

中炭素鋼の熱間延性に及ぼすC, Sの影響

井上 正*・稲積 透*・細谷 佳弘*

Effects of Carbon and Sulfur Contents on Hot-ductility of Medium Carbon Steel

Tadashi INOUE, Toru INAZUMI and Yoshihiro HOSOYA

Synopsis : The effects of carbon and sulfur contents on the hot-ductility of laboratory melted medium carbon steels were investigated .

At a strain rate of $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, 0.16% C-steel showed the ductility trough at 800°C, which was slightly higher than the starting temperature of Ar3 transformation. The microstructure observation revealed that the filmy ferrite covered the austenite grain boundaries. This suggests that the deformation induced transformation occurred. Decreasing C content down to below 0.10% improves the hot-ductility around the temperature range of 750~850°C and also raise the temperature of ductility trough. The change in hot-ductility with decrease in C content may be attributed to the change in morphology of filmy ferrite at grain boundaries.

The ductility of 0.16%C-0.008%S-steel around the temperature range of 750~850°C was markedly improved by prolonging the holding time for over 20 min at the temperature above Ar3 while ultra low S-steel (0.16%C-0.0003%S) showed the ductility trough without isothermal holding . The recovery of hot-ductility can be attributable to re-precipitation and coarsening of the MnS precipitates in the filmy ferrite at grain boundaries, which decrease the void initiation site in the filmy ferrite.

Key words: medium carbon steel; hot-ductility; ductility trough; MnS; grain boundary filmy ferrite.

1. 緒言

中炭素鋼は包晶凝固するため熱間延性が著しく悪く、連続鍛造時のスラブ割れが発生しやすい。

実製造面では、該鋼をスラブ手入れなしで熱間圧延する場合、スラブ割れに起因した表面欠陥の発生が問題となる場合がある。

該鋼の熱間延性については主に鍛造時のスラブ縦割れの観点から白熱脆性について調べられている。宮下らは、スラブ縦割れに対してC, S量が大きく影響を及ぼし、Cは0.10~0.16%、Sは0.010%以上で縦割れの発生頻度が著しくなると報告している¹⁾。Schmidtmanらはスラブ縦割れの原因となる液相線直下の白熱脆化改善のためには、液相線温度を低下させるS量の低減、およびSを固定するMn添加量の増加が有効であるとしている²⁾。一方、赤熱脆性域での熱間延性については鈴木ら³⁾、松本ら⁴⁾、Liら⁵⁾の報告がある。これらの報告では、900°C以上の γ 域では γ 粒

界に析出する硫化物、酸化物により脆化が生じ、一方700~900°Cの温度域では、 γ 粒界に析出した初析フェライトへ変形が集中して脆化が起こるとしている。しかしながら、700~900°Cの温度域での熱間延性に対する初析フェライトの生成と粒界での析出物の影響を分離して熱間延性挙動を詳細に検討したものは少ない。

本報告では、中炭素鋼の赤熱脆性域での熱間延性に及ぼすCおよびSの影響を調べ、該鋼の熱間延性の支配機構について検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材は、50kgの真空溶解材であり、Table 1に化学成分を示す。本実験でベースにした供試材はNo. 1である。これに対して、C, SおよびPの量を変化させた。Cは0.06~0.16%、Sは3~89 ppmとそれぞれ変化させた。Pの影

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

No.	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	Remarks
1	0.167	0.02	0.64	0.017	0.0089	0.053	0.0033	Base
2	0.101	0.01	0.62	0.015	0.0084	0.050	0.0044	C varied
3	0.060	0.01	0.62	0.014	0.0085	0.053	0.0047	
4	0.159	0.01	0.66	0.017	0.0046	0.057	0.0036	S varied
5	0.157	0.01	0.66	0.016	0.0013	0.057	0.0035	
6	0.152	0.03	0.62	0.017	0.0003	0.059	0.0030	P varied
7	0.154	0.03	0.62	<0.001	0.0006	0.055	0.0032	

平成13年3月26日受付 平成13年5月17日受理 (Received on Mar. 26, 2001; Accepted on May 17, 2001)

* NKK総合材料技術研究所 (Materials & Processing Research Center, NKK Corp., 1 Kokan-cho Fukuyama 721-8510)

響は、No. 1の高P材 (0.017%P) と極低PのNo. 7の鋼により調べた。

2.2 高温引張試験

熱間延性は、高温引張により調査した。平行部直径8 mm, 長さ15 mmの丸棒試験片を用い、50 kg インゴットの等軸晶部分から直接加工し、実験に供した。

高温引張試験は、高周波誘導方式の熱間加工再現試験機を用い、真空中で実施した。

実験に用いた熱履歴を Fig. 1 に示す。実験の主体は、1300°Cで5 minの均熱後、試験温度まで急冷し、1 minの保持時間をとった後引張り試験を行った。加熱および冷却速度は10°C/s、試験温度は700~1000°Cの範囲で、また平均ひずみ速度は、 2×10^{-3} , 1, 10 s^{-1} と変化させた。熱間延性の評価には、引張破断後の破断面の絞り値 (断面減少率) を用いた。破断部の断面検鏡およびSEMによる破面観察も行った。

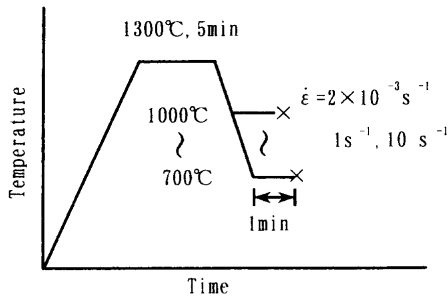


Fig. 1. Schematic view of tensile test and heat cycle.

3. 結果

3.1 熱間延性に及ぼす変形条件の影響

Fig. 2に0.16% C材(No. 1)についてひずみ速度を変化させた時の試験温度にともなう絞り値の変化を示す。高ひずみ速度域の 1 s^{-1} および 10 s^{-1} では、800°C以上で絞り値60%以上の高延性を示すが、低ひずみ速度($2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$)では、750~850°C付近で著しく延性が低下する。さらに、低温になると700°C付近までは延性が回復する。このように0.16% C材では、熱間延性にひずみ速度の影響が強く現れる。

Fig. 3に試験温度800°C、ひずみ速度 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ および 1 s^{-1} での破断形態を示す。ひずみ速度が 1 s^{-1} では、ディンプルをとともなう粒内破壊であるが、 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ では、 γ 粒界近傍にクラックが多数観察され、破面の大部分は粒界延性破面となっている。このように、低ひずみ速度下で粒

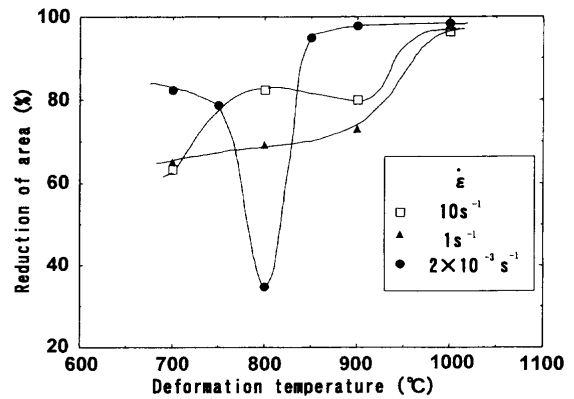


Fig. 2. Effect of strain rate on hot-ductility of 0.16% C (No. 1).

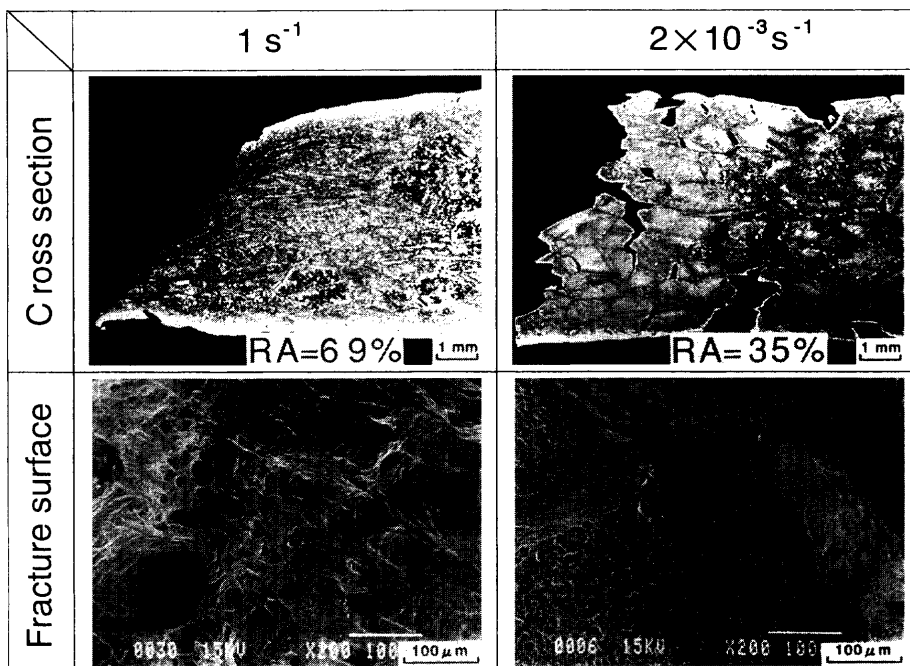


Fig. 3. Effect of strain rate on the fracture appearance, deformation temp. 800°C, 0.16% C (No. 1).

界破壊が支配的となるのは、粒界すべりが起こりやすくなることに加えて、旧オーステナイト粒界に析出した膜状フェライト中のMnSなどの析出第2相による粒界脆化が影響を及ぼしているためと考えられる。

3.2 熱間延性に及ぼすCの影響

Fig. 4にひずみ速度 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ の場合の熱間延性に及ぼすCの影響を示す。0.16% C材(No. 1)では、800°C付近で著しい延性低下を示すが、C量が0.10%以下に低減すると750~850°C付近の延性は改善され、延性低下を示す温度も高温側に移動する。Fig. 5に0.06% C材(No. 3)における試験温度850°C、ひずみ速度 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ での破断形態を示す。0.06% C材の破壊は、ディンプルをともなう粒内破壊であり、試験片の断面観察からも粒内変形が主体である。C量の低減にともなう熱間延性の向上は、初析フェライトの析出形態が変化したためと推定された。

3.3 熱間延性に及ぼすS, Pの影響

Fig. 6にひずみ速度 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ の場合の熱間延性に及ぼすS, Pの影響を示す。P量が0.016~0.017%の鋼ではS量を極低レベルまで低減しても750~850°C付近での最低絞り値は向上しないのに対して、極低P, S材(No. 7)では最低絞り値が60%と高い値を示した。

この結果より、0.001%以下へのS量の低減のみでは、熱間延性を向上させることはできないことが明らかになった。P低減による熱間延性の改善は、オーステナイト粒界

で生成された膜状フェライトでのPの偏析が関与しているものと推定される。

4. 考察

中炭素鋼では、熱間延性に対してCおよびSが強く影響を及ぼし、粒界脆化により粒界破壊をもたらし、延性を低下させることが明らかになった。C量の低減にともなう熱間延性の変化は、オーステナイト粒界へ析出した膜状フェライトの生成挙動に依存し、Sによる熱間延性の低下は膜状フェライト中へ析出したMnSの形態に関連していることが示唆された。以下、C, Sについて個別に粒界脆化と析出物の析出挙動の観点から検討する。

4.1 熱間延性に及ぼすCの影響

C量にともなう熱間延性の変化を鋼の変態点および材料の高温強度の観点から検討した。Fig. 7に0.06~0.16% C材の高温硬さの温度による変化を示す。高温硬さは、真空下で加熱装置を有した高温ビッカース硬さ計を用いて調べた。1200°Cに5分間加熱後の連続冷却下での $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態点(Ar3点)は、C量の低下とともに高温側に移動し、かついずれのC量でもAr3変態点の直上の温度で延性低下(ductility dip)が存在する。このことは、低ひずみ速度($2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$)での熱間延性に対して、オーステナイト粒界での初析フェライトのひずみ誘起析出の影響が大きいことを示してい

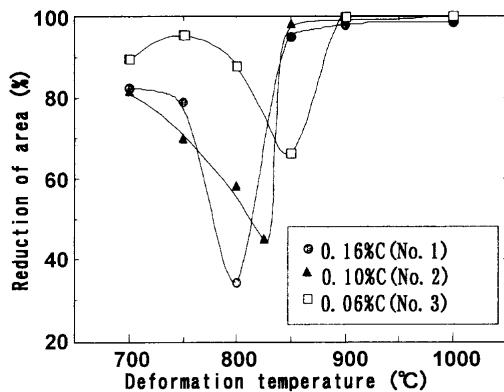


Fig. 4. Effect of C content on hot-ductility, strain rate $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

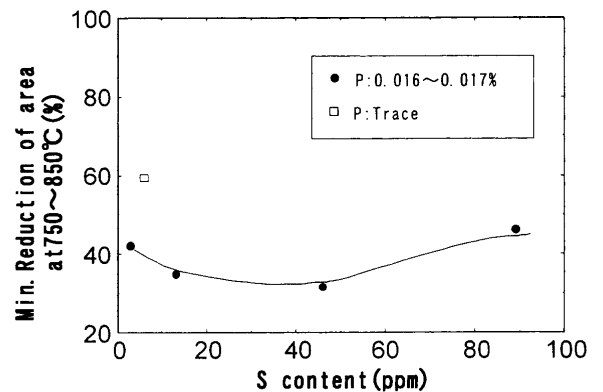


Fig. 6. Effects of sulfur and phosphorous on hot-ductility, strain rate $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

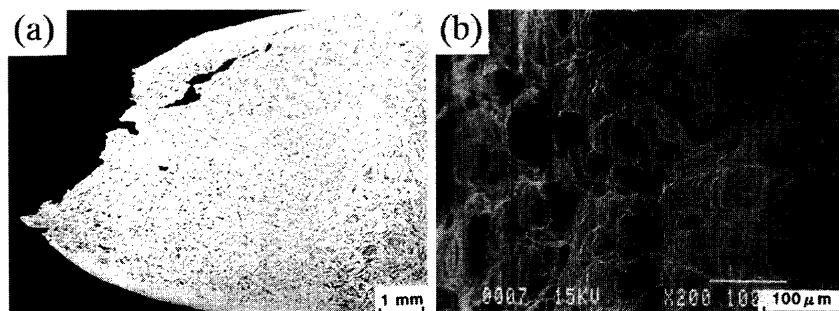


Fig. 5. Fracture type of 0.06% C (No. 3), deformation temp. 850°C, strain rate $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.
(a) Cross section (b) Fracture surface

る。

ここで、0.06~0.16% Cの各鋼の延性低下を示す温度での低ひずみ速度($2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$)変形時の初析フェライトの生成挙動を調べた。保持温度は、0.16% Cで800°C、0.10% Cで825°C、0.06% Cで850°Cとそれぞれ一定にして4minまで引張り変形を行っている。結果をFig. 8に示す。いずれのC量の鋼でも保持時間とともに膜状フェライトの厚さは増加するが、C量の低減にともない同一時間での膜状フェライトの厚さは増大した。

この結果から、C量の低減にとまなう熱間延性の変化は、オーステナイト粒界へ析出した膜状フェライトの生成挙動に依存しており、低C (0.06% C) 材では膜状フェライトは厚く、粒界での応力集中が緩和され、粒内破壊(延性破壊)が支配的になるものと推定された。

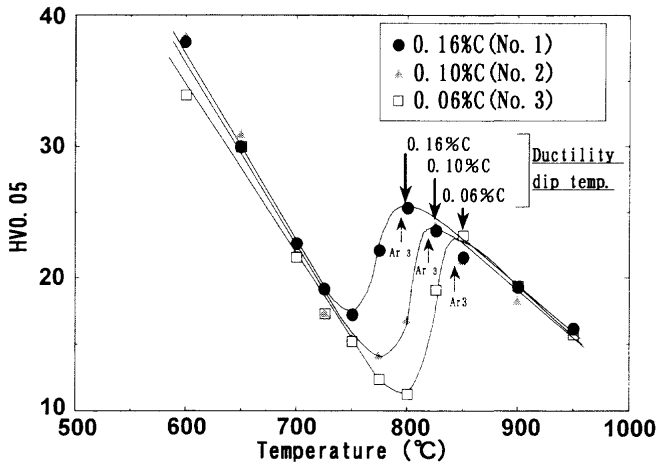


Fig. 7. Change of hardness on temperature.

4.2 熱間延性に及ぼすSの影響

Sの熱間延性に対する影響をオーステナイト粒界での析出物の析出挙動の観点でとらえるため、Ar3変態点以上の温度(950°C)で保持した場合の絞り値の保持時間依存性を

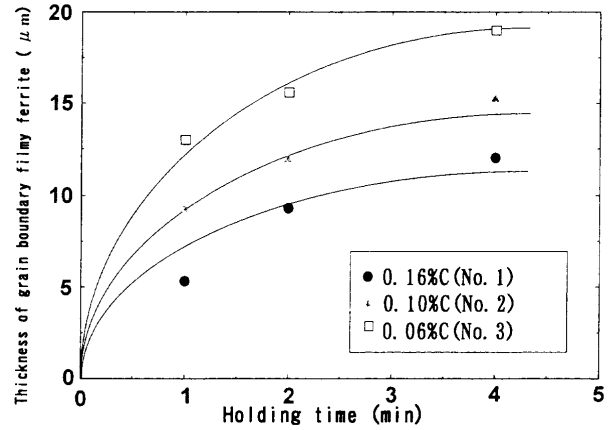


Fig. 8. Change of grain boundary film ferrite.

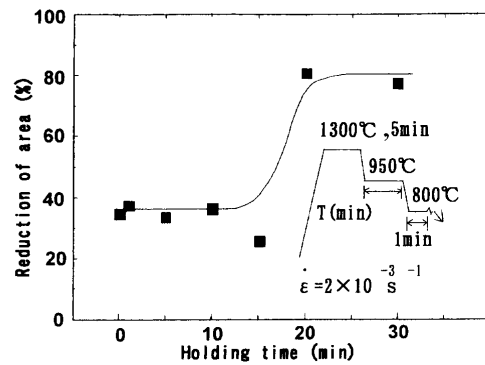


Fig. 9. Effect of holding time on hot-ductility, 0.16% C (No. 1).

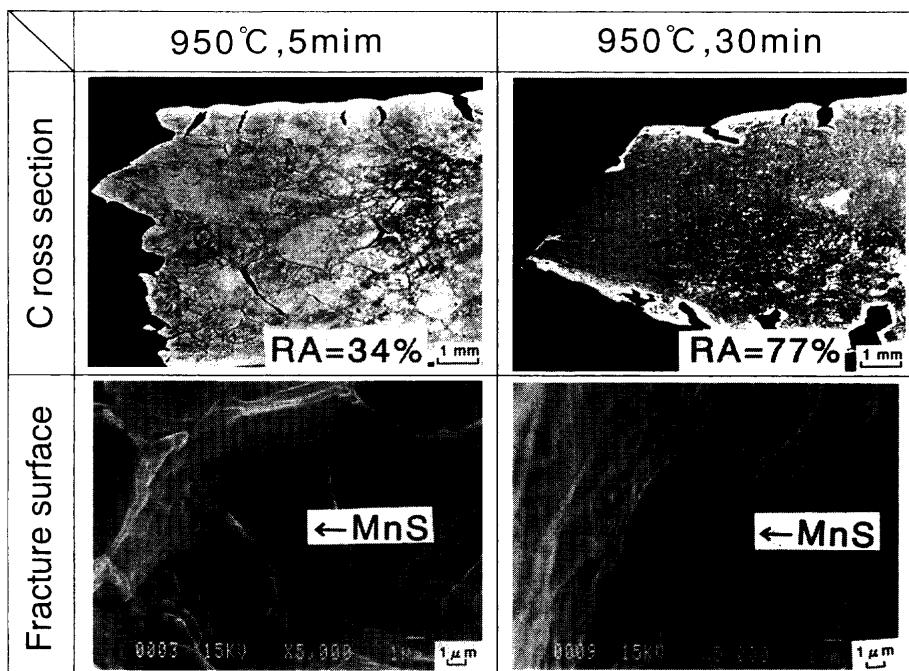


Fig. 10. Effect of holding time on fracture appearance, deformation temp. 800°C, 0.16% C (No. 1).

調べた。供試材は、0.16% C材(No. 1)であり、試験温度は800°Cとした。結果をFig. 9に示す。800°Cの絞り値は、950°Cでの保持時間が20 min以上で著しく改善された。Fig. 10に950°Cでの保持時間が5 minおよび30 minの場合の破面形態の変化を示す。保持時間が5 minの場合、底が浅いディンプルをともなった粒界延性破面であり、そのディンプルの中に1 μm 以下の大きさのMnSが観察された。一方、保持時間が30 minのサンプルでは、粗大なMnSをともなう延性破面を呈していた。破断面観察より、5 min保持のサンプルでは変形の過程で膜状フェライト中の応力集中によりマイクロボイドの生成と進展が起り、粒界破壊を引き起こすのに対して、30 min保持のサンプルでは膜状フェライトの生成は認められるものの粒内変形が支配的であり、粒界での膜状フェライト部のボイド生成および進展が遅延していることがわかった。

以上より、保持時間にともなう熱間延性の回復は、膜状フェライト中のMnSの再析出および粗大化によりもたらされることがわかった。これは、膜状フェライト中でのMnSの数の減少によりボイドの核生成頻度が減少したためと推定される⁶⁾。

4.3 中炭素鋼の熱間延性の支配機構

以上より、熱間延性に影響を及ぼす支配因子をFig. 11に模式的に示した。

熱間延性の支配因子は、初析フェライトの形態およびオーステナイト粒界におけるMnSの形態である。ひずみ速度が $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ と低い場合、粒界すべりが発生しやすくなり、粒界破壊が生じる。粒界すべりの助長因子として、初析フェライト厚さがあり、高C材(0.16% C)材では膜状フェライトが薄く、変形時に応力集中しやすいため、粒界破壊しやすい。C量が低くなると、膜状フェライトが厚くなり、変形にともなう応力の緩和が十分に起こり高い延性が得られる。また、0.16% C材でもオーステナイト低温域で均熱処理を行うことにより、変形時に膜状フェライト中でボイドの生成の起点となるMnSが凝集粗大化し、ボイドの核生成頻度が低くなり、膜状フェライト中のボイド生成が遅延化することにより粒界破壊しにくくなり熱間延性が改善される。

5. 結論

中炭素鋼の熱間延性に及ぼす成分、変形条件の影響を調べ、以下の結果を得た。

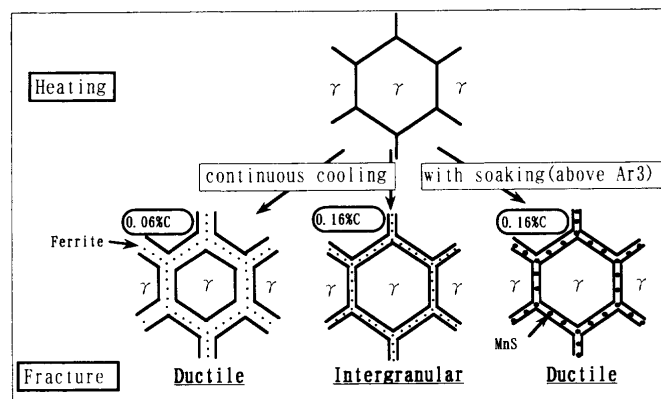


Fig. 11. Mechanism controlling the hot-ductility of medium carbon steel.

(1) 中炭素鋼の熱間延性に大きな影響を及ぼす因子は、オーステナイト粒界へのフェライトおよびMnSの析出である。

(2) 低ひずみ速度($2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$)の場合、0.16% C材ではAr3変態点よりやや高温の800°Cで著しい延性低下を生じる。組織観察より、オーステナイト粒界に膜状フェライトが析出していたことから、加工誘起変態した初析フェライトが延性低下をもたらしたと考えられた。

(3) C量の0.01%以下への低減により750~850°Cの温度での熱間延性低下は軽減し、同時に延性低下を示す温度が高温側に移動した。これは、低C化によりオーステナイト粒界に析出した膜状フェライトの析出形態が変化したためと推定された。

(4) 0.001%以下へのS量の低減のみでは、連続冷却下での熱間延性を向上させることはできない。しかし、0.16% C-0.008% S材でも、引張前に950°Cの等温保持を行うと、800°Cでの延性低下が軽減した。この延性低下は、オーステナイト粒界に生成された初析フェライト中のMnSが凝集粗大化し、ボイドの核生成頻度を減少させるためと考えられた。

文 献

- 1) Y.Miyashita, M.Suzuki, K.Taguchi, S.Uchida, H.Sato and M.Yamamura: *Nippon Kokan Tech. Rep.*, No. 93, (1982), 178.
- 2) E.Schmidtman and F.Rakoski: *Arch. Eisenhüttenwes.*, **54** (1983), Sep., 363.
- 3) H.Suzuki, S.Nishimura and S.Yamaguchi: *Tetsu-to-Hagané*, **65** (1979), 2038.
- 4) K.Matsumoto, T.Sanpei and C.Ouchi: High Temperature Deformation and High Temperature Fracture, ISIJ, Tokyo, (1981), 134.
- 5) X.P.Li, J.K.Park, J.Choi and C.H.Yim: *Met. Mater.*, **5** (1999), 25.
- 6) H.Suto: *Tetsu-to-Hagané*, **67** (1981), 696.