

低圧タービンロータ用3.5%NiCrMoV鋼の 長時間恒温焼戻脆化におよぼす 不純物元素およびSi, Mn量の影響

高野 正義*・土山 友博*・宮川 睦啓*・木下 修司*²・鈴木 章*²

Effect of Impurities, Si and Mn Contents on Long Term Isothermal Temper Embrittlement of 3.5%NiCrMoV Steel Forgings for Turbine Rotors

Masayoshi KOHNO, Tomohiro TSUCHIYAMA, Mutsuhiro MIYAKAWA, Shushi KINOSHITA and Akira SUZUKI

Synopsis : Isothermal aging tests at 375, 400 and 450°C for 10000~20000 hs were performed on 3.5NiCrMoV steel forgings for low pressure turbine rotors with various amount of impurities, Si and Mn, in the Mn range of less than about 0.30 mass %. The results are summarized as follows.

1) The shift in 50% fracture appearance transition temperature by isothermal temper embrittlement at T°C for t h ($\Delta FATT_{50}$) decreases with decrease in amount of impurities, defined as $\bar{X} = (10P + 5Sb + 4Sn + As) \times 10^2$, Si, Mn, cooling rate during quenching and aging temperature. When $\bar{X}$ is less than 2.1, no temper embrittlement occurs, regardless of Si and Mn contents, but when $\bar{X}$ is greater than 4.1, embrittlement occurs according to Si and Mn contents. However, with $\bar{X} = 10.7$, some embrittlement is observed even at 0.02% Si and 0.04% Mn in the aging tests at 450°C for 10000 hs. Therefore, reduction of amount of impurities is important to reduce susceptibility to temper embrittlement.

2) When $\bar{X}$ is 4.1 to 7.0, the equation, which can accurately estimate $\Delta FATT_{50}$ from $K = (Si + Mn) \cdot \bar{X}$, $\bar{X}$ and the cooling rate, is derived.

3) When K is less than 0.78 ($\bar{X} \leq 6.0$, $Si \leq 0.05\%$ and $Mn \leq 0.08\%$), maximum isothermal temper embrittlements at 375~450°C for 20 years are calculated to be 24°C at surface and 16°C at center of a 1800 mm diameter rotor forging, and the fairly good toughness is estimated to be obtained even after using for a long term.

Key words : 3.5%NiCrMoV steel; low pressure turbine rotor ; isothermal temper embrittlement ; impurity element.

1. 緒言

低圧タービンロータは非常に大形であるため、焼入性の優れた3.5NiCrMoV鍛鋼品が使用されている。しかしながら、この鋼は焼戻脆化感受性が高いため、その対策として不純物元素をできるだけ抑えたと共に真空炭素脱酸による低Si材 ($Si \leq 0.10\text{mass}\%$) が使用されているが¹⁾、焼戻脆化を考慮し使用温度は350°C以下に制限されている。

一方、最近、発電効率の向上のため開発が進められている超々臨界圧蒸気発電では、高圧タービンの蒸気温度は650°Cまで上昇しているが、低圧タービンではロータ用3.5NiCrMoV鋼の焼戻脆化の問題からその蒸気温度を350°Cまでに抑えなければならず、熱効率の向上を妨げている。したがって、発電効率をさらに改善するには低圧タービンの蒸気温度を400~450°Cまで上昇させなければならないが、そのためには3.5NiCrMoV鋼の耐焼戻脆化感受性をさらに

改善する必要がある²⁾。

この鋼の焼戻脆化感受性の改善には、脆化の主因であるP, Sb, Sn, Asなどの不純物元素および脆化を助長するSi, Mn量を低減するのが効果的であることはよく知られている¹⁾³⁾。これらの元素は現状でもかなりの低レベルに抑えられているので、さらに焼戻脆化感受性を下げるためには、約0.30%含有されているMn量の低減がもっとも有効と考えられる。実験室的にはMnを0.05%以下に下げることにより焼戻脆化感受性が改善されることは報告されていたが⁴⁾、Mnは焼入性確保のため重要な元素であると共に製鋼技術上これ以上の低減は困難と考えられていた。しかし、最近の技術の進歩によりMnの低減が可能となり、米国のElectric Power Research Institute (EPRI)において、不純物元素およびSi, Mn量を現在の製鋼技術における限界まで下げた低圧タービンロータ用高純度3.5NiCrMoV鋼 ($Si, Mn \leq 0.05, P \leq 0.005, Sb \leq 0.002, Sn, As \leq 0.005\%$) が開

平成4年6月26日受付 平成4年11月6日受理 (Received on June 26, 1992; Accepted on Nov. 6, 1992)

* (株)神戸製鋼所高砂鋳鍛鋼工場 (Steel Casting & Forging Plant, Takasago, Kobe Steel, Ltd., 2-3-1 Shinham Arai-cho Takasago 676)

* 2 (株)神戸製鋼所高砂鋳鍛鋼工場 (現 (株)コベルコ科研) (Steel Casting & Forging Plant, Takasago, Kobe Steel, Ltd., now KOBELCO Research Institute, Inc.)

発された^{5)~7)}。

しかしながら、Mn≤0.30%の範囲において、不純物元素およびSi, Mn量と脆化量の関係を系統的に調査した報告はなく、工業的にはその限界を明らかにする必要がある。そこで、低圧タービンロータ用3.5NiCrMoV鋼の使用焼戻脆化におよぼす不純物元素およびSi, Mn量の影響を375～450℃で10000～20000hの恒温脆化試験により調査し、長時間恒温焼戻脆化量と化学成分の関係を明らかにした。

2. 供試材および実験方法

供試材の化学成分をTable 1に示すが、焼戻脆化に関する不純物量の寄与を示す脆化係数 $\bar{X} = (10P + 5Sb + 4Sn + As) \times 10^2$ ⁸⁾およびSi, Mn量も考慮した脆化係数 $K = (Si + Mn) \cdot \bar{X}$ ⁹⁾を同表に示した。Group 1は不純物元素およびSi, Mn量を、Group 2は現状の不純物量レベルでMn, Si量を変えたものであり、それぞれ、90, 150kg鋼塊より鍛造比約3で鍛造し、950℃の焼準処理を施した。その後、830℃のオーステナイト化後、直径2600および1800mmの鍛鋼品の噴水焼入れ時の表面部(S)および中心部(C)に相当する冷却速度(CR)で冷却した。その冷却速度は830～300℃の平均で、それぞれ、710, 1100および28, 70℃/hであり、引張強さが約90kg/mm²になるように焼戻処理を施した。焼戻後の冷却速度は10℃/hとした。また、Group 3のW, Z, Y鋼はそれぞれ直径2630, 2600, 1500mmの実機低圧タービンロータの表面(S), 1/2 R(Q), 中心孔(C)から採取したものである。

焼戻脆化試験としては、ステップクーリング試験⁴⁾と375,

400および450℃の恒温脆化試験を実施した。Group 1については400, 450℃-10000h, Group 2については375, 400℃-10000h, 450℃-20000h, Group 3のW鋼については375, 400, 450℃-10000h, YおよびZ鋼についてはそれぞれ375, 400℃-10000hまでの恒温脆化試験を行った。

各供試材は焼入・焼戻(QT)まま、ステップクーリング処理後および恒温脆化処理の各時間保持後2mmVシャルピー衝撃試験を行い、50%破面遷移温度(FATT)を求めた。脆化量はQT後のFATTからの各脆化処理による上昇量($\Delta FATT_{sc}$, $\Delta FATT_{IT}$)で評価した。

3. 実験結果および考察

3.1 恒温焼戻脆化におよぼす不純物元素およびSi, Mn量の影響

恒温焼戻脆化試験の一例として、Group 2およびW鋼の375, 400, 450℃における脆化量と保持時間の関係をFig. 1に示す。図中のS, Cはそれぞれ直径1800, 2600mmの表面および中心部の試験片であることを示し、実線および破線は後述の方法で求めた計算値である。Mnが多いほど、脆化温度が高いほど、また、焼入冷却速度が大きいほど脆化量は大きいことがわかる。実機タービンロータW鋼の $\Delta FATT_{IT}$ はMn量のほぼ等しい8鋼と同程度であり、450℃-10000hの恒温脆化処理によって最大48℃の脆化を示している。なお、450℃-20000hによる脆化量は10, 11鋼の表面部で13℃であるが、衝撃試験片破面のSEM観察によると粒界破面は認められず、この程度の脆化には焼戻脆化の寄与は小さく、析出物の変化なども関与しているものと考えられる。

Table 1. Chemical compositions of tested materials (mass %).

Steel	No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Sn	As	Sb	$\bar{X}$	K	Ingot
Group 1	1	0.25	0.05	0.31	0.0110	0.0150	3.56	1.78	0.42	0.11	0.003	0.003	0.0036	14.30	5.20	90 kg
	2	0.25	0.08	0.29	0.0009	0.0008	3.49	1.74	0.40	0.10	0.002	0.001	0.0005	2.05	0.76	
	3	0.30	0.01	0.30	0.0004	0.0014	3.43	1.77	0.40	0.10	0.002	0.001	0.0005	1.55	0.48	
	4	0.24	0.05	0.15	0.0100	0.0120	3.51	1.74	0.41	0.10	0.003	0.003	0.0038	13.40	2.68	
	5	0.29	0.06	0.16	0.0002	0.0005	3.53	1.76	0.41	0.11	0.002	0.001	0.0005	1.35	0.30	
	6	0.24	0.05	0.01	0.0030	0.0058	3.53	1.75	0.41	0.11	0.002	0.002	0.0005	4.15	0.25	
	7	0.26	0.01	0.04	0.0004	0.0006	3.50	1.76	0.41	0.10	0.002	0.001	0.0005	1.55	0.08	
	V	0.24	0.02	0.04	0.0036	0.0010	3.46	1.76	0.42	0.10	0.009	0.004	0.0063	10.75	0.65	
Group 2	8	0.25	0.04	0.31	0.0029	0.0015	3.53	1.77	0.36	0.10	0.004	0.003	0.0028	6.20	2.17	150 kg
	9	0.25	0.04	0.15	0.0027	0.0017	3.50	1.72	0.36	0.10	0.004	0.002	0.0028	5.80	1.10	
	10	0.25	0.04	0.08	0.0025	0.0016	3.47	1.75	0.36	0.10	0.004	0.002	0.0026	5.60	0.67	
	11	0.25	0.02	0.02	0.0013	0.0011	3.50	1.70	0.36	0.10	0.004	0.003	0.0028	4.60	0.18	
	12	0.25	0.12	0.07	0.0026	0.0020	3.47	1.77	0.42	0.10	0.004	0.002	0.0022	5.50	1.05	
Group 3	WS	0.21	0.08	0.30	0.005	0.001	3.54	1.69	0.34	0.10	0.002	0.002	0.0012	6.60	2.51	420 t
	WQ	0.21	0.08	0.29	0.005	0.001	3.54	1.66	0.33	0.10	0.002	0.002	0.0011	6.55	2.42	
	WC	0.24	0.08	0.31	0.005	0.001	3.64	1.70	0.33	0.10	0.002	0.002	0.0015	6.75	2.63	
	YS	0.22	0.06	0.32	0.009	0.011	3.68	1.69	0.40	0.10	0.003	0.003	0.003	12.00	4.56	60 t
	YQ	0.20	0.06	0.32	0.009	0.011	3.67	1.68	0.39	0.10	0.003	0.003	0.003	12.00	4.56	
	YC	0.20	0.06	0.31	0.007	0.007	3.69	1.64	0.40	0.11	0.004	0.003	0.003	10.30	3.81	
	ZS	0.21	0.08	0.30	0.005	0.004	3.63	1.60	0.32	0.09	0.002	0.002	0.002	7.00	2.66	420 t
	ZC	0.27	0.09	0.33	0.005	0.006	3.71	1.67	0.38	0.11	0.002	0.002	0.002	7.00	2.94	

Note 1) $\bar{X} = (10P + 5Sb + 4Sn + As) \times 10^2$

2) $K = (Si + Mn) \cdot \bar{X}$

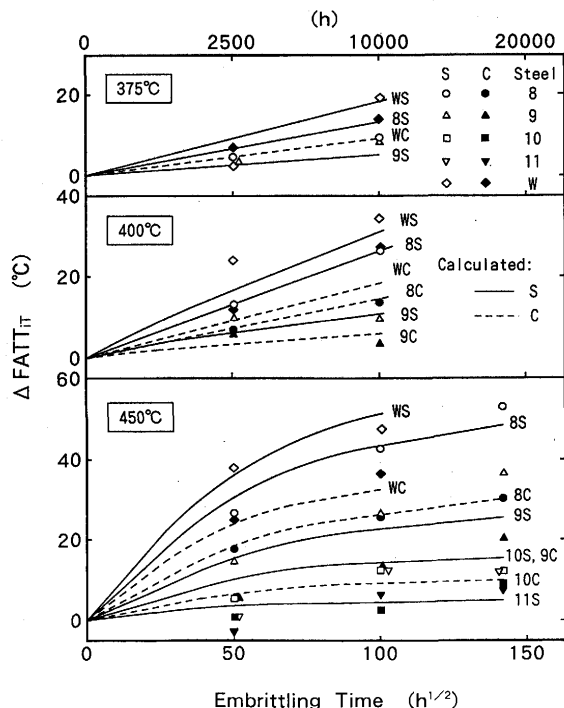


Fig. 1. Examples of relations between $\Delta FATT_{IT}$ and embrittling time.

Fig. 2 にデータの多い 400, 450°C-10000h の恒温脆化量 ($\Delta FATT_{1400-10}$, $\Delta FATT_{1450-10}$) におよぼす Si 量の影響について示す。同図には $\bar{X}$ および Mn 量について各々 2 レベルに区別して示している。 $\bar{X} \leq 2.1$ の場合、Si が増加しても脆化は起こらないが、 $\bar{X}$ が 4.1~7.0 の場合、Mn 量によって傾向が異なる。すなわち、Mn が約 0.30% の場合、いずれの温度でも、Si 量の増加に伴って脆化量は増大する。しかし、Mn 量が 0.01~0.08% の場合、400°C では Si 量が 0.12% でも脆化を示さないが、450°C では Si が 0.05% を超えると脆化を示し、高温ほど脆化量は大きい。

Fig. 3 に $\Delta FATT_{1400-10}$, $\Delta FATT_{1450-10}$ と Mn 量の関係を、 $\bar{X}$ の範囲を 3 レベルに分けて示す。脆化量に対し脆化温度、 $\bar{X}$ および Mn 量の影響が認められる。 $\bar{X} \leq 2.1$ では Mn 量、保持温度にかかわらず脆化は認められないが、 $\bar{X}$ が増加するに伴って脆化を示さない限界 Mn 量が小さくなり、それ以上では Mn 量の増加に伴ない脆化量は増大する。450°C の場合、 $\bar{X}$ が 4.1~7.0 では限界 Mn 量は 0.08% であるが、 $\bar{X}$ が 10.7~14.3 では Mn 量を 0.04% まで低減させても 26°C 以上の大きな脆化を示している。また、脆化温度が低下すると脆化量は減少し、 $\bar{X}$ が 4.1~7.0 の場合、400°C では Mn $\leq 0.15\%$ において、375°C では Mn 量が 0.30% でも脆化は認められなかった。

これらの結果から、恒温焼戻脆化に対しては不純物元素および Mn 量の影響が大きく、 $\bar{X} \leq 2.1$ ではほとんど脆化は認められないが、 $\bar{X} \geq 4.1$ になると Si, Mn 量に応じた脆化が認められることが明らかになった。現在の製鋼技術においても、不純物元素量を $\bar{X} \leq 2.1$ に制御するのは困難である

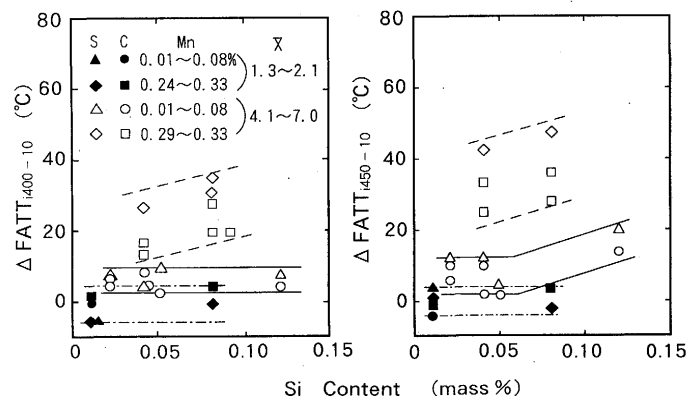


Fig. 2. Effect of Si contents on $\Delta FATT_{1400-10}$ and $\Delta FATT_{1450-10}$.

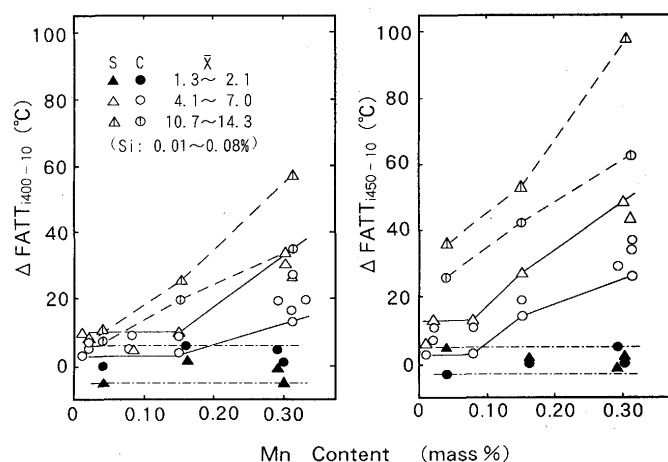
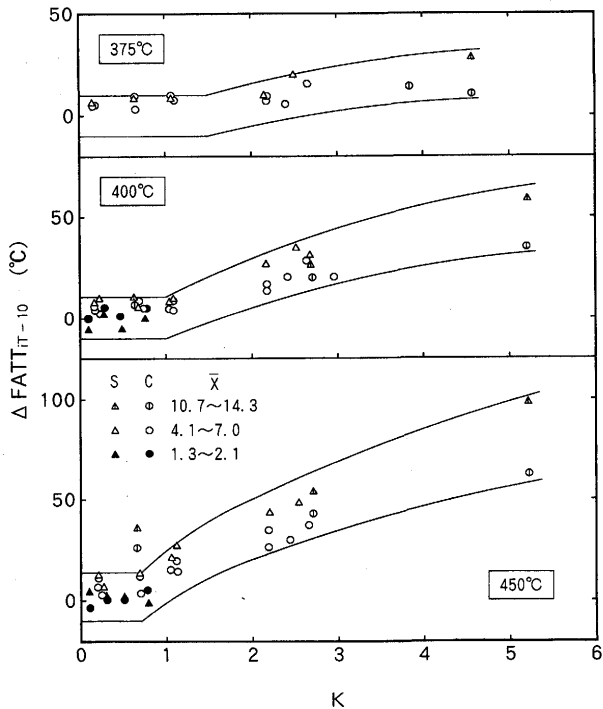


Fig. 3. Effect of Mn contents of $\Delta FATT_{1400-10}$ and $\Delta FATT_{1450-10}$.

が、現状の低圧タービンロータ材でも不純物元素量は $\bar{X} \leq 7.0$ の範囲に管理されており、高純度タービンロータ材として厳重な管理を行えば $\bar{X} \leq 6.0$ が保証し得るレベルと考えられる。その場合、最も大きい脆化を示した 450°C-20000h の脆化量は、Si $\leq 0.05\%$, Mn $\leq 0.08\%$ であれば 13°C 以下に抑えられる。しかし、 $\bar{X}$ が 10.7~14.3 の場合、Si を 0.02%, Mn を 0.04% まで下げて、 $\Delta FATT_{1450-10}$ は 26, 36°C と焼戻脆化が起こっていることを示しており、焼戻脆化対策としては不純物元素の低減が最も重要である。

低圧タービンロータ用 3.5NiCrMoV 鋼の焼戻脆化感受性は脆化係数 $J = (Si + Mn)(P + Sn) \times 10^4$ と良い相関があるといわれているが¹⁰⁾、不純物元素としては P, S 以外に Sb, As の影響も認められており¹¹⁾¹²⁾¹⁹⁾、特に、高純度材に適用する場合には脆化に寄与する全不純物が含まれるべきなので、脆化係数としては J より K の方が適切と考えられる。そこで、恒温焼戻脆化と化学成分の関係を定量的に明らかにするため、K と $\Delta FATT_{1375-10}$, $\Delta FATT_{1400-10}$, $\Delta FATT_{1450-10}$ の関係を Fig. 4 に示す。 $\Delta FATT_{1375-10}$ では $K \geq 1.5$, $\Delta FATT_{1400-10}$ では $K \geq 1.0$ において脆化が認められ、K の増加に伴って脆化量は増大するが、K がその値以下では脆化量は 10°C 以下とな


 Fig. 4. Relationship between $\Delta FATT_{IT-10}$ and K .

り焼戻脆化は起こっていないと考えられる。 $\Delta FATT_{1450-10}$ においても、V鋼を除き同様な傾向を示し、 $K \leq 0.7$ では脆化は認められないが、V鋼は K が0.65にもかかわらず、他の鋼のバラツキの範囲を越えて脆化を示している。

低合金鋼の焼戻脆化に関しては、不純物元素、Si, Mn以外にNi, Crも関与することが知られている^{13)~16)}。本研究ではNi, Cr量は変化させていないため K で整理したが、本来、 K は

$$K' = (Si + Mn + aNi + bCr) \cdot \bar{X} \\ = K + (aNi + bCr) \cdot \bar{X} \dots\dots\dots (1)$$

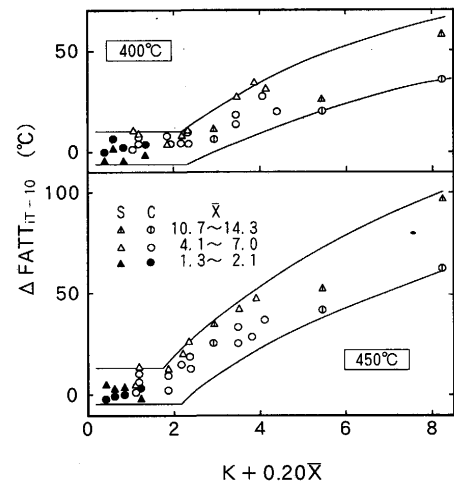
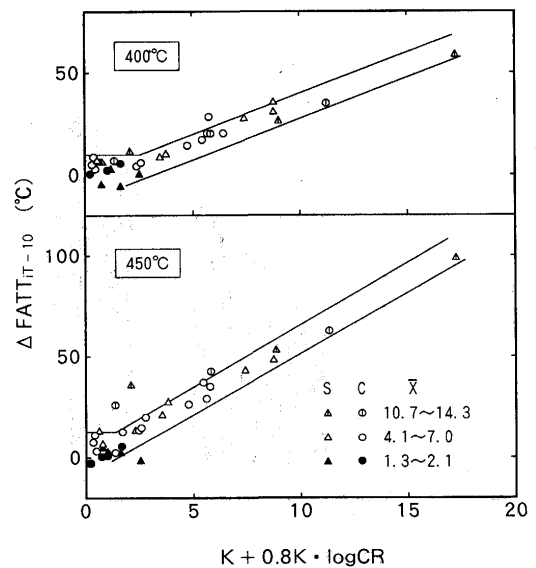
ただし、 a, b : 定数
の形を取るものと考えられる。従って、Ni, Cr量がほぼ一定の場合には、次のように表される。

$$K' = K + c\bar{X} \dots\dots\dots (2)$$

ただし、 c : 定数
 K にくらべ $c\bar{X}$ の変化が小さければ、 K' は K によって支配されるが、 $\bar{X}$ が大きく変化したとき、 $c\bar{X}$ の変化が大きい場合には $c\bar{X}$ の変化が無視できなくなる。今回のようにSi, Mn量が少ない場合には K が小さくなるため $\bar{X}$ の影響が現れやすくなるものと考えられる。V鋼の場合は $\bar{X}$ は大きいとSi, Mn量が極端に少ないため K が小さく $c\bar{X}$ が大きくなり、 $c\bar{X}$ の項の影響が大きく現れたものと考えられる。K.H. Mayerは同様の結果をEPRIプロジェクトの試作ロータ(胴径1180mm, $\bar{X}: 7.4, K: 0.22$)について報告しており¹⁷⁾、480°C-15000hの恒温処理により表面部で55°C、中心部で18°Cの脆化を確

認している。そこで、450°C-10000hのデータの回帰分析の結果得られた値を仮にもちいて、 $\Delta FATT_{1400-10}$, $\Delta FATT_{1450-10}$ と $K + 0.02\bar{X}$ の関係をFig.5に示す。その結果、V鋼についてもバラツキの範囲内におさまる、 $K + 0.20\bar{X}$ でかなり良く整理できることがわかる。以上の結果から、Si, Mnのみを低下させて K を小さくしても焼戻脆化感受性を下げることができず、 $K + 0.20\bar{X}$ を低減することすなわち $\bar{X}$ の低減が重要であることがわかる。

また、Fig. 4およびFig. 5から中心部に比べ表面部の $\Delta FATT_{IT}$ が大きく、 $\Delta FATT_{IT}$ は焼入冷却速度の影響を受けることおよび K が大きいものほど焼入冷却速度の影響が大きいことが明らかである。そこで、450°C-10000hのデータの回帰分析の結果得られた値を仮にもちいて $\Delta FATT_{1450-10}$ と $K + 0.80K \cdot \log CR$ の関係をFig. 6に示すが、V鋼を除けば両者は良い相関を示している。したがって、 K が4.1~7.0


 Fig. 5. Relationship between $\Delta FATT_{IT-10}$ and $K + 0.20\bar{X}$.

 Fig. 6. Relationship between $\Delta FATT_{IT-10}$ and $K + 0.8 K \cdot \log CR$.

の場合、 $\Delta FATT_{IT}$ と $K+eK \cdot \log CR$ (e : 定数) は良い相関があるものと考えられる。

3・2 長時間恒温脆化量の推定

Fig. 7 に450°Cにおける $\Delta FATT_{IT}$ と $\Delta FATT_{sc}$ の関係を示す。いずれの保持時間においても、 $\Delta FATT_{IT}$ は $\Delta FATT_{sc}$ に比例している。 $\Delta FATT_{sc}$ が同一の場合、保持時間が長いほど $\Delta FATT_{IT}$ は大きい。保持時間が10000hと20000hでの $\Delta FATT_{IT}$ の差は小さく、飽和脆化に近づいていることを示している。375, 400°Cの場合には飽和脆化には達しないが同様の傾向を示した。

著者等の一人は2.25Cr-1Mo鋼の $\Delta FATT_{IT}$ を $\Delta FATT_{sc}$ あるいは化学成分から精度良く推定できることを明らかにした¹⁸⁾¹⁹⁾。高純度タービンロータ材では $\bar{X} \leq 7.0$ と考えて良いので、Fig. 6あるいはFig. 7の結果から判断すると、3.5NiCrMoV鋼の場合にも化学成分と焼入冷却速度あるいは $\Delta FATT_{sc}$ から $\Delta FATT_{IT}$ の推定が可能と推察される。ここでは、化学成分と焼入冷却速度から推定する方法を検討した。

D. McLeanは二元合金の平衡粒界偏析の時間依存性を次式のように表している²⁰⁾。

$$\frac{C_{gt}-C_{g0}}{C_{g\infty}-C_{g0}}=1-\exp x^2 \operatorname{erfc}(x) \quad (3)$$

$$x=2\sqrt{Dt}/\alpha d \quad (4)$$

$$C_{g\infty}=\frac{\frac{1}{3}C_0 \exp\{Q/R(T+273)\}}{1+C_0 \exp\{Q/R(T+273)\}} \quad (5)$$

ただし、 C_{gt} : t 時間後の粒界偏析量

C_{g0} : $t=0$ の場合の粒界偏析量

$C_{g\infty}$: $t=\infty$ の場合の粒界偏析量

D : 偏析元素の拡散係数

α : $C_{g\infty}/C_0$

C_0 : 偏析元素の母相中での濃度

d : 粒界の厚さ

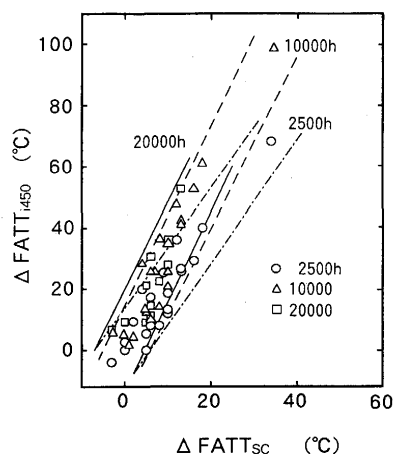


Fig. 7. Relationship between $\Delta FATT_{450}$ and $\Delta FATT_{sc}$.

Q : 偏析元素が母相に固溶した時と粒界に偏析した時のエネルギー差

R : ガス定数

$\operatorname{erfc}(x)=1-\operatorname{erf}(x)$

また、恒温脆化量は不純物元素の粒界偏析量に比例すると考えると、次式が成立する。

$$\frac{C_{gt}-C_{g0}}{C_{g\infty}-C_{g0}}=\Delta FATT_{IT}/\Delta FATT_{IT\infty} \quad (6)$$

ただし、 $\Delta FATT_{IT\infty}$: 温度 T における飽和脆化量

すでに2.25Cr-1Mo鋼に関しては、(3)~(6)式を用い $P_{eq}=(10P+5Sb+4Sn+As)/10$ ($=\bar{X} \times 10^{-3}$)で定義される等価 P 量で表した不純物量を C_0 に代入することおよび $K_2=(2Si+Mn+Cu+Ni) \cdot \bar{X}$ から、次式により $\Delta FATT_{IT}$ を精度よく推定できることを明らかにした¹⁹⁾。

$$\Delta FATT_{IT}=(\alpha+\beta T)(A+BK_2)\{1-\exp x^2 \operatorname{erfc}(x)\} \quad (7)$$

ただし、 α , β , A , B : 定数

低圧タービンロータ用3.5NiCrMoV鋼の場合は、前述の検討結果から、 $\bar{X}$ が4.1~7.0において(7)式は次の様に表わされる。

$$\Delta FATT_{IT}=(\alpha+\beta T)(A+BK+CK \cdot \log CR) \times \{1-\exp x^2 \operatorname{erfc}(x)\} \quad (8)$$

ただし、 α , β , A , B , C : 定数

また、 P_{eq} を P の原子量を用いた原子濃度 (P_{eq0}) で表わすと次のようになる。

$$P_{eq0}=1.79\bar{X} \times 10^{-5}$$

したがって、 P_{eq} の見掛け上の D を決定すれば、恒温脆化試験結果を重回帰分析することにより、この鋼の $\Delta FATT_{IT}$ を求めることができる。

また、(6)式の関係から、 C_{g0} が小さい場合には $C_{g\infty}$ は $\Delta FATT_{IT\infty}$ に比例することになるので、不純物元素の多い3.5NiCrMoV鋼($\bar{X}=50.4$)について、 $Q=43930\text{J/mol}$ ²¹⁾、 $R=8.284\text{J/molK}$ とし、(5)式より $C_{g\infty}$ と温度の関係を計算した結果をFig. 8に示す。 $C_{g\infty}$ すなわち、 $\Delta FATT_{IT\infty}$ は350~550°Cの間では直線関係にあり、この間で(8)式は成立することがわかる。このような高不純物材は高温での恒温脆化処理において短時間で飽和脆化に達するので、 $\Delta FATT_{IT}/\Delta FATT_{IT\infty}$ が求めやすい。そこで、勝亦がこの鋼について、500~550°Cにおいて $\Delta FATT_{IT}$ と保持時間の関係を求めたFig. 9の結果¹²⁾を利用して D を求めると次式のようになる。

$$D=3.12 \times 10^{-3} \exp\{-23700/(T+273)\} \quad (10)$$

Fig. 9には500, 525, 550°Cにおける飽和脆化量を138, 90, 43°Cとして上式および(3)~(6)式により計算した脆化量を実線で示しているが、良く一致している。

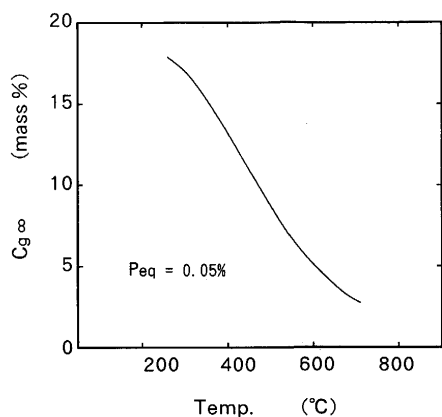
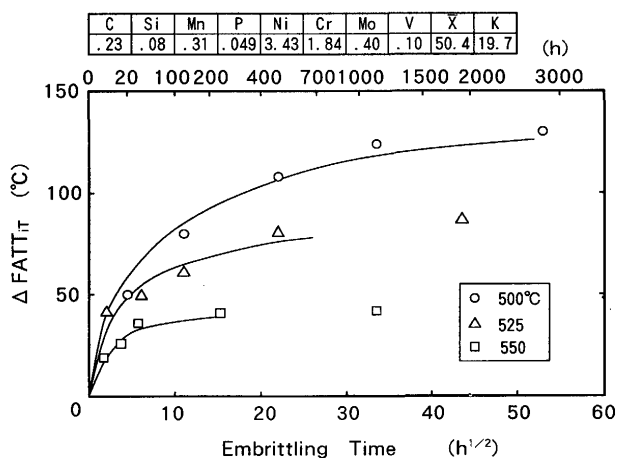

 Fig. 8. Relationship between $C_{g\infty}$ and temperatures.


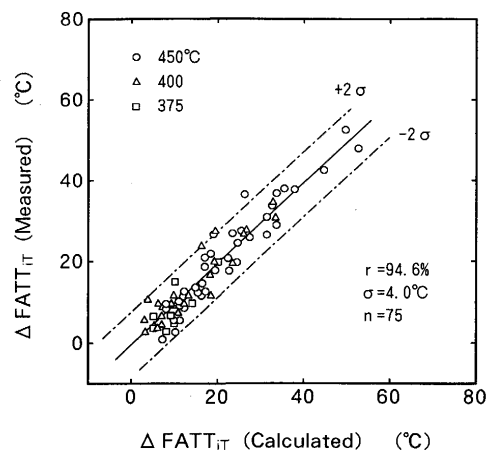
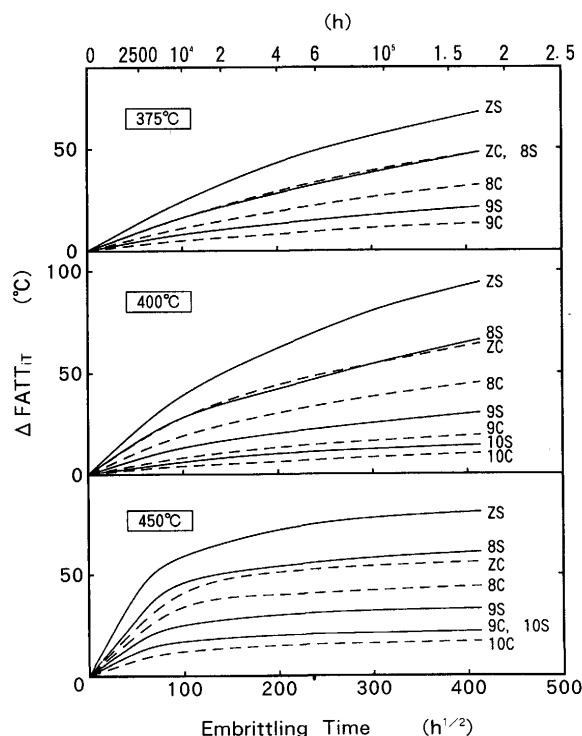
Fig. 9. Isothermal temper embrittling test results of a 3.5NiCrMoV steel with high impurity content.

$d=8.5 \times 10^{-8} \text{cm}$ とし、 $\bar{X}$ が4.1~7.0の範囲で、最長の保持時間において脆化を示したデータについて、(8)式に関し重回帰分析を行い次式が得られた。

$$\Delta FATT_{IT} = (-150 + 77.5K + 64.5 \cdot \log CR + 0.340T - 0.156KT - 0.127K \cdot \log CR \cdot T) \{1 - \exp x^2 \text{erfc}(x)\} \quad (11)$$

$\Delta FATT_{IT}$ の推定値と実測値の関係をFig.10に示す。重相関係数(r)は94.6%, 標準偏差(σ)は4.0°Cと良い相関が得られている。また、Fig. 1にGroup 2およびW鋼の脆化量と保持時間の関数を計算し、実測と比較して示すがかなり良い一致が求められる。

各温度において、20年(175200h)までの長時間保持における8, 9, 10, およびZ鋼の予測脆化曲線をFig.11に示す。375, 400, 450°Cにおいて90%飽和に要する時間は $2.09 \sim 2.62 \times 10^7$, $3.46 \sim 4.14 \times 10^6$, $1.25 \sim 1.41 \times 10^5 \text{h}$ と低温で非常に長時間となっており、20年間の保持では、450°Cの場合には飽和脆化量の90%以上に達しているが、375°Cでは約35%, 400°Cでは約60%にしか達してない。今回の試験は $20 \times 10^3 \text{h}$ が最長であり、非常に短時間といわざるを得ず、さらに長


 Fig. 10. Relationship between measured and calculated $\Delta FATT_{IT}$.

 Fig. 11. Relationship between calculated $\Delta FATT_{IT}$ and embrittling time for 20 years.

時間のデータの収集が必要である。また、脆化速度は高温ほど速いが、飽和脆化量は低温ほど大きいので、375°Cではいずれの保持時間でも他の温度より脆化しにくいこと、400と450°Cを比べると短時間側では450°Cの脆化量の方が大きい、8, Z鋼などKの大きい材料では78400hを越えると逆に400°Cの脆化量の方が大きくなることなどがわかる。この計算例は $\bar{X}$ が5.6~7.0の場合についての結果であるが、脆化速度は $\bar{X}$ が大きいほど速いので、 $\bar{X}$ が大きい場合はさらに短時間で逆転するものと思われる。

Fig.12に20年間使用後の予測脆化量($\Delta FATT_{IT-20Y}$)とKの関数を示す。K ≤ 1.6 では脆化温度が高いほど $\Delta FATT_{IT-20Y}$ は大きい、Kがその値以上になると450°C

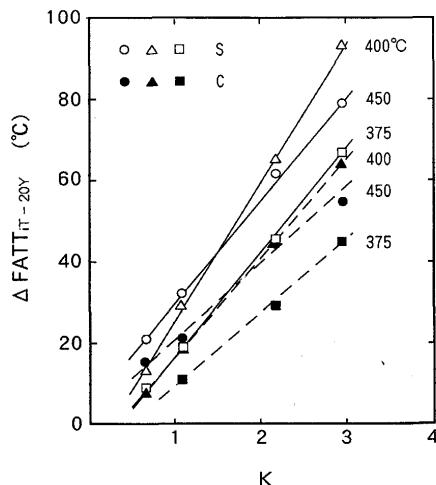


Fig. 12. Relationship between calculated $\Delta FATT_{IT-20Y}$ and K .

より400°Cの方が大きくなる。使用期間をさらに長くすると、逆転する K の値はさらに小さくなる。

高純度低圧タービンロータ用3.5NiCrMoV鋼の不純物元素の保証値は現状では $\bar{X} \leq 6.0$ ($P \leq 40$, $Sb \leq 15$, $Sn \leq 25$, $As \leq 25\text{ppm}$)程度と考えられるので、 $Si \leq 0.05\%$, $Mn \leq 0.08\%$ とすれば $K \leq 0.78$ となる。その場合、Fig.12より直径1800mmのロータの表面と中心部の375~450°Cで20年間使用後の最大脆化量を求めると表面部で24°C、中心部で16°Cであるが、低圧タービンロータのFATTは中心部で-20°C以下、表面部では-65°C以下であり、この程度の脆化量であれば、2 σ のバラツキを考えても低圧タービンロータ材のFATTの要求値(通常、中心部で10°C以下、表面部で0°C以下)を満足している。

4. 結言

Mnが約0.30%以下の範囲において、低圧タービンロータ用3.5NiCrMoV鋼の使用焼戻脆化におよぼす不純物元素およびSi, Mn量の影響を375~400°Cで10000~20000hの恒温脆化处理により調査し、次の結論を得た。

1) 375~450°Cの恒温処理による焼戻脆化量 $\Delta FATT_{IT}$ は不純物元素およびSi, Mn量の低減、焼入冷却速度および脆化温度の低下と共に減少する。 $\Delta FATT_{IT}$ に対しては $\bar{X}$ およびMn量の影響が大きく、 $\bar{X}$ が2.1以下ではSi, Mn量にかかわらず脆化を示さないが、 $\bar{X}$ が4.1以上ではSi, Mn量に応じた脆化を示す。450°C×10000h恒温処理の場合、 $\bar{X}$ が4.2~7.0では、 $Si \leq 0.05\%$, $Mn \leq 0.08\%$ であれば焼戻脆化

を示さないが、 $\bar{X}$ が10.7以上ではSiを0.02%, Mnを0.04%まで下げて焼戻脆化が認められ、焼戻脆化の防止には不純物元素の低減が重要である。

2) 375~450°Cの $\Delta FATT_{IT}$ は K よりも $K+c\bar{X}$ (c : 定数)と良い相関を示し、不純物元素の影響が大きいことが明らかである。

3) $\bar{X}$ が4.1~7.0の範囲において $\Delta FATT_{IT}$ は(11)式より K , P_{eq} ($=\bar{X} \times 10^{-3}$) および焼入冷却速度から精度良く推定できる。(11)式から計算すると、375, 400, 450°Cにおける90%飽和脆化までに要する時間は $2.09 \sim 2.62 \times 10^7$, $3.46 \sim 4.14 \times 10^6$, $1.25 \sim 1.41 \times 10^5\text{h}$ と低温では非常に長時間となる。

4) 脆化速度は高温ほど速いが、飽和脆化量は低温ほど大きいため、20年程度の長時間保持時間でも375°Cでは他の温度より脆化しにくい、 $K \geq 1.6$ の場合には逆に450°Cより400°Cの方が、脆化量が大きくなる。

5) $K \leq 0.78$ ($\bar{X} \leq 6.0$, $Si \leq 0.05\%$, $Mn \leq 0.08\%$) とすれば20年間使用後の直径1800mmの低圧タービンロータの焼戻脆化量は表面部で24°C、中心部で16°C以下と推定され、問題のない靱性が得られる。

文 献

- 1) R. Narayan and M. C. Murpy : JISI, **211** (1973), p.493
- 2) R. I. Jaffee : Metall. Trans. A, **17A** (1986), p.755
- 3) C. J. McMahon, Jr. : ASTM STP 407, (1968), p.127
- 4) G. C. Gould : ASTM STP 407, (1968), p.59
- 5) T. Ohhashi : Test Report on EPRI RP2060-1, (1984)
- 6) R. L. Bodnar, T. Ohhashi and R. I. Jaffee : Metall. Trans. A, **20A** (1989), p.1445
- 7) R. I. Jaffee, T. Ohhashi, O. Watanabe and P. Machen : I & SM, **16** (1989), p.45
- 8) R. Bruscato : Weld. J., **49** (1970), p.148S
- 9) M. Kohno, M. Miyakawa, S. Kinoshita and A. Suzuki : Advances in Material Technology for Fossile Power Plants, (1987), p.81
- 10) Y. Yoshioka, O. Watanabe, M. Miyazaki and R.C. Schwant : 2nd International Conference on Improved Coal-Fired Power Plant, (1988), p.53-1
- 11) A. Joshi and F. Stein : ASTM STP 499, (1971), p.59
- 12) 勝亦正昭 : 東北大学博士論文, (1989), p.152
- 13) 竹内秀光, 北川幾次郎 : 鉄と鋼, **56** (1970), p.1286
- 14) Joshi and D. F. Stein : ASTM STP 499, (1971), p.59
- 15) 沢田 進, 徳田 昭 : 鉄と鋼, **61** (1975), p.331
- 16) G. M. Spink : Metall. Trans. A, **8A** (1977), p.135
- 17) K. H. Mayer : EPRI Workshop Proceedings on Superclean Rotor Steels, (1989), p.296
- 18) 高野正義, 勝亦正昭 : 鉄と鋼, **78** (1992), p.296
- 19) 高野正義, 勝亦正昭 : 鉄と鋼, **78** (1992), p.1593
- 20) D. McLean : Grain Boundary in Metals, (1957), p. 116 [Oxford Univ. Press]
- 21) M. P. Seah : Acta. Metall., **25** (1977), p. 345