弾塑性-損傷材料のモデル化に対する実験的検討[†] ——多軸組合せ負荷における損傷面の検討——

神谷 邦夫* 村上 澄男**

Experimental Investigation for Modeling of Elastic-Plastic-Damage Materials ——Investigation of Damage Surface under Multiaxial Loading——

by

Kunio KAMIYA* and Sumio MURAKAMI**

Applicability and fundamental aspects of the irreversible thermodynamics theory of elastic-plastic-damaging materials are discussed by performing a series of multiaxial damage tests. The changes of Young's modulus, Poisson's ratio and shear modulus under tension and torsion are first observed for thin tubular specimens of spheroidized graphite cast iron. The Acoustic Emission (AE) count rate is also measured in order to detect the onset and the development of material damage. The changes in the elastic properties are related to the AE count rate. Then, by performing damage tests under proportional and non-proportional loading, the initial and subsequent damage surfaces are identified by use of AE count rate. The conditions of loading, unloading and neutral loading for the damage surface are established by the experiments. The influence of the hydrostatic stress on the initial damage surface is found larger than that of subsequent surfaces.

Key words : Elastic-plastic-damage, Irreversible thermodynamics, Spheroidized graphite cast iron, Multiaxial stress state, Acoustic emission (AE), Damage mechanics, Damage surface, Loading condition

1 緒 言

工業用材料では、負荷の作用により弾塑性変形を生じるとともに、微視的空けきの発達により材料損傷が引き起される場合が少なくない^{1),2)}。このような弾塑性-損傷材料のモデル化に対する有効な方法の一つとして、不可逆熱力学理論を用いた損傷力学の適用が提案されてきた³⁾⁻¹⁸⁾。この方法では、損傷発展式は損傷ポテンシャル面に対する法線則によって与えられ、またこの損傷ポテンシャル面は、新しい損傷の発展の限界を規定する限界面、すなわち損傷面をも与える。しかし不可逆熱力学理論は、熱力学的に許容な構成式および損傷発展式を定式化するための制約条件を与えるにすぎないから、具体的条件下での構成式の基本的特性の同定は、実験にまたなければならぬ。

損傷ポテンシャル面は、塑性変形における塑性ポテンシャル面と同様に、構成式と損傷発展式の統一的定式化のための有力な枠組みを与える。しかし、その存在、形状、大きさ、発展の様子等を実験的に明らかにするためには、材料に生じている損傷の測定が不可欠である。これまでその方法として、主に単軸引張試験における縦弾性係数や Poisson 比の変化^{4),6),10),11)}、または微視的き裂発生の際の弾性波の放出、すなわちアコースティック・エミッション (AE) が用いられ、ぜい性材料や複合材料に対し

ていくつかの研究が行なわれている。しかし、これらの研究はいずれも、損傷変数の発展則を明らかにしたものではなく、新しい損傷発達の可能性を規定する損傷面に関するものである。

本論文では、弾塑性-損傷材料に対する不可逆熱力学構成式理論の適用の可能性を検討するため、球状黒鉛鉄鉄薄肉円管試験片を用い、多軸応力空間における損傷面の基本的特性について検討する。すなわち、まずはじめにこの材料の弾塑性-損傷特性を検討するため、単軸およびねじり試験により各変形過程に伴う AE 信号発生と、その状態における材料の縦弾性係数、Poisson 比、および横弾性係数を計測する。つづいて、引張り-ねじり組合せ応力空間におけるいくつかの負荷経路に対し、初期ならびに後続損傷面を AE によって検出し、損傷面の存在、形状および発展の様子を調べる。さらに、損傷面における負荷、除荷および中立負荷に対する挙動についても明らかにする。

2 試験片材料と試験方法

2・1 試験片材料および形状

弾塑性-損傷挙動の実験的観察のためには、(1) 初期異方性がない、(2) 比較的小さなひずみ範囲において内部損傷が発生し始める、(3) その後の弾塑性変形に伴ってこの損傷が顕著に発達する、(4) しかも破断に至るまで

† 原稿受理 平成 7 年 8 月 31 日 Received Aug. 31, 1995

* 名古屋大学工学部機械工学科 〒464-01 名古屋市中種区不老町, Dept. of Mech. Eng., Nagoya Univ., Chikusa-ku, Nagoya, 464-01

** 正 会 員 名古屋大学工学部機械工学科 〒464-01 名古屋市中種区不老町, Dept. of Mech. Eng., Nagoya Univ., Chikusa-ku, Nagoya, 464-01

に試験片形状があまり大きく変化せず、また急激な破断を示さない、ような試験片材料が適している。ここではこのような材料として、基地組織が主にフェライトからなる JIS 規格 FCD400 の球状黒鉛鋳鉄を用いた。この材料には焼なまし熱処理を行ない、鑄造の際に生じた微小介在物周辺の残留ひずみを除去してある。この試験片の金属顕微鏡による組織写真を Fig. 1 に、また、化学成分を Table I に示す。Fig. 1 において、黒い円形の部分は黒鉛、その周りの白く見える部分はフェライト基地である。この球状黒鉛鋳鉄の微視的な破壊様式は、主に黒鉛-フェライト基地境界のはく離による微視的き裂の発生・成長と、塑性変形によって引き起こされるフェライト部分の延性破壊からなる。したがってこの材料の変形過程では、フェライトの延性的挙動（塑性）、界面のはく離による損傷ならびにその両者の相互作用を同時に考慮する必要がある。

本実験では、組合せ応力試験を行うため、Fig. 2 のような薄肉円管試験片を用いた。この試験片の標点間における肉厚は 1 mm であるが、Fig. 1 の球状黒鉛粒の平均直径は約 $30\mu\text{m}$ であり、試験片の標点間内の肉厚方向にも十分連続体とみなせることがわかる。

2・2 試験システムとひずみ測定

試験機には、電気-油圧サーボ式軸力-ねじり複合負荷疲労試験機（島津製作所サーボパルサー EFH-EB-10/TQ1-20L 型）を用いた。実験は、任意の軸およびねじり負荷を同時に独立に負荷することができる試験機付属のファンクションジェネレータによる荷重制御で行ない、ロードセルからの荷重出力をパーソナルコンピューターに取込み整理した。

Fig. 1. Micrograph of specimen.

Table I. Chemical composition of specimen.

C	Si	P	S	Mn	Mg	Cu	Cr
3.69	2.15	0.016	0.011	0.34	0.028	0.019	0.027

Fig. 2. Thin tubular specimen.

また、本実験におけるひずみ計測には、ゲージ長 5 mm のロゼット型ひずみゲージ（共和電業製 KFG-5-120-D17-11）を試験片に貼付し、出力を動ひずみ計を介してパーソナルコンピューターに取込んだ。またひずみゲージは、変形が大きくなるとゲージ特性の非線形性が大きくなるので、約 3 % ごとに新しいゲージに貼り替えた。

2・3 アコースティック・エミッションによる損傷計測

AE の発生は、材料内部の微視的き裂の発生に対応する。このため本実験では、AE 計測システム（日鉄テクノス社 N.A.I.S-5000A）を用い、単位時間あたりの微視的き裂発生数に関連する AE 事象の発生率を測定することによって損傷を検出する。

AE 信号の計測には、試験片の標点間とつかみ部との境界 2 カ所を平らに削って 2 つのセンサーを取付け、これらによって検出した信号をプリアンプで 40db まで増幅した。さらに、この信号を 100Hz から 10kHz のバンドパスフィルターに通し、再びメインアンプで総合利得 60db まで増幅した。

2・4 試験片材料の初期等方性の検討

本実験では、初期等方な弾塑性-損傷材料の異方損傷挙動を検討するから、この材料の初期等方性を明らかにする必要がある。そこで、Fig. 2 の薄肉円管試験片のつかみ部から、軸および円周方向に長手方向を持つ試験片（寸法 $2 \times 2 \times 4 \text{ mm}$ ）A および B をそれぞれ 2 本ずつ切り出し、それを用いて単軸圧縮試験を行なった。

Fig. 3 は、試験片 A および B に対する圧縮試験の応力-ひずみ曲線を示す。両者の縦弾性係数、降伏応力、最大圧縮応力ならびに破断ひずみには、いずれも顕著な差異はなく、この材料はほぼ等方であることが確かめられた。

3 単軸引張りおよびねじり試験

3・1 試験方法

弾塑性-損傷材料における損傷の力学的効果は、材料の弾性特性の変化として観察することができる。本実験では、球状黒鉛鋳鉄における損傷の効果を調べるため、単軸引張りによる軸方向の縦弾性係数 E_1 と Poisson 比 ν_2 の変化、ならびにねじり試験による横弾性係数 G_{12} の変化を測定した。ここで記号 E_1 、 G_{12} および ν_2 の添字は、材料損傷によって弾性特性に異方性が生じるので、その方向性を示すために付してある。また、これと同時

Fig. 3. Examination of anisotropy of the material under compression.

に材料損傷の進行と AE の発生を関連づけるため、単軸およびねじり試験における AE 発生率 N を計測した。

単軸引張試験における縦弾性係数 E_1 および Poisson 比 ν_2 の測定については、軸ひずみの約 1.5% ごとに軸荷重を基本荷重 50kgf まで除荷した。そしてこの荷重を基準として、400kgf から 800kgf まで 100kgf ずつ増加させて 5 回の弾性試験を行ない、各試験の 5 つの除荷側の真応力-軸方向対数ひずみ、および軸方向対数ひずみ-円周方向対数ひずみ関係から求めた値の平均とした。真応力ならびに対数ひずみを用いたのは、弾塑性変形における試験片の形状変化が縦弾性係数 E_1 および Poisson 比 ν_2 に与える影響を除去するためである。ただし、縦弾性係数決定の際の弾性ひずみは非常に小さく、対数ひずみと公称ひずみとの差はほとんどない。

ねじり試験の各変形段階における横弾性係数 G の計測方法も、単軸引張りの場合と同様にして行なった。すなわち、ひずみゲージによるせん断ひずみの約 1.5% ごとに、ねじり荷重を基本荷重 0.4kgf-m まで除荷した。この状態から、2.0kgf-m から 2.8kgf-m まで 0.2kgf ずつ増加させて 5 回の弾性試験を行ない、そのときの各試験の除荷側のせん断応力-せん断ひずみ関係から求めた値の平均とした。なお、本論文で用いたせん断ひずみは工学ひずみである。

3・2 単軸引張試験の結果と検討

Fig. 4 は、単軸引張試験の真応力-対数ひずみ曲線を示す。この材料の破断ひずみは約 0.15 であったが、試験片のくびれはみられなかった。これは、材料の塑性変形に伴って、主にフェライト基地-球状黒鉛粒子境界にはく離が生じ、したがって、横断面では大きな断面積変化が生じなかったためである。また降伏点（ここでは 0.2% 耐力）は、 $\sigma_Y = 292\text{MPa}$ であった。

Fig. 5 および 6 は、上述の単軸引張試験における縦弾性係数 E_1 および Poisson 比 ν_2 の変化を示す。本実験の測定結果は、各試験とも一本の試験片によって求められたものであるが、そのばらつきは非常に小さく、いずれの測定点においても 1% 以下であった。Fig. 5 では、非損傷状態における初期縦弾性係数 E_0 は 169GPa であったが、破断直前では 151GPa となり、約 11% の減少がみられた。この減少は、主にフェライト基地-球状黒鉛粒子境界のはく離によって引き起こされた材料損傷による剛性低下と考えられる。

つづいて Fig. 6 を見ると、初期 Poisson 比 ν_0 は 0.285 であったが破断直前では 0.263 となり、約 8% 減少した。このことは、この材料の損傷による弾性特性変化は等方的でなく、異方的な損傷の生じたことを意味する。すなわち、このような材料の弾塑性-損傷挙動を損傷力学によって表現するためには、適切な異方損傷変数を導入する必要がある。²³⁾

Fig. 7 は、単軸引張試験における応力 σ と AE 発生率 N の時間変化を示す。負荷の初期段階で、AE 発生率が若干増大しているが、これは、試験片とつかみ具との間の摩擦により生じたものであって、損傷によるものでは

ない。その後、AE 発生率は小さい値で推移し、 $t = 120\text{sec}$ のあたりから急激に増大している。この急激な AE 発生率の増加は、材料内部に微視的き裂が多数発生あるいは成長したことを意味している。本実験では、Holcomb²⁰⁾らの研究を参考にするとともに、AE 発生率 10sec^{-1} を損傷発生のしきい値として定めた。このとき、単軸引張りにおける損傷発生の臨界応力は $\sigma_D = 240\text{MPa}$ であったが、この値は、Fig. 4 の初期降伏応力 $\sigma_Y = 292\text{MPa}$ の約 80% であった。

3・3 ねじり試験の結果と検討

はじめに Fig. 8 は、せん断応力 τ -せん断ひずみ γ 関

Fig. 4. Stress-strain relation under tension.

Fig. 5. Change of Young's modulus under tension.

Fig. 6. Change of Poisson's ratio under tension.

Fig. 7. AE onset under tension.

Fig. 8. Shear stress-shear strain relation under torsion.

Fig. 9. Change of shear modulus under torsion.

Fig. 10. AE onset under torsion.

Fig. 11. Equivalent stress-equivalent plastic strain relations.

係の実験結果を示す。図のように、せん断降伏応力 τ_y ($\gamma=0.2\sqrt{3}\%$ 耐力) は $\tau_y=169\text{MPa}$ であるが、これは引張降伏応力の約 $1/\sqrt{3}$ であり、この材料の初期降伏は Mises の降伏条件によって記述できることがわかる。

次に、ねじり試験に伴う横弾性係数 G_{12} の変化を Fig. 9 に示す。単軸引張試験と同様に、各変形段階での弾性試験から求めた G_{12} の値のばらつきは非常に小さく、いずれの場合も 1% 以下であった。この図のように、初

期横弾性係数 G_0 は 65.5GPa であった。これは、初期非損傷状態で等方材料と仮定したとき、Fig. 5, 6 に示す初期縦弾性係数 E_0 および初期 Poisson 比 ν_0 から得られる初期横弾性係数

$$\bar{G}_0 = \frac{E_0}{2(1+\nu_0)} = 65.4\text{GPa} \quad (1)$$

に非常に近い値であり、したがって本試験片は、初期非損傷状態ではほぼ等方的であることがわかる。しかし、破断直前では G_{12} は 61.9GPa となり、約 6% の減少を示した。これは、主に引張主応力によってフェライト基体-球状黒鉛粒子界面のはく離が生じ、剛性が低下したためと考えられる。

Fig. 10 は、ねじり試験で測定された AE 発生率を示す。この場合も単軸引張試験の場合と同様に、AE 発生率 10sec^{-1} を損傷発生のはきい値とすると、その臨界応力は $\tau_b=167\text{MPa}$ であり、Fig. 8 の初期降伏応力 τ_y とほとんど等しい。

最後に Fig. 11 は、単軸引張りおよびねじり試験の相当応力-相当塑性ひずみ関係を示す。ただし、ここでは相当応力と相当塑性ひずみは Mises の基準によって計算した。

4 引張り-ねじり組合せ応力空間における損傷面の実験的検討

弾塑性-損傷材料に対する不可逆熱力学構成式理論によれば、損傷変数の発展は、その共役力の空間で定義される損傷ポテンシャル関数によって規定される。多くの場合、この共役力空間において、損傷の発展が生じないような領域が存在すると仮定し、この領域の境界を損傷面と呼ぶことが多い。^{9),15)-17)}

損傷力学では、損傷変数としてどのような変数を選び、またその共役力として何を用いるかについては大きな任意性がある。本章では、弾塑性-損傷過程における AE 信号の発生を損傷の発達とするとともに、応力およびひずみ空間における損傷発生の限界面を損傷面と考え、引張り-ねじり組合せ負荷における損傷面の存在と、その基本的特性について検討する。

4.1 損傷面の検討方法

4.1.1 初期損傷面の検討 まずはじめに、引張り-ねじり組合せ負荷による初期損傷面の形状を検討するため、Fig. 2 のような 4 本の球状黒鉛鑄鉄の薄肉円管試験片 A~D を用いて、Fig. 12 に示す 4 種類の負荷経路

- (1) O-A1-A2
- (2) O-B1-B2
- (3) O-C1-O-C2-C1-C2-C3-C4
- (4) O-D1-O-D2-D1-D2-D3-D4

の実験を行ない、それぞれの弾塑性変形過程における AE 信号を測定した。これらの経路のうち、(1) と (2) は先に行なった単軸引張りならびにねじり試験である。これに対し、経路 (3) および (4) の O-C1, O-D1 および O-C2 (または O-D2) は、点 A1 および B1 の応力値 σ_b , τ_b で正規化した引張り-ねじり組合せ応力空間において引張応力軸からの傾きがそれぞれ 22.5° , 67.5° および 45°

の比例負荷経路である。図中の応力点 A1, B1, C1, D1 は、前章の単軸引張りならびにねじり試験の場合と同じく、AE 発生率 10sec^{-1} をしきい値として定義した損傷発生応力点である。また、C2 および D2 は、同じ経路上の点であり、試験片 C および D により、C1 および D1 を決定した後にこの応力経路上で決定した初期損傷発生時の応力状態であり、これら 2 点の比較により、実験結果の再現性が検討できる。

4・1・2 中立負荷と後続負荷に対する検討 さらに、初期損傷面に対して、中立負荷による損傷発生状況を検討するため、面上の応力経路 C2-C1 および D2-D1 のほか、面の外側に向かう応力経路 C2-C3, D2-D3 で AE を計測した。最後に、損傷面と破壊面を比較するため、各応力経路の破壊時の応力点 A2, B2, C4 および D4 を求めた。

4・1・3 後続損傷面の検討 次に、得られた初期損傷面を超えて応力を作用させたときの後続損傷面の発展を調べるため、試験片 E により、Fig. 13 の応力経路 E1~E9 にしたがって負荷し、そのときの AE 信号の変化を観察した。すなわち、はじめに点 E1 ($\sigma_{E1}=370\text{MPa}$) まで初期損傷面を超えた単軸引張負荷を与えたときの損傷面形状を測定した。この図において E2, E4, E6 および E8 はそれぞれ Fig. 11 における D1, D2 (または C2), C1 および B1 に対応している。応力状態 E3, E5, E7 および E9 は、初期損傷面の検出の場合と同様に、AE 発生率 10sec^{-1} を損傷発生としきい値として決定した。

4・2 損傷面に対する実験結果と考察

4・2・1 初期損傷面の存在 初めに、Fig. 14 (a)~(d)

Fig. 12. Stress paths for detection of initial damage surface.

Fig. 13. Stress paths for detection of subsequent damage surface.

は、Fig. 12 の引張り-ねじり比例負荷応力経路 O-C1, O-D1, O-C2 または O-D2 に対する AE の発生状況を示す。Fig. 14 をみると、単軸引張りおよびねじり負荷による単純応力状態での AE 発生を示す Fig. 7 および 10 と同様に、いずれの経路においても応力が小さいときは AE 信号はほとんど発生していないが、応力がある大きさに達したときに急激な増加を示す。この実験では、Fig. 7, 10 の場合と同じく、AE 発生率 10sec^{-1} を損傷発生としきい値と定義し、後出 Fig. 16 の初期損傷面上の応力点を決定した。また、Fig. 14 (a)~(d) からわかるように、各場合とも除荷過程では AE 発生率はしきい値を超えることはなく、したがって、球状黒鉛鋳鉄ではある応力状態以下では損傷が発生しない限界面、すなわち初期損傷面が存在することが確かめられた。

4・2・2 損傷面における中立負荷と後続非比例負荷 次に、Fig. 15 (a) および (b) は、以上で定めた初期損傷面

(a) O-C1.

(b) O-D1.

(c) O-C2.

(d) O-D2.

Fig. 14. AE onset under proportional loading paths.

上を移動する応力経路 C2-C1 および D2-D1 に対する AE の発生状況を示す。これらの図を見ると、比例負荷経路に対する Fig. 15(a)~(d) に比べて、AE 発生率は非常に小さく、いずれの負荷経路においてもしきい値 10sec^{-1} 以下であり、中立負荷によって損傷は進行しないことがわかる。

つづいて Fig. 15(c) および (d) は、試験片 C および D による初期損傷面上からの後続非比例負荷経路 C2-C3 および D2-D3 による AE 発生率を示す。いずれの図においても、初期損傷面から外側に向かう後続負荷経路での AE 発生率は非常に大きく、したがって、後続負荷によって損傷はさらに進展することがわかる。なお、これらの図では AE 信号の発生開始に若干の時間遅れがみられるが、これは、応力点 C2, D2 を決定する際に損傷の発展を確かめるため、これらの応力点を若干超えて応力を負荷したことが原因である。

Fig. 15. AE onset under non-proportional neutral and subsequent loading paths.

以上の結果を要約すれば、この実験で用いた球状黒鉛鋳鉄に対しては、次の知見が成立する。

(1) 応力空間内に、損傷発生の限界を規定する損傷面が存在する。

(2) 損傷面の内部あるいは損傷面からの除荷ならびに中立負荷に対しては、損傷は進行しない。

(3) 損傷面からの外向きの負荷経路に対しては、新しい損傷が発生し、これに伴って損傷面の形状、大きさが変化する。

4・2・3 初期および後続損傷面の形状 Fig. 16 は、以上の実験により得られた初期損傷面と後続損傷面の形状を示す。同図にはまた、比較のためこの材料の初期降伏面および破壊面の実験結果と、これらに対する計算結果を示す。この図において、横軸と縦軸はそれぞれ単軸引張りおよびねじり試験によって得られた初期損傷発生応力の値 σ_D, τ_D (Fig. 12 中の A1 および B1) を用いて正規化した値を用いた。初期降伏面および破壊面の計算には、いずれも Mises 型の降伏条件

$$\sigma_{EQ} - \sigma_Y = 0 \quad (2)$$

および破壊条件

$$\sigma_{EQ} - \sigma_F = 0 \quad (3)$$

を用いた。ここで σ_{EQ} は、Mises の相当応力

$$\sigma_{EQ} = \sqrt{\frac{3}{2} \sigma'_{ij} \sigma'_{ij}} \quad (4)$$

を表す。ここで σ'_{ij} は偏差応力テンソル、また σ_Y と σ_F は、それぞれ単軸引張り試験における降伏応力および破壊応力である。図中の点線および破線は、式 (2) および (3) による Mises 型の初期降伏面と破壊面を示しているが、この材料の降伏と破壊は非常に高い精度でこれらの式によって記述できる。

これに対し、Fig. 16 の実線で示される初期損傷面は、正規化された空間で円に近い形状をしており（アスペクト比 1.0）、Mises 型の初期降伏面のだ円形状（アスペクト比 1.18）とは若干異なっている。この両者の形状の違いは、降伏には応力の偏差成分だけが影響するが、微視的き裂の発生・成長による損傷に対しては、静水引張成分の影響が無視できず、したがって、損傷発生に対す

Fig. 16. Initial and subsequent damage surfaces.

る単軸引張応力の効果はねじりの場合よりも大きくなることが原因と考えられる。また Fig. 13 の点 C2, D2 に対応する応力値の差は $\pm 5\%$ 以内であることから、この実験の再現性は良好であるといえる。

つぎに後続損傷面をみると、この曲面のアスペクト比は 1.07 であり、初期損傷面と比較すると後続損傷面の方がより Mises の条件に近い形状をしている。これは、この材料は変形が進むにつれて、フェライト基地の塑性変形が支配的となり、最終的にその延性破壊によって破断に至ることが原因と考えられる。したがって、本試験片の損傷は、変形が小さいときにはフェライト基地-黒鉛境界のはく離が主な原因であるが、変形が大きくなるにつれてはく離による損傷よりもフェライトの塑性破壊が主原因となるものと考えられる。

以上の Fig. 16 にみられた初期損傷面ならびに後続損傷面の特性は、損傷力学理論における損傷発展式の定式化の際の重要な知見を与える。

4・2・4 本実験結果の熱力学的損傷理論への適用
本実験では、AE 発生を損傷の進行と考え、損傷発生の限界面、すなわち損傷面を応力空間で規定した。不可逆熱力学を用いたより一般的な定式化では、損傷面は適当に選択した損傷変数の共役力空間で規定される。

しかし、以上の本実験で得られた応力空間での損傷面が、損傷ポテンシャル面となり得るかどうかは、損傷面上の所定の損傷状態からの損傷状態の変化を検出する必要がある、今後の研究にまたなければならない。

従来の不可逆熱力学理論による損傷力学では、損傷変数ならびに共役力の選択、弾塑性-損傷達成の影響による損傷面の形状変化やその発達等を精密に表現できる定式化はなされていない。

Chow^{10), 11)} らは、エネルギー等価性の仮説を用いた不可逆熱力学理論により構成式および損傷発展式を導いている。しかし彼らは、異方損傷を表現する損傷テンソル D に対する共役力として応力テンソル σ を用いており、上で述べたようにこのときの損傷面が損傷ポテンシャル面となり得るかどうかは不明である。

Lubarda と Krajcinovic²⁶⁾ は、損傷変数として 4 階の剛性テンソル L あるいはコンプライアンス・テンソル M を選べば、それらの共役力 G あるいは Γ は応力あるいはひずみの簡単な形で記述でき、損傷変数の選択によっては、損傷面を応力あるいはひずみ空間で記述できることを示した。しかし、彼らが具体的に提案した損傷面は、損傷の発達に伴う曲面形状の変化を表現できない。

Yazdani²⁶⁾ もまた、コンプライアンス・テンソル C を損傷変数として選ぶことにより、共役力を応力テンソルの比較的単純な関数として定め、具体的な損傷面を応力空間内で表現している。しかし彼は、コンプライアンス・テンソルの変化をスカラー変数 k の変化で表現しており、このため、本実験でみられた損傷面形状の変化を表現できない。また、剛性テンソルあるいはコンプライアンス・テンソルそのものを損傷変数に選ぶ方法は、塑性挙動に対する損傷の影響を表現するために、さらに他

の損傷変数を新たに導入しなければならない。

村上^{17), 18)} らは、損傷材料に対する熱力学的定式化において、2 階対称な損傷テンソル D に対する共役力テンソル Y の空間内で損傷面を規定した。彼らの方法によれば、 Y 空間内の損傷面を本実験で得られた応力空間内の損傷面形状やその発達を適切に表現できるように選ぶことによって、より精密な損傷発展の記述が可能である。

5 結 言

不可逆熱力学構成式理論に基づく弾塑性-損傷理論は、実験によってその妥当性を検討する必要がある。本研究では、球状黒鉛鑄鉄の薄肉円管試験片を用いて、弾塑性-損傷材料における損傷面の存在とその力学的特性に対する実験的検討を行った。

まずはじめに、この材料の基本的な弾塑性-損傷挙動を調べるために、その初期等方性と、単軸引張りおよびねじり試験による弾塑性-損傷挙動を弾性特性の変化によって調べた。

つぎに、初期および後続損傷面の存在、形状、基本的特性などを明らかにするため、引張り-ねじり組合せ応力空間における初期および後続損傷面に対する実験的検討を行った。損傷の検出には、材料内部の微視的き裂の発生・成長に伴う AE を用いた。これらの実験の結果、以下の知見を得た。

(1) 初期等方である球状黒鉛鑄鉄は、引張りおよびねじり負荷に伴って発生・成長する損傷により、縦弾性係数、Poisson 比および横弾性係数がともに減少し、その弾性特性は異方的となる。

(2) 応力空間内に、損傷発生の限界を規定する損傷面が存在する。損傷面の形状は、応力の静水圧成分に依存し、Mises 型では表現できない。

(3) 初期損傷面上の後続負荷に対しては損傷の発生がみられるが、除荷および中立負荷に対しては損傷は発生せず、負荷、除荷および中立負荷が成り立つ。

(4) 応力空間内における損傷面を、損傷ポテンシャル面として取扱うことができるかどうかはさらに適切な実験的検討が必要である。

最後に、本研究で用いた球状黒鉛鑄鉄試験片の調製につき格別のご高配を賜ったトヨタ自動車(株)山内康仁取締役ならびに明知工場・藤尾俊一室長に厚く御礼申し上げます。また本研究の一部は、平成 6 年度文部省科学研究費補助金一般研究(B) (課題番号 05452125) の助成によるものであり、ここに記して謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) 村上澄男, 日本機械学会論文集, A-51, 1651 (1985).
- 2) S. Murakami, "Failure Criteria of Structured Media", 99 (1993) A. A. Balkema.
- 3) D. Krajcinovic and G. U. Fonseka, J. Appl. Mech. Trans. ASME, part I and II, 48, 809 (1981).
- 4) J. P. Cordebois and F. Sidoroff, "Mechanical Behavior of Anisotropic Solids", p. 737 (1982) Martinus-Nijhoff.
- 5) D. Krajcinovic, J. Appl. Mech. Trans. ASME, 50, 355

- (1983).
- 6) J. Lemaitre, *J. Eng. Mat. Tech. Trans. ASME*, **107**, 83 (1985).
- 7) J. L. Chaboche, *J. Appl. Mech. Trans. ASME*, part I and II, **55**, 59 (1988).
- 8) G. A. Maugin, *J. Non-Equilib. Thermodyn.*, **15**, 173 (1990).
- 9) J. Lemaitre and J. L. Chaboche, "Mechanics of Solid Materials" (1990) Cambridge Univ. Press.
- 10) C. L. Chow and J. Wang, *Eng. Fract. Mech.*, **27**, 547 (1987).
- 11) C. L. Chow and J. Wang, *Int. J. Fract.*, **38**, 83 (1988).
- 12) P. I. Kattan and G. Z. Voyiadjis, *Int. J. Eng. Sci.*, **28**, 421 (1990).
- 13) G. Z. Voyiadjis and P. I. Kattan, *Int. J. Eng. Sci.*, **28**, 505 (1990).
- 14) C. L. Chow and T. J. Lu, *Int. J. Damage Mech.*, **1**, 191 (1992).
- 15) G. A. Maugin, "The Thermomechanics of Plasticity and Fracture", p. 262 (1992) Cambridge Univ. Press.
- 16) J. Lemaitre, "A Course on Damage Mechanics" (1992) Springer-Verlag.
- 17) 村上澄男, 早川邦夫, 日本機械学会論文集, A-59, 1917 (1993).
- 18) 早川邦夫, 村上澄男, 材料, **45**, 176 (1996).
- 19) D. J. Holcomb, *J. Rheol.*, **28**, 725 (1984).
- 20) D. J. Holcomb and L. S. Costin, *J. Appl. Mech. Trans. ASME*, **53**, 536 (1986).
- 21) P. T. Curtis, M. G. Bader and J. E. Bailey, *J. Mat. Sci.*, **13**, 377 (1978).
- 22) 京極秀樹, 益川庄司, 森 きよみ, 杉林俊雄, 鈴木 寛, 篠原和充, 日本機械学会論文集, A-58, 465 (1992).
- 23) J. W. Ju, *J. Eng. Mech.*, **116**, 2764 (1990).
- 24) 大津政康, "アコースティック・エミッションの特性と理論" (1988) 森北出版.
- 25) V. A. Lubarda and D. Krajcinovic, *Appl. Math. and Computation*, **67**, 81 (1995).
- 26) S. Yazdani, *Int. J. Damage Mech.*, **2**, 162 (1993).