

Kazuhiko Itoh

# 要 旨

磁 金振動法を用いた対向型振動試験により,ア ルミニウム合金の耐キャビテーション・エロージ ョン性について検討した。損傷量におよぼす試験 液,ホーンと試験片の間隔および試験温度の影響 を明らかにした。これらの結果より,適正試験条 件を選定し各種の市販アルミニウム合金の耐キャ ビテーション・エロージョン性を調べた。

ダイカスト鋳物の表層部には,微細組織のチル 層が形成されているため,損傷量は同等のかたさ を有する重力鋳造材,展伸用アルミニウム合金に 比べて小さかった。ダイカスト用合金では,Si量 が多く,さらに固溶強化に寄与するCu,Mgの添加 量が多いものほど損傷量は小さかった。同一組成 の場合,組織中の硬質粒子(Si)が小さく,緻密に 分散した方が損傷量は小さかった。

これらの結果をもとに,高Si量のAl-Si-Fe-Cu-Mg 系急冷凝固アルミニウム合金粉末を作製した。そ れらを固化したアルミニウム粉末合金は,耐キャ ビテーション・エロージョン性および機械的性質 に優れていることがわかった。

#### Abstract

Cavitation erosion of aluminum alloys was investigated by a magnetostriction vibratory apparatus in which the stationary specimen was fixed beneath the horn. The effects of the test liquid, the space between the horn and the specimen, and the temperature on the erosion were clarified. A suitable test condition was selected from the results obtained, and several commercial aluminum alloys were studied.

The resistance to the cavitation erosion of die-cast aluminum alloys was higher than those of the gravity castings and the wrought aluminum alloys with the same hardness, because the hard chilled layer with fine microstructure was formed on the surface. The damage of the die-cast aluminum alloys tended to decrease with the increase of Si and solid solution strengthening elements including Cu and Mg. In the case of the same composition, when the Si particles were smaller and finely dispersed, the damage of the cavitation decreased.

Based on these results, the rapid solidified Al-Si-Fe-Cu-Mg powders with a large amount of Si were produced. The aluminum alloys, made by powder metallurgy process, were found excellent in mechanical properties, as well as the resistance to cavitation erosion.

キーワード

アルミニウム合金 , キャビテーション・エロージョン , 磁歪振動試験 , 組織 , 組成 , 急冷凝固 , アルミニウム粉末合金

#### 58

### 1. はじめに

自動車業界においては,燃費の向上や軽量化に対 するニーズが年々増加している。軽量化のために, 鉄系材料からアルミニウム合金への材料置換が進展 しており,自動車のエンジン部品のほかにベーンポ ンプ,コンプレッサー<sup>1,2)</sup>などの流体機器部品にも 展開され始めている。ポンプなどの流体機械では, 高圧,高速化による高性能化と小型軽量化への要求 が強く,キャビテーションが発生しやすい使用環境 となり,材料の損傷が問題となっている。

金属材料の耐キャビテーション・エロージョン 性は,主に磁歪振動法によって評価されており, 鉄系材料や銅合金に比べて,アルミニウム合金が 劣る材料であることが示されている<sup>3,4)</sup>。そのた め,鉄系のポンプ部品をアルミニウム合金に材料 置換する場合には,アルミニウム合金の耐キャビ テーション・エロージョン性を十分に把握し,必 要特性にあわせた材料を選定する必要がある<sup>5)</sup>。今 後の流体機械の高性能化に対応するためには,耐 キャビテーション・エロージョン性に優れたアル ミニウム合金の開発が重要である。

金属材料の耐キャビテーション・エロージョン 性は,鉄鋼<sup>(-9)</sup>や銅合金<sup>10)</sup>について詳細な研究が されている。しかし,アルミニウム合金に関する 研究は,岡田<sup>11,12)</sup>や大槻<sup>13)</sup>の報告を見るぐらい で極めて少ないのが現状である。本研究では, 種々のアルミニウム合金の耐キャビテーション・ エロージョン性を磁歪振動法により評価し,損傷 量と合金組成および組織との関係について検討を 行い,耐キャビテーション・エロージョン性を改 善した結果について述べる。

2. キャビテーション・エロージョン概要

2.1 キャビテーション・エロージョンの発生機構 キャビテーションとは,流体が急速な圧力変化 を受けて,流体の静圧が蒸気圧より低下すると, 流体中に溶存する空気や液体の気化によって気泡 (cavity)が生ずる現象である。この気泡が成長し て高圧部で急激に圧縮されて崩壊すると,その際 に大きな衝撃圧を発生する。これが材料の表面近 傍で起こり,ある大きさ以上の強い衝撃圧が表面 に加わるとその部分が損傷(erosion)を受ける。こ のような気泡の発生と崩壊が繰り返され,衝撃圧 による攻撃で材料表面に著しく損傷が起こること をキャビテーション・エロージョンという<sup>14</sup>)。

気泡の崩壊形態には,気泡が球形を保ちながら体 積を減じて消滅するときに衝撃波が発生する場合 と,気泡の一部が内部に向かって潰れるときに液体 マイクロジェットを形成する場合がある<sup>15</sup>。いずれ の場合にも気泡の崩壊圧は,種々の方法で測定され ており,10<sup>2</sup>~10<sup>4</sup>MPaに達すると推定されている<sup>16</sup>。

2.2 キャビテーション・エロージョンの試験法

キャビテーション・エロージョンの試験法には, 高速流体を用いるキャビテーショントンネル法<sup>8)</sup>, 高速流体を試験片に衝突させるキャビジェット法<sup>17)</sup> や,静止液体中で試験片を高速回転させる回転円 板法<sup>18)</sup>等がある。これらの試験法によるキャビテ ーション・エロージョンは,船舶のプロペラやポ ンプあるいはバルブなどで生じる場合と同じ機構 である。しかし,試験設備が大掛かりとなり,多 量の流体を用いるので必要動力も大きく,試験時 間が長いといった欠点がある。

一方,静止液体中で周期的な加速度を生じさせ てキャビテーションを作り出す磁歪振動法<sup>19)</sup>があ る。磁歪振動子に結合したホーンの先端に試験片 を取付け,液体中で振動させると,試験片の上下 の動きに液体が追従できなくなり,膨張過程で瞬 間的に負圧が生ずるため気泡が発生する。圧縮過 程の下死点付近に達するときに,気泡の崩壊によ る衝撃波が発生し<sup>20)</sup>,試験面が損傷される。

キャビテーション・エロージョンは,発生する 気泡の数や衝撃圧の大きさ,崩壊時の気泡の位置 と試験片との距離などの影響を受ける。磁歪振動 法では実際の流体機器における現象を再現するこ とは困難であるが,キャビテーション・エロージ ョンの強さを周波数や振幅を変えることで制御で き<sup>21)</sup>,試験結果の再現性が良い。また,設備が小 型にでき,操作が簡単で短時間に試験できるため 実験室的な試験方法として適している。そのため, 材料の耐キャビテーション・エロージョン性を相 互比較するための第一次選別に利用され,加速試 験法としてASTMで規格化されている<sup>19</sup>)。

試験片の加速度が損傷に影響を与える可能性が

あること,また強度の低い材料の場合にはホーン との結合部で破壊するという欠点もある。

遠藤ら<sup>22)</sup>はこれらの欠点を改良して,試験片を 静置させる対向型振動試験法を開発している。本 研究ではこの試験法を用いた。

3. 対向型振動試験法

3.1 試験装置と方法

対向型振動試験法の装置をFig. 1に示す。磁歪振 動子に結合したホーン先端直下に狭い間隔を隔て て試験片を固定し,ホーンの振動で発生した気泡 を試験片の表面で崩壊させて,エロージョンを生 じさせる。

ホーン先端には直径20mmのSUS304の振動片 (32.5±0.5g)をねじ止めした。振動片は全振幅 20µm(Peak to Peak),共振周波数19kHzで振動さ せ,先端から3mmを液中に浸した。振動片の端面 は浸食されるため,試験が終わるごとに#1500のエ メリー紙で再研摩した。

試験液は主にイオン交換水を使用し,液体の 影響を調べるために作動油も用いた。試験液は 10<sup>-3</sup>m<sup>3</sup>をビーカーに入れ,周囲を水冷して液温を 30±2°Cに保持した。また,温度の影響を調べるた めに,60°Cと80°Cについても試験を行った。イオ ン交換水を用いた場合には,キャビテーション・ エロージョンによる損傷が激しく,脱落した粒子 による影響を考えて,2hr経過するごとに新しい試 験液に交換した。

3.2 試験材料と試験片

Table 1は試験に用いたアルミニウム鋳造合金, ダイカスト合金および展伸合金の化学組成および 材料特性を示す。また,比較材には工業用純鉄と 無酸素銅を用いた。A390の鋳造材(F)を用いて試 験条件の検討を行った。

試験片の形状は27×27×7mm,または¢30× 7mmに機械加工で作製し,試験面は0.3µmのアル ミナ粉末でバフ仕上げした。熱処理(T6)は, AC4Cでは溶体化処理(535°C×5hr)後に時効 (160°C×8hr),A390では溶体化処理(500°C×5hr) 後に時効(160°C×5hr)を行った。

3.3 損傷の評価

キャビテーション・エロージョンによる損傷量 を定量的に表す尺度として,試験片の質量減少量 を用いた<sup>19</sup>)。試験片の質量は0.1mgの精度で測定し, 試験前と試験後の質量変化を質量減少量とした。 損傷速度(質量減少率)は所定時間を経過するごと に,試験片を取り外して質量測定を行って求めた。 各種合金の耐キャビテーション・エロージョン性 を比較する場合には,密度が異なるので容積減少 量(質量減少量/密度)で評価した<sup>19</sup>)。試験片表面 の損傷状態は実体顕微鏡およびSEMで観察し,試 験片断面の浸食状態と組織は光学顕微鏡で調べた。





 Table 1 Chemical compositions and properties of aluminum alloys.

Alloy	Chemical composition (mass%)		Density (Mg/m <sup>3</sup> )	Hardness (Hv)
AC4C	Al- 7.2Si-0.35Mg-0.25Fe	F	2.63	58
		T6		116
A390	Al- 15.4Si- 4.2Cu-0.55Mg-0.30Fe	F	2.71	63
		T6		159
ADC1	Al- 12.4Si-0.22Cu-0.17Mg-0.61Fe		2.67	91
ADC5	Al- 0.25Si-0.07Cu-5.6Mg-0.50Fe	2.63	79	
ADC12	Al- 10.1Si-2.6Cu-0.16Mg-0.58Fe	2.72	118	
A2017	Al- 0.50Si-4.0Cu-0.6Mg-0.7Fe-0.7	2.79	127	
Copper	99.96Cu		8.96	45
Iron	99.74Fe		7.87	86

#### 4. 損傷量におよぼす諸因子

### 4.1 試験片とホーンとの間隔

質量減少量におよぼす静置試験片とホーンとの 間隔の影響をFig. 2に示す。質量減少量は試験液に よって大きく異なり,イオン交換水では0.5mm, 作動油では2mmの場合に最大となった。対向型振 動試験における損傷は,ホーン端面で発生した気 泡が試験片の表面近傍に到達して崩壊した場合に 生じる。気泡は試験片に到達するまでに消滅した り,あるいは合体して大きな気泡となるので,間 隔が大きいほど気泡の数が減少し,崩壊数も少な くなる。一方,間隔が狭まり過ぎればフィクスド キャビテーション状態となって気泡の崩壊が十分 に行われなくなる23)。また,試験液の粘性は気泡 の発生や分散性に影響し24),粘性が低いと気泡の 分散が良く, すきま内での気泡の合体やフィクスド キャビテーション状態になりにくい23)。したがっ て,イオン交換水では高粘性の作動油よりも最大 質量減少量をしめす間隔が小さくなる。

気泡崩壊時の衝撃圧は気泡径が約10µmで最大と なり<sup>22)</sup>,この大きさの気泡が最も多く試験面に到 達する場合に激しく損傷される<sup>23)</sup>。また,気泡の 崩壊エネルギーは水が最も大きく<sup>25)</sup>,気泡は作動 油中に比べて水中の方が発生しやすいため<sup>25)</sup>,水 中の場合に短時間で大きな質量減少量を示したと 考えられる。

4.2 試験液の温度

対向型振動試験では,試験面とホーンとのすきま 内での試験液の循環が悪いために,試験片や液の 温度が上昇しやすい<sup>23</sup>。気泡の生成や崩壊エネル ギーの大きさは,試験液の物性値(蒸気圧,表面 張力,粘性など)に関係する<sup>26</sup>。そこで試験液温 度が損傷状態に与える影響を調べた。

質量減少量におよぼす試験液温度の影響をFig. 3 に示す。イオン交換水および作動油において,質量 減少量は試験液温度が高いほど小さく,試験時間が 長いほど温度の影響が顕著となった。試験液温度が 高くなると気泡は発生しやすくなるので,過剰な 気泡がクッションとして働くために衝撃圧が弱め られ<sup>26)</sup>,損傷が緩やかに進行したと考えられる。

4.3 試験時間

振動法における材料損傷の経時変化は複雑であ り,損傷量は試験片とホーンとの間隔などによっ て変化するため,本実験法における結果の再現性 を確認した。Fig.4は,A390のF材を用いて同一条 件での試験を3回行い,経時変化に対する質量減少 量の再現性を調べた結果を示す。試験時間が5hrま では質量減少量のバラつきが±2%以下で良い再現 性が認められたが,それ以上の試験時間では再現 性に劣ることがわかった。

単位時間当たりの質量減少量(損傷速度)は試験







Fig. 3 Relationship between the cumulative mass loss and the temperature of the test liquid.

60

時間と共にFig. 5のように変化する。質量に変化が 現われない潜伏期(第1期)を経過した後,質量減 少が増大する加速期(第2期)を経て最大損傷速度 期(第3期)にはいる。その後,損傷速度が低下し 始める減速期(第4期)を経過して,一定の損傷速 度を示す最終期(第5期)の過程をたどる<sup>19)</sup>。かた さの低いF材では上記の損傷過程が顕著に認めら れ,2hrあたりで最大損傷速度期(第3期)に達して いるが,その持続時間は短い。



Fig. 4 Cumulative mass loss - time curves for A390 alloy.

一方,かたさの高い熱処理(T6)材では4hrを経 過すると最大損傷速度期(第3期)に達し,その持 続時間は長い。耐キャビテーション・エロージョ ン性に優れる材料ほど,第3期の持続期間は長くな る傾向にある。

Fig.5のかたさの低いF材の加速期(1hr),減速期 (6hr)と最終期(11hr)に対応した損傷面と切断面 をFig.6に示す。加速期(a)では浸食によって小さ な穴が形成され始めている。減速期(b)および最



Fig. 5 Erosion rate - time curves for A390 alloy.



Fig. 6 Progress of cavitation damage in A390 alloy after exposure to cavitation in deionized water (temperature, 30°C).

終期(c)では,浸食で形成された穴は深くなり, さらに周囲に拡大している。試験液中に脱落した 粒子を観察すると,減速期(第4期)以降では塊状 の大きな粒子が多く見られた。これは浸食穴が拡 大し,周りの穴と合体する場合に,取り残されて 突きでた部分(写真(b)と(c)中の矢印)が欠落 したためである。そのため,損傷速度の変動が大 きくなり,Fig.4の5hr以降における再現性が悪くな ったと考えられる。

以上の結果は,試験時間の選定によって耐キャ ビテーション・エロージョン性の順位が変わるこ とを示しており,どの時期で比較するかは重要で ある。振動試験法の規格では,最大損傷速度期 (第3期)を越えるまでの質量減少量-試験時間曲 線を比較して行うことが定められている<sup>19</sup>)。Fig.4 とFig.5の結果から,本研究では5hr試験後の質量 減少量,または容積減少量で材料の耐キャビテー ション・エロージョン性を評価した。また,試験 液にはイオン交換水(30°C)を用い,試験片とホー ンとの間隔は0.5mmとした。

# 5. アルミニウム合金の評価

### 5.1 各種アルミニウム合金の比較

アルミニウム鋳造合金(AC4C,A390),ダイカ スト合金(ADC12),展伸合金(A2017)について, それらのキャビテーション・エロージョンによる容 積減少量をFig.7に示す。比較材として純鉄および 無酸素銅の結果を示す。アルミニウム合金の中では, ADC12ダイカスト鋳物の容積減少量が最も小さか った。その値は無酸素銅よりも小さく純鉄と同程度 であった。純鉄は耐キャビテーション・エロージョ ン性に優れている材料ではないので,この結果から もアルミニウム合金は耐キャビテーション・エロー ジョン性に劣っていることがわかった。

AC4CとA390を熱処理(T6)すると,かたさはそ れぞれ倍増し,それに伴い容積減少量が大幅に減 少した。材料のかたさは耐キャビテーション・エ ロージョン性に大きく影響することが明らかであ る<sup>3)</sup>。しかし,ADC12ダイカスト鋳物では,同等 のかたさを示すA2017や熱処理したAC4C,A390に 比べて容積減少量が小さくなっているので,かた さ以外の要因があることがわかる。 5.2.1 各種ダイカスト合金の比較

Fig. 8は,ダイカストで作製した組成の異なるア ルミニウム合金鋳物のキャビテーション・エロー ジョンによる容積減少量を示す。試験片の表面近 傍には厚さ0.05~0.1mmのチル層が形成しており, 急冷されているためCu,Mgの固溶硬化<sup>27,28)</sup>の影 響が顕著に現われる。容積減少量はMgおよびCu量 が多い合金が小さく,さらにそれらの両元素に加 えてSi量の多いA390が最も小さかった。

ADC5は加工硬化に寄与するMg<sup>28)</sup>量が多いため に, Fig. 9に示すようにキャビテーションの攻撃に よって表層部が硬化し,容積減少量がADC1よりも 小さくなった。

Fig. 10は試料断面の顕微鏡組織を示す。ダイカ スト用アルミニウム合金鋳物の浸食は,共晶組織 の部分が優先的に浸食され,初晶のα相が突出する。 次に突出したα相内に亀裂が生じて欠落する過程を 繰り返しながら浸食が進行していた。ADC1(a)と ADC5(b)ではα相が粗大であるため,浸食によって 形成される穴も大きくなる傾向が観察された。

一方, ADC12(c)およびA390(d)の表面近傍は, α 相と共晶Siの微細な組織であり,浸食が一様に進 むため表面の凹凸が小さかった。

5.2.2 熱処理の影響

A390について熱処理(T6)の影響を見ると,か



Fig. 7 Volume loss of various aluminum alloys, copper and iron exposed to cavitation for 5 hr.

たさは熱処理によって高くなったが,容積減少量 は逆に大きくなった(Fig.8)。Fig.10(d)に示すチル 層の微細組織は熱処理によって消滅し,共晶Siが 球状化して,しかも粗大化した(Fig.11)。球状化 したSiは大きさも不揃いで,分散も不均一であり, 浸食はSi粒子の分散が少ない部位の方が顕著であ った。



Fig. 8 Volume loss of various die-cast aluminum alloys exposed to cavitation for 5 hr.



5.2.3 凝固組織の影響

キャビテーション・エロージョンによる損傷と 金属組織との関係を明確にするため,シェル型, 金型およびダイカスト法により,A390の凝固組織



Fig. 9 Change in hardness from the surface to 2.0 mm depth for die-cast alloys after exposure to cavitation.





Fig. 11 Optical micrographs of cross section of A390 alloy for die casting (T6) alloy after

10 µ m

exposure to cavitation for 5 hr.

Fig. 10 Optical micrographs of cross section of various aluminum alloys for die-cast alloys after exposure to cavitation for 5 hr in deionized water: (a) ADC1, (b) ADC5, (c) ADC12, and (d) A390.

の異なった試験片を作製した。鋳造法が異なった 場合の鋳造組織と、それらの熱処理(T6)後の組 織をFig. 12に示す。シェル型、金型、ダイカスト 鋳物の順に冷却速度は早く、初晶Siの大きさは小 さく分散も均一になった。

鋳造のままでは冷却速度が違うためマトリック スのかたさが異なっている。そこで,熱処理(T6) によってマトリックスのかたさをHv134~140に揃 えた試験片を用いて,キャビテーションに対する 合金中のSi粒子径とその分散の影響を調べた。

熱処理すると鋳造組織の共晶Siは球状化したが, 初晶Siには顕著な変化が見られなかった。

Fig. 12の熱処理後の組織写真からSi粒子の粒径を 求め,平均粒子径と容積減少量の関係をFig. 13に 示す。容積減少量は粒子径が小さく,均一で緻密 に分散した組織(ダイカスト鋳物)の場合に小さく なった。

熱処理したシェル型およびダイカスト鋳物断面 の表面近傍における損傷部のSEM写真をFig. 14に 示す。シェル型鋳物では局所的に浸食が激しく進 んでおり,深い穴が生じた。また,浸食穴の損傷 表面には初晶Si粒子が突出しているのが観察され, Si粒子によって浸食が停滞していた(a)。ダイカス ト鋳物では深い穴が形成されずに底の浅いくぼみ が生じ,その表面は微細に荒れていた。微細なSi 粒子が緻密に分散した組織の場合には,損傷は比 較的均一となり深い穴が形成されにくいことがわ かった。

5.3 アルミニウム粉末合金の損傷量

5.3.1 アルミニウム粉末合金とダイカスト合金の 比較

アルミニウムは他の合金元素と金属間化合物を 作りやすく,通常の鋳造法では高合金化すると粗 大で脆い金属間化合物が形成され,機械的性質が 損なわれる。しかし,ガスアトマイズ法で作製し た急冷凝固粉末は,10<sup>2</sup>~10<sup>4</sup>°C/sの冷却速度<sup>29)</sup>を 有し,ダイカスト鋳物のチル層と同様に晶出物を 微細化でき,過飽和固溶も可能であり,高合金化 の場合に生じる偏析を避けることができる。急冷 凝固粉末を固化したアルミニウム粉末合金(P/M; Powder metallurgy)では,耐キャビテーション・エ ロージョン性の向上が期待できるので,Al-Si-Fe-



Fig. 12 Optical micrographs of three types mold casting of A390 alloys; (upper: as cast, bottom: heat treated (T6)).

豊田中央研究所 R&D レビュー Vol. 31 No. 3 (1996.9)

Cu-Mg系粉末合金を作製して損傷量を評価した。

アルミニウム粉末合金は,ガスアトマイズ法で 製造した合金粉末を成形し,窒素ガス雰囲気中で 450°C×1hr加熱した後,400°Cで加圧固化して作製 した。熱処理は500°C×1hrの溶体化後水冷し, 160°C×5hrの時効をするT6処理を行った。

Table 2は,作製したアルミニウム粉末合金の機 械的性質,およびキャビテーション・エロージョ ンによる容積減少量の測定結果を示す。比較材と してADC12ダイカスト鋳物の特性<sup>30)</sup>を示す。粉末 合金(T6)の引張強さは539~559MPa,疲労強度 は225~265MPaであり,比較材に比べていずれも 約2倍の強度を有する。20%Si量のP/M-3合金(T6) の容積減少量は約2mm<sup>3</sup>でADC12の約1/4であった。 遷移金属の添加量が多く,高Si量の粉末合金ほど



Fig. 13 Relationship between the volume loss and average particles diameter of Si in A390 alloys.



Fig. 14 Scanning electron micrographs of damaged surface for A390 alloy (T6) after exposure to cavitation for 5 hr: (a) shell mold casting (b) die casting.

Table 2 Mechanical properties and cavitation erosion data for P/M aluminum alloys.

Alloy	Chemical composition (mass%)		Hardness Hv	Tensile strength MPa	Elongation %	Fatigue strength*1 MPa	Volume loss mm <sup>3</sup>			
P/M-1	Al-3Si-10Fe-3Cu-1Mg	T6	176	559	2.7	225	7.5			
P/M-2	Al-17Si-5Fe-5Cu-0.5Mg-0.4Mn	F	174	-	_	_	4.0			
		T6	206	549	0.4	_	3.8			
P/M-3	Al-20Si-5Fe-5Cu-1Mg	F	182	-	_	_	4.6			
		T6	225	539	0.2	265	2.2			
ADC12	Al-10.1Si-0.58Fe-2.6Cu-0.16Mg As die casting		118	319	2.5	138*2	8.0			

\*1 At  $10^7$  cycles; Plane bending type test, \*2 3 0 )

容積減少量は小さく耐キャビテーション・エロー ジョン性に優れていた。

Fig. 15は粉末合金の損傷部近傍の断面組織を示す。 Fe量の多いP/M-1合金は,組織の不均一が顕著であ り,粗い組織の部分が深く浸食された。Si量の多い P/M-3合金は,Fig. 11のA390ダイカスト鋳物(T6)に 比べて,微細なSi粒子や金属間化合物が多く,緻密 に分散した組織であった。これらの結果から,微細 で硬質の分散粒子は,キャビテーション・エロージ ョンに対する抵抗として働くことが明らかになった。





Fig. 15 Optical micrographs of cross section of the specimen after exposure to cavitation for 5 hr in deionized water:(a) P/M-1, (b) P/M-3, and (c) higher magnification of (b).

# 5.3.2 アルミニウム粉末合金の損傷過程

Fig. 16はキャビテーション・エロージョンによ る損傷過程を組織との関係で示した模式図である。 気泡の崩壊時に発生した衝撃的な圧力が材料表面 に作用すると,表層部は局所的な圧縮力を受ける ために塑性変形してくぼみが形成される。このよ うな力が繰り返し加わると,材料の表層部は塑性 流動(図中の)を起こして粒界や硬質粒子の近傍 が盛り上がり,その先端が欠落することで損傷が 始まる<sup>7</sup>。

損傷初期には材料表面にくぼみやピットが形成 され,その大きさ(面積)と衝撃圧の間には直線関 係がある<sup>31</sup>)。試験面に作用する気泡崩壊の衝撃圧 の大きさは広範囲に分布しており,ある大きさ以 上の場合にくぼみを生じ,その値は材料によって 異なる<sup>31</sup>)。形成されるくぼみ径は鋼よりもアルミ ニウム合金の方が大きく<sup>6)</sup>,Fig.16(a)に示すように 組織が粗い場合には,表層部の塑性流動が生じや すいために損傷されやすい。微細な硬質粒子が緻 密に分散した組織の合金では,分散強化によって 塑性変形しにくくなっているが,分散粒子径が 2µm以下になると,損傷量は増すことが報告され ている<sup>11</sup>)。粒子径が変形層の厚さよりも小さいと, 塑性流動を阻止する効果も小さくなるためであり, Fig.15(c)に示す程度の粒子が緻密に分散した組織



(a) Coarse structure

(b) Fine structure

Fig. 16 Schematic illustration of the progress of cavitation damage on aluminum alloys; (upper : before exposure to cavitation, bottom : after exposure to cavitation).

の場合が適していると考えられる(Fig. 16(b))。

キャビテーション・エロージョンによる損傷は, 疲労,塑性変形,加工硬化,脆性破壊や腐食など のプロセスを含んでいるので,単一の物性値のみ で表すことが難しい。まだ,材料特性や金属組織 と損傷量との関係は十分に明らかにされていない が,定性的にはかたさや強度との間に良い相関が あり,かたさ,強度および疲労強度の高い材料は 損傷量が小さくなる<sup>3,32</sup>。

アルミニウム粉末合金は,マトリクスのかたさ が高く,微細な硬質粒子が緻密に分散した組織が 得られるので,耐キャビテーション・エロージョ ン性に適していることが明らかになった。

### 6. まとめ

磁歪振動法を用いた対向型振動試験の適正試験 条件を定めて,アルミニウム合金の耐キャビテー ション・エロージョン性の評価を行い,損傷にお よぼす合金組成と組織との影響を明らかにした。 得られた結果をまとめると以下のようになる。

(1) アルミニウム合金のなかでもダイカスト鋳物 は,表層部に微細組織でかたさの高いチル層が形 成されるため,同等のかたさを有する重力鋳造材, 展伸合金に比べて耐キャビテーション・エロージ ョン性に優れていた。

(2) ダイカストしたアルミニウム合金では,Siと 共に固溶強化元素のCuとMg量を増してマトリック スを硬化させたA390の損傷量が小さかった。

(3) 同一組成のアルミニウム合金の場合,組織中のSi粒子が微細で,緻密に分散した方が損傷量は小さかった。

(4) アルミニウム粉末合金は,マトリックスのかたさが高く,さらに微細な硬質粒子を緻密に分散させた組織が得られるため,従来のアルミニウム合金よりも耐キャビテーション・エロージョン性や機械的性質が優れていた。

### 参考文献

- 1) 明智清明:粉体および粉末冶金,41-8(1994),907
- 2) 渡辺靖, ほか3名:豊田織機技報, 26-11(1992), 51
- 3) 岡田庸敬: 機械の研究, 41-1(1989), 16
- 4) 岡田庸敬:機械の研究, 41-2(1989), 29
- 5) 水崎久嘉, ほか2名:油圧と空気圧, 24-1(1993), 94
- 6) 遠藤吉郎,岡田庸敬,馬場洋一郎:日本機械学会論文集
   (第1部),34-267(1968),1831
- 7) 岡田庸敬,岩元充司,佐野薫:日本機械学会論文集(第1部),43-365(1977),8
- 8) 村松昌信, ほか3名:防食技術, 39-10(1990), 550
- 9) 伊藤茂生, ほか4名: キャビテーションに関するシンポ ジウム第7回, (1992), 13, 日本学術会議
- Rao, B. C. S. and Buckley, D. H. : Mater. Sci. and Eng., 67(1984), 55
- 11) 岡田庸敬, ほか2名: キャビテーションに関するシンポ ジウム第7回, (1992), 19, 日本学術会議
- 岡田庸敬, ほか4名: 軽金属学会第84回春期大会概要集, (1993), 401
- 13) 大槻真人,由利浩一,河野通:粉体および粉末冶金,41-8(1994),922
- 14) 腐食防食協会:エロージョンとコロージョン,(1987),
   83, 裳華房
- 15) 赤松映明:日本機械学会関西支部第106回講習会教材, (1982),11
- 16) 岡田庸敬,岩井善郎:日本機械学会誌,91-831(1988),168
- Lichtarowicz, A. : Cavitation Erosion in Fluid Systems (1981), 153, The Am. Soc. of Mech. Eng.
- 18) 大場利三郎, ほか4名: ターボ機械, 20-8(1992), 449
- 19) 1993 Annual Book of ASTM Standards, 03.02(1993), 115
- 20) 真田徳雄,高山和善,小野寺収,池内準:日本機械学会 論文集(B編),50-458(1984),2275
- 21) 腐食防食協会:エロージョンとコロージョン,(1987), 107, 裳華房
- 22) 遠藤吉郎,岡田庸敬,中島政明:日本機械学会論文集 (第3部), 33-253(1967), 1515
- 23) 遠藤吉郎,岡田庸敬,中野達也,中島政明:日本機械学会論文集(第3部), 32-237(1966), 831
- 24) 稲永聖:油圧, 12-2(1969), 6
- 25) Niemczewski, B. : Ultrasonics, May(1980), 107
- 26) 山崎卓爾: キャビテーション工学, (1978), 127, 日刊工 業新聞社
- 27) 軽金属協会:アルミニウム合金鋳物の実体強さ,(1984),
   8
- 28) 軽金属学会:アルミニウムの組織と性質,(1990),243,
   265
- 29) 犬丸晋:金属,5(1990),32
- 30) 軽金属協会:アルミニウム合金鋳物の実体強さ,(1984), 16,軽金属協会

豊田中央研究所 R&D レビュー Vol. 31 No. 3 (1996.9)

- 31) 岡田庸敬,岩井善郎,石丸洋一,前川紀英:日本機械学 会論文集(A編),58-552(1992),1489
- 32) 岩井善郎,田中貞樹,岡田庸敬:日本機械学会論文集(A 編),54-500(1988),861

# 著者紹介



伊東一彦 Kazuhiko Ito
 生年:1955年。
 所属:電気化学研究室。
 分野:電池に関する研究。