

© 1990 ISIJ

 ///////////////
 論 文
 ///////////////

Ni-Cr-Mo-V 鋼の過熱脆化と旧オーステナイト粒界に析出した MnS 量の関係

 勝亦 正昭*・高木 勇*²・梶 晴男*³

Relationship between Deterioration of Toughness Due to Overheating and Amount of MnS Precipitated on Austenite Grain Boundary in Ni-Cr-Mo-V Steel

Masaaki KATSUMATA, Isamu TAKAGI and Haruo KAJI

Synopsis :

The effect of overheating on the amount of MnS (V_S) and the number of MnS (n) precipitated on unit area of ductile intergranular facets and hence on the change in upper shelf energy (vEs) was investigated in this study. The vEs decreased proportionally with an increase in V_S in steels overheated by isothermal holding. A change in vEs related to both V_S and n in steels overheated by continuous cooling. The increase in vEs due to slow cooling at a cooling rate less than $2^\circ\text{C}/\text{min}$ was caused by a decrease in n ; despite an adequate amount of V_S . The V_S was 0.1 to 0.5 times as small as the amount of MnS precipitated on unit area of grain boundaries (V_S') which was calculated from the Mn/S solubility product and grain boundary area per unit volume. The V_S/V_S' tended to decrease when S content increased. This suggests that the increase in S content enhances the intragranular precipitation of MnS. It appears that an increase in the onset temperature of overheating with the decrease in S content can be explained by the increase in V_S' due to coarsening austenite grain and the prevention of intragranular precipitation of MnS. The critical value of V_S' for preventing overheating was $5 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{mm}^2$, which was obtained from the relationship between vEs and V_S' . Combination of Mn and S contents to get the V_S' of less than the critical value was determined.

Key words : overheating; low pressure turbine rotor steel; ductile intergranular fracture; MnS; S content; Mn content.

1. 緒 言

前報^{1,2)}において、低圧タービンローター用鋼の過熱脆化に及ぼす合金元素、製造条件の影響及び過熱脆化材の破壊形態の特徴を報告した。前報及びこれまでの報告^{3)~11)}から、過熱脆化はオーステナイト粒界に析出した MnS が変形時にマイクロボイドの核形成サイトとなり、比較的低い歪みで粒界あるいは粒界跡に沿ってボイドが連結し、延性粒界破壊するためと考えられている。これまでの研究において、過熱脆化の原因が MnS の固溶、析出と密接に関係していることはわかっているが、MnS の析出量や大きさと過熱脆化量の定量的関係は知られていない。

そこで、本研究においては低圧タービンローター用 Ni-Cr-Mo-V 鋼を用い、延性粒界破面上に析出した MnS 量や粒子数と過熱脆化により顕著な影響がみられる^{1,3)} シェルフエネルギー (vEs) の低下量の定量的関係を調査し、過熱脆化に及ぼす MnS の役割をより明確にするとともに過熱脆化の防止策の検討を行った。

2. 実験方法

供試材は前報¹⁾で用いた鋼 N, S1, S2, S3 の 4 鋼種である。鋼 N は 65 t 鋼塊から製造された低圧タービンローター軸から採取された 0.25C-0.08Si-0.35Mn-0.006P-0.005S-2.84Ni-1.54Cr-0.36Mo-0.10V 鋼である。鋼 S1, S2, S3 は S 量を 0.007, 0.010, 0.015% に変

平成元年 4 月 26 日受付 (Received Apr. 26, 1989)

* (株)神戸製鋼所鉄鋼技術研究所 工博 (Iron & Steel Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakinohama-cho Chuo-ku Kobe 651)

*² (株)神戸製鋼所開発企画部 (Research & Development Planning Department, Kobe Steel, Ltd.)

*³ (株)神戸製鋼所加古川製鉄所 (現:(株)神戸製鋼所厚板技術部) (Kakogawa Works, Now Steel Plate Technology Department, Kobe Steel, Ltd.)

化させた 0.25C-0.08Si-0.35Mn-0.006P-2.8Ni-1.6Cr-0.36Mo-0.1V 鋼で、真空高周波炉溶解材である。化学成分及び製造条件の詳細は前報¹⁾に示した。

過熱脆化を生じさせるための熱処理は供試材を 1150～1400°C に 15 min 加熱した後、1150, 950, 700°C で 0.5～400 min 保持し、その後水冷する処理及び 1350°C に 15 min 加熱した後、700°C までのオーステナイト域を 0.5～170°C/min の冷却速度で冷却し、その後水冷する処理とした。

上記の熱処理を施した供試材に、焼入れ-焼もどし処理を行った。焼入れは 880°C に 0.5 h 加熱した後、8°C/min で冷却し、その後、675°C で 5 h の焼もどしを行った。供試材からシャルピー衝撃試験片を切り出し、衝撃試験を行い vEs を求めた。衝撃試験後の破面を走査形電子顕微鏡を用いて観察し、延性粒界破面率を測定した。さらに、単位面積の延性粒界破面中に存在するディンプルの数とディンプル底にある析出粒子の数 (n) と半径 (r) を測定し、単位面積の延性粒界破面上の MnS 量 (Vs) を次式を用いて求めた。

$$Vs = \frac{4}{3} \pi r^3 \cdot n \dots\dots\dots(1)$$

3. 実験結果

3.1 過熱脆化材のシェルフエネルギーと延性粒界破面率

Table 1 に過熱脆化処理した供試材の vEs と延性粒界破面率を示す。前報¹⁾で報告したように vEs が低い供試材ほど延性粒界破面率が大きい。

3.2 延性粒界破面上の MnS 粒子数及び粒子半径

前報²⁾で示したように単位面積の延性粒界破面上に存在するディンプルの数とディンプル底に存在する MnS 粒子の数の測定より、MnS 粒子の数はディンプル数の 30～50% (平均約 42%) であった。シャルピー試験後の破面は二つ形成されるが、延性粒界破壊のポイドが形成される時 MnS が核となり、MnS と母相の界面が剥離し、破壊後はどちらかの破面上に残ると考えられる。そのため、理想的には破面上のディンプルの 50% に MnS 粒子が存在することになるであろうが、シャルピー試験中や試験後に一部脱落した結果、約 42% の MnS 粒子が破面上に残ったと考えられる。この結果から、延性粒界破面を構成するディンプルの核となる第 2 相粒子は大部分 MnS と考えてさしつかえないであろう。そこで、単位面積の延性粒界破面に析出した MnS 粒子数として単位面積の延性粒界破面に存在するディンプル数を用いた。

Table 1. Upper shelf energy and fraction of ductile intergranular fracture of tested steels.

Steel Mn (%) S (%)	Solution temp. for MnS* (°C)	γ G. S. No.*2	Heat treat. for ppt. of MnS*3 (°C-min)	vEs (kgf-m)	DIF*4 (%)			
N 0.35 0.005	1350	0.2	WQ*5	20.1	0			
			1150- 5 15 400	15.5	33			
				10.7	66			
				12.3	41			
			950- 0.5 5 150 400	14.0	50			
				10.8	81			
				7.6	91			
			700- 0.5 15 150 400	10.6	72			
				17.6	24			
				15.5	47			
			S1-I 0.36 0.007	1350	0.2	950-150	17.4	0
							14.2	28
12.1	45							
9.4	67							
6.6	87							
7.1	77							
S2-I 0.36 0.010	1350	0.2	950-150	15.7	0			
				8.9	80			
S3-I 0.35 0.014	1350	0.2	950-150	15.7	0			
				15.4	28			
				9.6	77			
				6.5	91			
S1-C	1350	0.2	0.5°C/min 2 170	11.7	18			
				6.3	61			
				10.0	38			
S2-C	1350	0.2	0.5°C/min 2 170	13.4	6			
				7.6	80			
				14.8	19			
S3-C	1350	0.2	0.5°C/min 2 170	14.2	26			
				7.9	80			
				16.3	21			

*: Solution temperature for MnS *2: Austenite grain size number
*3: Heat treatment for precipitation of MnS *4: Fraction of ductile intergranular fracture *5: Water quenching

Fig. 1 及び 2 は MnS の平均粒子半径を求めるために粒子半径の分布を測定したものの例を示す。Fig. 1 は鋼 S1 を 1250～1400°C に加熱後、950°C で 150 min の等温保持した場合、Fig. 2 は鋼 S1 を 1350°C に加熱後、700°C までを 2°C/min と 0.5°C/min で連続冷却した場合である。分布形状はいずれもポアソン分布に近い形状を示しているが、平均粒子半径が大きくなると正規分布へ分布形状が変化していることがうかがわれる。

Fig. 3 に鋼 N を 1350°C に加熱後 1150, 950, 700°C の各温度で 0.5～400 min 保持した時の MnS の平均粒子半径、単位面積の延性粒界破面上に存在する粒子数、単位面積の延性粒界破面上の MnS 量を示す。粒子半径は保持温度が高く、保持時間が長くなると大きくなる。粒子の数は 950°C 保持の場合が最も多く、次いで 700°C 保持であり、1150°C 保持の場合が最も少ない。950°C 保持の場合、保持時間により粒子数はほとんど変化しないが、700°C と 1150°C 保持の場合は保持時間が

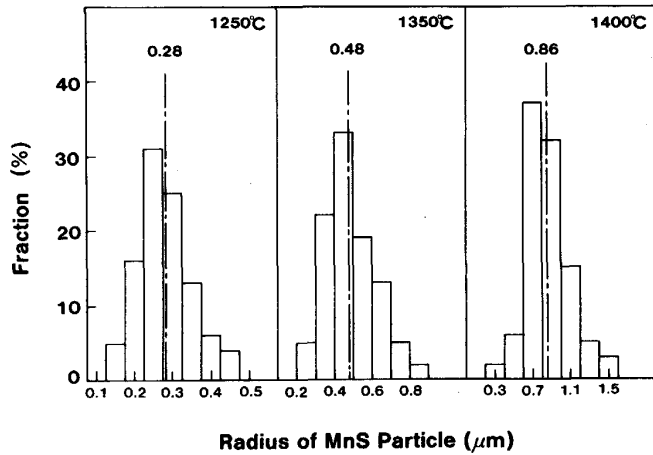


Fig. 1. Distribution of radius of MnS particles observed on ductile intergranular facet in steel S1 isothermally held at 950°C.

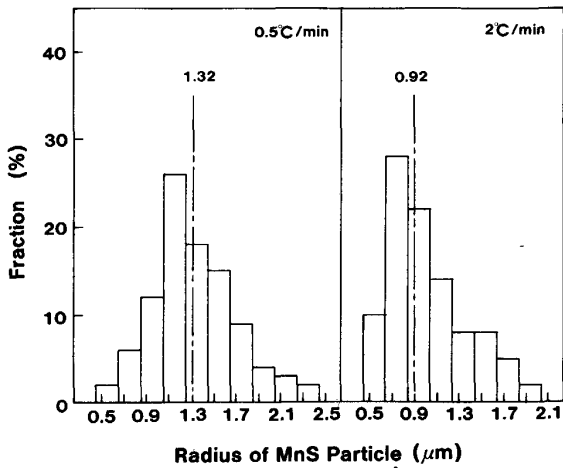


Fig. 2. Distribution of radius of MnS particles observed on ductile intergranular facet in steel S1 continuously cooled.

長くなると増加する傾向にある。単位面積の延性粒界破面上の MnS 量は保持時間が長くなると増加している。短時間(約 5 min)では 950°C 保持の場合の析出量が多いが、長時間保持では 950°C と 1150°C 保持の析出量はほぼ等しくなる。

Fig. 4 は鋼 S1~S3 の延性粒界破面上に観察された MnS の平均粒子半径、単位面積の延性粒界破面上に存在する MnS 粒子数、単位面積の延性粒界破面上の MnS 量と加熱温度との関係を示す。MnS 粒子半径は加熱温度の上昇とともに増大し、MnS の粒子数は加熱温度が 1350°C までは変化しないと考えられるが、1400°C では減少する傾向にある。MnS の析出量は粒子半径の 3 乗に比例するため、粒子半径が大きい高温加

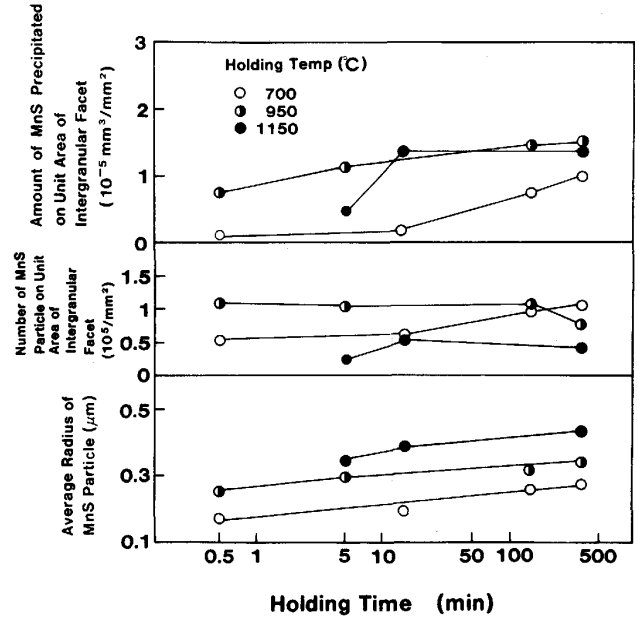


Fig. 3. Effect of holding temperature and time on precipitation of MnS on ductile intergranular facet in steel N.

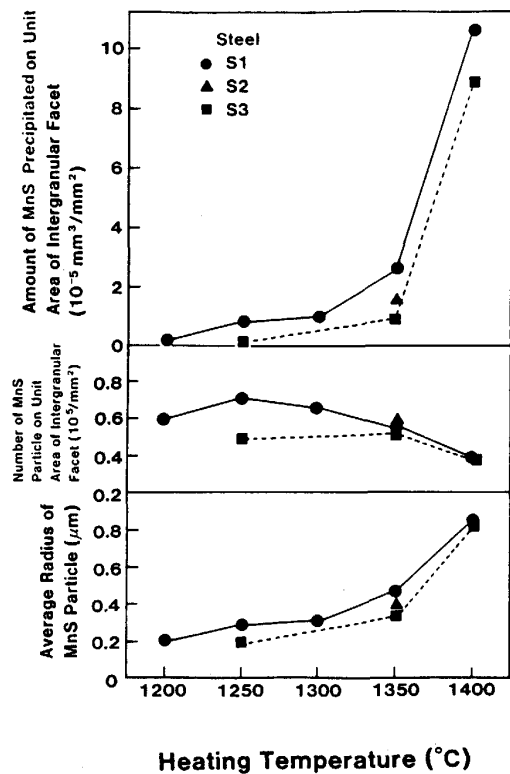


Fig. 4. Effect of heating temperature and S content on precipitation of MnS on ductile intergranular facet.

熱材で急激に増加する傾向がみられる。

Fig. 5 は鋼 S1~S2 を 1350°C 加熱後 700°C までを種々の冷却速度で冷却した試験材の延性粒界破面上で観

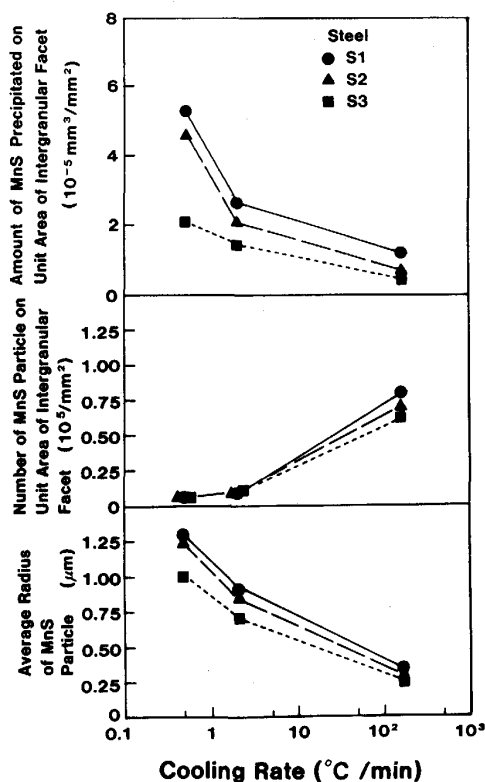


Fig. 5. Effect of cooling rate and S content on precipitation of MnS on ductile intergranular facet.

察した MnS 粒子の平均半径，単位面積の延性粒界破面上に存在する MnS の粒子数及びこれらの値から計算した単位面積の延性粒界破面上の MnS 粒子の量を示す。冷却速度が遅くなるに従って，MnS 粒子の半径は増大し，MnS 粒子数は減少する。これに伴い，MnS の析出量は冷却速度が遅くなると増加する。

Fig. 4, 5 から，S 量が減少すると，MnS 粒子の半径，MnS 粒子の数は増加し，その結果 MnS の析出量は増加する傾向が認められる。

4. 考 察

4.1 延性粒界破面上の MnS 量，MnS 粒子数とシェルフエネルギーの関係

Fig. 6 に Fig. 3 及び 4 で求めた等温保持材の単位面積の延性粒界破面上の MnS 量と Table 1 に示した vEs との関係を示す。MnS 量の増加とともに vEs は低下する。ただし，鋼 S1 の加熱温度が 1400°C の試験材では MnS 量が増加しているにもかかわらず vEs の低下が認められず，1350°C 加熱材とほぼ同じ値となっている。同様の傾向は鋼 S3 の 1400°C 加熱材にも認められるようである。

Fig. 7 は vEs と単位面積の延性粒界破面上に存在す

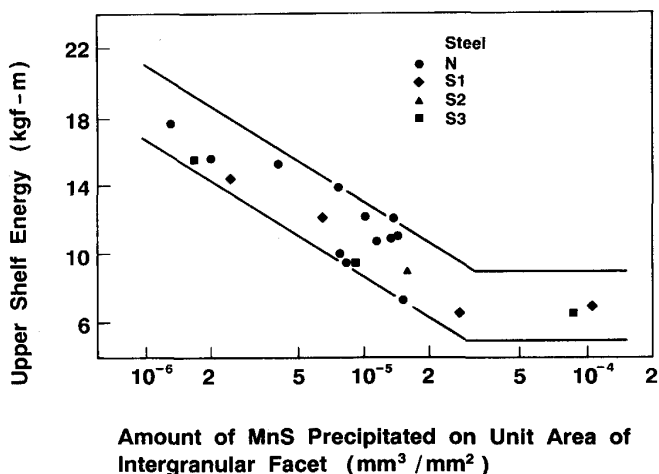


Fig. 6. Change in upper shelf energy with amount of MnS precipitated on unit area of intergranular facet in steels N, S1, S2 and S3 isothermally heated.

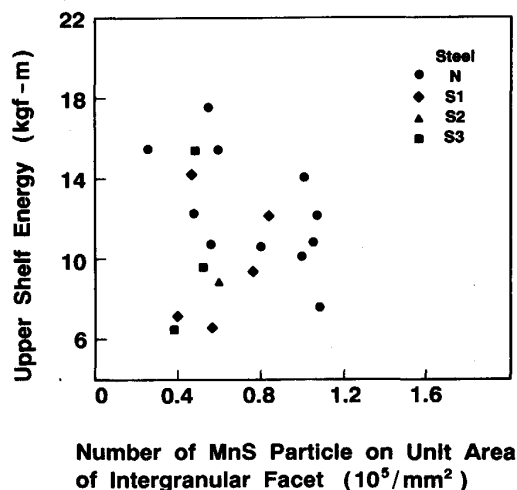


Fig. 7. Relationship between upper shelf energy and number of MnS particle on unit area of intergranular facet in steels N, S1, S2 and S3 isothermally heated.

る MnS の粒子数の関係を示すもので，粒子数は約 $0.25 \times 10^5 \sim 1.1 \times 10^5 \text{ mm}^{-2}$ に分布しており，両者に相関は見られない。

Fig. 8 に Fig. 5 で求めた連続冷却材の単位面積の延性粒界破面上の MnS 量と Table 1 に示した vEs の関係を示す。図中には Fig. 6 に示した等温保持材の vEs と MnS 量の間をバンドで示した。170°C/min と 2°C/min 冷却材のデータはほぼこのバンド内に入っている。一方，0.5°C/min 冷却材はこのバンドから外れており，同一 MnS 量で比較すると vEs が高くなる。

Fig. 9 は vEs と単位面積の延性粒界破面上に存在す

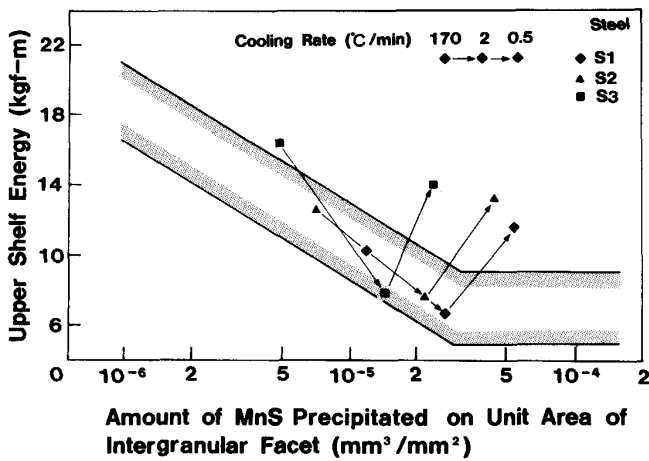


Fig. 8. Change in upper shelf energy with amount of MnS precipitated on unit area of intergranular facet in steels S1, S2 and S3 continuously cooled.

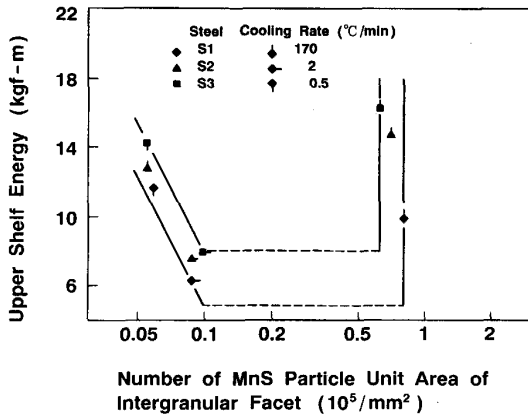


Fig. 9. Relationship between upper shelf energy and number of MnS particle on unit area of intergranular facet in steels S1, S2 and S3 continuously cooled.

る MnS の粒子数の関係を示す。冷却速度が 170°C/min の場合、粒子数は $0.6 \times 10^5 \sim 0.8 \times 10^5 \text{ mm}^{-2}$ とほぼ Fig. 7 の結果と同様であり、 vEs との間に明瞭な相関はない。冷却速度が 2°C/min より遅くなると粒子数の減少とともに vEs は増大する。

以上の結果より、単位面積の延性粒界破面上に存在する MnS の粒子数が約 $0.4 \times 10^5 \text{ mm}^{-2}$ 以上の場合、単位面積の延性粒界破面上の MnS 量の増加とともに vEs は低下する。この領域は MnS 粒子による粒界脆化が析出量とともに増加することにより理解できる。一方、冷却速度が遅くなり、MnS 粒子数が約 $0.1 \times 10^5 \text{ mm}^{-2}$ 以下となると、MnS による粒界脆化は生ずるものの、MnS が微細に粒界面に分散した場合に比べ、粒界における延性破壊過程において、ボイドの合体のために大き

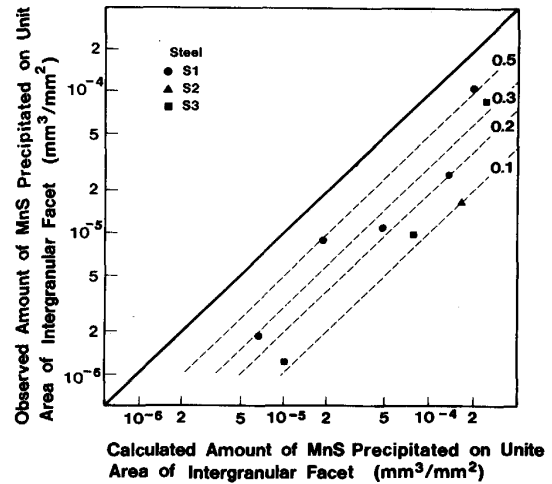


Fig. 10. Relationship between observed and calculated amount of MnS precipitated on unit area of intergranular facet in steels S1, S2 and S3.

な変形が必要となり、延性粒界破壊の割合が減少し、 vEs は上昇すると考えられる²⁾。粒子数が約 $0.4 \times 10^5 \text{ mm}^{-2}$ から $0.1 \times 10^5 \text{ mm}^{-2}$ の間では析出量の増加による vEs の低下と粒子数の減少による vEs の上昇の兼ね合いで、あまり vEs は変化しないと考えられる。Fig. 6 の 1350°C 加熱材と 1400°C 加熱材で MnS 量が増加しているにもかかわらず、 vEs がほとんど変化しない理由も同様と考えられる。

冷却速度の観点からは急冷か、徐冷により脆化の軽減または防止が可能であるが、大形鍛鋼品では急冷は不可能である。大形鍛鋼品では空冷でもその冷却速度はかなり遅く、例えば $\phi 2000 \text{ mm}$ のローター材の表面部の冷却速度は約 4°C/min、表面から 330 mm の位置で約 1°C/min、表面から 670 mm の位置で約 0.5°C/min、 $\phi 1500 \text{ mm}$ ローター材の表面部の冷却速度は約 2.5°C/min、中心部で約 0.5°C/min である。すなわち、大形タービンローター材の中心部付近では、過熱脆化はそれほど大きくないが、表面部近傍は脆化の生じやすい冷却速度であるといえる。表面部の冷却速度を遅くするために空冷でなく炉冷を採用することが考えられるが、生産性の低下、エネルギーコストの増大などを伴うので最善の策とはいえない。

Fig. 10 に前報¹⁾ で示した溶解度積と粒界面積から計算により求めた単位粒界面積に析出する MnS 量 (計算値) と単位面積の延性粒界破面上の MnS の粒子径と数から求めた MnS 量 (実測値) の関係を示す。実測値は計算値の 10~50% の範囲にばらついているが、実測値が増大すると計算値も増大する傾向にある。実測値が計算値より小さいのは、計算値は MnS がすべて粒界に析

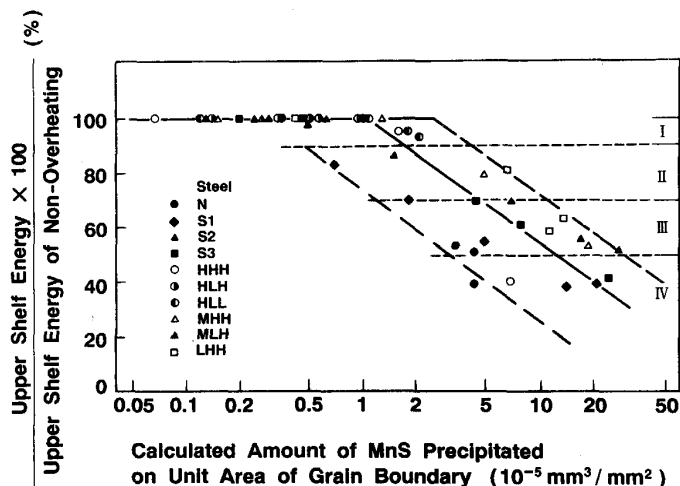


Fig. 11. Relationship between calculated amount of MnS on unit area of grain boundary and upper shelf energy.

出すとして計算しているためであり、かなりの量の MnS が粒内に析出することを示している。これは、粒内に MnS の析出核となる非金属介在物などが存在していることなどが原因と考えられる。S 量の多い鋼 S2, S3 では S 量の少ない鋼 N, S1 に比べ計算値が実測値より低い傾向にある。これは未固溶の MnS 上に MnS の再析出が起こりやすいため、S 量の多い鋼では MnS の粒内析出が起こりやすくなるためと考えられる。

過熱脆化が低 S 鋼で生じやすくなるのは、過熱脆化が MnS 粒子を起点とした延性粒界破壊であるから、Fig. 4 に示した延性粒界破面上の MnS 量の測定結果からわかるように、単位粒界面積に析出する MnS 量が増加したためと考えられる。低 S 鋼で単位粒界面積に析出する MnS が増す原因は、Mn を 0.3% 程度含む鋼において、S 量を約 0.015% から約 0.005% に低減しても、単位体積中に析出する MnS 量はほとんど変化しないので、次の二つが考えられる。(1) Table 1 に示したように、S 量の低下に伴い加熱時のオーステナイト粒が粗くなり、単位体積中の粒界面積が減少するため、単位粒界面積に析出する MnS 量が増加する。(2) S 量が低い鋼ほど高温加熱時にオーステナイト中に残存する MnS 量が減少し、この残存 MnS への優先的析出が減少すると考えられ、この残存 MnS の大部分は粒内にあるので、オーステナイト粒界に析出する MnS 量が増加する。

過熱脆化量を MnS 量及び MnS 粒子数との関係で考察したが、粒界に析出した M_3C や粒界偏析の影響も検討する必要がある。 M_3C の析出状態に関しては、定量的解析は行っていないが、過熱脆化材も非過熱脆化材も同一の焼入れ-焼もどし処理を施してあり、両者の M_3C 析出状態に大きな変化は認められなかった。粒界偏析に関しては、焼もどし脆化処理により P, Ni, Cr, Mo を粒界に偏析させても、過熱脆化への影響は全くみられな

かった²⁾。以上の結果から、本実験範囲内で過熱脆化に及ぼす M_3C 、粒界偏析の影響はないと考えられる。

4.2 S 量, Mn 量と単位粒界面積に析出する MnS 量の関係及び過熱脆化を防止するための Mn 量, S 量

前報¹⁾において S 量, Mn 量により過熱脆化の生起温度が変化することを示した。過熱脆化を防止するために、Mn 量, S 量を適正化することは、MnS の析出量及び MnS のオーステナイト粒成長抑制効果の観点から重要である。Fig. 10 に示したように単位粒界面積に析出した MnS 量の実測値と計算値には相関関係があるので、計算値と vEs の関係から、過熱脆化を防止するために必要な適正 Mn 量と S 量を検討した。Fig. 11 は溶解度積から計算により求めた MnS の析出量と vEs との関係を示したものである。図中には Table 1 に示した鋼 N, S1, S2, S3 のほかに、S 量と Mn 量を変化させた 0.25C-0.05Si-3.5Ni-1.75Cr-0.4Mo-0.1V 鋼 (鋼 HHH~LHH, 詳細な化学成分及び製造条件は前報¹⁾ 参照) についても MnS 量と vEs の関係を示した。Table 2 に鋼 HHH~LHH の vEs を示す。過熱脆化が生じていない供試材の vEs が S 量により変化するので、過熱脆化が生じていない供試材の vEs を 100 として標準化し、 vEs 比とした。

Fig. 11 では過熱脆化が生じていない供試材についても MnS 量を計算により求めたので、MnS 量がある一定量に達するまで vEs は低下しない。 vEs が低下し始める MnS 量は $(0.7\sim 2) \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{mm}^2$ の範囲にばらついているが、平均値として $1 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{mm}^2$ と考えられる。過熱脆化が生じた供試材に関しては、Fig. 6 の実測値と同様に MnS 量の増加とともに vEs は低下する。Fig. 11 で vEs 比が 90% 以上は過熱脆化がない (領域 I), 90~70% は過熱脆化が小 (領域 II), 70~50% は過熱脆化が中 (領域 III), 50% 以下は過熱脆化が

大 (領域 IV) と分類すると, それぞれの境界となる MnS 量はそれぞれ平均値で 2×10^{-5} , 5×10^{-5} , $12 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{mm}^2$ となる。

Fig. 12 は一般的な鍛錬時の加熱温度である 1250°C に加熱された鋼を 950°C に保持した時, 単位粒界面積

Table 2. Upper shelf energy of steels HHH ~ LHH.

Steel Mn (%) S (%)	Solution temp. for MnS ($^\circ\text{C}$)	γ G.S. No.	Heat treat. for ppt. of MnS ($^\circ\text{C}\text{-min}$)	vEs (kgf-m)
HHH 0.31 0.015	1050	4	950-150	15.5
	1150	3		15.2
	1250	1.5		14.5
	1350	-0.5		6.2
HLH 0.29 0.0008	1050	1.5	950-150	22.5
	1150	0		21.8
	1250	-1		22.1
	1350	-2		21.6
HLL 0.30 0.0014	1050	2	950-150	22.8
	1150	-0.5		21.8
	1250	-1.5		21.0
	1350	-2		20.2
MHH 0.15 0.012	1050	3.5	950-150	13.7
	1150	1		14.4
	1250	0		11.2
	1350	-1		7.3
MLH 0.16 0.0005	1050	2	950-150	23.6
	1150	-0.5		21.0
	1250	-1		21.3
	1350	-2		22.0
LHH 0.02 0.01	1050	5	950-150	15.4
	1150	0		12.5
	1250	-1.5		9.0
	1350	-2		9.5

に析出する MnS 量を計算で求めた結果を, 鋼中に含まれる Mn 量と S 量の関係において示したものである。 1250°C 加熱時のオーステナイト結晶粒は Table 1, 2 に示した実験結果と計算で求めた未固溶 MnS 量を参考にして図中に示すような値を仮定した。

図中には Fig. 11 で分類した領域 I, II, III, IV の境界となる MnS 量を等 MnS 量曲線として示してある。 1250°C 加熱時の過熱脆化を防止するには S 量と Mn 量の組合せを領域 I ($\text{MnS 量} \leq 2 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{mm}^2$) に入れる必要がある。すなわち, S 量を 0.002% 以下とするか, Mn を 0.25~0.4%, S を 0.0075~0.015% の範囲のうち高 Mn, 高 S 域とする必要がある。現用鋼でよく使われている低 S 鋼の S 量は 0.005~0.015% が多いが, MnS の析出量から考えると, S 量が 0.01% 以下では過熱脆化を完全に防ぐのは困難ということになる。ただし, この Mn 及び S 量の組合せは領域 II に属しており, 過熱脆化は小であり, 鍛錬後の打上焼鈍や調質処理の繰返しで十分回復可能であり, 極端な脆化は生じない¹⁾。また, Mn 量は 0.4% 近くまで, 高めた方が過熱による脆化は減少する。

5. 結 言

低圧タービンローター用 Ni-Cr-Mo-V 鋼を用い過熱脆化によるシェルフエネルギー (vEs) の低下量と延性粒界破面上に析出した MnS 量や粒子数の関係を調査し

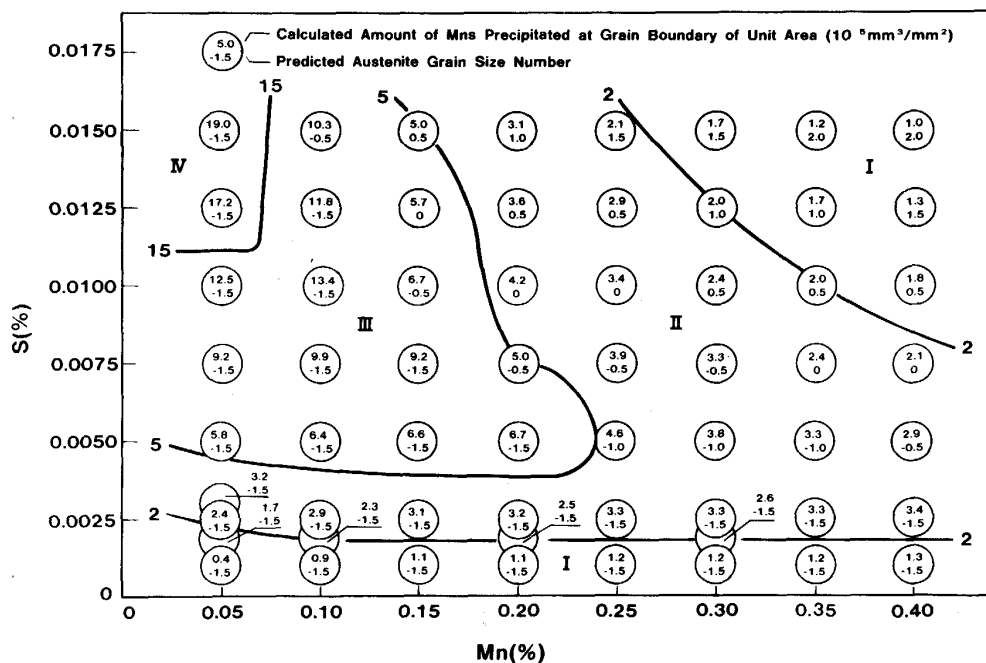


Fig. 12. Effect of S and Mn contents on calculated amount of MnS precipitated on unit area of grain boundary and deterioration of toughness; the values in figure are for the specimens heated at 1250°C and aged at 950°C .

た結果, 下記の項目が明らかとなった.

(1) 過熱脆化に伴う vEs の低下は延性粒界破面上に観察された MnS 量とよい相関がある. また, 徐冷 ($0.5^{\circ}\text{C}/\text{min}$) による vEs の上昇は MnS 粒子数の減少と関係がみられた.

(2) S 量低減に伴う過熱脆化の生起温度の低下は, オーステナイト粒の粗大化と粒内の残存 MnS 減少による単位粒界面積に析出する MnS 量の増加で説明できる.

(3) 通常の 1250°C 以下の加熱において, 過熱脆化を防止するには, 溶解度積からの計算による単位粒界面積に析出する MnS 量が $5 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{mm}^2$ 以下となるような Mn 量と S 量を選択する必要がある.

文 献

- 1) 勝亦正昭, 高木 勇, 梶 晴男: 鉄と鋼, **76** (1990), p. 230
- 2) 勝亦正昭, 高木 勇, 梶 晴男: 鉄と鋼, **76** (1990), p. 238
- 3) G. D. JOY and J. NUTTING: Effect of Second-Phase Particles on the Mechanical Properties of Steel (1971), p. 95 [The Iron Steel Inst.]
- 4) T. J. BAKER and R. JOHNSON: J. Iron Steel Inst., **211** (1973), p. 783
- 5) J. S. MCBRIDE: Met. Mater., **8** (1974), p. 269
- 6) 井上 泰, 関口昭一, 山本広一, 鈴木洋夫: 鉄と鋼, **60** (1974), S212
- 7) D. R. GLUE, C. H. JONES and H. K. M. LLOYD: Met. Technol., **2** (1975), p. 416
- 8) R. N. O'BRIEN, D. H. JACK and J. NUTTING: Heat Treatment '76 (1976), p. 161 [The Metals Society]
- 9) N. P. MCLEOD and J. NUTTING: Met. Technol., **9** (1982), p. 399
- 10) G. E. HALE and J. NUTTING: Int. Met. Rev., **29** (1984), p. 273
- 11) G. E. HALE, S. PRESTON and J. NUTTING: Mater. Sci. Technol., **2** (1986), p. 571