材料の結晶型とキャビテーション損傷*

北 嶋 宣 光**

Nobumitsu Kitashima : Cavitation Damage and Crystal Structure (A Study of Cavitation Damage from the Viewpoint of Material Science, III) Cavitation damages for *f.c.c.* type materials as well as *hcp* type materials were experimentally studied. These results were discussed, together with those of *b.c.c.* type materials described in a previous report. The results obtained are as follows:

(1) On the damaged regions of *f.c.c.* type materials, slip bands and work hardening phenomena were observed, and there appeared cracks along the slip bands. These facts indicate that the fracture due to cavitation for this type of materials was of the shear type. (For *b.c.c.* type materials, a cleavage type fracture was observed.)

(2) For *f.c.c.* type materials, the amount of reduction in weight was greater in small grain specimens than in large grain ones.

(3) Wedge-shaped cracks and work hardened layers were observed in the damaged regions of titanium and of zinc specimens. Slip bands were also observed in the damaged regions of titanium specimens, but they were scarcely seen in zinc ones.

(4) The amount of reduction in weight was greater in *b.c.c.* type materials than in *f.c.c.* type ones for the same initial hardness. The rate of increase in the weight reduction with the amplitude were greater in *b.c.c.* type materials than *f.c.c.* type ones. From these results, it seems that the resistance of *f.c.c.* type materials against cavitation erosions were inherently superior to that of *b.c.c.* type materials.

(5) The superiority of *f.c.c.* type material would be explained in terms of the work hardening rate of *f.c.c.* type materials and the difference in the number of slip systems.

(Received January 27, 1966)

I. 緒 言

前報⁽¹⁾に引続いて、本報では面心立方晶型および稠密六方晶型材料のキャビテーション損傷について調べ、さらに結晶型とキャビテーション損傷との関係について考察を行なった。実験の装置・方法は前報と同様である。

II. 面 心 立 方 晶 型 材 料 の 損 傷

この型の材料に属する純銅、純ニッケル、隣青銅および18-8ステンレス鋼などが受ける損傷について調べた。

1. 純 銅 試 験 片 に よ る 実 験

市販の純銅延伸丸棒から作成した試験片を600°Cおよび1000°Cで焼鈍して、結晶粒の粒径をそれぞれ約0.03~0.1 mm および約1.0~5.5 mm としたのち供試した(Photo. 1)。試験時間と重量減との関係をFig. 1に、2 hr 試験後の損傷部断面をPhoto. 2(a)に示す。Photo. 2(a)によれば、損傷部付近の硬度は mH_v で100近い値を示しているが、

芯部の硬度(写真省略)は mH_v 約70であるから、純銅の損傷部はかなりの加工硬化を呈している。結晶粒の大きさの

(a) 600°C annealed ($\times 200$) (b) 1000°C annealed ($\times 50$)
Photo.1 Microstructure of pure copper specimen.

影響については後述する。なお試験片の化学分析値および硬度をTable 1に示した。

2. 純 ニ ッ ケ ル 試 験 片 に よ る 実 験

明石合金製純ニッケル丸棒(100角鍛造材を圧延・抽伸し、 $30\phi \times 500l$ としたもの)から試験片を作り、900°C焼

** 株式会社荏原製作所研究所(Research Laboratory of Ebara Mfg. Co. Ltd., Tokyo)

* 1964年10月本会富山大会に一部発表; キャビテーション損傷の材料学的研究(第3報)

(1) 北嶋: 本誌, 29(1965), 955.

鈍後供試した。分析値、硬度を **Table 2** に示す。Photo.2 (b) は 2 hr 試験後の試料断面であつて、試料芯部の硬度

Fig.1 Relations between erosion loss and test time on Cu specimen.

Photo.2 Cross section of Cu and Ni specimen after 120 min test. (62μ , $\times 400$)
(a) Cu, (b) Ni

mH_v 約 160 に比し損傷部はかなり加工硬化しており、迂り線も認められる。Fig.2 に試験時間と重量減との関係を示した。

3. 結晶粒の大きさの影響

前々報⁽²⁾に、粒径が約 0.1~0.2 mm および約 0.4~0.6

(2) 北嶋: 本誌, 29 (1965), 948.

mm の 2 種類の 18-8 ステンレス鋼試料の実験をそれぞれ行なっているが、両者の重量減を比較すると **Table 3** のご

Table 1 Chemical composition and hardness of copper specimens.

Cu	Sn	S	Hb	
99.7	0.19	0.01	600°C Annealed	27.1
			1000°C Annealed	23.5

Table 2 Chemical composition and hardness of nickel specimens.

Ni (+Co)	Mn	Si	Fe	Cu	C	Hb
99.6	0.26	0.02	0.008	0.011	0.016	64.2

とくであつて、結晶粒が粗大なものの方が重量減が少ないように思える。念のため振巾 51μ における結果のパラッキを調べると **Table 4** のごとくであり、この結果から 18-8 鋼においては結晶粒が粗大なものの方が重量減が少ないことが明らかである。同様の傾向は純銅の実験結果 (Fig.1) にも見られる。Table 5 は純銅試験片に振巾 53μ で 90 min の試験を行なつたときの結果のパラッキを比較したもので、Fig. 1 および Table 5 の結果から純銅においても粗

Fig.2 Relations between erosion loss and test time on Ni specimen.

Table 3 Effect of grain size on erosion loss in 18-8 stainless steel. (2 hr test, mg)

Amplitude	51 M	62 M
Grain size		
0.1~0.2 mm	36.8, 40.4	62.6, 65.3
0.4~0.6 mm	27.7, 27.6	54.0, 56.4

大組織のものが重量減が少ないといえよう。Fig.3 は 6.34 % Sn を含む燐青銅の 500°C 焼鈍試料 (粒径約 20μ , 前々

報⁽²⁾参照)と 800°C 焼鈍試料(粒径 0.3~0.5 mm)とを比較したものであつて、振巾 40 μ までは両者の重量減に差

Table 4 Standard deviation (σ) of erosion loss in 18-8 stainless steel. (51 M, 2 hr, mg)

Grain size	0.1~0.2 mm	0.4~0.6 mm
x_i	36.8, 40.4, 43.0, 40.8, 44.0, 38.0, 40.0, 44.4	27.7, 27.6, 29.2, 26.3
$\bar{x}$	40.9	27.7
σ	3.24	1.02

Table 5 Standard deviation (σ) of erosion loss in copper. (53 M, 90 min, mg)

Grain size	0.03~0.1 mm	1.0~5.5 mm
x_i	425.0, 448.9, 431.2, 428.2, 436.6, 424.0	406.7, 368.2, 401.3, 375.5, 383.9
$\bar{x}$	432.3	387.1
σ	8.51	14.75

が認められないが、振巾がこれ以上になるとやはり粗大組織のものの重量減が少ないようである。

4. 損傷部の状況

Photo.3 (a) は振巾 62 μ で 2 hr の試験を行なつた純銅の損傷部断面のうち、試験片母体から分離する直前にあると見られる純銅粒子を示したものであつて、純銅のエロージョンロスはこのように粒子が分離することによって発生するものと考えられるが、この場合粒子は迂り線に沿つ

Fig.3 Relations between erosion loss and amplitude on phosphor bronze specimens.

て分離しているようである。Photo.3 (b) は 40 μ × 2 hr の試験を行なつた燐青銅 800°C 焼鈍試料の損傷部断面であつ

て、迂り線と加工硬化層とが明瞭に認められ、迂り線に沿つて割れが発達している。Photo.3 (c) は 62 μ × 4 hr 試験

Photo.3 Cross section of f.c.c. type materials.

- (a) copper (62 μ , 2 hr, $\times 400$)
 - (b) phosphor bronze (40 μ , 2 hr, $\times 400$)
 - (c) 18-8 stainless steel (62 μ , 4 hr, $\times 400$)
- Cracks along slip line were observed.

後の 18-8 鋼の損傷部断面で、迂りが双晶面に交叉する部分ではとくに迂り線の密度が高いようであり、迂り線に沿つた割れも認められる。これらの観察結果から、面心立方晶型材料がキャビテーションにさらされると表面はまず塑性変形を受け、さらにキャビテーションの繰返し衝撃作用によつて塑性変形が進むとともに加工硬化の度合いも大きくなり、ついには迂り線に沿つて割れが入り、表面から小さい金属粒が分離するようになるものと考えられる。

Photo.4 は結晶粒が微細な燐青銅 (500°C 焼鈍試料) の損傷部断面を示したものである。結晶粒が粗大なものではたとえば Photo.3 (b) のごとく損傷部に長く発達した迂り線が見られるが、Photo.4 のごとく微細結晶粒のものでは迂りが結晶粒界によつて阻止される機会が多いため迂り線が短い。かかる微細組織のものでは表面に露出している結晶

粒のほか、やや内部の結晶粒も塑性変形を受けているが、表面に露出している結晶粒内の迂り線の密度は内部の結晶

Photo.4 Cross section of phosphor bronze specimen after 120 min test. (62 μ , $\times 400$)

Table 6 Relations between erosion loss and test time on *h.c.p.* materials.

Material Test time (min) Amplitude (μ)	Ti				Zn			
	30	60	90	120	30	60	90	120
30	0.8	1.6	2.2	2.6	6.7	17.5	30.7	56.4
40	2.9	8.0	14.6	20.2	82.8	141.7	184.8	211.2
51	7.6	18.0	29.5	41.2	209.7	396.2	501.3	516.1
62	14.3	38.3	60.6	84.2	295.6	610.9	643.0	—

粒のそれに比してかなり高いようである。同様の傾向は前々報⁽²⁾の 18-8 鋼の実験結果においても認められる。この場合粗大粒の試料では迂り線が長く発達しているが、微細粒のものの迂り線は短く、また表面に近い部分の加工硬化による硬度上昇は微細粒試料の方が大きいようである(前々報 Fig. 6, 10, Photo.13, 15 参照)。ここで述べた各材料の粗大粒試料と微細粒試料とはいずれもそれぞれ同一素材から作成したものであるから成分上の差はなく、また供試前の硬度がほぼ同一に揃うような焼鈍(または溶体化)条件で処理することによって単に粒径のみを変えたものである。このような両試料が同じ条件のキャビテーションを受け、その結果上述のごとく微細粒試料の方が表面の迂り線の密度が高がつたり硬度上昇が大であつたりするわけであつて、このことから微細粒のものは粗大粒のものに比してキャビテーションの影響を表層部に集中しうけやすいことがわかり、また同じ条件のキャビテーションを受けたときに微細粒試料表面に発生する応力のレベルが粗大粒試料表面のそれよりも高いことが類推される。このように考えれば面心立方晶型材料のキャビテーション損傷において、結晶粒の微細なものの方が大なる重量減を示す理由も説明しうられる。

III. 稠密六方晶型材料の損傷

純チタンおよび純亜鉛を供試した。純チタン試験片は古河電気工業製純度 99.7% 以上の丸棒 (30 ϕ , 700°C 真空焼鈍材, Hb 106) から、また純亜鉛試験片は化学用 1 級亜鉛を電熱式ルツボ炉で溶解後乾燥砂型に落し込み铸造して

30 $\phi \times 260$ の鋳塊となし、その長手中央部付近から作成した (Hb 30.0)。実験結果を Table 6, Photo.5 に示す。チタンの損傷部には Photo.5 (a) に示すごとく明瞭な迂り線と加工硬化現象とが認められるとともに微細なくさび型の割れが見られた。亜鉛の損傷部には迂り線は認め難かつたが、Photo.5 (b) に示すごとくわずかに加工硬化を示しているようであり、また大きくさび型の割れが見られた。チタン、亜鉛の損傷部に見られるくさび型の割れの形状は前報・体心立方晶型材料の損傷部に認められたものと形状が類似である。

IV. 結晶型に関する総合考察

前報および本報の結果によれば、材料の結晶型の如何によつてキャビテーション損傷の状況にも差が生ずるようである。

Photo.5 Cross section of Ti and Zn specimen. (62 μ , $\times 400$)

(a) Ti: after 120 min test.
(b) Zn: after 90 min test.

ある。

1. 体心立方晶型材料の損傷過程

この型の材料にキャビテーションを 2 hr 与えたものの損傷部には結晶の迂りや加工硬化を認め難く、多数の“く

さび型”の割れが粒内を貫いて進行していた(前報)。重量減はこの種の割れが互いに相連なつて母体から小粒が分離

Photo. 6 Cross section of pure iron specimen after 120 min test. (62μ , $\times 200$)
Three pieces shown by arrows will shortly separate from the specimen.

(a) After 10 min test.

Twin deformations and slip deformations were observed.

(b) After 30 min test.

Cracks along cleavage planes were observed.

Photo. 7 Cross sections of pure iron specimen after short time test. (62μ , $\times 400$)

崩落する結果現われるものと考えられる (Photo. 6)。強腐食法で割れの方角を調べると“へき開割れ”であることが判つたが、かかる割れが多数発生した後の試料によつて損傷初期の状況を推測することは困難であるので、あらかじめバフで鏡面研磨した純鉄試料に短時間キャビテーションを与え、その断面によつて損傷初期の状況を調べると Photo. 7 のごとくであつて、10 min 後には表面から 0.05 mm 位の深さまではり変形や双晶変形を伴ない、この結果表面が凹凸を呈し、またわずかに加工硬化を示しているようである。キャビテーション損傷は水中に発生した無数のキャビティが材料表面で崩壊を繰返す結果生じるものであるが、個々のキャビティの径は 0.6 mm ⁽³⁾ 程度にすぎぬから、材料表面のわずかな凹凸もキャビティ崩壊時の応力集中源になり得るであろう。30 min 試験後の試料には明らかに“へき開割れ”が認められるが、この割れは応力集中によつて発生したものと思われる。栄⁽⁴⁾は表面粗度を種々に変えた場合表面が粗なものほど重量減が多くなることを示しているが、この結果も上述の考えの裏付けとなるであろう。損傷が“へき開割れ”によつて進行するようになると損傷部の塑性変形は認め難くなる。

(3) R.T. Knapp: Trans. ASME, **77** (1955), 1045.

(4) 栄: 防食技術, **6** (1957), 1.

2. 面心立方晶型材料の損傷過程

本報Ⅱに示したごとく、この型の材料がキャビテーションの衝撃を受けると、表面からかなりの深さの範囲までが塑性変形し、やがてり線に沿つて割れが発生するようである。すなわちこの型の材料のキャビテーション損傷は“せん断型”の破壊であると考えられる。

3. 結晶型とキャビテーション損傷

下平⁽⁵⁾は各種材料の硬さとキャビテーション損傷量との関係を発表し、同じ硬さで比較するとフェライト型の鋼およびマルテンサイト型の鋼よりも、銅合金やオーステナイト鋼の方が損傷が少ないことを示している。いま著者の実験結果のうち $62\mu \times 2\text{ hr}$ の試験による体積減(重量減と比重とから計算で求めた値)をブリネル硬度との関係で整理すると Fig. 4 のごとくであつて、硬さが同一の場合には

Fig. 4 Relations between erosion loss (volume) and Brinell hardness of materials.

面心立方晶型材料は体心立方晶型材料に比して明らかに損傷が少ない。振巾を種々に変えた場合について同様に整理しても、Fig. 4 と全く同様の傾向が得られた。ここで結晶

(5) 下平: 本誌, **22** (1958), A-191.

型の差によつて Fig. 4 のごとき差が生じる理由を考えて見よう。すでに示したように純銅、純ニッケル、燐青銅、18-8 鋼など面心立方晶型材料の損傷部は加工硬化を呈している。すなわちこれらの材料は加工硬化を受けながらキャビテーションにさらされているわけである。Fig. 4 からわかるように硬度が高いものほど損傷が少ないことを考えると、面心立方型材料と体心立方型材料との供試前の硬度がたとえ同一であつたとしても、前者はキャビテーションによつて加工硬化し表面硬度が上昇するから、後者に比して損傷を受け難くなることが予測される。しかし Fig. 4 にあらわれた両者の損傷量の差の全部がそのまま加工硬化の影響によるものであろうか。Photo. 8 は 0.2 N の硫酸

Photo. 8 Cross section of 18-8 stainless steel specimen when cavitated at anodic dissolve condition (55μ , 2 hr, 0.2 NH_2SO_4 , dissolution rate 0.004 mm/hr, $\times 400$)

水溶液中で 18-8 鋼試料の表面を外部電源により 0.004 mm/hr の陽極の溶解速度で溶解しながらキャビテーションを与えたものの損傷部断面で、前々報 Photo. 13 および 15 に見られるような高硬度の加工硬化層は存在せず、表面付近の硬さはせいぜい mHv 240 程度のものであるが、この場合のエロージョンロス (全重量減から $\text{M} \rightarrow \text{M}^{++} + \text{e}$ の反応による重量減を差引いた値) は振幅 55μ 試験時間 2 hr で 44 mg にすぎず、 mHv 約 240 のモリブデン試片 (前報) が 56μ , 2 hr の試験で約 100 mg の重量減を示しているのに比してかなり少ない。また 0.2 N 硫酸水溶液中で燐青銅試験片にキャビテーションを与えた場合と、これを約

Table 7 Effect of anodic dissolution rate on the erosion of phosphorbronze. (0.2 N H_2SO_4 , 2 hr, mg)

Condition Amplitude	Anodic dissolution (0.024 mm/hr)	
	No current	
51 μ	40.3	43.9
	41.0	40.3
62 μ	157.1	151.3

0.024 mm/hr の溶解速度で陽極的に溶解しながらキャビテーションを与えた場合とについてエロージョンロスを比

較すると、Table 7 に示すごとく とくに差が認められない。これらの結果から見ると硬度が同一の場合面心立方型材料のキャビテーション損傷量が体心立方型材料のそれに比して少ないのは、必ずしも加工硬化の影響のみではないように思われる。

Fig. 5 は磁歪式試験法で重量減開始までの誘導期をすぎ、材質・振幅などによつて定まる一定速度の重量減を示

Fig. 5 Relations between erosion rate after incubation period and amplitude.

すようになったときの重量減少速度と振幅との関係を両対数目盛で示したもので、各材料とも振幅の n 乗に比例して重量減少速度が増加している。 n の値は Table 8 のごとくであつて、体心立方晶型材料および亜鉛では 3.0 以上、面心立方晶型材料およびチタンでは 3.0 以下であつた。すなわち後者は前者に比して振幅の変化—いいかえればキャビテーション強さの変化—の影響を受けがたいといえるが、後者の損傷部直下の結晶にはすでに示したごとく、明瞭な

Table 8 Exponent “ n ” of erosion rate of various materials. [(erosion rate) $\propto$ (amplitude) n]

b.c.c.		f.c.c.		h.c.p.	
Material	n	Material	n	Material	n
Fe	3.08	Cu	2.21	Ti	2.89
16 Cr steel	3.11	Ni	2.50		
		Phosphor bronze	2.74	Zn	3.37
Mo	4.78	18-8	2.93		

り線が認められるのに対して、前者にはそれが認めがたいことから“材料の延性”や“結晶のりによる応力緩和

現象”などもキャビテーション損傷に密接な関係を有していることが考えられる。たとえば稠密六方晶型の多結晶材料で作られた試料のうち、チタンのように底面 $\bar{1}11$ と柱面 $\bar{1}11$ とをおこしうるものは、亜鉛のごとく底面 $\bar{1}11$ がおこるだけのものに比して $\bar{1}11$ 系の種類が多く、種々の方向からの外力に対しても $\bar{1}11$ 変形をおこし得るはずであつて、これが Table 8 の n の値に影響をおよぼす一つの要素であると思われる。また Fig. 4 および Table 8 の結果から面心立方晶型材料は体心立方晶型材料に比して本質的にはキャビテーションに対して強いといえる。この両者はともに結晶構造的には延性に富むものであるが、面心立方格子は体心立方格子に比してより密な構造を有していることやその他の理由などによつて、一般に面心立方金属は体心立方金属よりもより延性的であるといわれており、かかる特性の差がキャビテーション耐久性にも影響をおよぼすものと思われる。

このように材料の結晶構造の相違によつてもキャビテーション損傷の過程や耐久性などに影響が現われてくるが、キャビテーションの衝撃は前報にも示したようになり大きなものであるため、結局は材料強度がキャビテーション耐久性に対して最も重要なものとなり、Fig. 4 に示したご

とく高硬度の材料ほどよい耐久性を示すような結果が現われてくるのであろう。

V. 総 括

前報および本報の実験結果から、キャビテーション損傷と結晶型との関係について総合的な考察を行なつた。

(1) 面心立方晶型材料では結晶粒の粗大なものの方が耐久性がよいようである。損傷部には塑性変形と $\bar{1}11$ 線に沿つた割れとが認められた。すなわちこの型の材料はキャビテーションによつてせん断型の破壊を示す(体心立方晶型材料はへき開型の破壊を示す)。

(2) 稠密六方晶型材料のうちチタンの損傷部には $\bar{1}11$ 線と加工硬化とが認められたが、亜鉛の損傷部には $\bar{1}11$ 線を認め難かつた。なおこれらの損傷部にはくさび型の割れが認められた。

(3) Fig. 4 および Table 8 の結果から面心立方晶型材料のキャビテーション耐久性は体心立方晶型材料のそれに比して本質的にはすぐれているといえる。

(4) このような差は面心立方晶型材料の加工硬化の影響のみでなく、体心・面心両材料の $\bar{1}11$ 系の差にも関係があるように思われる。