

小型パンチ試験におけるタービンローター鋼の延性-脆性遷移挙動に及ぼす変形速度効果

論文

周 永漢*・下村慶一*²・橋田俊之*³・高橋秀明*³

Effect of Deformation Rate on the Small Punch Ductile-Brittle Transition Behavior in Turbine Rotor Steels

Yeong-Han JOO, Keiichi SHIMOMURA, Toshiyuki HASHIDA and Hideaki TAKAHASHI

Synopsis:

The effect of deformation rate on the ductile-brittle transition behavior of temper embrittled turbine rotor steels has been investigated employing a newly developed dynamic small punch (SP) tester. It is shown that the dynamic SP test produces a clear ductile-brittle transition behavior similar to the Charpy V-notch (CVN) impact test. The ductile-brittle transition temperatures determined by fracture energy measurements and by fracture surface observations are higher about 48-90°C than those obtained from the static SP tests. The effect of deformation rate on the relationship between $FATT_{SP}$ and $FATT_{CVN}$ obtained from SP and CVN tests is examined: it is found that as the deformation rate increases to 10^3 and 2.5×10^6 times, the value of α , which is a proportionality coefficient in the relationship given by $FATT_{SP} = \alpha \times FATT_{CVN}$, is increased to 0.45 and 0.54, respectively.

From these experimental results, it is implicated that the use of the dynamic SP testing method enhances the predictability of $FATT_{CVN}$.

Key words: deformation rate; ductile-brittle transition behavior; dynamic small punch (SP) test; Charpy V-notch (CVN) impact test; $FATT_{SP}$; static SP test; $FATT_{CVN}$.

1. 緒 言

火力発電プラントのタービンローター、ケーシング材料として用いられる Cr-Mo-V 鋼は高温強度に優れる低合金鋼であるが、使用温度条件下に長時間さらされると脆化することが知られている。この脆化は焼戻し脆化と呼ばれ、これまで多くの研究¹⁾²⁾からその主因が旧オーステナイト粒界での不純物元素 (P, Sn 等) の偏析にあることが認められている。焼戻し脆化感受性はマルテンサイトあるいはベイナイト組織鋼で高いので³⁾、ベイナイト組織を持つタービンローターあるいはケーシング安全性確保のためには焼戻し脆化による材質の変化を的確に把握することが重要である。

従来、このような材料の材質変化にともなう靱性の変化はシャルピー衝撃試験法で評価されることが多い。この試験法は大きさが 10 mm × 10 mm × 55 mm と比較的小型の試験片を用いるが、実機材の劣化度評価に対して

は試験片の採取が制限される。したがって、現状では高温機器の各部位の劣化度をシャルピー衝撃試験で評価することが困難となっている。

最近、核融合炉材料の中性子照射脆化の評価方法として極めて小型の試験片を用いる小型パンチ試験法 (以後 SP 試験法と略記)⁴⁾⁵⁾ が提案されている。しかし、SP 試験で得られる延性-脆性エネルギー遷移温度 ($DBTT_{SP}$) はシャルピー 50% 脆性破面遷移温度 ($FATT_{CVN}$) より低く、このような SP 試験とシャルピー試験における延性-脆性遷移挙動の相違は変形速度や応力状態の違いに起因しているものと予想される。そこで、本研究では SP 試験による正確な $FATT_{CVN}$ の推定を行うことを目的として、新しく開発した小型パンチ衝撃試験 (以後動的 SP 試験と略記) 装置⁶⁾ を用いて SP 延性-脆性遷移温度 ($DBTT_{SP}$ および 50% 脆性破面遷移温度 $FATT_{SP}$) に及ぼす変形速度の影響および $FATT_{CVN}$ との相関について調べた結果を報告する。

平成 3 年 7 月 4 日受付 (Received July 4, 1991)

* 東北大学大学院 (Graduate School, Tohoku University, Aza-Aoba Aramaki Aoba-ku Sendai 980)

*² 東北電力(株) 工博 (Tohoku Electric Power Company)

*³ 東北大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Tohoku University)

Table 1. Chemical compositions of rotor and casing steels (wt%).

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
Rotor M	0.32	0.30	0.81	0.016	0.015	1.20	1.11	0.27
Rotor T	0.35	0.36	0.78	0.019	0.026	1.03	1.08	0.22
Casing A	0.18	0.51	0.69	0.010	0.007	1.28	0.95	0.20
Casing B	0.15	0.42	0.69	0.013	0.007	1.33	1.01	0.20

Table 2. Mechanical properties of rotor and casing steels.

Material	Tensile properties			Average grain Size (μm)	$FATT_{CVN}$ (K)
	T. S.(MPa)	Y. S.(MPa)	RA(%)		
Rotor M	845	680	41.5	20	390
Rotor T	683	505	19.0	100	471
Casing A	769	650	66.2	22	375
Casing B	734	629	55.9	24	340

2. 実験方法

2.1 供試材と試験片

本研究に供試した材料は最高蒸気温度 530°C で約 13 万 h 稼動後廃棄した 2 種類のタービンローター材と内外部ケーシング材であり、化学組成と機械的性質を Table 1, 2 に示す。すべての材料は上部ベイナイト組織であるが、ローター M 材は旧オーステナイト粒径が約 20 μm 、ローター T 材は約 100 μm である。シャルピー衝撃試験片の加工および試験は JIS 規格 (JIS Z 2202 および 2242) に準拠して各温度で 3 本ずつ行い、吸収エネルギーの遷移温度と破面遷移温度を求めた後 Fig. 1 に示すように SP 試験片を採取した。なお、シャルピー試験の結果は $FATT_{CVN}$ の値で Table 2 に示した。SP 試験片の大きさは 0.5 mm (厚さ) \times 10 mm \times 10 mm で試験後のシャルピー衝撃試験片の端部から採取し、片面を耐水研磨紙 #1500 まで、他面は研磨傷が破壊発生に及ぼす影響を避けるために鏡面状態まで仕上げた。

2.2 SP 試験

SP 試験は、Fig. 2 に示す SP 試験治具をインストロン型万能材料試験機に装着し⁷⁾⁸⁾、クロスヘッド速度を 3.3×10^{-3} mm/s と 3.3 mm/s にして、各温度で 3 本ずつ行った。荷重とクロスヘッド変位を破壊時まで X-Y

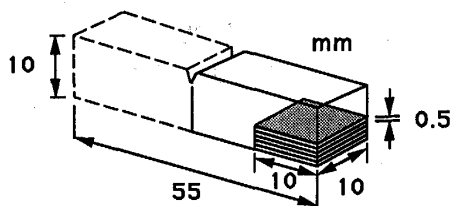


Fig. 1. Extraction of small punch specimens from broken Charpy V-notched bars.

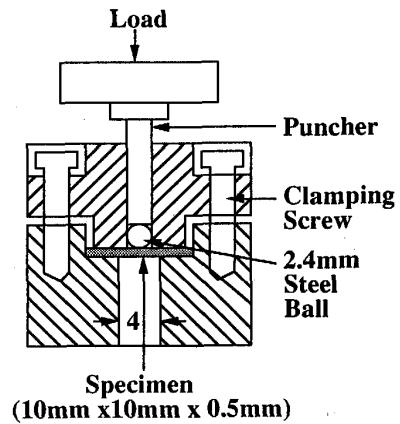


Fig. 2. Loading and specimen support configuration for the small punch test.

レコーダーに記録した。各速度での最大荷重-変位曲線下の面積を SP エネルギーと定義した。なお、SP 試験で得られる延性-脆性エネルギー遷移温度 $DBTT_{SP}$ は、上部棚 SP エネルギーと下部棚 SP エネルギーの平均値にあたるエネルギーを持つ温度で定義した。

2.3 動的 SP 試験

動的な $DBTT_{SP}$ 特性を調べるために開発した動的 SP 試験装置⁶⁾の概略図を Fig. 3 に示す。この試験装置はストライカバーを発射させる空気銃装置、インプットバーを含む試験片固定装置およびデータ記録装置で構成される。動的 SP 試験片固定装置は静的 SP 試験のものと同じように標準 SP 試験片を上部ダイスと下部ダイスの間にセットし、4 本のネジで締め付けるようにした。空気銃から発射されるストライカバーの速度は最大 1.3×10^4 mm/s まで得られるが、本研究ではストライカバー速度を $7.6 \sim 8.2 \times 10^3$ mm/s で行った。また、試験温度は -130°C から室温の範囲で、試験片の数は各温度で 8 本から 15 本まで行った。荷重はインプットバー両面に接着されたひずみゲージの出力から算出し、変位はストライカバーの動きをレーザーセンサーでモニタリングし測定した。動的 SP エネルギーは、各時間の計測値から荷重-変位曲線を作成し、最大荷重時までの荷重-変位曲線下の面積として定義した。また、動的 SP 試験の $DBTT_{SP}$ は静的 SP 試験と同様の方法で算出する。

3. 実験結果と考察

3.1 $DBTT_{SP}$ と $FATT_{CVN}$ との相関

Fig. 4 は各試験温度で得られたシャルピー吸収エネルギーと SP エネルギーをプロットした結果である。図に示されるように、SP 試験によってもシャルピー試験

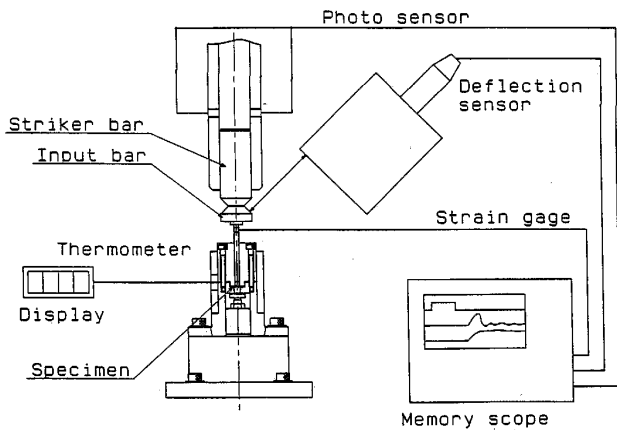


Fig. 3. Schematic illustration of impact small punch apparatus.

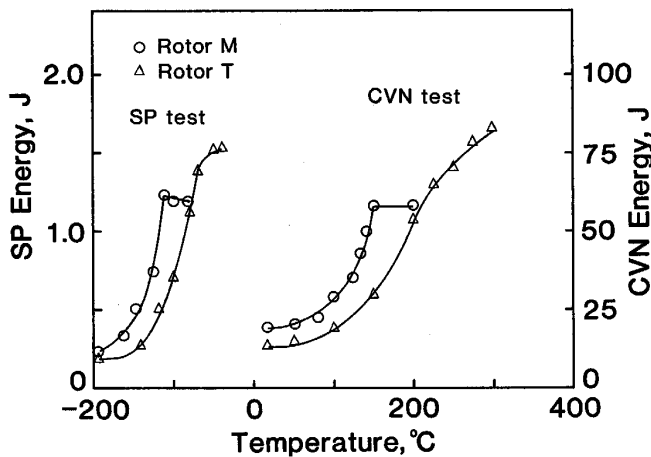


Fig. 4. Comparison of fracture energy transition behavior obtained from dynamic SP and CVN tests on rotor M and rotor T steels.

と同様の延性-脆性遷移挙動が得られる。シャルピー吸収エネルギーと比較すると、SPエネルギーは狭い温度範囲で明瞭な延性-脆性遷移挙動を示し、その温度域は低温側にある。ここに示される結果では、約100 μ mの粗大な旧オーステナイト粒径を持つローターT材が約20 μ mの粒径を持つローターM材より高い遷移温度となっている。

Photo. 1にローター材の下部棚エネルギー域におけるSPおよびシャルピー試験後の破面写真の一例を示す。両試験ともにローターM材はへき開破面、ローターT材は粒界破面が支配していることが観察できる。すなわち、試験方法が異なるにも関わらずSP試験とシャルピー衝撃試験で観察される破面形態は一致していることがわかる。

$DBTT_{SP}$ とシャルピー試験により得られた $FATT_{CVN}$ との相関をFig. 5に示す。図には本実験で得られた結

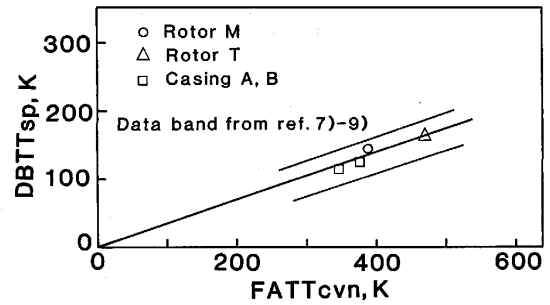


Fig. 5. Correlation between $DBTT_{SP}$ and $FATT_{CVN}$ obtained from SP and CVN tests on rotor and casing steels.

果に加え、他の研究者⁷⁾⁻⁹⁾によって得られたデータのバンドも合わせてプロットした。KAMEDAら⁹⁾の延性-脆性遷移挙動に関する研究では、 $DBTT_{SP}$ と $FATT_{CVN}$ の間には原点を通る直線的な関係($DBTT_{SP} = \alpha \times FATT_{CVN}$)があるとされているが、Fig. 5からも同様な直線的な相関が見出された。得られた相関関係係数 α の値は0.35である。この結果は、ローター材およびケーシング材を含む一般構造材料では $DBTT_{SP}$ と $FATT_{CVN}$ の間には一定な相関関係があることを示している。しかし、静的SP試験による遷移温度の変化は対応するシャルピー遷移温度の変化に比べ著しく小さい。このような延性-脆性遷移温度の違いはSP試験とシャルピー試験の変形速度等の違いに起因しているものと考えられる。そこで次節では、変形速度の影響を調べることにによりこの検討を行う。

3.2 動的 SP エネルギーの温度依存性および $DBTT_{SP}$ に及ぼす変形速度の影響

ローターM材の動的SP試験で得られた上・下部棚エネルギー域における荷重-変位線図の一例(変形速度; 8×10^3 mm/s)をFig. 6に示す。これと共に従来の静的SP試験で得られる荷重-変位曲線も合わせて示す。動的SP試験で得られる荷重-変位曲線は静的SP試験で得られるものと類似の荷重-変位挙動を示し、試験温度の上昇に伴い最大荷重と変位の増加が見られる。

Photo. 2は動的SPエネルギーの遷移温度領域と上・下部棚エネルギー域での試験片破壊様相の観察結果である。ローターM材およびローターT材の上部棚エネルギー域、(a), (d)では、インプットバーが貫通する時の塑性変形による板厚の減少を伴う半球状の変形“帽子”形状の様相を示している。下部棚エネルギー域の(c), (f)は試験片中央部から放射状に直線き裂が生じ、花が咲きかけの“つぼみ”形状を持つ脆性破壊の様相を示している。遷移温度領域での(b), (e)は半球状

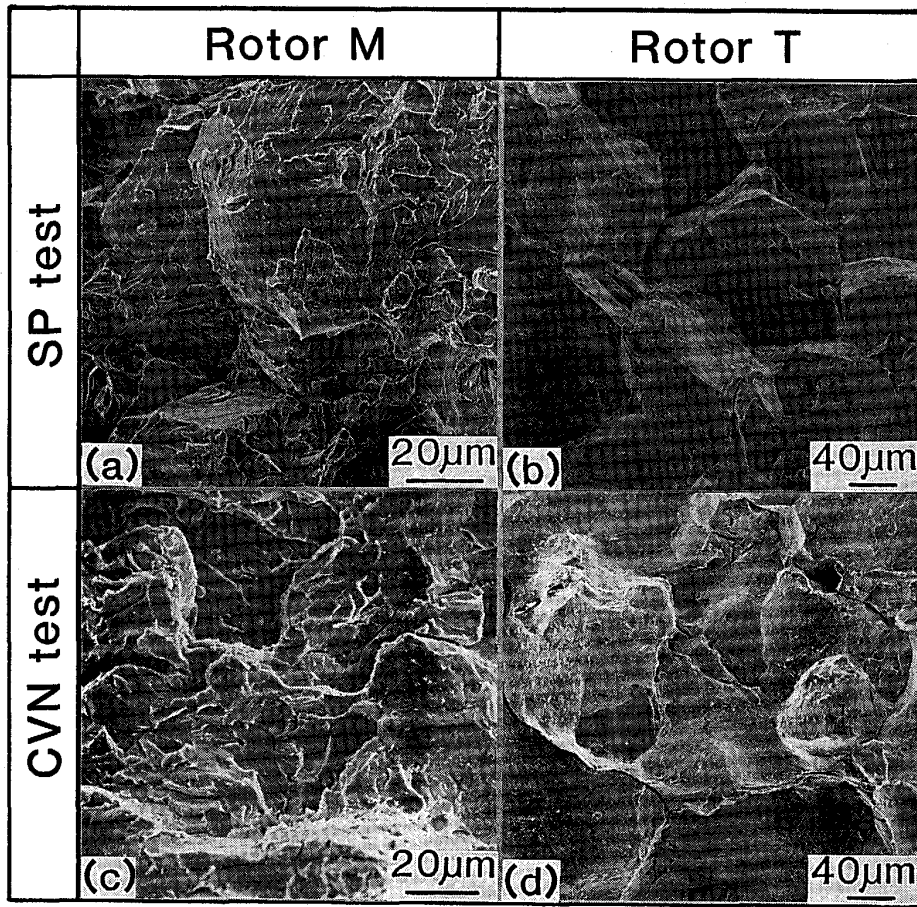


Photo. 1. Comparison of scanning electron micrographs of fracture surfaces obtained from SP and CVN test specimens.

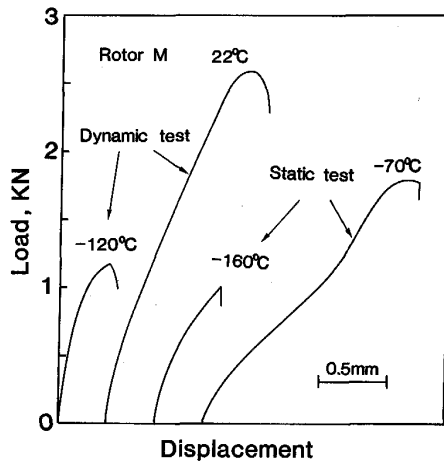


Fig. 6. Comparison of the load and displacement curves obtained from static and dynamic SP tests on a rotor M steel.

の変形を伴うものの、円周上に現れる延性的な破壊から直線状の脆性破壊へと遷移する複合様相を示す。

Fig. 7 はローター M 材について静的 SP と動的 SP 試験で得られる小型パンチ吸収エネルギー遷移曲線を比

較して示したものである。図中変形速度 $8 \times 10^3 \text{ mm/s}$ で示す動的 SP エネルギーの遷移曲線は各温度で求めたエネルギーの平均値である。動的 SP エネルギーの温度依存性は静的 SP エネルギーの場合と同様の遷移挙動が見られる。さらに、動的 SP エネルギー遷移曲線は静的 SP 試験の場合よりも高温側にシフトしている。つまり、変形速度が $3.3 \times 10^{-3} \text{ mm/s}$ (静的 SP 試験) から 3.3 mm/s および $8 \times 10^3 \text{ mm/s}$ と変化されることにより SP エネルギーの遷移曲線は高温側に移行することが観察される。 $3.3 \times 10^{-3} \text{ mm/s}$ で -130°C と得られた SP エネルギーの遷移温度は、変形速度の増加に伴ってそれぞれ -95°C 、 -76°C まで上昇している。ローター T 材については Fig. 8 に示すように、変形速度の増加に伴い SP エネルギーの遷移温度は -105°C から -65°C 、 -13°C まで上昇する。以上の結果より、変形速度を約 2.5×10^6 倍にすることによってローター M 材は 54°C の遷移温度の上昇を示すのに対し、ローター T 材では 92°C の増加を示した。

ここで、小型パンチ試験の変形速度の違いによる破面

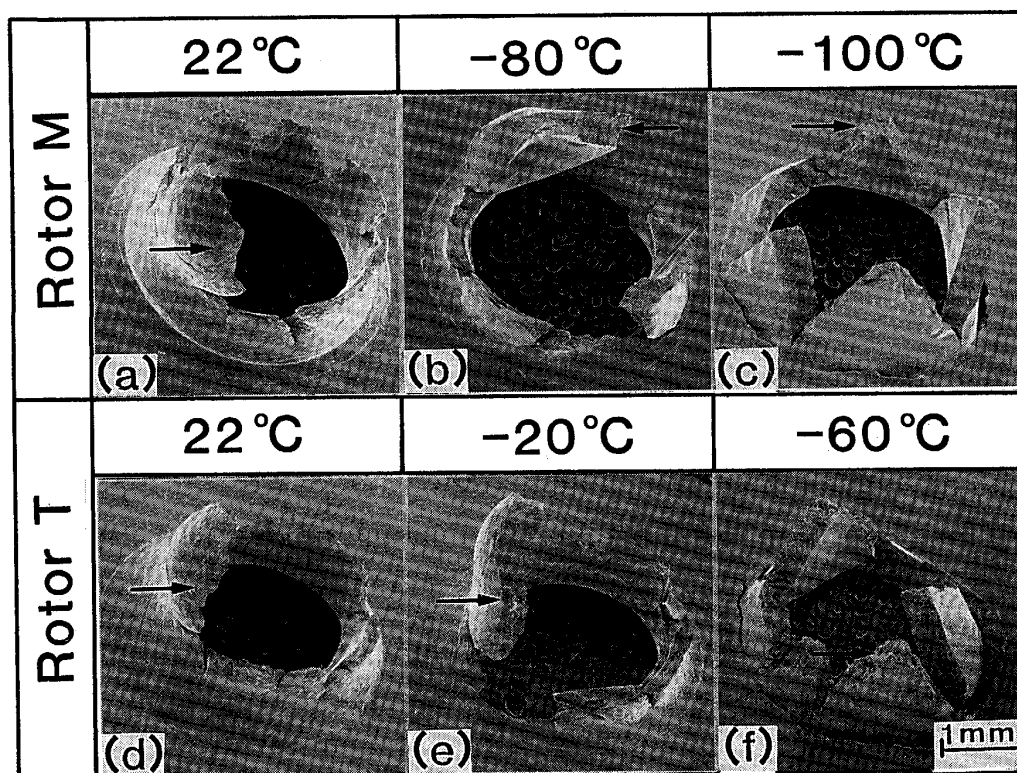


Photo. 2. Fracture mode changes of dynamic SP specimens on rotor M and rotor T steels.

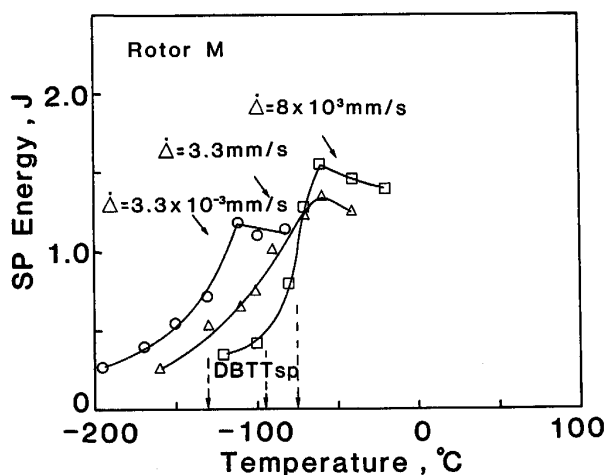


Fig. 7. Deformation rate effects on $DBTT_{SP}$ obtained from static and dynamic SP tests on a rotor M steel.

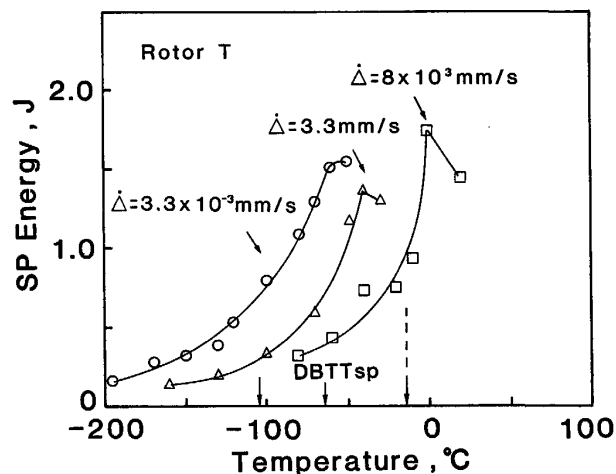


Fig. 8. Deformation rate effects on $DBTT_{SP}$ obtained from static and dynamic SP tests on a rotor T steel.

様相の変化を調べるために、SEM 破面観察を行った。Photo. 3 はローター M 材の -100°C 、ローター T 材の -60°C での結果を示した。変形速度が $3.3 \times 10^{-3} \text{ mm/s}$ から $8 \times 10^3 \text{ mm/s}$ まで増加することによってローター M 材はディンプル破面 (a) がへき開破面 (c) へ、ローター T 材ではディンプル破面 (d) が粒界破面 (f) に変化している。破面の観察からも変形速度の増加

による延性-脆性遷移温度の上昇が明らかである。

3.3 SP 延性-脆性遷移温度と $FATT_{CVN}$ との相関

前節で示したように静的 SP および動的 SP 試験で得られる小型パンチ吸収エネルギーの遷移挙動は試験片破面形態の変化と密接な関係のあることが分かった。そこで、本節では SEM 観察による SP 脆性破面率を測定し、50% 脆性破面率を示す温度を $FATT_{SP}$ と定義し

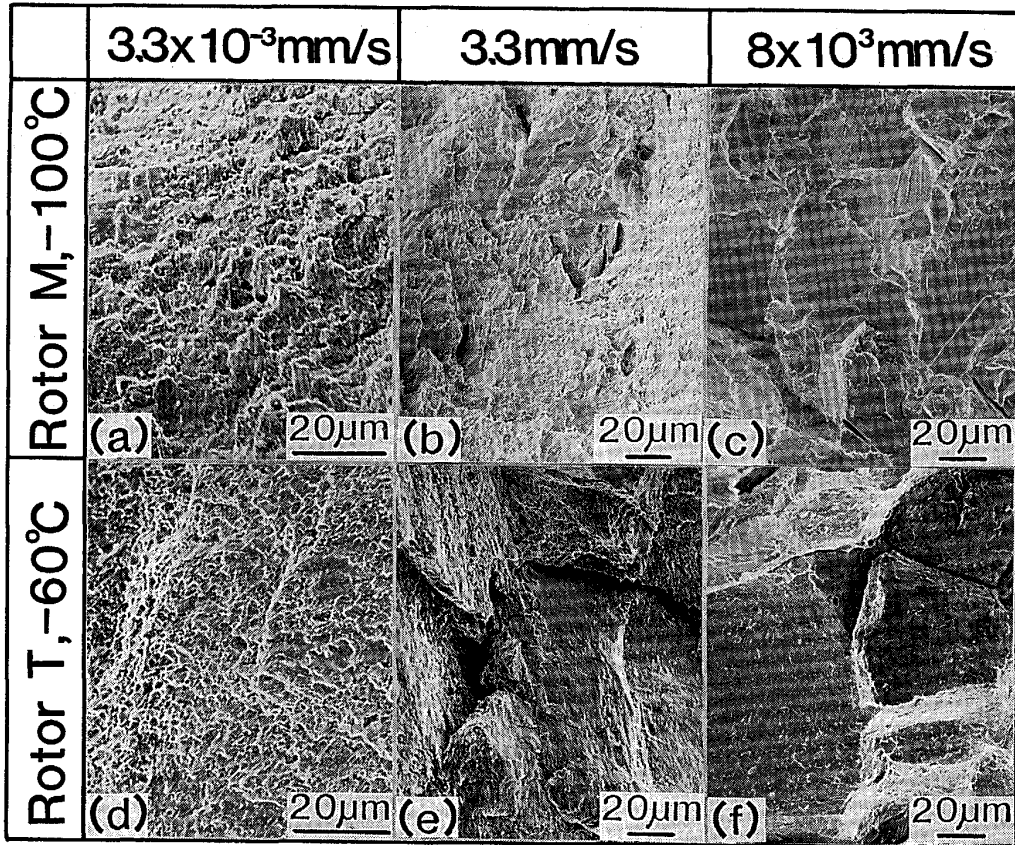


Photo. 3. Scanning electron micrographs of fracture surfaces obtained from various deformation rates on rotor M and rotor T steels.

て、 $FATT_{SP}$ および $DBTT_{SP}$ に及ぼす変形速度の影響を調べた。脆性破面率の測定は破面観察結果に基づき、変形による板厚減少が最も少なく、かつ脆性破面の占める割合が最も多い場所で行った。具体的な手順は次のようになる。上部棚温度域の延性破壊が支配している試験片では円周状破壊部の肉厚減少部位 (Photo. 2 (a), (d) の矢印で示す)、下部棚温度域の脆性破壊が支配する試験片では放射状直線き裂が始まる中央部き裂面 (Photo. 2 (c), (f) の矢印)、また遷移温度領域の延性-脆性複合破壊試験片では円周部から中央部のき裂面 (Photo. 2 (b), (e) の矢印) である。なお、これらはき裂発生点に当たる所と推定できる。

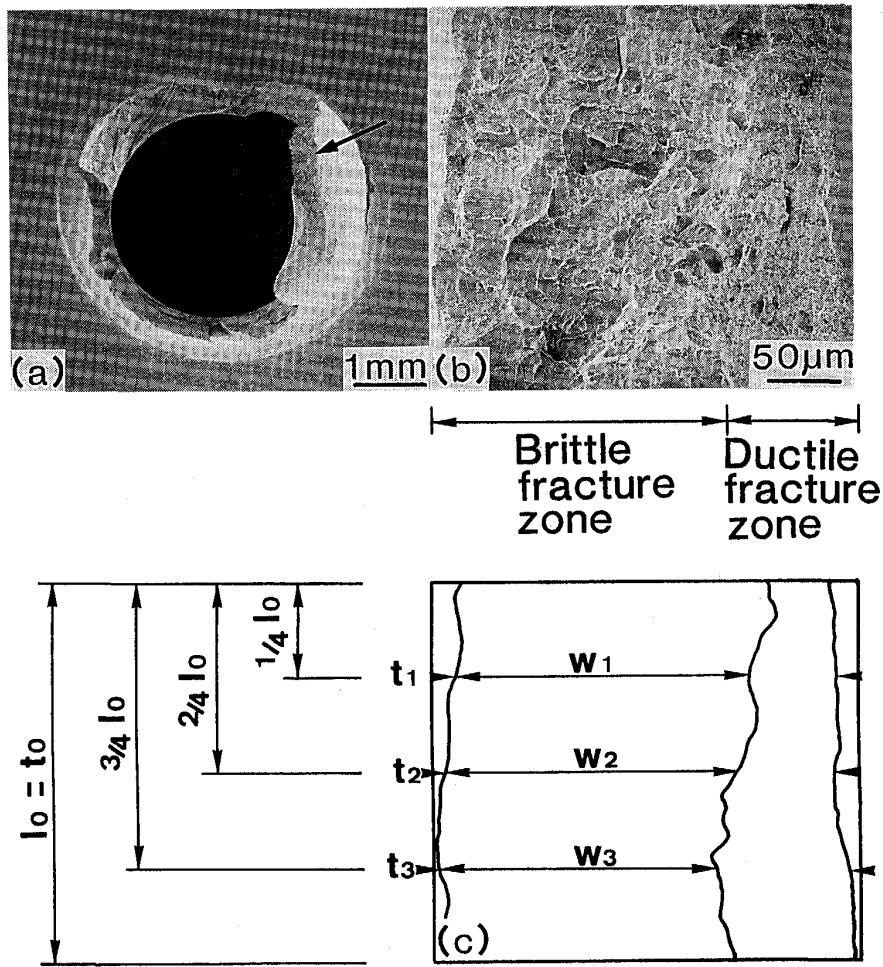
脆性破面率は Fig. 9 に示すように試験片観察面の長さ l_0 を等分割する 3 点 ($1/4$, $1/2$ および $3/4 l_0$) において、脆性破面の幅を測定することによって次の式で計算した。

$$\text{脆性破面率} = (w_1 + w_2 + w_3) / (t_1 + t_2 + t_3) \times 100, \% (l_0 = t_0) \dots\dots\dots (1)$$

ここで、観察面の長さ (l_0) は破断面の平均厚さ (t_0)、 $t_1 = 1/4 l_0$, $t_2 = 1/2 l_0$, $t_3 = 3/4 l_0$ とした。ローター M 材の測定結果を Fig. 10 に示す。脆性破面率は

試験温度の上昇に伴い急激に低下する。さらに変形速度を増加させることにより脆性破面率遷移曲線は高温側に移行する。これは Fig. 7 に示した SP エネルギーの温度依存性および変形速度依存性と同様な傾向である。また各変形速度で求めた $FATT_{SP}$ は $3.3 \times 10^{-3} \text{ mm/s}$ で -124°C 、 3.3 mm/s で -102°C 、 $8 \times 10^3 \text{ mm/s}$ で -82°C と得られ、変形速度の増加に伴い上昇する。Fig. 11 はローター T 材での結果である。ローター T 材においても Fig. 8 と同様な傾向を示す。 $FATT_{SP}$ は -109°C から変形速度の増大とともに -60°C 、 -21°C まで上昇する。

Fig. 10, 11 より、SP 試験における $DBTT_{SP}$ と $FATT_{SP}$ との相関を Fig. 12 に示す。これより、同一変形速度での $DBTT_{SP}$ と $FATT_{SP}$ は良く一致しており、 $DBTT_{SP}$ は $FATT_{SP}$ と等価であることが分かった。ここで、SP 試験で得られる $FATT_{SP}$ と $FATT_{CVN}$ との相関関係を Fig. 13 に示す。Fig. 5 に示した静的 SP 試験の結果に対して、変形速度が 10^3 倍、 2.5×10^6 倍に増加すると $FATT_{SP} = \alpha \times FATT_{CVN}$ (静的試験では $\alpha = 0.35$) の関係式の α の値はそれぞれ 0.45, 0.54 と得られた。以上の検討より、動的 SP 試験で得られる延



(a) Macrofractograph (b) SEM micrograph of the brittle fracture percentage measuring point indicated by the arrow in (a) (c) Measuring procedure of brittle fracture percentage of (b)
 Fig. 9. Schematic illustrations of $FATT_{SP}$ measurement with dynamic SP test specimens.

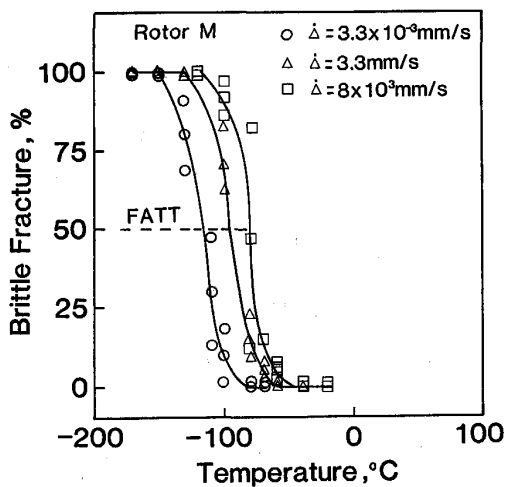


Fig. 10. Deformation rate effects on $FATT_{SP}$ obtained from static and dynamic SP tests on a rotor M steel.

性-脆性遷移挙動は、静的 SP 試験よりもシャルピー延性-脆性遷移挙動に近くなることが明らかになった。これは、動的 SP 試験を用いることにより $FATT_{CVN}$ の推定精度を静的 SP 試験より向上させることが可能であることを示唆している。

4. 結 論

蒸気タービンローター鋼の高温長時間使用による脆化度を測定するために小型パンチ延性-脆性遷移温度に及ぼす変形速度の影響およびシャルピー遷移温度、 $FATT_{CVN}$ との相関関係を調べた結果、以下の点が明らかになった。

(1) 静的 SP 試験 (変形速度: $3.3 \times 10^{-3} \text{ mm/s}$) では $DBTT_{SP}$ と $FATT_{CVN}$ との間に $DBTT_{SP} = \alpha \times FATT_{CVN}$ の関係がある。 α の値は 0.35 であり、これまでに報告された結果と良く一致していることが確認で

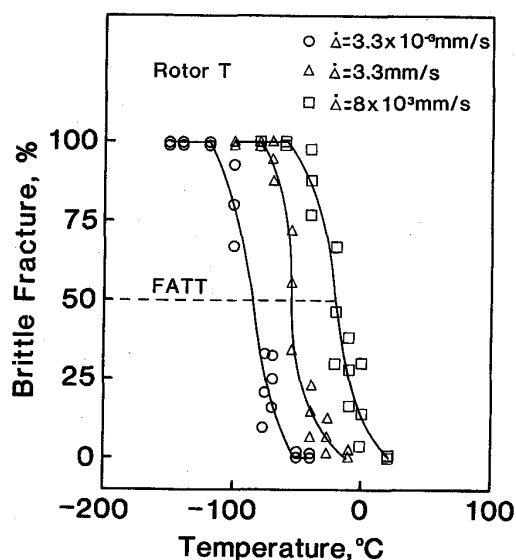


Fig. 11. Deformation rate effects on $FATT_{SP}$ obtained from static and dynamic SP tests on a rotor T steel.

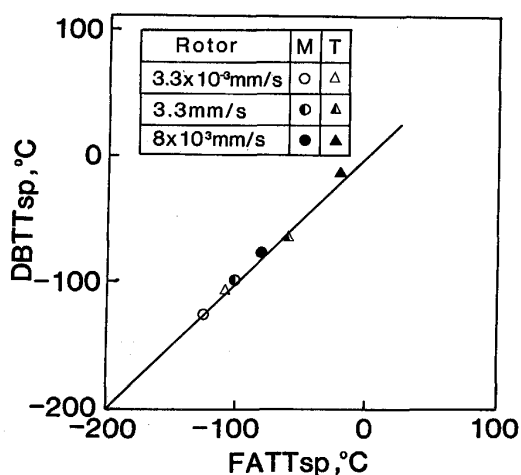


Fig. 12. Correlation between $DBTT_{SP}$ and $FATT_{SP}$ obtained from static and dynamic SP tests on rotor M and rotor T steels.

きた。

(2) 静的 SP 試験および動的 SP 試験で得られる $DBTT_{SP}$ と $FATT_{SP}$ は等価である。

(3) $FATT_{SP}$ と $FATT_{CVN}$ との相関関係は変形速度を 10^3 倍, 2.5×10^6 倍に増加することによって α 値が 0.45, 0.54 と得られた。

最後に、動的 SP 試験装置の製作に当たり、御協力を賜りました日本たばこ産業(株)の関係各位に感謝いた

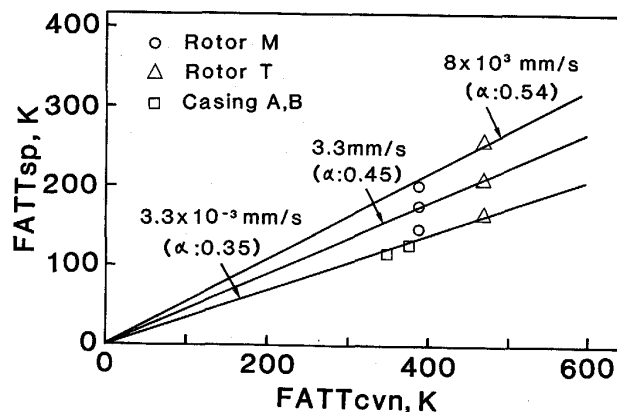


Fig. 13. Deformation rate effects on correlation between $FATT_{SP}$ and $FATT_{CVN}$ obtained from SP and CVN tests on rotor and casing steels.

します。

記号

SP エネルギー: 静的 SP または動的 SP 試験で得られるエネルギー [J]. 最大荷重-変位曲線下の面積で定義。

$DBTT_{SP}$: 静的 SP または動的 SP 試験で得られる延性-脆性エネルギー遷移温度 [°C]. 上部棚エネルギーと下部棚エネルギーの平均値にあたるエネルギーを持つ温度で定義。

$FATT_{SP}$: 静的 SP または動的 SP 試験で得られる延性-脆性破面遷移温度 [°C]. 50% 脆性破面率を示す温度で定義。

$FATT_{CVN}$: シャルピー試験で得られる延性-脆性破面遷移温度 [°C]. 50% 脆性破面率を示す温度で定義。

文献

- 1) R. VISWANATHAN and A. JOSHI: Metall. Trans. A, 6 (1975), p. 2289
- 2) N. S. CHERUVU and B. B. SETH: Metall. Trans. A, 20 (1989), p. 2345
- 3) R. VISWANATHAN: ASTM STP672 (1979), p. 169
- 4) J. M. BAIK, J. KAMEDA and O. BUCK: ASTM STP888 (1986), p. 92
- 5) 高橋秀明, 庄子哲雄, 毛 星原, 浜口由和, 三沢俊平, 齊藤雅弘, 奥 達雄, 古平恒夫, 深谷 清, 西 宏, 鈴木雅秀: JAERI-M 88-172 (1988)
- 6) 時津和博, 根井敏明, 周 永漢, 橋田俊之, 高橋秀明: 日本機械学会第 68 期全国大会講演会概要集, Vol. A (1990), p. 359
- 7) 盧 友紹, 庄子哲雄, 高橋秀明: 日本機械学会論文集 A, 53 (1987), p. 1550
- 8) 松下 敬, M. L. SAUCEDO, 四辻美年, 庄子哲雄, 高橋秀明: 日本機械学会論文集 A, 55 (1989), p. 1619
- 9) J. KAMEDA: Acta Metall., 34 (1986), p. 2391
- 10) T. MISAWA, T. ADACHI, M. SAITO and Y. HAMAGUCHI: J. Nucl. Mater., 150 (1987), p. 194