大型鍛鋼における集合微小欠陥の破壊力学的評価法の検討†

遠藤 忠良* 船田 立夫**

Effect of Clustered Small Flaws on Unstable Fracture
of Large Rotor Forging

by

Tadayoshi ENDO and Tatsuo FUNADA

(Takasago Technical Institute, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., Takasago)

In large forgings such as turbine rotors, it is often recognized that small clustered flaws or heavy sulfide inclusions are scattered in the center part. These flaws or inclusions are too small to be evaluated individually by the linear elastic fracture mechanics (LEFM) and their scattered area is too large to be evaluated for understanding unstable fracture of the forgings.

The present study was made to find out a simple way to evaluate these flaws by using the fracture toughness of matrix (K_{Ic} , J_{Ic}) and simple bending fracture tests of smooth specimens containing flaws. An equivalent crack (A_{eq}) was calculated from these tests by different methods. The equivalent single crack calculated by using J-integral was the same order as individual small flaws, while that calculated by LEFM gave the same order as the sulfur segregation band width. J_{Ic} seemed to express the initiation of unstable fracture from individual small flaws. A simpler value " f " ($=\sqrt{mA_{eq}}$) instead of the equivalent crack (A_{eq}) was proposed for the evaluation of these clustered flaws.

(Received Sep. 3, 1983)

キー・ワード：微小集合欠陥，大型鍛鋼，弾塑性破壊力学，等価欠陥，硫化物偏析

1 緒 言

大型タービンロータ用鍛鋼，特に1960年代以前に製造されたものには，集合した微小な欠陥がしばしば見受けられる。これらは定量的に個々の欠陥の大きさを評価するには小さすぎ，また集合する欠陥の全域を考えると評価できない大きさになる。さらに鍛造材内部にこれらが点在する場合，超音波探傷検査による欠陥集合領域が大まかにわかる程度で，個々の欠陥の寸法を知る方法が難しいのが現状である。

したがって，何等かの方法でこれらが不安定破壊に及ぼす効果を定量的かつ合理的に評価することが必要である。欠陥の大きさが小さくなるにつれ，不安定破壊評価は線型破壊力学の領域から非線型破壊力学の領域に入らざるを得ないが，これら集合微小欠陥に対し，非線型破壊力学の適用限界を知るうえで，欠陥評価法の検討は重要と思われる。

最近火力タービン部品の長期使用による材質変化調査や余寿命予測の研究がなされており，古い時代に製

造された材料の再評価が必要になっている。ここでは1960年代に製造された大型ロータ用鍛鋼を用いて，集合微小欠陥を含む材料の破壊試験を行って，それらの不安定破壊への寄与について検討を加えた。

2 供試材の性質

2・1 化学成分と欠陥の性状

用いた供試材は，胴径約1800mmのタービンロータ用3.5NiCrMoV鍛鋼より切出されたブロックで，Table Iに化学成分を示す。化学成分中，P，S等の不純物が多いのがこの鍛鋼製造時の特徴であり，分析結果では中心から外周にかけて差は見られないが，中心部にはFig. 1に示すように濃い硫化物偏析帯が点在し，これは外周にゆくにつれ少なくなる。また，同図に示すような染色探傷による欠陥指示が連なって存在し，これら指示は硫化物偏析帯とほぼ対応している。

代表的な視野について，スンプ法による欠陥集合状況を見たのがFig. 2であり，またスンプ法によって認められた欠陥の大きさ（中心部切断片の断面を任意に選んで観察した20視野について）の分布例をFig. 3に示す。欠陥は未圧着のポロシティと，MnSを主体とする非金属介在物とからなっている。

† 原稿受理 昭和58年9月3日

* 正会員 三菱重工業(株)高砂研究所 高砂市荒井町新浜

** 三菱重工業(株)高砂研究所 高砂市荒井町新浜

Table I. Chemical composition of the material.

Material	Location	Composition (%)								
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
3.5NiCr MoV steel	Center	0.27	0.20	0.35	0.012	0.013	3.84	1.84	0.43	0.12
	Middle	0.33	0.17	0.37	0.015	0.018	3.89	1.94	0.49	0.13
	Outer surface	0.26	0.20	0.35	0.012	0.015	3.77	1.92	0.44	0.12

Fig. 2. An example of enlarged view of flaws.

Table II. Mechanical properties of the material (R.T.).

Location of specimens	Number of specimens	0.2% offset yield strength (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	El. (%)	R. A. (%)	True fracture strength (kg/mm ²)
Center ($d < 500\phi$)	13	86.4	99.9	13.1 (5.5~20.4)	33.8 (5.6~51.0)	126.8 (101 ~157)
Middle part ($d = 500\phi \sim 1000\phi$)	9	86.2	97.9	19.6 (19.0~20.9)	55.6 (46.9~59.6)	160.0 (135.2~170)
Outer surface ($d = 1000\phi \sim 1800\phi$)	8	84.1	95.6	20.8 (19.0~22.0)	58.7 (53.8~64.0)	164.4 (158 ~179)

An example of Dye-penetrant test

An example of sulfur print

Fig. 1. An example of clustered flaws.

Fig. 3. Distribution of size of defects in selected area.

2・2 供試材の引張性質と破壊じん性値

鍛造材を中心部から三つの領域、すなわち(1)中心部(直径 500 mm 以内)、(2)中間部(直径 500~1000 mm の間)、(3)外周部(直径 1000~1800 mm の間)に分け、それぞれより試験片を採取した。機械的性質にはかなりのばらつきがあるため多数の試験片を接線方向に採取した。Table II に引張性質の平均値と、伸び・絞り・真破断応力についてばらつき範囲を示す。

Fig. 4 には各領域から採取した0.5インチから3イ

Fig. 4. Effect of temperature on fracture toughness of each part.

ンチ CT 試験片による破壊じん性値 (K_{Ic} , J_{Ic}) を示した。(破壊面が回転時接線応力に直角となるように採取。)

破壊じん性試験は K_{Ic} については ASTM E399 を, J_{Ic} については E813 に基づいて行った。ここで求めた K_{Ic} および J_{Ic} の値は, 大きなき裂がある場合に求められた基地のじん性値と言うことができ, 微小な欠陥が点在する領域であっても欠陥には影響されていない値であると考えることができよう。じん性値は中間部, 中心部がほぼ同程度の値を示し, ばらつきが大きいのに比し, 直径 1000 mm 以上の外周ではばらつきも少なくじん性も高くなっている。

3 欠陥を含む平滑試験片の破壊実験

ここで対象としている欠陥は, それぞれが微小で, 個々の欠陥形状が不規則であり, かつ欠陥の配列が全く複雑であるだけに, これらの不安定破壊に対する効果を評価するには工夫が必要と思われる。また, 個々の欠陥が小さいことから, 破壊は弾塑性域で生ずるので, J_{Ic} による破壊発生の説明がどの程度可能かも検討しておく必要がある。このため, 欠陥を含んだ2種の平滑試験片を破壊させ, 欠陥の寄与について検討することにした。試験片は, 中心, 中間部から採取し, 自然欠陥がなるべく表面に現れるようにし, 試験片表面のサルファプリントをあらかじめ採取すると同時に試験片寸法についても実際の回転体中心部のひずみ比にほぼ等しい応力状態を再現するようにした。

3・1 曲げ破壊試験

鍛造材中心部より, 2個の大型曲げ試験片を採取した。Fig. 5 に試験片形状寸法を示す。これを4点曲げ

Fig. 5. Size of bend test specimen and C-ring specimen.

破壊試験に供した。本試験片の弾性域における軸方向および幅方向ひずみ比は約-0.18で, 回転する長いロータの弾性領域のひずみ比 (-0.05 ~ -0.2) に近くしてある。

破壊試験に際しては, 表面に塑性ひずみゲージおよびモアレしま用格子を貼り付け, ひずみの測定を行い, これより表面の真応力を推定した。Fig. 6 に試験片表面の真応力と真ひずみとの関係を示す。

Fig. 6. True stress vs. strain relation at the surface of the specimens.

Fig. 7 は, 曲げ破壊後の表面のサルファプリントと破壊起点の関係を示しており, 破壊が硫化物偏析と関係していることがわかる。また, Fig. 8 には曲げ破壊後の破面の状況と, 破壊の進展方向, および破壊起点を図示した。二つの試験片とも破壊起点は表面近傍に存在する硫化物偏析帯となっており, これから不安定破壊が進展している。

3・2 Cリング破壊試験

上述のような大型曲げ試験片は多数採取できないので, Fig. 5 に示したCリング状試験片を採取し, 垂直

Fig. 7. Sulfur segregation at the surface of specimens and its relation to the fracture origin.

Fig. 8. An example of fracture surface of bend specimens and the location of fracture origin.

荷重による圧壊試験を実施した。試験片は鍛造材の中心部、中間部より採取し、試験温度は -100°C から 20°C まで実施し、じん性の異なる状態下での破壊応力を求めた。

Fig. 6 に、Cリング外表面の真応力-真ひずみ関係を示す。ひずみの求め方は曲げ試験片と同様の方法によった。

Table II に、曲げ試験片およびCリング試験片の破壊発生時の応力を各温度ごとに示した。室温の場合には試験片全体が不安定破壊する前に小き裂の開口が見られ、これが全体の破壊につながるようである。Fig. 6 にこれを矢印で示した。また、Table III にこれらき裂発生時の応力値を示した。

4 集合微小欠陥の不安定破壊に対する効果について

4・1 弾性破壊応力による等価欠陥の検討

Table III に示した曲げ試験片およびCリングの破壊試験時の表面弾性曲げ応力を用いて、表面近傍に存在する集合微小欠陥および硫化物偏析帯を等価なき裂に置き換えることを検討してみる。すなわち、供試材を弾性体と見なし次式の係数を求める。

$$f = \frac{K_{Ic}}{\sigma_f^e} (\sqrt{\text{mm}}) \quad (1)$$

ここに、 K_{Ic} ；基地の平均破壊じん性値 ($\text{kg}/\text{mm}^{3/2}$)

σ_f^e ；破壊時の表面弾性応力 (kg/mm^2)

f は次式のように等価な表面き裂に置き換え得る係数で、ここでは等価欠陥係数と呼ぶことにする。 f から表面の等価き裂深さ A_{eq} を求めるには次式によった。

$$A_{eq} = \frac{1}{m} f^2 \quad (2)$$

ここに、 m ；き裂の形状と応力状態から決まる定数（表面半円き裂の曲げの場合、 $m=1.38$ 、

表面半円き裂の引張りの場合、 $m=1.54$ である。）

Table III に示すように、今回の実験で得られた f の値は、 $2.0 \sim 3.9 \sqrt{\text{mm}}$ の範囲にあり、これを曲げを受ける表面半円き裂を想定して A_{eq} を求めた場合 3～11 mm 深さとなった。各種の等価欠陥深さの計算値を Table IV に示す。このようにして求めた等価欠陥深さは、いずれも実在する個々の欠陥の大きさよりは約10倍オーダ大きいことがわかる。この理由を考えて見る。

Fig. 6 に示すように、本実験で用いた試験片の破壊は -100°C の実験においても若干の塑性変形を伴っている。じん性の増す室温ではさらに大きな塑性変形を伴って破壊している。したがって、試験片が不安定破壊する直前では破壊起点となった偏析帯中にある集合微小欠陥からはそれぞれにき裂が生じ、これがある大きさに成長しているものと想定され、上述の A_{eq} の大きさはこれに相当する寸法を示すものと考えられる。

このような破壊の過程を詳細に分離することは難しいが、延性のある室温の実験でも小さなき裂発生時の真ひずみの値が1～3%と低いことを考えると、延性の低い硫化物偏析帯に点在する欠陥は不安定破壊直前に分離することが十分考えられる。これらぜい弱部の分離後の不安定破壊が K_{Ic} で表されると考えれば上述の等価き裂寸法が大きいことが理解できる。

4・2 J積分に基づく等価欠陥の検討

前述のごとく、ここで対象とする欠陥は個々には高

Table III. Fracture test results and test conditions.

Type of specimen	Test temperature	Location of specimens	Average fracture toughness		Fracture stress at outer surface (σ_f)(kg/mm ²)				$G(\sigma_f^t)$ at fracture (kg/mm ²)	$f=(K_{Ic}/\sigma_f^e)$ ($\sqrt{\text{mm}}$)
			K_{Ic} (kg/mm ^{3/2})	J_{Ic} (kg-mm/mm ²)	Crack initiation		Unstable fracture			
					Elastic stress	True stress	Elastic stress (σ_f^e)	True stress (σ_f^t)		
Bending specimen	20°C	Center	445	8.4	140	88	157	95	27.3	2.83
			445	8.4	158	94.3	170	98	68	2.62
C-Ring specimen	20°C	Center	445	8.4	—	—	123	91.7	10.5	3.62
			445	8.4	—	—	131	93.1	15.3	3.40
		Middle	610	16.1	141	94.5	>156	> 96	23.5	<3.91
	-50°C	Center	305	4.0	—	—	114	100.1	17.3	2.68
			305	4.0	—	—	149	105	54.1	2.05
			305	4.0	—	—	125	102	27.3	2.44
		Middle	325	4.58	—	—	>156	>106	>68	<2.08
	-100°C	Center	235	2.4	—	—	102	98	6.7	2.30

Table IV. Calculation results of equivalent cracks in various type of loading.

Specimen No.	K_{Ic}	J_{Ic}	f $\sqrt{\text{mm}}$	$G(\sigma_f^t)$ kg/mm ²	$A_{eq}(1)=\frac{1}{1.38}f^2$	$A_{eq}(2)=\frac{1}{1.54}f^2$	$A_{eq}(3)=2.28(\frac{J_{Ic}}{G(\sigma_t)})$
B1	445	8.4	2.83	27.3	5.80	5.20	0.70
B2	445	8.4	2.62	68	4.97	4.46	0.28
R2	445	8.4	3.62	10.5	9.49	8.51	1.82
R3	445	8.4	3.40	15.3	8.38	7.51	1.25
R1	610	16.1	<3.91	23.5	<11.8	<9.93	1.56
L1	305	4.0	2.68	17.3	5.20	4.66	0.53
L4	305	4.0	2.05	54.1	3.05	2.73	0.17
L3	305	4.0	2.44	27.3	4.31	3.87	0.33
L2	325	4.58	<2.08	68	<3.14	<2.81	<0.15
L5	235	2.4	2.30	6.7	3.81	3.43	0.82

々 1 mm 前後であり, これら微小欠陥の破壊に対する評価に際しては, 弾塑性破壊力学を適用すべき範囲にあると考えられる. また Fig. 6 に示すように本実験で破壊させた試験片は全断面塑性に近い状態で破壊に至っている, このような応力・ひずみ状態で欠陥の評価をする必要がある. そこで, 延性き裂の発生を示す破壊じん性値 J_{Ic} と, 試験片の全面塑性状態における J 積分値である $J_{applied}$ を等価におくことによって, 微小集合欠陥を等価なき裂に置換えて考えてみることにした. すなわち, 次式から A_{eq} を求める.

$$J_{applied}=G(\sigma_t) \cdot g \cdot A_{eq}=J_{Ic} \quad (3)$$

ここで, $J_{applied}$ の計算には全断面塑性下の引張応力場にある表面き裂に対する式を近似的に流用することにした. すなわち, 式(3)において $G(\sigma_t)$ は全面塑性下の J 積分計算のための stress term を表すが, こ

こでは W. Reuter 等の示した次の式を用いた.

$$G(\sigma_t)=\sigma_{ys} \cdot \varepsilon_{ys} \left\{ 2.99 \left(\frac{\sigma_t}{\sigma_{ys}} \right)^2 + \alpha \cdot \beta \left(\frac{\sigma_t}{\sigma_{ys}} \right)^{N+1} \right\} \quad (4)$$

$$\varepsilon_t = \frac{\sigma_t}{E} + \alpha \cdot \varepsilon_{ys} \left(\frac{\sigma_t}{\sigma_{ys}} \right)^N \quad (5)$$

式(3), (4), (5)において,

σ_t ; 真応力

ε_t ; 真ひずみ

σ_{ys} ; 降伏応力

ε_{ys} ; σ_{ys}/E

g ; 表面き裂形状による定数

β ; Reuter 等の計算による定数で平面ひずみ状態のとき $\beta \approx 8.0$

α, N ; 真応力-真ひずみ線図の定数 (式(5))

この材料の場合, 鍛鋼中心部において α, N の値は次のようであった.

20℃ ; $\alpha=0.476$, $N=28.9$

-50℃ ; $\alpha=0.452$, $N=23.5$

-100℃ ; $\alpha=0.581$, $N=26.5$

式(3), (4)は, W. Reuter 等が引張りを受ける有限厚さの板に半円表面き裂がある場合の全面塑性下の J_{applied} の計算に用いたものであるが, 今回対象としているき裂寸法が小さいので, この式を曲げの場合にも流用して考えることにした. なお, 式(4)中の定数 2.99 および β は, Reuter 等の計算式において板厚を十分大きくし, また, 平面ひずみ状態で得られた値である. いまのところ, 表面き裂に対する J_{applied} の式としてはこのような式を流用する以外に方法がないのが現状である.

式(3), (4)に破断時または小き裂発生時の σ_f を入れて $G(\sigma_f)$ を求め, Table III に示す. Table IV にこれから求められた等価欠陥深さを $A_{\text{eq}}(3)$ として示す. 求められた等価き裂寸法の大きさは実在する小欠陥の大きさにほぼ等しいオーダーであり, しかもその大きさは基地のじん性値によってあまり大きく左右されないことは注目すべきである.

以上に弾性および弾塑性応力を基にして, 集合微小欠陥を単独の等価き裂として評価する方法を検討した.

これらの検討の結果求めた等価き裂深さの値を基地のじん性値をパラメータにして Fig. 9 に示す.

Fig. 9. Calculated equivalent crack sizes and their relation to fracture toughness of matrix.

$A_{\text{eq}}(1)$, $A_{\text{eq}}(2)$ の大きさは実在小欠陥の約10倍近い値で, これはこの鍛鋼中に見られる中心部の硫化物偏析帯の幅にほぼ相当することを示している. しかも, 得られた値は基地のじん性が高くなるにつれて大きくなる傾向を示し, また, 低じん性になればなる程 J 積分から求まる等価き裂 $A_{\text{eq}}(3)$ に等しくなる傾向を示す.

一方, J 積分を用いて算出した $A_{\text{eq}}(3)$ は, 実在する個々の微小欠陥寸法にほぼ等しいオーダーを示しており, しかも基地のじん性が変化してもあまり変化しないことがわかった. このことは, J_{Ic} と弾塑性状態下の J

積分値を用いれば, 実在する個々の欠陥をそのまま不安定破壊評価に用いることができる可能性を示したことになる. つまり, 今回用いた微小欠陥を含む材料が弾塑性域で破壊する過程を考えると, まず小欠陥からき裂が生じ, ぜい弱な硫化物偏析帯を分離し, 次いでこれが試験片全体の瞬時不安定破壊に移行することが考えられる. この場合 J_{Ic} は小欠陥からのき裂発生を説明していると考えられる. また, K_{Ic} はき裂がかなり大きくなった後のぜい性破壊を弾性解析で表すのに適していると言える. 破壊の過程が2段階に分れているとはいっても, 時間的にはごく短時間の現象ゆえ, このことを説明することはミクロ破面的には難しいが, マクロ破面 (Fig. 8) からはこれが言えるようである.

したがって, Fig. 9 に示す $A_{\text{eq}}(1)$, $A_{\text{eq}}(2)$ と, $A_{\text{eq}}(3)$ の寸法差は, 小欠陥からのき裂の発生・進展量に相当するものであり, 基地のじん性が高くなるにつれ, 両者の差 ($A_{\text{eq}}(1)$, (2)- $A_{\text{eq}}(3)$) が増すのはこのためと考えられる.

今回の実験ではじん性の十分高い領域の実験は数多く行われていないが, 仮りに同じ程度の偏析帯があったとしても基地のじん性が $700 \sim 800 \text{ kg/mm}^{3/2}$ と高い場合 (この種 3.5NiCrMoV 鋼の室温のじん性として通常値) には, 破壊時の表面の応力は真破断応力に達し, 大きな変形が生じるであろう. したがって, Table III 中の f の値は, $4.0 \sim 4.5 \sqrt{\text{mm}}$ が上限値となることが予想される. このような高じん性域の小欠陥の効果についてはさらに実験検討を要しよう.

以上のような考察は, 集合微小欠陥を等価な単独き裂に置きかえた場合であるが, あくまでき裂を表面半円き裂として考えた場合であって, 実際に破壊に寄与した欠陥は内部に存在する場合もある. したがって, 集合欠陥を評価するには上述の A_{eq} そのものよりは f の値を用いるのが合理的であろう.

4・3 弾塑性域における破壊限界曲線について

前節に述べた等価き裂への置き換えの他に, 材料欠陥を含む材料の塑性崩壊応力 σ_c (≡真破断応力) さえ知れば良いとの考えも成り立つ. R. Harrison 等³⁾ はこのような塑性崩壊領域と, K_{Ic} によって破壊が説明される領域とを, Dugdale モデルを基にして結びつけ破壊限界曲線を作る方法を提案し, これを実験により実証してゆこうとしている. これはいわゆる2パラメータ法と呼ばれる方法である. Fig. 10 に限界曲線の式を示し, また今回実験で得られた中心部の室温 K_{Ic} と塑性崩壊応力として真破断応力 σ_T (Table II) をとり, それぞれの平均値と上・下限値を用いて作成した線図を示した. 図中の白丸は今回のCリングおよび曲げ試験片の破壊応力を示すが, いずれもほぼ線図のばらつ

Fig. 10. Diagram for failure assessment by two parameter method (center part of the forging, room temperature).

き範囲にある。しかしながら実験により Dugdale モデルによる限界曲線の検証には多量の実験を要しよう。また、この方法は本報で対象にしている集合欠陥は対象としておらず、あくまで単独欠陥に対する評価法になる。図中 K_{Ic} によって破壊が決まる限界線と σ_T の水平線とが交わる点（図中●印）におけるき裂深さが 6~8 mm とほぼ一定となっており、これは前節の A_{eq} (1)にほかならない。つまり、小欠陥を含む材料の弾塑性破壊応力（≡真破断応力）そのものが基地の K_{Ic} のばらつきのみで表示できることを示している。

5 結 言

大型鍛鋼中に含まれる微小集合欠陥の不安定破壊への効果を検討するため、小欠陥を含んだ試験片の破壊試験を行って、次のような知見が得られた。

(1) 微小集合欠陥の不安定破壊に対する効果を評価するのに、これらを等価な単独き裂に置き換えてみる方法を検討した所、 $J_{applied} = J_{Ic}$ とすることによって

求める等価き裂寸法は単独実欠陥寸法に近く、これは基地のじん性が変わっても変わらない。つまり個々の小欠陥に対し J_{Ic} を適用できる可能性を示した。

(2) 一方、弾性破壊応力 σ_f を基にして $K_{Ic} = f\sigma_f = \sqrt{mA_{eq}}\sigma_f$ として求められた等価き裂深さ A_{eq} は、この材料の硫化物偏析帯幅にほぼ等しく、また A_{eq} の値は基地のじん性の影響を受け、じん性が高いと大きくなる傾向を示した。

(3) 以上のことからぜい弱な硫化物偏析帯中に点在する小欠陥は、基地の平均的じん性 (K_{Ic}) が比較的高いと、まず小欠陥からき裂が発生し、偏析帯が分離すると同時に試験片全体が不安定破壊すると考えられる。 J_{Ic} , K_{Ic} はそれぞれこれら 2 裂階の過程を説明しているようでありマクロ破面からもこれが示された。

(4) この種の材料欠陥を含む鍛鋼の弾塑性破壊応力の推定には、上述の等価欠陥寸法そのものによるよりは等価欠陥係数 f によるのが合理的と考えられる。

今回得られた f の値は 2~4 であり、この種鍛鋼に共通的に用い得る値かどうかについてさらに実験検討を要しよう。

(昭和58年6月24日 第2回破壊力学シンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 広田良夫, 角家義樹, 後藤 徹, 和気幹雄, 藤井久司, 三菱重工技報, **19**, No. 2 (1982).
- 2) W. Reuter and D. Chung, NUREG-0744, **2**, Rev. 1, Appendix I (1982).
- 3) R. Harrison, K. Loosemore, I. Milne and A. Dowling, CEBG 報告書, R/H/R6-Rev. 2 (1980).