

© 1990 ISIJ

論 文

低圧タービンローター用鋼の過熱脆化に 及ぼす成分元素及び製造条件の影響

勝亦 正昭*・高木 勇*²・梶 晴男*³

Effect of Chemical Composition and Manufacturing Condition on Overheating in Steel for Low Pressure Turbine Rotor

Masaaki KATSUMATA, Isamu TAKAGI and Haruo KAJI

Synopsis:

For low sulphur steels recently used for a low pressure turbine rotor in order to improve mechanical properties, it became to a problem for an onset temperature of overheating to shift low temperature with decrease in sulphur content. Effects of chemical composition and manufacturing conditions on overheating were investigated in 2.8~3.5Ni-1.7Cr-0.4Mo-0.1V steels. The lowest onset temperature of overheating was obtained in a steel with about 0.005% S. The susceptibility to overheating increased with decreasing the Mn content, but overheating was not observed at heating temperature of 1350°C by decreasing the sulphur content to less than 0.001% even in a low Mn (0.02%) steel. Cerium addition of 0.024% (Ce/S=4) prevented overheating. Lowering the heating temperatures and/or the finishing deformation temperatures reduced overheating. Overheating was observed at cooling rate widely ranging from 0.5 to 300°C/min, especially remarkable overheating occurred at cooling rate of 2 to 170°C/min. It appears that overheating relates to the increase in the volume fraction of MnS precipitated on unite area of intergranular facet (V_S) and that decreases in sulphur and/or Mn contents and rises in heating temperature and/or deformation temperature resulted in coarsening austenite grain and consequently increasing V_S .

Key words: overheating; low pressure turbine rotor steel; S content; Mn content; Ce content; heating temperature; deformation condition; cooling rate; re-austenitizing.

1. 緒 言

低合金鋼を熱間加工時に高温に加熱しすぎたとき、室温における延性や靱性が低下する現象は、バーニングや過熱脆化(オーバーヒーティング)として古くから知られている¹⁾。過熱脆化はバーニングに比べ低温での加熱(約1200°C)でも生ずる可能性がある。特に、大形鍛鋼品のように鍛錬時の加熱温度が高く、かつ靱性が要求される製品ではこの過熱脆化は問題となるが、加熱温度を十分管理することにより避けられてきた。近年、大形鍛鋼品の一つである低圧タービンローターにおいて、大形化による靱性劣化の対策の一つとして、低S鋼が使用されているが、低S鋼は過熱脆化が生ずる温度が低温側に移ることが指摘されている^{2)~4)}。

本研究では、低圧タービンローター用鋼の過熱脆化に及ぼす成分元素及び製造条件の影響を調査し、低S化による過熱脆化感受性の増大に対応するための指針を得ることを目的とした。

2. 実 験 方 法

供試材の化学成分を Table 1 に示す。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、15 mm 角材として、長さ 120 mm に切り出された。鋼 S1, S2, S3 は過熱脆化に及ぼす S 量の影響、鋼 HHH~LLL の 8 鋼種については、S 量を 0.010~0.015 質量% (以下%と記す) と 0.0015% 以下の 2 水準として、過熱脆化に及ぼす Mn 量の影響を調査した。鋼 C1, C2 は Ce を添加したもので、S を Ce の硫化物として固定し、

平成元年 4 月 24 日受付 (Received Apr. 24, 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 Wakinocho 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)神戸製鋼所厚板技術部 (Steel Plate Technology Department, Kobe Steel, Ltd.)

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

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Ce
N	0.25	0.08	0.35	0.006	0.005	2.84	1.54	0.36	0.10	—
S1	0.24	0.08	0.36	0.006	0.007	2.83	1.55	0.36	0.10	—
S2	0.25	0.07	0.36	0.006	0.010	2.83	1.56	0.36	0.10	—
S3	0.23	0.09	0.35	0.006	0.014	2.85	1.64	0.36	0.10	—
HHH	0.25	0.05	0.31	0.011	0.015	3.56	1.78	0.42	0.11	—
HLH	0.25	0.08	0.29	<0.001	0.0008	3.49	1.74	0.40	0.10	—
HLL	0.30	0.01	0.30	<0.001	0.0014	3.43	1.77	0.40	0.10	—
MHH	0.24	0.05	0.15	0.010	0.012	3.51	1.74	0.41	0.10	—
MLH	0.29	0.06	0.16	<0.001	0.0005	3.53	1.76	0.41	0.11	—
LHH	0.26	0.05	0.02	0.010	0.010	3.52	1.76	0.41	0.11	—
LLH	0.24	0.05	0.02	<0.001	0.0005	3.53	1.75	0.41	0.11	—
LLL	0.26	0.01	0.03	<0.001	0.0006	3.50	1.76	0.41	0.10	—
C1	0.22	0.10	0.36	0.005	0.006	2.78	1.53	0.36	0.10	0.007
C2	0.23	0.08	0.35	0.007	0.006	2.46	1.56	0.36	0.10	0.024

MnS の固溶，析出が起こらないようにした場合の過熱脆化の挙動を調査するために用いた。これらの供試材はすべて真空高周波誘導炉で溶製し，90 kg の鋼塊に鑄込まれた。熱間鍛造により 15 mm 角及び 60 mm 厚として，それぞれ熱処理用，熱間加工用とした。

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，950°C まで空冷し，950°C の炉中で 150 min 保持し，その後水冷する熱処理を基本パターンとした。また，鋼 N を用いて 1350°C に加熱後，1150，950，700°C の塩浴中で 0.5 ~ 400 min 保持し，保持温度・時間の影響を調査した。本実験で塩浴を用いたのは加熱温度から保持温度までの冷却中に起こる脆化をできるだけ少なくするためである。比較のため加熱温度から直接水冷した試験片も用意した。

実際の製造工程において，過熱脆化が生ずるのは熱間における鍛錬後の冷却中であるため，1250°C に 15 min 加熱した後 800°C までのオーステナイト (γ) 域を 0.5 ~ 300°C/min の冷却速度で冷却し，その後水冷して，過熱脆化に及ぼす冷却速度の影響を調査した。鍛錬条件については加熱温度，加工率，加工終了温度の影響を調査した。加工終了後は直接水冷または 950°C で 150 min 保持後水冷した。ただし，鍛錬工程は均一加工ができる熱間圧延で模擬した。

上記の熱処理（一部熱間加工を含む）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。過熱脆化は焼入れ-焼もどし処理以前の高温加熱時の γ 粒界の脆化として現れ⁵⁾，3.5 節で述べるように，焼入れ処理による低温での再 γ 化により脆化はほとんど回復しないことがわかったので，一部の供試材については実験の簡便化のため，焼入れ処理を省略し，焼もどし処理のみを行った。

過熱脆化が，その後の再 γ 化処理により軽減される

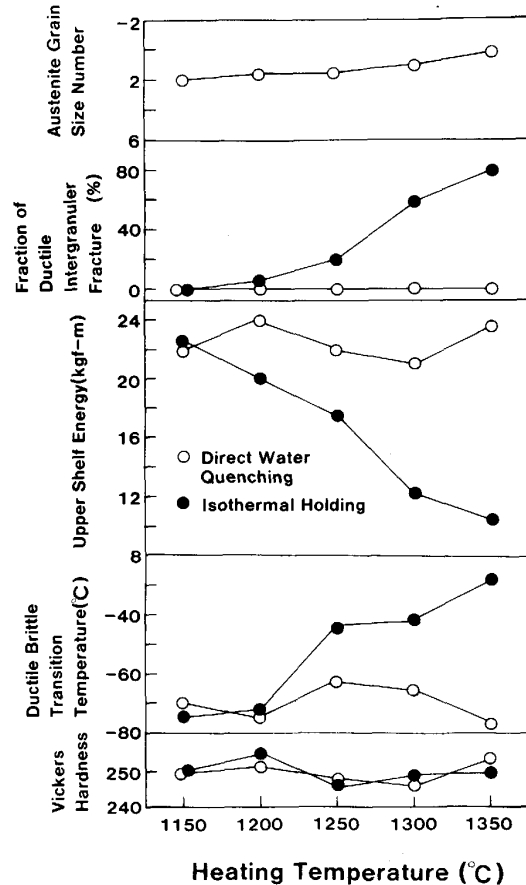


Fig. 1. Effect of heating temperature on over-heating.

かどうかを，再 γ 化温度，時間や γ 化の繰返し数，再 γ 化前の焼もどし処理などの条件を変化させて調査した。

熱処理後，供試材から 2 mmV ノッチシャルピー衝撃試験片を作製し，種々の温度で衝撃試験を行った。脆化の評価には上部棚エネルギー (vEs) と破面遷移温度 ($vTrs$) を用いたが，前者が顕著に変化することから，

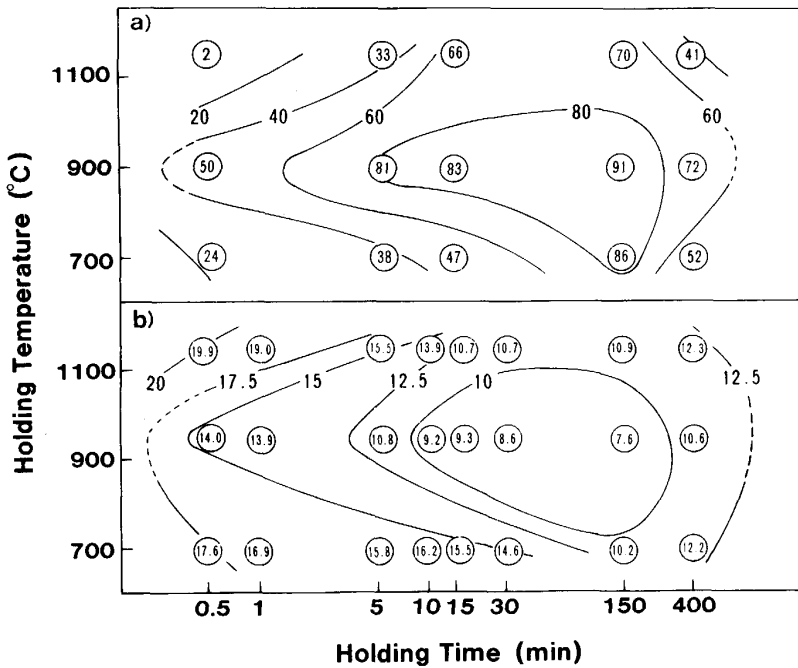


Fig. 2. Effect of holding temperature and time on overheating a) ductile intergranular fracture, b) upper shelf energy.

主に vEs を用いた。また、上部棚温度域において衝撃試験した試験片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⁶⁾を点算法で測定した。

3. 実験結果

3.1 過熱脆化に及ぼす加熱、保持条件の影響

過熱脆化に及ぼす加熱温度の影響を鋼 N について Fig. 1 に示す。なお、加熱温度とシャルピー試験材の硬さの関係も同時に併せて示した。加熱温度が上昇すると等温保持材の vEs は低下し、 $vTrs$ は上昇することがわかる。また、延性粒界破面率も加熱温度の上昇とともに増加する。一方、直接水冷材の vEs や $vTrs$ は加熱温度が上昇してもほとんど変化せず、延性粒界破面も観察されない。なお、硬さは加熱温度及び 950°C 処理の有無によらずほぼ一定の値を示している。

Fig. 2 に過熱脆化に及ぼす 1350°C 加熱後の γ 域における保持温度と時間の関係を鋼 N について示す。過熱脆化は $1150\sim 700^{\circ}\text{C}$ の広温度範囲で生じ、 950°C 保持の脆化量が 1150°C 、 700°C 保持材の脆化量より大きい。過熱脆化の進行は 950°C 付近で最も速く、 950°C より高くても低くても遅れる。保持時間に関しては約 150 min で脆化は最大となり、 150 min を超えると脆化は回復した。

Fig. 3 に過熱脆化が生じた材料の vEs と延性粒界破面率の関係を示した。なお、●及び○印がそれぞれ Fig. 1 及び 2 におけるデータである。延性粒界破面率の増加とともに vEs は直線的に低下し、延性粒界破壊

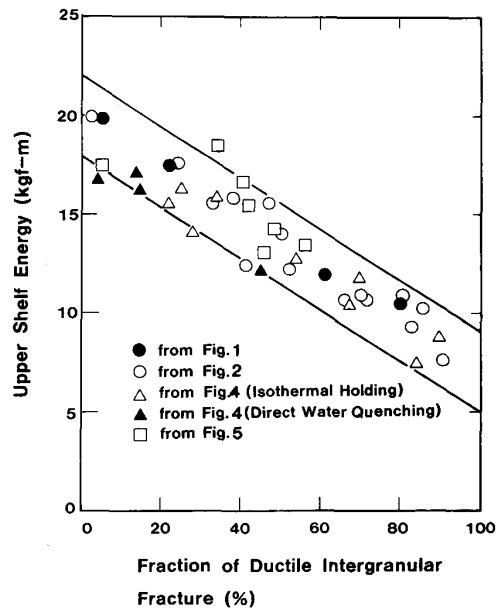


Fig. 3. Relationship between ductile intergranular fracture and upper shelf energy.

が 100% となると vEs は延性粒界破壊が 0% のときの vEs の約 30% となる。

以上の結果から、過熱脆化を防止するには熱間加工に問題の生じない範囲で加熱温度を低くすべきである。

3.2 過熱脆化に及ぼす鍛錬条件の影響

Fig. 4 は鋼 N を用い、 $1150\sim 1350^{\circ}\text{C}$ に加熱後、 25 及び 70% の熱間加工を加え直接水冷した試験材と 950°C 、 150 min の等温保持を行った試験材の vEs と熱間加工終了温度との関係を示す。加工終了温度が低下す

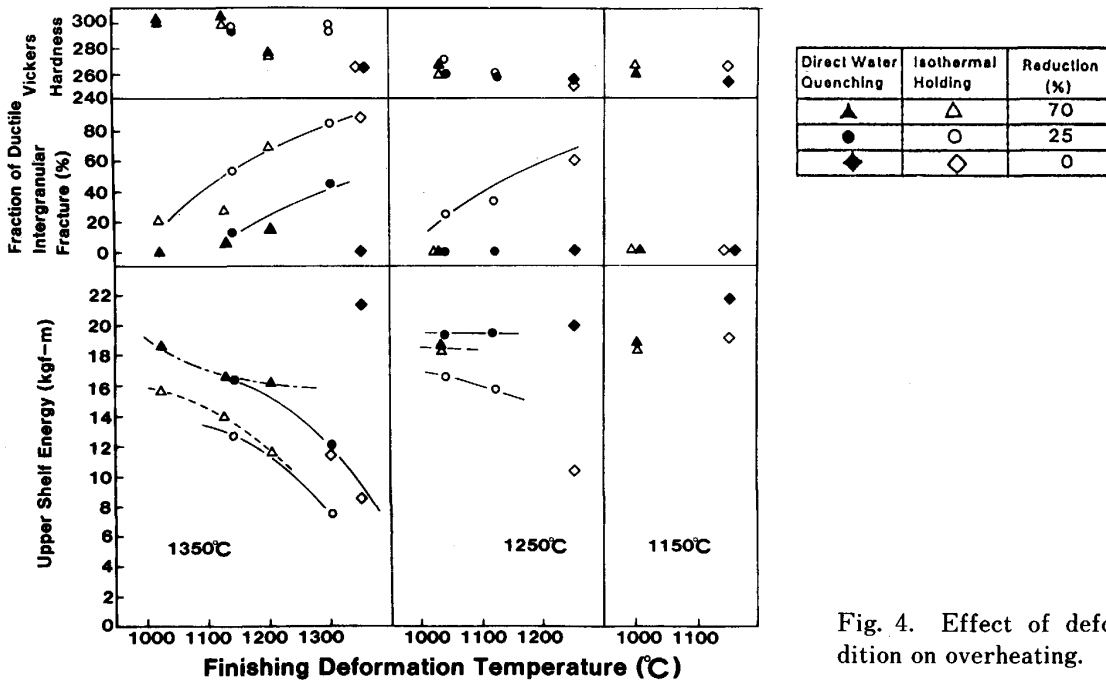


Fig. 4. Effect of deformation condition on overheating.

るほど vEs は増加する。加工量の影響は本実験範囲では明瞭に認められなかった。熱間加工材においても、加熱温度が高くなると同一加工終了温度でも vEs は低くなる。

vEs と延性粒界破面率の関係を Fig. 3 中に△と▲印で示してあるが、熱間加工なしの熱処理材の結果とよく一致している。熱間加工材の場合は加熱後加工温度まで空冷されているため直接水冷材においても延性粒界破面が観察された。

熱間加工による γ 粒径の変化を測定した結果、加工終了温度の低下とともに γ 粒径が細くなることがわかった。次章で述べるが、この γ の細粒化が過熱脆化の軽減に有効に働いているものと考えられる。

熱間加工終了温度に関しても可能な範囲で低温側にすることが過熱脆化防止に有効である。

3.3 過熱脆化に及ぼす冷却速度の影響

Fig. 5 は鋼 N を用い、1250°C に加熱後、種々の冷却速度で 1200~800°C まで冷却し、各温度から水冷した場合の vEs 及び延性粒界破面率と冷却速度との関係である。過熱脆化は 0.5~300°C/min の広い冷却速度範囲で起こり、2~170°C/min の冷却速度での脆化がとくに著しい。また、脆化は 1200~800°C のいずれの温度でも起こっており、低温まで連続的に冷却するほど脆化が進行する。

低圧タービンローターの鍛錬後の冷却速度は表面部でも 10°C/min 以下であり、過熱脆化の起こりやすい条件

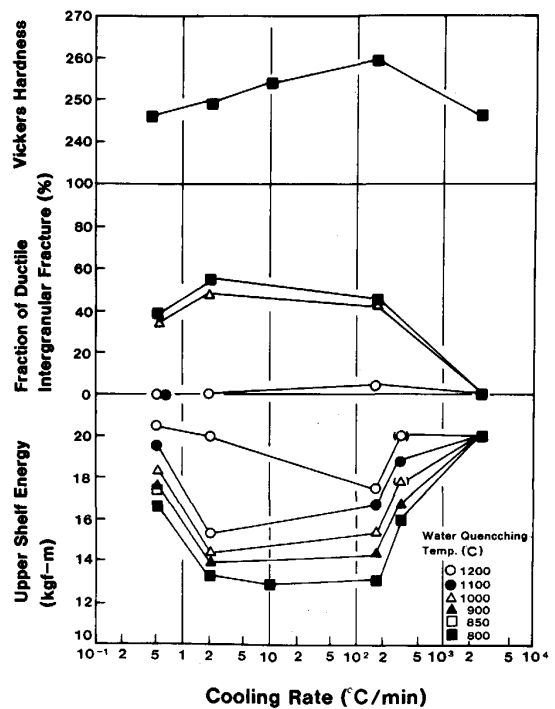


Fig. 5. Effect of cooling rate on overheating.

にある。ただし、中心部の冷却速度は 0.5°C/min 付近またはそれ以下となる場合もあるため、表面部に比べ脆化が軽減されることが予測される。

vEs と延性粒界破面率の関係を Fig. 3 中に□印で示した。連続冷却した場合も両者は等温保持による脆化と同様の関係を示している。

3.4 過熱脆化に及ぼす成分元素の影響

過熱脆化は MnS の γ 粒界への析出が原因⁷⁾ であると考えられるので、S 量や Mn 量が脆化に影響することが予測される。Fig. 6 は S 量の異なる鋼 S1 (0.007% S), S2 (0.010% S), S3 (0.014% S) の 950°C, 150 min 等温保持材の加熱温度と vEs , 延性粒界破面率及び γ 粒径の関係を示す。加熱温度の上昇とともに vEs は低下し、延性粒界破面率が増加する。過熱脆化は S 量の最も低い鋼 S1 で最も低温で起こり、次いで鋼 S2,

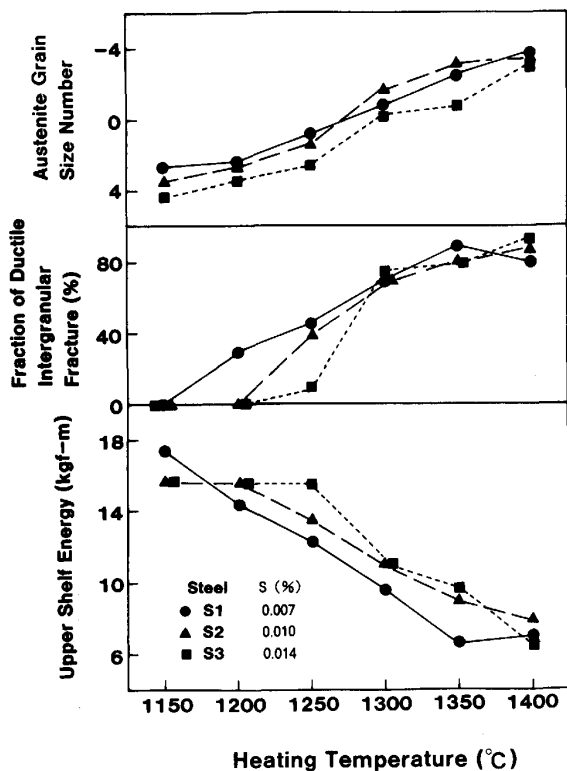


Fig. 6. Effect of S content and heating temperature on overheating.

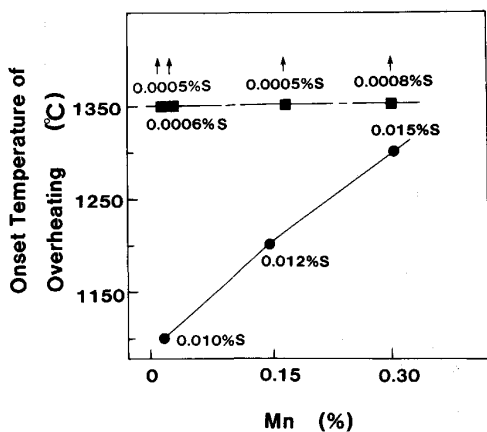


Fig. 7. Effect of Mn content on onset temperature of overheating.

鋼 S3 の順である。しかし、過熱脆化が生じた温度以上では加熱温度の上昇に伴う vEs の低下量は S 量にはあまり依存しない。また、 γ 粒径は加熱温度とともに大きくなるが、S 量が増加すると細粒化する傾向にある⁸⁾。

Mn 量の過熱脆化に及ぼす影響に関しては、0.2~0.4% で脆化が著しくなるという結果⁹⁾ や低 Mn 化により脆化は著しくなるという報告¹⁰⁾ がある。Fig. 7 に過熱脆化が生ずる温度に及ぼす Mn 量の影響を示す。S を約 0.014% 含む試験材では Mn 量が 0.3% から 0.15%, さらに 0.02% と減少するのに伴い、過熱脆化の生ずる温度が低温側に移り、過熱脆化が起こりやすくなる。一方、S 量が 0.0005~0.0014% の試験材においては、Mn 量が 0.3% から 0.02% に低減しても 1350°C まで過熱脆化は認められず、極低 S 化することにより、Mn 量を低めても過熱脆化は抑制できる。

Fig. 8 は Fig. 1, 6 及び 7 の結果を用いて過熱脆化の生ずる温度と S 量の関係をまとめたものである。Mn を 0.3% 程度含有する鋼においては、S 量が 0.005% 付近で最も過熱脆化が起こりやすく、生起温度は約 1175°C であるが、S 量を 0.002% 以下にすると通常レベルの S 含有鋼と同等またはそれ以下の脆化感受性となる。低 Mn 化に伴い過熱脆化は生じやすくなり、0.15% Mn, 0.02% Mn をそれぞれ含有する鋼では、0.3% Mn 含有鋼と同じ挙動をとると仮定すると、S 量が 0.005% 付近での過熱脆化の生起温度はそれぞれ約 1150°C, 約 1075°C と低くなる。しかしながら、S 量

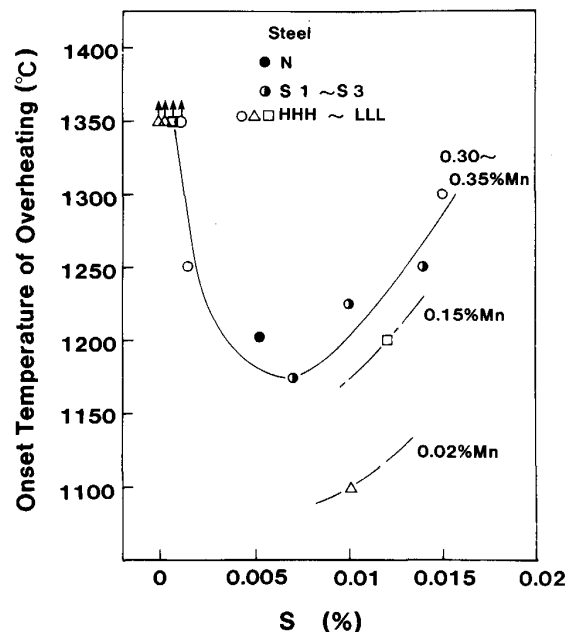


Fig. 8. Effect of S and Mn contents on onset temperature of overheating.

Table 2. Effect of Ce content on onset temperature of overheating.

Steel	Ce (mass %)	Onset temperature of overheating (°C)
S1	0	1 175
C1	0.007	1 225
C2	0.024	1 375

を 0.001% 以下にすることにより、過熱脆化の生起温度は 1 350°C 以上になる。

過熱脆化は MnS の粒界析出と密接な関係にあることがわかっている²⁾ので、 γ 中で MnS が析出しないように Mn よりも S との結合力が強く、高温の γ 化でも分解しない硫化物を作る元素である Ce 添加の影響を 0.007% S を含有する鋼 S1 をベースにして Ce を 0.007% (Ce/S=1.1) 及び 0.024% (Ce/S=4.0) 含む供試材を用いて調査した。

Table 2 は過熱脆化が生起する温度と Ce 添加量を示したもので、生起温度は Ce 濃度とともに上昇する。Ce を 0.007% 添加すると、過熱脆化の生起温度が約 50°C 上昇するものの、1 250°C 以上の加熱では脆化が観察された。Ce を 0.024% 添加すると、1 350°C の高温加熱においても過熱脆化は阻止されている。

3.5 過熱脆化に及ぼす打上焼鈍、調質熱処理条件の影響

低圧タービンローターは圧錬後、打上焼鈍や調質熱処理が繰り返されるので、過熱脆化が生じた鋼材の脆化を回復させるにはどのような熱処理が有効かを検討した。Fig. 9 は鋼 N を使い、 γ 変態開始温度 (A_{c1}) 以上への再加熱により脆化がどのように変化するかを示した。過熱脆化は 1 350°C 及び 1 250°C に加熱後 950°C 等温保持により生じさせた。また、比較のために直接水冷材も同時に再加熱処理を与えた。再加熱処理の時間は 1 h、再加熱後の冷却は水冷とし、焼もどしは 675°C で 5 h とした。

1 050°C までの再 γ 化により過熱脆化は多少回復するが、完全に回復しない。また、1 250°C 過熱脆化材の再 γ 化による靱性回復は、1 350°C 過熱脆化材のそれに比べ大きい。低圧タービンローター材の調質時の焼入温度が 850°C 付近であるから、過熱脆化を起こしていないときの vEs は約 23 kgf-m である。これに比較して、1 350°C または 1 250°C 過熱脆化材を 850°C で調質処理した時の vEs は約 10 kgf-m または 16 kgf-m となる。本実験結果から通常の調質処理温度では脆化は十分に回復しないことが明らかとなった。

850°C 調質時の保持時間の延長により脆化の軽減が可

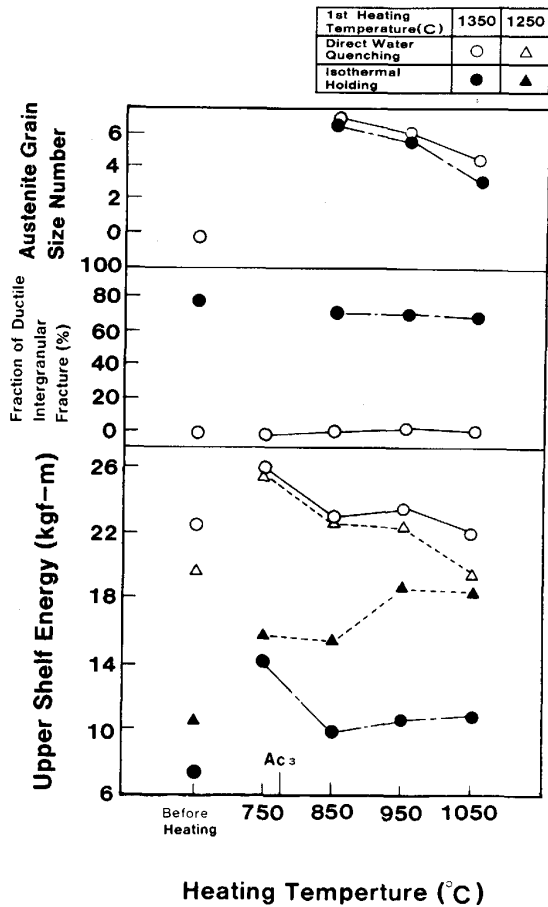


Fig. 9. Effect of re-austenitizing temperature on overheating.

Table 3. Effect of cyclic number of reheating to 850°C on upper shelf energy in Steel N.

Cyclic number	vEs (kgf-m)	
	Non overheated	Overheated
0	22.5	7.4
1	23.0	10.0
2	22.7	11.7
3	23.0	13.7

能かどうかを調査したが、60 min までの時間の延長で若干 vEs の増加が見られたが、60~180 min の間で vEs の増加は見られず脆化はほとんど回復しないことがわかった。

大形低圧タービンローターの打上焼鈍や調質処理では γ 化が 2~3 回繰り返されるので、繰返し γ 化による脆化の軽減を調査した。Table 3 に示すように 1 350°C 過熱脆化材について、850°C、1 h の γ 化の繰返しにより vEs は上昇し、脆化の生じていない直接水冷材の vEs の約 40% (繰返し 1 回), 約 50% (2 回), 約 60% (3 回) となる。繰返し γ 化により脆化はしだいに回復するが

Table 4. Effect of tempering condition before re-heating to 850°C on upper shelf energy in steel N.

Tempering condition	vEs (kgf-m)	
	Non overheated	Overheated
Non	23.0	10.0
650°C-5 h	23.2	10.5
670°C-20 h	24.4	14.3

完全に脆化を回復させるのは困難である。

Table 4 に 1350°C 過熱脆化材において、再 γ 化処理前の焼もどし処理の影響を調査したものであり、 Ac_1 直下の長時間焼もどしにより、脆化は多少回復し、 vEs は直接水冷材の vEs の約 60% となる。本処理は実生産工程で生ずる粗大 γ 粒の微細化方法として採用されており、過熱脆化の軽減にも有効に働くと考えられる。

打上焼鈍や調質熱処理の繰返しあるいは γ 化処理前の焼もどし処理は、超音波探傷検査のための組織微細化や靱性向上のために実施されるが、この処理によって過熱脆化の回復も起こる。それゆえ、過熱脆化が小さい場合はこれらの処理により脆化が完全に回復すると考えられるが、過熱脆化が大きい場合はその後の熱処理による脆化の回復は困難である。

4. 考 察

過熱脆化が S 量の増加により軽減されるのは、脆化が MnS の粒界析出に起因すると考えると一見矛盾するようである。この点について、Joy と NUTTING²⁾ は高 S 材は粒内の破壊強さが低いので、粒界が多少脆化しても粒界破壊が起こらないためと説明している。しかし、この説明では過熱脆化が生じた後の vEs は S 量によらず同じかあるいは高 S 材の方が低くなってもよいと考えられる。ところが、Fig. 6 から明らかのように脆化生起後の vEs は低 S 材の方が低い。BAKER と JOHNSON³⁾ は高 S 材では高温に加熱した時の MnS の分解速度が遅いため、 γ 中への固溶 S 量が減少し、その結果析出する MnS が減少するためと考えている。

鋼材を高温加熱した時に γ 中に固溶した MnS は、 γ 域内のより低温での等温保持中や冷却中に再析出する。析出がすべて γ 粒界で起こると仮定し、単位粒界面積に析出する MnS 量 (V_S) を以下の方法で求めた。単位体積の γ に析出する MnS 量 (V_V) は溶解度積から計算される。 γ 中の MnS の溶解度積 K_S は TURKDOGAN と PEASON¹¹⁾ により Fe-Mn-S 系に関し(1)式で与えられている。

$$\log K_S = \log[\% \text{Mn}][\% \text{S}] \\ = -9.020/T + 2.929 \dots \dots \dots (1)$$

ここで、 $[\% \text{Mn}]$: 固溶 Mn 量, $[\% \text{S}]$: 固溶 S 量, T : 温度 (K) である。また、MnS の密度を 4 g/cm^3 として、MnS の体積を求めた。本実験に用いた供試鋼は Ni, Cr, Mo, V を含んでいるが、これらの合金元素と S との親和力は Mn に比べ極めて低い¹²⁾ ので、Fe-Mn-S 系で得られた(1)式を本供試鋼に適用しても問題はないと考えられる。単位体積中に存在する γ 粒界面積、 S_V (mm^2/mm^3) は(2)式で求めることができる¹³⁾。

$$S_V = 10^{(N+5.36)/6.64} \dots \dots \dots (2)$$

ここで、 N は γ 粒度番号である。 V_S (mm^3/mm^2) は

$$V_S = V_V/S_V \dots \dots \dots (3)$$

となる。(3)式より V_V が一定の場合、 γ 結晶粒が粗大化する (N が小さくなる) と S_V が急激に小さくなるので V_S は著しく大きくなる。

(1)式から鋼 S1 (Mn=0.36%, S=0.007%) において、加熱温度が 1200°C から 1400°C へ上昇した時、950°C における V_V は $9.35 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{mm}^3$ から $3.65 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{mm}^3$ へ増加し、その増加量は約 3.9 倍である。一方、Fig. 6 より 1200°C における γ 粒度番号は 2.2 番であり、1400°C における粒度番号は -3.7 番と著しく粗大化するので、 V_S は 1200°C 加熱材での $6.80 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{mm}^2$ から 1400°C 加熱材での $2.05 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{mm}^2$ へ変化し、その増加量は 30 倍となる。

鋼 S1 と鋼 S3 (Mn = 0.35%, S = 0.014%) を 1250°C 加熱後 950°C で保持した場合、 V_V はそれぞれ $1.52 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{mm}^3$, $1.57 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{mm}^3$ とほとんど変わらないが、 γ 粒度がそれぞれ 0.8 番、2.6 番であるため、 V_S はそれぞれ $1.79 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{mm}^2$, $9.95 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{mm}^2$ となり、鋼 S1 の V_S は鋼 S3 の 1.8 倍となる。以上の計算結果からわかるように、S 量の変化による V_S の変化は V_V の変化ではなく、 γ 粒径すなわち S_V の変化により影響を受ける。低 S 化により過熱脆化が起こりやすくなる原因の一つは、低 S 化により γ の粒界移動を妨げる MnS 粒子の数が少なくなるため γ 粒径が大きくなり¹⁴⁾, V_S が多くなるためと考えられる。

Fig. 7 において示したように、Mn 量の低下により過熱脆化が起こりやすくなった。1250°C に加熱後 950°C に保持した場合の V_V を計算により求めると、S 量が 0.014% として、Mn 量が 0.32%, 0.18%, 0.02% と減少すると、(1)式から求まる 1250°C における S の固溶量が増加するため、MnS 量は $1.73 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{mm}^3$, $3.15 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{mm}^3$, $4.30 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{mm}^2$ と増加する。この時の γ 粒度番号 (S_V) はそれぞれ 1.5 ($10.8 \text{ mm}^2/\text{mm}^3$), 0 ($6.42 \text{ mm}^2/\text{mm}^3$), -1.5 ($3.81 \text{ mm}^2/\text{mm}^3$)

であり、 V_S は $1.60 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{mm}^2$, $4.91 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{mm}^2$, $1.13 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{mm}^2$ となる。Mn 量を低減した場合は析出 MnS 量の増加と γ の粗大化による S_V の減少の両者の効果により V_S が増加することが予測される。

また、Mn 量によらず S 量が 0.001% 以下になると過熱脆化は極めて起こりにくくなることがわかった。S 量が 0.001% 以下になると、1350°C 加熱、950°C 保持において、 V_S は Mn 量が 0.30%, 0.15%, 0.02% のとき、 γ 粒度番号を -2 とし、それぞれ $1.45 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{mm}^2$, $1.25 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{mm}^2$, $4.58 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{mm}^2$ 以下となる。この値は過熱脆化が生じにくい成分である 0.32% Mn-0.014% S 材を 1250°C 加熱、950°C 保持した時の MnS 量である $1.60 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{mm}^2$ より少なく、過熱脆化が生じにくくなることがわかる。

Table 2 に示したように、Ce 添加により過熱脆化が軽減された。鋼中で形成される Ce の硫化物を Ce_2S_3 とすると、Ce で全 S を固定するには理論的には S 量の約 3 倍の Ce が必要となる。本実験では Ce/S が 4.0 で過熱脆化が防止されており、S は Ce によりほぼ完全に固定されていると考えられる。一方、0.007% Ce 添加材では S 量の 1/3 は Ce と 2/3 は Mn と結びつく計算となり、0.004% S 材と類似の脆化挙動が生ずると予測される。鋼 C1 は鋼 S1 より過熱脆化の生起温度が 50°C 上昇した。溶解度積から 1200°C 加熱の場合の V_V を計算すると、鋼 C1 で MnS となっている S が 0.004% として $8.95 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{mm}^3$, 鋼 S1 で $9.35 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{mm}^3$ とほとんど変わらない。しかし、鋼 C1 の 1200°C における γ 粒度は 4.6 番であり鋼 S1 の 2.2 番に比べ小さくなり、 V_S が鋼 C1 で $2.83 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{mm}^2$, 鋼 S1 で $6.78 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{mm}^2$ と約 1/2.5 に減少する。このため、鋼 C1 の過熱脆化の生起温度が上昇したと考えられる。

過熱脆化の Ce 添加による軽減の効果に関しては GLUE^ら¹⁵⁾ により研究されており、彼らも Ce/S が 3 以上で脆化が防止され、Ce/S が 1.8 の試験材では脆化が認められたと報告しており、著者らの結果とよく一致している。

5. 結 言

低圧タービンローター用鋼の過熱脆化に及ぼす加熱・

鍛錬・冷却条件、成分元素及び熱処理条件の影響を調査した結果、下記の項目が明らかとなった。

(1) 過熱脆化が生ずると vEs の低下と延性粒界破面率の増加が観察され、両者の間には直線関係がある。

(2) 加熱温度の低下、鍛錬温度の低下、冷却速度の 2°C/min 以下への低下あるいは 170°C/min 以上への増加により過熱脆化は低減する。

(3) 鍛錬後の打上焼鈍、調質熱処理の繰返し、再 γ 処理前の焼もどし処理により、過熱脆化は若干回復する。

(4) S 量を約 0.015% 以上あるいは約 0.001% 以下にするか、Ce を S 量の 4 倍添加すると過熱脆化は防止できる。また、Mn 量の増加は過熱脆化を軽減する。

(5) 単位体積の γ に析出する MnS 量 (V_V) と単位体積中に存在する γ 粒界面積 (S_V) から決まる単位粒界面積に析出する MnS 量 (V_S) の増加で、過熱脆化量を説明できる。S 量の増加による過熱脆化の抑制は S_V の増加による V_S の減少、S 量の減少による過熱脆化の抑制は V_V の減少による V_S の減少が主因と考えられる。

文 献

- 1) 例えば、A. PREECE, A. HARTLEY, S. E. MAYER and J. NUTTING: *J. Iron Steel Inst.*, **153** (1946), p. 237
- 2) G. D. JOY and J. NUTTING: *Effect of Second-Phase Particles on the Mechanical Properties of Steel* (1971), p. 95 [The Iron Steel Inst.]
- 3) T. J. BAKER and R. JOHNSON: *J. Iron Steel Inst.*, **211** (1973), p. 783
- 4) J. S. MCBRIDE: *Met. Mater.*, **8** (1974), p. 269
- 5) 勝亦正昭, 高木 勇, 梶 晴男: *鉄と鋼*, **76** (1990), p. 238
- 6) B. J. SCHULZ and J. McMAHON, Jr.: *Metall. Trans.*, **4** (1973), p. 2485
- 7) I. S. BRAMMAR: *J. Iron Steel Inst.*, **201** (1963), p. 752
- 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) S. PRESTON, G. HALE and J. NUTTING: *Mater. Sci. Technol.*, **1** (1985), p. 192
- 11) T. TURKDOGAN and J. PEASON: *J. Iron Steel Inst.*, **180** (1955), p. 349
- 12) 第3版鉄鋼便覧第I巻基礎 (日本鉄鋼協会編) (1981), p. 12 [丸善]
- 13) ASTM Designation E112-84
- 14) 高橋政司: *鉄と鋼*, **60** (1974), p. 501
- 15) D. R. GLUE, C. H. JONES and H. K. M. LLOYD: *Met. Technol.*, **2** (1975), p. 416