各種鑄鉄の破壊機構とフラクトグラフィに関する考察*

有 井 満** 多 嶋 孝 一**

Consideration on Fracture Mechanism and Fractography of Various Cast Iron

by

Mitsuru ARII and Koichi TAJIMA

(Heavy Apparatus Engineering Laboratory, Tokyo Shibaura Electric Co., Ltd., Yokohama)

Various kinds of cast iron containing flaky or spheroidal graphites were subjected to usual tension testing and fracture toughness testing, and their fracture surfaces were examined with a scanning electron microscope. From a viewpoint of fractography, microscopic fracture mechanism of cast iron was discussed.

Most of the fracture surfaces of pearlitic spheroidal graphite cast iron exhibit a river pattern, and the initiating points of microcracks are found in the middle of the matrix away from graphites.

In the case of ferritic or austenitic spheroidal graphite cast iron, their fracture surfaces generally show a dimple pattern formed by coalescence of voids of graphites.

Such distinctly different features in the fractographs can be interpreted based on the correlation between the elastic-plastic stress distribution around graphites and the fracture stress level of matrix material. Furthermore, it was attempted to correlate fracture toughness to the appearance of the fracture surfaces.

(Received Sep. 18, 1976)

1 緒 言

走査型電子顕微鏡を用いて材料の破壊原因や微視的な破壊機構を探ることが近年盛んに行われているが、鑄鉄については、低強度で主構造部材として用いられることが少ないこともあってか、フラクトグラフィ的な考察が充分になされていない。

しかし、最近¹⁾²⁾は破壊力学³⁾⁻⁶⁾の適用によってこの方面の関心も高まってきている。

一方、鑄鉄の強度が黒鉛の形状や基地組織によって支配されることは周知のところであり、破壊機構におけるこれらの役割についてもいくつか報告が行われてきている³⁾⁻⁶⁾。

従来、片状黒鉛鑄鉄の強度の低い理由は、黒鉛端における弾性的な応力集中や黒鉛の存在による有効断面積の減少によるものとされている。この片状黒鉛鑄鉄の問題点を解決するため、黒鉛を球状化して黒鉛端における応力集中を緩和した球状黒鉛鑄鉄が、強度の点で炭素鋼に比肩するものをもちながら、伸びが小さく降伏比が高くなるなどのぜい性的挙動を示す理由に關しては、必ずしも明確な解答が得られていない。

また、応力集中効果のみを取り上げてみても、鑄鉄では黒鉛先端の応力集中係数 (1.6~16 といわれる) から予想される以上の高い引張強さが得られることから、他の破壊力学的な要因を考える必要がある。そして、これらに関しては実際破面の微視的観察よりヒントが得られよう。

ここでは、最も基本的な破壊形式である引張破壊を対象に、平滑引張試験片、および破壊じん性試験片の破断面におけるフラクトグラフィ的見地から、各種鑄鉄の微視的破壊機構と強度に関する考察を試みた。

2 実 験 方 法

2・1 供試試料

低周波電気炉で溶製した各種鑄鉄溶湯を CO₂ 型に鑄込んで肉厚 2 インチの Y 型ブロック (JIS・B 号) を採取した。各供試試料の化学分析値と組織の特徴を Table I に示す。

試料 FP は片状黒鉛をもつ普通のねずみ鑄鉄であるが、試料 SF, SFP, SP, SA は Fe-Si-Mg 合金系の球状化処理剤で溶湯を処理した球状黒鉛鑄鉄である。試料 SF のみ 920℃×2 hr, 720℃×4 hr の 2 段階フェライト化焼なましを施したが、他はすべて鑄放しとした。

2・2 引張りおよび破壊じん性試験

* 原稿受理 昭和51年9月18日

** 正 会 員 東京芝浦電気(株)重電技術研究所

横浜市鶴見区末広町

Table I. Chemical composition and microstructure designations of specimens.

Specimen	Chemical composition (wt %)							Microstructure designation	
	C	Si	Mn	P	S	Mg	Ni	Graphite	Matrix
FP	3.16	2.09	0.44	0.05	0.03	—	—	Flaky	Pearlite
SF	3.36	2.77	0.30	0.025	0.025	0.031	—	Spheroidal (75%)*	Ferrite
SFP	3.36	2.68	0.53	0.027	0.015	0.031	—	Spheroidal (87%)	Ferrite-Pearlite
SP	3.30	2.67	0.55	0.025	0.021	0.036	—	Spheroidal (90%)	Pearlite
SA	3.00	2.04	6.20	0.032	0.012	0.040	10.4	Spheroidal (90%)	Austenite

* Nodularity

上記の供試Y型ブロックより JIS 4号引張試験片 (試料 FP のみ JIS 8号), および WOL 型の compact tension 試験片 (板厚 32 mm, 切欠き先端半径 $\rho = 0.25$ mm, 以下 CT 試験片とよぶ) を切り出し, いずれも室温で試験した. CT 試験片は, 外部切欠きの効果, および破壊じん性と破面様相の関係を調査するために用いた.

なお, 破壊じん性試験は ASTM・E399 に規定されている方法に準じて実施した.

2・3 破面観察

得られた引張試験片と CT 試験片の破断面について, 走査型電子顕微鏡 (SEM) による破面観察を行った. また, 必要に応じて EPMA (JXA-50A) による非金属介在物の観察と成分分析を行った.

3 実験結果

3・1 引張試験結果

引張試験結果を Table II に示す. パーライト基地材の試料 FP と試料 SP は, とともに伸び, 絞りがほとんどないのに対し, 基地中にフェライトを含む試料 SF と試料 SFP, およびオーステナイト基地の試料 SA はかなりの伸びと絞りを示している. しかし, 20 %近い伸び, 絞りを示す試料でさえ, 一般の鋼材で得られる cup and cone 型の破断面を生ぜず, 平面的で断面収縮が小さいぜい性的な破壊形態を示す.

Table II. Mechanical properties.

Specimen	Yield strength σ_Y^* (kg/mm ²)	Tensile strength σ_B (kg/mm ²)	Elongation ϵ (%)	Reduction of area φ (%)
FP	22.3	27.3	2.0	0
SF	31.9	44.9	18.4	21.6
SFP	37.6	59.2	7.2	13.8
SP	52.8	84.1	5.0	3.0
SA	23.8	41.5	17.0	13.8

* σ_Y is equal to 0.2% proof strength.

3・2 破壊じん性試験結果

破壊じん性試験で得られた開口量 (V) - 荷重 (P)

Table III. Fracture toughness data.

Specimen	K_Q (kg/mm ² · $\sqrt{\text{mm}}$)	K_Q/σ_Y ($\sqrt{\text{mm}}$)	$2.5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_Y} \right)^2$ (mm)	$K_{\max}$ (kg/mm ² · $\sqrt{\text{mm}}$)	$K_{\max}/\sigma_Y$ ($\sqrt{\text{mm}}$)
FP	40.2	1.8	8.0	80.9	3.6
SF	124.0	3.9	38.0	228.0	7.1
SFP	162.0	4.3	46.3	282.6	7.5
SP	171.0	3.2	25.5	171.0	3.2
SA	54.3	2.3	13.3	193.5	8.1

曲線から求めた破壊じん性に関するデータを Table III に示す. 試料 SP のみ $2.5(K_Q/\sigma_Y)^2$ が試験片の板厚以下となると同時に, $P_{\max}/P_Q \leq 1.1$ ($P_{\max}$: V-P 曲線の最大荷重, P_Q : V-P 曲線の初期直線部接線のこう配に対する 5 %割線と曲線との交点における荷重) となり, 形式上平面ひずみ条件が満足された. 他は $P_{\max}/P_Q > 1.1$ となり, これは K_Q と $K_{\max}$ の大きな差となって現れている.

3・3 破面観察結果

3・3・1 引張試験片破面 各試料について, フラクトグラフィ的な特徴を以下に述べる.

(1) 試料 FP

外観的にみた破面は平坦で, 全体的に黒っぽい. 微視的には Fig.1 (a) に示すように, 破面の大半が不規則な形をした黒鉛の薄片で覆われていたり, 黒鉛がハク離したあとのくぼみや粒界面状の平坦面を示しており, 基地の破断面とみられる部分は少い.

このように, フラクトグラフィ観察では一般の顕微鏡組織でみる以上に黒鉛の面積率が大きく, 板状切欠きとしての黒鉛を伝わって破壊していることがわかる.

基地の破断面は塑性変形をあまり伴わないぜい性的なへき開破面が主体であり, 多くの場合ファン状を呈する. へき開面上のリバーパターンより推定される微視的なへき開き裂の発生源は黒鉛端の付近であるが, 黒鉛の周辺には Fig.1 (b) に示すような多少の塑性変形を伴ったパーライトのせん断面やディンプルも認め

*1 K_Q は加工切欠きをもつ CT 試験片で求めた値であるため $\rho \approx 0$ で規定される破壊じん性はと異なるじん性パラメータ.

G ; Graphite, C ; Cleavage facet, P ; Shear fracture surfaces of pearlite

Fig. 1. SEM fractographs of tension specimen FP. (b) is higher-magnification view of the area within the rectangle in the fractograph (a).

G ; Graphite, D ; Dimple

Fig. 2. SEM fractographs of tension specimen SF. (b) is higher-magnification view of the area within the rectangle in the fractograph (a).

られ、これらの面はほぼ水平なへき開面に対して傾斜している。

(2) 試料 SF

外観的に破断面は黒くみえる。これは Fig. 2 に示すようにジグザグの著しいディンプルよりなるためである。ディンプルが介在物を核とするマイクロボイドの塑性すべりによる合体で生じるという意味では、球状黒鉛部のくぼみも一種のディンプルといえる。

黒鉛と黒鉛の間の基地部が充分に絞られた結果として黒鉛と基地の間にギャップを生じ、その内壁には軟かいフェライトの塑性すべりで生じたしわ模様が認められる。これは、破断するまでの塑性変形量が多いことを物語り、引張試験結果における伸びの多さに対応する。

(3) 試料 SFP

外観的に、ほぼ円形の黒い領域と金属的な輝きをもつ白い領域にわかれている。黒い領域の中にも白点部があり、位置的な状況からこの部分が破壊の起点になったと推定される。一般的にも、基地がパーライトとフェライトからなる球状黒鉛鋳鉄の引張破面は、この例のように白い領域と黒い領域に分れる。

微視的に観察した結果、黒い領域は試料 SF でみ

れたのと同様のディンプル破面であり、起点部と黒い領域をとり囲む白い領域はへき開破面であった。すなわち、ぜい弱部で発生した微視き裂が延性的に拡大したのち、へき開による急速破断に移行したものであろう。

(4) 試料 SP

基地の 100 % 近くがパーライトである本試料の破面は全般的に白く、金属的な輝きをもっている。微視的には Fig. 3 (a) に示すようにへき開面が主体であるが、一部には粒界面も認められた。また、黒鉛と基地の間のギャップはきわめて少い。

試料 SFP でみられたような巨視的な破壊の起点は明らかではないが、へき開面上のリバーパターンを注意深く観察することによって、球状黒鉛より離れた基地の中に Fig. 3 (b) に示すような局所的な微視き裂の発生域が発見される。この部分には非金属介在物らしきものが認められ、EPMA によって分析した結果、Fig. 3 (c), (d) に示す Mg と O の特性 X 線像が得られた。したがって、これは MgO を主体とする介在物である。

また、他にもこれと類似の箇所をいくつか発見することができ、介在物として MgO のほかに、MgS、

Fig. 3. SEM fractographs of tension specimen SP. (b) is higher-magnification view of the micro-crack initiation area in the fractograph (a). (c) and (d) are X-ray images of Mg-K α and O-K α respectively for (b).

Fig. 4. SEM fractographs of tension specimen SA. (b) and (c) are higher-magnification view of the area within the rectangle A and B respectively in the fractograph (a).

MgP, CaO, CaS, CeP といった球状化処理剤に含まれるアルカリ土類や希土類元素の酸化物, 硫化物, リン化物, あるいは Ti, V の炭化物などの存在を確認することができた。

このように, パーライト基地の場合, 破壊は直接球状黒鉛端から発生していないと認められる。

(5) 試料 SA

破面の外観は灰色を呈し, 金属光沢はない。Fig. 4 (a)に示すように, 延性的なディンプルが主体的であるが, ぜい性的な擬へき開領域も混在する。オーステナイト基地であるため, ぜい性破壊部は Fig. 4 (b)にみられるように, 結晶学的に (100) へき開面をもつフェライトとはやや様相の異なるステップ状の破面を呈する。き裂の進行方向もリバーパターンのように明りょうではない。

一方, 延性破壊部は Fig. 4 (c)に示すように, フェライト基地材と同様の塑性すべりによるしわ模様や細かいディンプルが認められる。

3・3・2 CT 試験片破面 破壊じん性試験後の各試験片の破断面外観は, 先に述べた引張試験片の破断面と同様の傾向を表している。フラクトグラフィ的観察は, 巨視的な破壊の起点と目される切欠き先端近傍の板厚中央付近を中心に行った。以下に各試験片の破面の特徴を述べる。

(1) 試料 FP

切欠き先端の基地部には, Fig. 5 に示すようにわずかながらディンプルが認められ, へき開破面につながる点は, 片状黒鉛の周囲の観察結果と似ている。

Fig. 5. SEM fractographs of pre-crack tip of CT specimen FP.

(2) 試料 SF

ほぼ破面全域にわたってディンプル様相を呈し, 引張試験片の破面と大差がない。しかし, 切欠き先端に沿う基地部には Fig. 6 に示すように比較的平坦な帯状域が認められた。この中にはさざ波模様がみられ, また球状黒鉛と接するところに引き裂きディンプルも存在することから, 切欠き先端が塑性変形で引き延ば

Fig. 6. SEM fractographs of CT specimen SF. (b) is higher-magnification view of pre-crack tip in the fractograph (a).

されて生じた、いわゆるストレッチゾーンである。

(3) 試料 SFP

切欠き先端に沿う数 mm 幅の黒っぽい領域はディンプルが主体であり、他の白く輝く領域はへき開的様相を示す点で、やはり引張試験片の破面と同じ傾向である。

切欠き先端部には、試料 SF と同様、引き裂きディンプルを含むストレッチゾーン状の領域が認められた。

(4) 試料 SP

破面の全領にわたってへき開的様相を呈している。切欠き先端にはストレッチゾーンと見なし得るものはみられないが、切欠き先端にごく近い黒い黒鉛の周囲には、ディンプルや塑性すべりによる延性破断の形跡が認められた。

リバーパターンの流れ方向から微視き裂の発生点を探ると、切欠き先端に接するパーライトのせん断域であったり、あるいは Fig. 7 に示すように切欠き先端からやや離れた基地の中間点であったりする。このような局所的な微視き裂の発生点は先の引張試験片の破面と同様、き裂の急速伝ば域と考えられる内部にも発見することができる。

Fig. 7. Microcrack initiation near the pre-crack tip of CT specimen SP.

一般にこのような部分では、大きさは異っても非金属介在物やマイクロボイドを中に含みパーライトのせん断や擬へき開破面などよりなるき裂初生域ともいうべき領域をなし、周囲に広がるに従ってリバーパターンが形成されていく。個々のリバーパターンの方向は巨視的なき裂進展の方向と無関係である。

(5) 試料 SA

やはり切欠き先端部と内部のき裂伝ば域とはとくに差は認められない。引張試験片の破面よりややぜい性的で、ディンプルの形成が少い。

また、切欠き先端部にストレッチゾーンも認められたが、試料 SF ほど顕著ではなかった。

4 考 察

4.1 破壊じん性と破面様相の関係について

K_Q について平面ひずみ条件が満足された試料 SP の場合、 $V-P$ 曲線は Pop-in に達するまではほぼ直線的であり、不安定破壊の開始まで弾性的挙動を示す。破面上にもこのことが反映されており、切欠き底に接する部分からへき開破面であった。しかし、切欠き底に近い黒鉛の周囲にはわずかながら延性破壊の形跡も認められており、不安定破壊に先行する塑性変形や延性き裂の発生が全くないわけではない。

一方、基地にフェライトを含む試料 SF、試料 SFP、およびオーステナイト基地の試料 SA はいずれも $V-P$ 曲線が直線部分の少いわん曲状となった。このため、 K_Q は大規模な塑性変形を含んだ破壊じん性を表し、不安定破壊の開始に先行する相当量の安定き裂伝ばのことが予想される。

試料 SF や試料 SA は、 $V-P$ 曲線がきわめてなだらかに変化するとともに、破面的にも全域同じような延性的様相を呈し、試料 SFP や試料 SP でみられたようなへき開的不安定破壊域はほとんど現れなかった。これは基地が軟らかいフェライトやオーステナイトであるため容易に塑性変形を起し、球状黒鉛を中心とす

る大きなボイドの合体が破壊初期から最終破断にいたるまで、比較的ゆっくりと連続的に進行していったためであろう。また、試料 SA は基地中に硬い炭化物を含むため、ぜい性破面が混在する結果になったものと考えられる。

ところで、切欠き先端に発生するストレッチゾーンの大きさは平面ひずみ破壊じん性値に対応することが知られているが、^{8) *2} 鋳鉄では黒鉛の存在のため切欠き先端の応力場が均等にならず、フラクトグラフィ的にこれを評価することが困難である。しかし、本実験でパーライトのみのものよりも基地にフェライトを含む試料でより明りょうなストレッチゾーンが観察されたことは、 K_Q/σ_Y で表した比じん性係数が大きくなることと対応しよう。事実、F.J. Worzala らもフェライト量が多いほど、 K_Q/σ_Y や K_{max}/σ_Y が大きくなることを報告している。⁹⁾ ただ、本実験結果で完全フェライト基地材の試料 SF の K_Q/σ_Y 、 K_{max}/σ_Y のいずれもがパーライトを含む試料 SFP よりやや下まわったが、この理由として試料 SF の黒鉛球状化率が低かったことが考えられる。

4・2 破壊機構に及ぼす黒鉛と基地組織の影響

破面観察から、黒鉛の形状と基地組織の違いにより異った破壊形態を示し、黒鉛の先端が直接微視き裂の発生点とはならないことが明らかとなった。このことを理解するためには、黒鉛の周囲における応力分布を知る必要がある。

いま、黒鉛の代りに 2 次元的な厚板中の切欠きを考える。ある公称応力 σ に対して、先端半径 ρ の切欠きに近接し弾性応力分布が基地の降伏応力 σ_Y を越える範囲では、Fig. 8 に示すように塑性域が形成される。塑性域内の引張方向応力 σ_y は、3 軸性による塑性拘束の影響で切欠きからの距離 r が増加するに従い高まる結果となり、次式で表されるような分布をとる。¹⁰⁾

Fig. 8. Stress distribution near a tip of a crack on a thick plate.

$$\sigma_y = \sigma_Y [1 + \ln(1 + r/\rho)]$$

弾塑性境界で σ_y は最大値 $\sigma_y^{\max}$ をとるが、¹¹⁾ 負荷応力レベルが高くなった場合の塑性応力集中係数 K_P ($=\sigma_y^{\max}/\sigma_Y$) のとり得る最大値 $K_P^{\max}$ は限られ、Tresca の条件に従えば 2.57 になる。^{*3}

破壊の発生はこの $\sigma_y^{\max}$ ($=K_P \cdot \sigma_Y$) が基地のへき開破壊応力、または破断応力 σ_F に達したときに起り、その状況は σ_y の分布と σ_F のレベルで決まる。つまり、鋳鉄の破壊形態は黒鉛形状や基地組織によって異ってくる。

報告者らは、代表的な例について有限要素法を用いた 2 次元的な応力解析により、¹¹⁾ ひずみ硬化をも考慮した弾塑性応力分布を求めており、これは概略 Fig. 9 のように表される。

片状黒鉛鋳鉄では Fig. 9 (a) に示すように、黒鉛の長さに比して先端半径 ρ が小さく、黒鉛先端の σ_y の分布が急こう配で上昇するため、比較的低い負荷応力で $K_P \cdot \sigma_Y$ がパーライト基地の破断応力、またはへき開破壊応力 σ_F に達する。試料 FP で観察された黒鉛

Fig. 9. Schematic presentation of stress distribution between graphites for various shapes of graphite and matrices.

*2 ストレッチゾーン幅は $S.Z.W = \frac{K_{IC}^2}{4E\sigma_Y}$ で表される (E : 弾性係数)。

*3 一般に $K_P^{\max} = 1 + \frac{\pi}{2} - \frac{\omega}{2}$ (ω : 切欠きの開き角) で表されるが、両側平行 ($\omega=0$) な切欠きの場合で、ひずみ硬化は考えていない。

近傍のへき開微視き裂の発生点は、このような弾塑性境界に相当すると思われる。また、黒鉛先端の狭い塑性域内では大きなひずみを発生しており、実際には延性的な破断を起して微視き裂につながる。

試料 SF のようにフェライト基地の球状黒鉛鋳鉄では、 σ_F がパーライトの約 1/2 と低いため、Fig. 9 (b) に示すように $K_P \cdot \sigma_F$ (黒鉛間隔が大きい場合は $K_P^{\max} \cdot \sigma_F$) が σ_F に達せず、全面降伏の後に塑性すべりによるボイドの合体という安定的なき裂進展を繰返しながら破断にいたるものと考えられる。したがって、ディンプルが破面上で主体的になる。また、オーステナイト基地の場合にもこれと同様のことがいえよう。

パーライト基地の球状黒鉛鋳鉄では、Fig. 9 (c) に示すように、 σ_F が大きいうに黒鉛先端の σ_F の分布がゆるやかに上昇する結果として、大きな公称負荷応力に耐えるが、黒鉛よりかなり離れた位置で $K_P \cdot \sigma_F$ が σ_F に達し、微視へき開き裂の発生点になると考えられる。

この発生点が個々の球状黒鉛を核とする共晶セルの境界上にくる場合には、成分偏析を生じていたり、非金属介在物やマイクロボイドが存在する可能性が大きいため、介在物やボイドの合体による大小の微視き裂初生域が形成される。

なお、 σ_F の値は実際には介在物の分布などによって異り、介在物が全く存在しないなどの理想の場合に基地材のへき開破壊応力に等しくなる。

結局、黒鉛の存在により弾性応力集中や有効断面積減のマイナス面はあるものの、塑性応力集中によって基地材の降伏応力が上昇するというプラスの効果が加わるために、最終的な降伏点や引張強さは炭素鋼に比べてそれほどの低下を示さず、むしろ見掛け上の降伏点は炭素鋼を上まわる結果になるものと考えられる。

伸びや絞りの低さについては、フェライトやオーステナイト基地の場合、黒鉛の存在による大きなボイドが比較的少い塑性すべりで合体してしまうためであり、パーライト基地の場合は大きな塑性変形を起さないうちに、へき開型の不安定破壊を発生するためと考えることができる。

5 結 言

各種鋳鉄について、引張破面のフラクトグラフィ的な観点から、その破壊機構に関する考察を行った。得られた結果を要約すると、次のとおりである。

(1) パーライト基地の片状黒鉛鋳鉄では、破断面の大半を黒鉛が占め、基地部は主に黒鉛の先端付近より発生したへき開き裂破面が観察される。しかし、黒鉛の周囲にはわずかながらディンプルなどの延性破断面

も認められる。

(2) パーライト基地の球状黒鉛鋳鉄の破断面は、基地の大部分がへき開破壊しているが、局所的な微視へき開き裂の発生点は黒鉛と黒鉛の間の基地中間部に発見される。多くの場合、ここで MgO や炭化物などの介在物を含む大小のき裂初生域が形成されており、これがへき開的に四方へ不安定拡大している。

(3) フェライトやオーステナイト基地の球状黒鉛鋳鉄の破面は、全般的に黒鉛を核とする大きなボイドの塑性的合体で生じたディンプル様相を呈する。

(4) このような各種鋳鉄のフラクトグラフィ的特徴は、黒鉛の周囲の基地内に形成される弾塑性応力分布状態と、基地材の破断応力、あるいはへき開破壊応力との関係から理解することができる。

(5) 黒鉛の存在は、負荷状態で微視的な塑性拘束を招いて基地の降伏応力を高めるため、結果的には黒鉛端における弾性応力集中と有効断面積の減少効果から予想される以上に高い降伏比と強度が得られる。

(6) 破壊じん性試験片の破面は、全般的に引張試験片の破面と同じ傾向を示すが、切欠き先端部にはストレッチゾーンをはじめ、ディンプルやパーライトのせん断による延性破断面が観察された。これはフェライト基地を有する球状黒鉛鋳鉄で顕著にみられ、比じん性値 (K_Q/σ_F , $K_{\max}/\sigma_F$) の大小との関連が認められた。

最後に、本研究の実施に際し協力を願った弊社重電技術研究所、金属技術グループの諸氏に深謝いたします。

参 考 文 献

- 1) Lazaridis, A., and F.J. Worzala, AFS Transactions, 358 (1971).
- 2) Kuroda, Y., AFS Cast Research Journal, 6, 63 (1970).
- 3) 古郷佐八郎, 材料試験技術, 18, No. 2, 29 (1973).
- 4) 石野 享, 鋳物, 36, 570 (1964).
- 5) 石野 享, 鋳物, 36, 663 (1964).
- 6) 草川降次, 早大鋳研報告, No. 21 (1967).
- 7) 内藤一芳, 小林英男, 日本機械学会講演論文集, No. 750-11, p. 261 (1975).
- 8) Bates, R.C., ASTM STP 453, 192 (1969).
- 9) Worzala, F.J., and C.R. Loper, AFS Transactions, 245 (1975).
- 10) Telelman, A.S., and A.J. McEvily, "FRACTURE OF STRUCTURAL MATERIALS", 1, 278 (1970); 培風館
- 11) 有井 満, 鈴木謙一, 日本材料強度学会誌, 11, 166 (1977).