鋼の降伏比は0.8以上に高い。

組織がフェライト・マルテンサイトであれば、すなわち、第2相としてのパーライト変態を阻止すれば、降伏比は低くなり、結果として均一伸びは増大する。しかしながら、全伸びはフェライト・マルテンサイト鋼の中でも種々相異している。第2相量が30%以下では強度も低く、伸びも低下している。これは破断紋り(R.A)の低下によく対応している。そして、図4のシャルピー特性、遷移温度、シュルフエネルギーの両変化もこのR.Aの変化と同様である。



(a) controlled-rolling (b) reheating

写真1 フェライト・マルテンサイト組織(鋼C)  
L方向断面, 化学研磨( $H_3PO_4 + H_2O_2 + CH_3OH = 10:8:1$ )後  
1%ナイトールエッチ

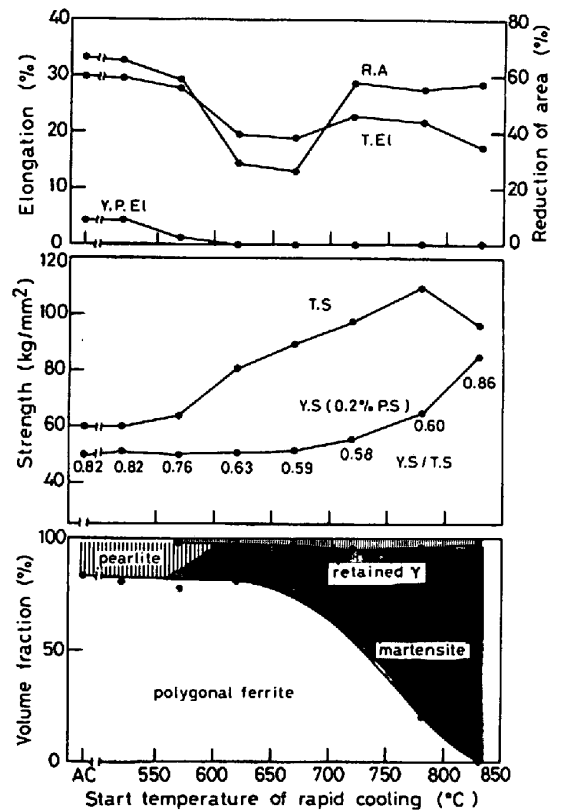


図3 変態組織と強度・延性(鋼C)

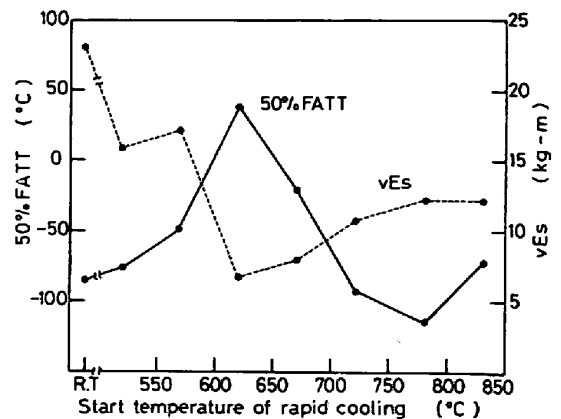


図4 シャルピー特性(鋼C)

図5はT・S×E $\ell$ と第2相分率( $f_M$ )の関係を示す。ここに示した鋼Cでは、制御圧延材・再加熱材ともに $f_M$ が約30で強度・延性バランスが変化している。これは前述したR.Aの急激な変化によるものである。また、制御圧延材の強度・延性バランスは再加熱材のそれよりも優れている。これも写真1に示したような組織の微細化や各構成相の分散分布の相異によるR.Aの改善効果によるところが大きい。フェライト・マルテンサイト鋼における、優れた均一変形態は広い条件範囲で認められるが、局所延性や靱性は組織の微細化の度合いやその他の因子に強く依存しているものと考えられる。以下にその支配要因を検討する。

### 3.3 第2相中のC濃度とフェライト・マルテンサイト鋼の延性におよぼす影響

変態途中から急冷したフェライト・マルテンサイト鋼では、変態時のC-Partitioningによって急冷した $\gamma$ のC量は、フェライト量に依存して種々に変化している可能性が大きい。図6はEPMAによる第2相中のC量を定量分析した結果を示す。(0.07~0.82% C, 0.2% Si, 0.8~1.5% Mn 鋼を1300℃溶体化、930℃再加熱・焼入れしたマルテンサイト組織を有する標準試料により定量した。)この図から明らかに、第2相中のC量は、フェライト変態が進み第2相量が少なくなるほど増加している。この第2相へのC濃縮は、変態フェライトの固溶C量が無視しえる程度に少ないと仮定して求めた結果におおむね等しい。第2相中に占める残留 $\gamma$ 量の割合がフェライト変態の進行にともなって増大する挙動もこのC濃縮によるものと考えられる。

図7は(上述の標準試料で測定した)、マルテンサイトの強度・延性におよぼすC量の影響を示す。これまでも知られているように、C量増加によって変態温度が低下、引張強さが著しく上昇する。そして、局所延性、破断絞りは0.2% C以上で減少し始め、0.4% Cで約10%程度となる。0.4~0.6%では焼入れ時にマイクロクラックを生じ、0.6%以上では、クラックの進展によって引張試験ができなかった。このように、C量の第2相延性におよぼす影響は極めて大きい。

フェライト・マルテンサイト鋼の強度・延性バランスや靱性が第2相のC量約0.4%以上で著しく低下する挙動は、中・高Cマルテンサイトから成る第2相の延性・靱性不足によるものと考えられる。従来のDual phase鋼(T・S<60 Kg/mm $^2$ )では、第2相は10%以下に少ない。すなわち、これらの鋼では、延性の小さい第2相を極力少なく、かつ、均一微細分散させることにより、また低降伏比化と合せて優れた強度・延性バランスを示しているものと思われる。

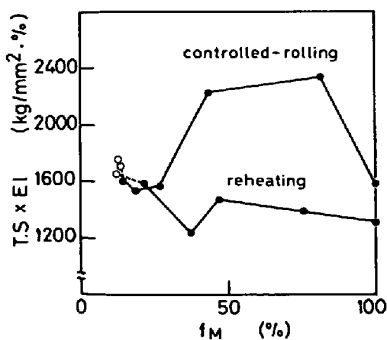


図5 制御圧延・再加熱材の強度・延性バランス(鋼C)

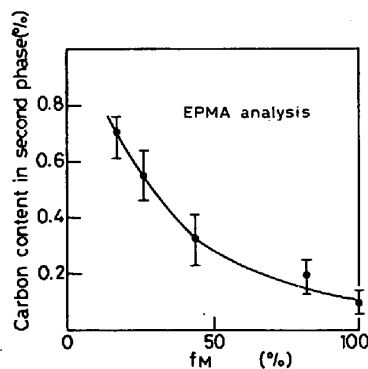


図6 第2相中のC量変化(鋼C)

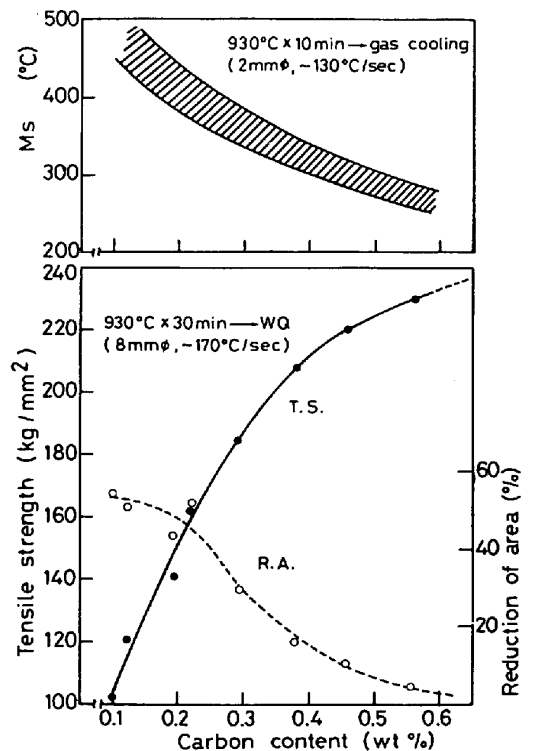


図7 第2相のC量と強度・延性および変態温度の関係

3.4 フェライト・マルテンサイト2相鋼の強度

フェライト・マルテンサイト鋼の強度は、混合則に従い、第2相体積率の増加に伴って直線的に増加すると考えられている<sup>8)</sup>。すなわち、混合則は $\sigma_a, \sigma_M$ をそれぞれフェライト・マルテンサイトの強度、 $f_M$ をマルテンサイト体積率とすると、次式で示される。

$$\sigma_c = \sigma_a(1 - f_M) + \sigma_M f_M \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$\therefore \sigma_c = \sigma_a + (\sigma_M - \sigma_a) f_M \quad \dots\dots\dots (2)$$

多くの報告では、 $\sigma_a, \sigma_M$ が共に定数で、ゆえに $\sigma_c$ は $f_M$ の増加に対して直線的に増加することを提案されている。しかしながら、同一鋼を用いて各相の体積率を変えるならば、C-partitioningにより第2相中のC量は変化し、そして $\sigma_M$ はC量によって大幅に変化する。図8に示すように、本研究のような広い $f_M$ の変化範囲では強度と $f_M$ の間に直線的関係は得られない。図6, 図7から $\sigma_M$ を求め、 $\sigma_a = 54 \text{Kg/mm}^2$  (フェライト地のビッカース硬度から推定)として(2)式により計算した結果は、実測(図3)した強度の $f_M$ に対する変化の様子とよく一致している。

3.5 第2相の生成温度

図7に示したように、マルテンサイトの生成温度は第2相中のC量により異なる。この温度は、第2相としてのマルテンサイトを得るための急冷プロセスにおける冷却停止温度に関連し、また生成するマルテンサイトのオートテンパーの度合に關与して延性・靱性を左右するものと考えられる。

鋼中C量の異なる鋼A, B, Cの $f_M$ を変えて第2相中のC量を0.15~0.25%に調整した鋼板の溶接部硬度分布を図9に示す。 $f_M = 0.82$ では軟化の度合、軟化域ともに大きい。 $f_M$ を0.17~0.38程度にすると、軟化は少ない。これには、 $f_M$ が小さいこと以外に、第2相が低Cマルテンサイトでその生成温度が比較的高温であるため再加熱による強度、 $\sigma_M$ の低下が少ないことも寄与していると考えられる。

4. 結言

フェライト・マルテンサイト2相鋼の諸特性、特に強度と延性・靱性は、鋼組成だけでなく、圧延・冷却プロセスによっても決まる組織の微細化や第2相の組成、特にC量に密接に關係している。

5. 参考文献

- 1) 柚島登明, 小川陸郎: 鉄と鋼, 64(1978), S344.
- 2) T.Yutori and R.Ogawa: Proceedings 6th Int. Conf. on Textures of Materials, Vol.1(1981), p.669.
- 3) たとえば, A.R.Marder: Met. Trans. 13A(1982), p. 85.

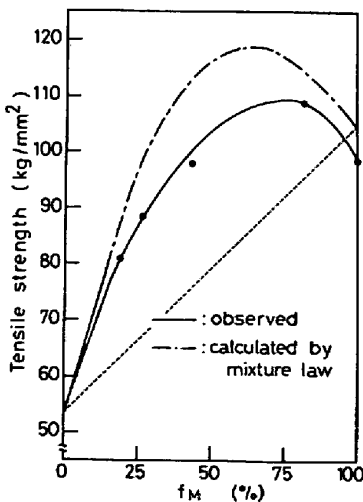


図8 強度の実測と混合則の比較

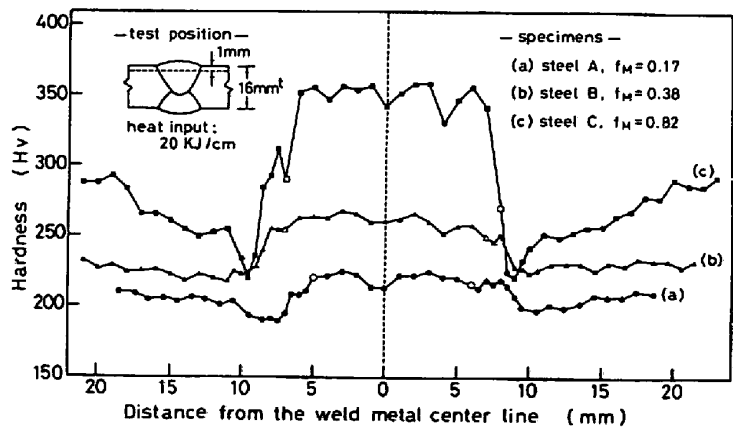


図9 大入熱溶接部の硬度分布