質圧延をほどくと SUS 304 で増加するが, A 1100, Cu, 7:3 Brass では減少する。

(4) 一般に引張・除荷試験での予応力 σ_F と引張予歪 ϵ_F は,

$$\sigma_F = C \epsilon_F^n$$

でよく近似できる。7:3 Brass, SUS 304, Cu, A 1100 について n , C および ϵ_R の記述式中の k , σ_0 におよぼす調質圧延延伸率 r の影響を明らかにした。これらの材料定数は一般に $a(b+r)^a + \beta$ の形の実験式で表わされ、これを用いて任意の r , ϵ_F に対する ϵ_R を精度よく計算することができる。

(5) ϵ_R はロール成形での製品形状と強い相関があり、成形作業の立場から材料を管理する場合の重要な材料特性値である。

文 献

- (1) 斎藤好弘, 神藤宏明, 藤川充由, 加藤健三: 塑性と加工, **18**(1977), 982.
- (2) 神藤宏明, 斎藤好弘, 藤川充由, 加藤健三: *ibid.*, **19**(1978), 127.
- (3) 鈴木 弘, 木内 学, 中島 聡, 市山田正昭: *ibid.*, **11**(1970), 315.
- (4) 鈴木 弘, 木内 学, 中島 聡, 市山田正昭: *ibid.*, **13**(1972), 508.
- (5) 斎藤好弘, 藤田米章, 加藤健三: *ibid.*, **13**(1972), 907.
- (6) S.N.Buckley and K.M.Entwistle: *Acta Met.*, **4**(1956), 352.
- (7) 長谷川 正: 日本金属学会会報, **15**(1976), 509.
- (8) 五弓勇雄, 岸 輝雄: 塑性と加工, **10**(1969), 863.
- (9) M.J.Whelan: *Proc. Roy. Soc. A*, **249**(1959), 114.
- (10) A.Seeger und G.Schöck: *Acta Met.*, **1**(1953), 519.
- (11) 加藤健三, 斎藤好弘, 中脇康則, 簡野豊治: 第 28 回塑性加工連合講演会講演論文集, (1977), 357.

高温真空中における Fe(*bcc* および *fcc*) の引張強さ および繰返し引張疲労強度

松 島 成 夫*

Shigeo Matsushima: Tensile Strength and Cyclic Tensile Fatigue Strength for Fe(*bcc* and *fcc*) at High Temperature in Vacuum. Temperature dependences of tensile strength σ_B and cyclic tensile fatigue strength for *bcc* and *fcc* Fe at high temperature in vacuum have been studied. The results obtained are as follows:

(1) Relations between σ_B and testing temperature T except for the range of 900~1000°C are given by

$$\sigma_B = \bar{\sigma}_B \exp \beta (T - T_0)^2$$

where $\bar{\sigma}_B$, β and T_0 are 177.3 MPa, $-4.48 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-2}$ and 100°C for *bcc* Fe, and 13.2 MPa, $-5.80 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-2}$ and 910°C for *fcc* Fe.

(2) Relations between fatigue life N and maximum value σ_0 of cyclic tensile stress are given by

$$N = \frac{1}{N_0} \left(\frac{\sigma_B}{\sigma_0} \right)^{1/B}$$

where N_0 and B are 80 and 13 for *bcc* Fe, and 500 and 9 for *fcc* Fe.

(Received April 3, 1979)

I. 緒 言

Fe についての高温強度の研究は, *bcc* のものについては多くあるが^{(1)~(7)}, *fcc* については多くない⁽²⁾⁽⁷⁾. *bcc* Fe については真空中⁽¹⁾⁽³⁾, Ar ガス中⁽⁴⁾⁽⁵⁾, H₂ ガス中⁽⁶⁾における高温クリープに関するものがあり, *fcc* Fe については真空中におけるもの⁽²⁾がある。これらのうち広高温範囲におけるものがある⁽¹⁾⁽³⁾⁽⁵⁾。また, 広高温範囲にわたって真空中で硬さを議論したものもある^{(7)~(9)}。しかし, γ 変態

点付近における強度の挙動を議論したものは少なく, 真空中における *bcc* および *fcc* の疲労強度を同時に議論したものは見受けられない。

山本⁽¹⁰⁾は, γ 変態点付近における Randall の炭素鋼 (0.12%C) の *fcc* Fe に対する *bcc* Fe のクリープ容易性⁽¹¹⁾ および Birchenal らの *fcc* Fe に対する *bcc* Fe の自己拡散係数の上位性⁽¹²⁾より, *fcc* Fe に対する *bcc* Fe のクリープ容易性が自己拡散の容易性によって生じるものであるとしている。

* 愛媛大学工学部生産機械工学科 (Department of Manufacturing Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, Ehime University, Matsuyama)

これらのことより、本報では、[高温真空中における *bcc* および *fcc* Fe の疲労強度を前報の試験機⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾によって明らかにし、*bcc* および *fcc* Fe の疲労強度および γ 変態点付近の強度状況を明らかにすることを試みた。

II. 実験方法

1. 試験機および試験条件

試験温度 600°C までの引張試験および疲労試験に用いた試験機は前報の高温真空繰返し引張試験機⁽¹³⁾、600°C 以上のものは通電加熱型高温真空繰返し引張疲労試験機⁽¹⁴⁾である。

引張試験時のひずみ速度は 0.05 min^{-1} 、疲労試験時の応力の繰返し速度は 4 s^{-1} とし、試験時の真空度は 10^{-3} Pa 以上となるようにした。

2. 試験片および温度分布

本実験に用いた試験片の素材は寸法 $100 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 1.0 \text{ mm}$ の *bcc* Fe (99.97%, 主な不純物 Ni, S, C, SiO₂⁽¹⁵⁾) 板である。*bcc* Fe の試験片として用いた焼鈍片の形状は $100 \text{ mm} \times 2.00 \text{ mm} \times 0.30 \text{ mm}$ であり、その加工は上記の素板を圧延によって厚さ 0.30 mm の板にした後、機械切削によって行った。その加工片を真空度 10^{-3} Pa のもとで 900°C -1 h 間焼鈍したもの (冷却速度 $1^\circ\text{C} \cdot \text{min}^{-1}$) が *bcc* Fe の焼鈍片 (結晶粒径: 0.05 mm) である。

bcc Fe の引張試験および疲労試験に用いた試験片は上記の焼鈍片を Fig.1 のように試験機の試験片固定部に固

Fig.1 Specimen ($40.0 \text{ mm} \times 2.00 \text{ mm} \times 0.30 \text{ mm}$) and grips.

Fig.2 Temperature distribution of specimens.

定したものである。その際の各試験時における試験片の温度分布は Fig.2 に示すようになった。

fcc Fe の試験片は、前記の 900°C の焼鈍片を通電加熱型高温真空繰返し引張疲労試験機の試験片固定部へ固定したあと真空 (10^{-3} Pa) 中で 1500°C -15 min 間の焼鈍を施し、所定の試験温度まで冷却速度 $1^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ で冷却したものの (*bcc* Fe と同形状の固定条件) である。試験開始時の温度分布は Fig.2 に示すようになった。また、試験開始時の試験温度 (中央部の温度) を試験片への通電電流によって求めた。その電流と試験温度の関係を示したものが Fig.3 である。

Fig.3 Testing temperature T and current i through the specimen.

III. 実験結果

1. *bcc* Fe

bcc Fe の引張試験によって得られた引張強さ σ_B と試験温度 T の関係は Fig.4 に示すようになった。これより、 T の上昇によって、 σ_B は減少することがわかる。

繰返し引張疲労試験によって、繰返し引張応力の最大値 σ_0 を一定にとった際の破断寿命 N と T の関係を求めた。それが Fig.5 である。図より、 T が上昇すると N は低下し、 T の低いところ (800°C 以下) では $d \log N / dT$ 値はほぼ一定となり、その絶対値は σ_0 の低いものほど大となることがわかる。しかし、 T が 850°C 以上のところでは、

Fig.4 Relation between σ_B and T for *bcc* Fe.

T の上昇に伴ってその絶対値は小になることがうかがえる。さらに、 T を一定にとった際の σ_0 と N の関係を求めた。それが Fig.6 である。これより、 σ_0 が大になると N は低下するが、勾配 $d \log \sigma_0 / d \log N$ の絶対値は T が 800 °C 以下では T および σ_0 によらずほぼ一定と見なせることがわかる ($d \log \sigma_0 / d \log N = -1/B$ で示すと $B=13$)。しかし、900 °C になると幾分大になること ($B=10$) がうかがえる。

Fig.5 Relation between N and T for *bcc* Fe. Fig.6 Relation between σ_0 and N for *bcc* Fe.

2. *fcc* Fe

fcc Fe の引張試験によって得られた σ_B と T 関係は Fig.7 に示すようになった。これより、*bcc* Fe の際と同様に T の上昇に伴う σ_B の減少がうかがえるが、その関係は *fcc* Fe 発生点 (γ 変態点) 付近ではほぼ $\sigma_B = \text{一定}$ 、それより 1200 °C までは上に凸、1200 °C 以上では上に凹となる曲線で表わされることがわかる。

繰返し引張疲労試験による N と T の関係を求めたのが Fig.8 である。これより、*bcc* Fe の際のように、 T の上昇による N の低下が見受けられる。*fcc* Fe を示す全温度域で $d \log N / dT$ の絶対値は、 σ_0 の低いもの、また T の高いものほど大となることがわかる。さらに、 σ_0 と N の

Fig.7 Relation between σ_B and T for *fcc* Fe. Fig.8 Relation between N and T for *fcc* Fe. Fig.9 Relation between σ_0 and N for *fcc* Fe.

関係を求めた。それが Fig.9 であり、*bcc* Fe のときと同様に σ_0 が大になると N は低下することがわかり、 B 値は 800 °C 以下の *bcc* Fe のときと同様に T および σ_0 によらず一定 ($=9$) と見なすことができる。ただし、その B 値は *bcc* Fe のものより小である。

3. 破断状況

破断状況は、一般に、850 °C 以下では中央部にくびれが生じ、破断したようになるが、 γ 変態点付近 (850 ~ 1000 °C)

では **Photo.1** に示すようになった。写真より、試験片中央部よりやや端部寄り側の两部分にくびれがまず生じ、そのいずれかのくびれがより進行し、破断したようになることがうかがえる。そして、端部寄りに生じる両くびれの間隔と温度の関係を引張試験について求めると、**Fig.10** (黒丸) に示すようになった。これより、試験温度が高くなると、その間隔は大になり、破断部は試験片端部へ寄ることがうかがえる。そして、1050°C をこえると、再びすべて試験片中央部にくびれが生じ破断するようになることがうかがえる。

Photo.1 Fracture specimen ($\sigma_0 = 7.9$ MPa, $N = 3.3 \times 10^4$ and $T = 950^\circ\text{C}$).

IV. 整 理

いま, Fig.4 および 7 の *bcc* および *fcc* Fe の σ_B - T 関係を $\sigma_B \propto \exp \alpha T$, $\sigma_B \propto \exp(Q/T)$, $\sigma_B \propto \exp \beta(T-T_0)^2$ で整理すると、最後のものが本実験値にもっともよく合致する。ただし、 α, Q, β は材料定数である。そこで、*bcc* および *fcc* Fe の σ_B - T 関係を

$$\sigma_B = \bar{\sigma}_B \exp \beta(T-T_0)^2 \quad (1)$$

で表わすと **Fig.11** および **Fig.12** のようになる。

ここで、*bcc* Fe の $\bar{\sigma}_B$, β および T_0 の値は

$$\bar{\sigma}_B = 177.3 \text{ MPa}, \quad \beta = -4.48 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-2} \quad (1.1)$$

$$T_0 = 100^\circ\text{C}$$

fcc Fe についてのものは

$$\bar{\sigma}_B = 13.20 \text{ MPa}, \quad \beta = -5.80 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-2} \quad (1.2)$$

$$T_0 = 910^\circ\text{C}$$

Fig.4 および 5 より、*bcc* Fe の σ_B - T 関係、および N = 一定にとった際の σ_0 - T 関係を整理すると **Fig.13** となる。これより、 σ_B - T 関係と σ_0 - T 関係は同様な傾向

Fig.10 Temperature dependences of distance Δl between necks or between positions of 910°C (l is length of the broken specimens).

Fig.11 Relation between $\ln \sigma_B$ and $(T-T_0)^2$ for *bcc* Fe.

Fig.12 Relation between $\ln \sigma_B$ and $(T-T_0)^2$ for *fcc* Fe.

Fig.13 Relation between fatigue strength and T for *bcc* Fe.

を示すことがうかがえる。また、同様にして、Fig.7 および 8 より、*fcc* Fe の σ_B - T および σ_0 - T 関係を求めたのが **Fig.14** である。これより、*bcc* Fe のときと同様に σ_B - T 関係と σ_0 - T 関係は同様な傾向を示すことがわかる。そこで、*bcc* Fe の疲労強度表示式を

$$\sigma_0 = f(N) \exp \beta(T-T_0)^2 \quad (2)$$

と考え、Fig.6 および 9 より *bcc* および *fcc* Fe の σ_0 - N 関係を

Fig.14 Relation between fatigue strength and T for fcc Fe.

$$\sigma_0 = N^{-B} A(T) \quad (3)$$

そして bcc Fe の B の値を

$$B=13$$

fcc Fe についてのものを

$$B=9$$

と表わし, $\sigma_0 = \sigma_B$ 時の N を N_0 とおくと, 式(1)および(3)より bcc および fcc Fe についての関係

$$\begin{aligned} \frac{N}{N_0} &= \left(\frac{\sigma_B}{\sigma_0} \right)^{1/B} \\ &= \left(\frac{\sigma_B}{\sigma_0} \right)^{1/B} \exp \frac{\beta}{B} (T - T_0)^2 \end{aligned} \quad (4)$$

が得られる.

bcc Fe の N_0 の値を

$$N_0 = 80$$

fcc Fe についてのものを

$$N_0 = 500$$

とおくと, 各 Fe についての $N = \text{一定}$ の際式(4)の $\sigma_0 - T$ 関係は, Fig.13 および 14(実線)のようになり, 当然のことながら実験結果とよく合致することがわかる.

V. 考 察

文献⁽⁹⁾よりヴィカース硬さ H_v と T の関係を求め, それを Fig.4 および 7 の $\sigma_B - T$ 関係と同時に示したものが Fig.15 である. この $H_v - T$ 曲線を見ると, H_v の極大および極小値が γ 変態点付近に生じ, その位置が $\sigma_B - T$ 曲線の $\sigma_B = \text{一定}$ の位置にほぼ合致することがわかる. そして, γ 変態点付近の H_v 値は bcc Fe のものより fcc Fe のものが大であることがわかる. また, Fig.13 および 14 より, $\sigma_B - T$ 関係, および γ 変態点付近の $N = \text{一定}$ 時の $\sigma_B - T$ 関係を示したものが Fig.16 である. これより, $\sigma_0 - T$ 関係には $\sigma_B - T$ 関係と同様に γ 変態点付近では $\sigma_0 = \text{一定}$ の状態が生じることがうかがえる. このことは σ_B の際と同様 γ 変態点付近における bcc Fe の疲労強度が fcc Fe のものより低いために生じたものと考えられる. また, γ 変態点付近の σ_0 の一定性は Fig.5 および 8 の所

Fig.15 Temperature dependence of hardness H_v and tensile strength.

Fig.16 Relation between fatigue strength and T for bcc and fcc Fe.

定の σ_0 に対する N 一定性からもうかがえる. この傾向は Randall らが示した γ 変態点付近の fcc Fe に対する bcc Fe のクリープ変形強度の低下性⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾とも合致する.

3章で, 850°C 以下のくびれは試験片中央部に生じ, γ 変態点付近 (850~1000°C) で両端寄りにくびれ (Photo.1)が生じ, そのいずれかが破断することを述べた. また, 上で $\sigma_B = \text{一定}$ の位置は γ 変態点付近に生じ, その発生点は γ 変態点付近であることを述べた. 試験片の温度分布 (Fig.2)を見ると, 本実験の温度分布は完全に一様な温度分布ではない. すなわち, 端部の温度が中央部より低くなっている. これらのことより, γ 変態点と等しい温度の部分が生じ, その両端部の変形強度は中央部のものより小となり, その両部分にくびれが生じ, そのいずれかが破断したのと考えられる. そして, Fig.2 および 10を見ると, 試験温度の上昇に伴って変態点に等しい温度位置の間隔 (白丸)が大となり, くびれの間隔 (黒丸)のときと同様な挙動を示すことがわかる. このことより, 試験

温度上昇に伴うくびれ間隔の増加は試験片の温度不均一性に伴う変態点温度位置対の間隔増加によって生じたものと考えることが妥当なようである。そして、*fcc* Fe の強度が γ 変態点の *bcc* Fe の強度と等しい温度以上のところ (1050°C 以上) では、常に中央部の強度が最低となるため、中央部よりくびれが発生し、破断するものと考えられる。しかし、疲労試験においては、Fig.16 に見られるように、*fcc* Fe の疲労強度が γ 変態点時の *bcc* Fe のものと等値を示す温度位置が寿命によって変化するので、その具体的な検討は単純でないように思われる。

bcc および *fcc* Fe に関する諸係数 $T_0, \bar{\sigma}_B, \beta, N_0, B$ は、格子定数および原子配列などの基本的条件の相異によって生じるものと考えられるが、温度状態の相異による影響もあると考えられる。*bcc* Fe に関する式(1)の T_0 は、当然のことながら、Fig.13 のように σ_B-T および σ_0-T 曲線が 200°C 付近で上に凸に、300°C をこえると上に凹になるため、100°C 程度の値をとるものと考えられる。また、*fcc* Fe の T_0 は、Fig.14 および 16 で見られるように、変態点付近で σ_B および σ_0 が一定値に、1050°C をこえると σ_B-T, σ_0-T 曲線が上に凹になることより、変態点と同程度の値をとるものと考えられる。 $\bar{\sigma}_B$ は、式(1)より $T=T_0$ 時の引張強さを示すことがわかり、式(1.1)および式(1.2)より *bcc* Fe のものが大であることがわかる。したがって、この *bcc* Fe の $\bar{\sigma}_B$ の高値性は $T=T_0$ 時の σ_B が *fcc* のものより大であるために生じたものと考えられる。*bcc* および *fcc* Fe の β 値は共に負となり、両値が同程度になっている。いっぽう、式(1)によると、 β は温度上昇に伴う σ_B 値の低下を示す指数係数であることがわかる。このことより、 β は負値を示すことがわかり、当然のことではあるが、 β の同程度性は σ_B の温度による比低下度 ($d \ln \sigma_B / dT$) が同程度になることによって生じたものと考えられる。 B 値は寿命に関する応力指数であり、 B 値の *bcc* Fe に対する *fcc* Fe の低値性は Fig.6 および 9 から認めることができる。この低値性は Cu-10 wt% Al 合金の高温移行による B 値の低値性⁽¹⁶⁾と同様の傾向を示している。そして、このことは、衆知の高温クリープ変形のクリープ速度に対する応力指数の低下⁽¹⁷⁾に関係があるものと考えられるので、より厳密な検討が必要であろう。*bcc* Fe の N_0 は *fcc* Fe のものより低値である。式(4)において、 N_0 値は $\sigma_0=\sigma_B$ の際の寿命 N を示すものであると考えた。このことより、*bcc* Fe の N_0 の低値は σ_B の繰返し応力が働く際の *bcc* Fe の疲労強度が *fcc* Fe のものより大であることによって生じたものと考えられる。

VI. 結 言

bcc および *fcc* Fe の高温引張強さおよび疲労強度 (繰返し引張応力の最大値 σ_0 と破断寿命 N の関係) を明らかにし、それらの強度の相異を明らかにするため、900°C-1 h

焼鈍 *bcc* Fe および 1500°C-15 min 焼鈍 *fcc* Fe の真空高温中における引張試験および繰返し引張疲労試験を行った。

その結果、つぎのようなことがわかった。

(1) *bcc* および *fcc* Fe の引張強さ σ_B (900~1000°C 以外のもの) と試験温度 T の関係は

$$\sigma_B = \bar{\sigma}_B \exp \beta (T - T_0)^2$$

そして *bcc* Fe の $\bar{\sigma}_B, \beta$ および T_0 の値は

$$\bar{\sigma}_B = 177.3 \text{ MPa}, \quad \beta = -4.48 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-2}, \quad T_0 = 100^\circ\text{C}$$

fcc Fe についてのものは

$$\bar{\sigma}_B = 13.20 \text{ MPa}, \quad \beta = -5.80 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-2}, \quad T_0 = 910^\circ\text{C}$$

で表わされた。

(2) *bcc* および *fcc* Fe の疲労強度は

$$N = N_0 \left(\frac{\sigma_B}{\sigma_0} \right)^{1/B}$$

そして *bcc* Fe の N_0 および B の値は

$$N_0 = 80, \quad B = 13$$

fcc Fe についてのものは

$$N_0 = 500, \quad B = 9$$

で表わされた。

(3) γ 変態点付近では *fcc* Fe の引張強さおよび疲労強度は *bcc* Fe のものより大であると考えられる。しかし、本実験のように、見掛上 γ 変態点付近で σ_B および疲労強度が 900°C ものとはほぼ等しく、ほぼ一定となる状態が生じた。このことは温度分布の不一樣性によるものと考えた。

(4) γ 変態点付近で試験片両端にくびれが生じ、そのうちのいずれかのものが破断するようになる。そして、このくびれ発生位置は試験片の温度が変態点となっている位置とはほぼ合致する。これらのことは γ 変態点付近で *bcc* Fe の強度極小値が生じるためにおこるものと考えた。

文 献

- (1) E.B. Simons and J.M. Dossin: J. Iron and Steel Inst., **203** (1965), 380.
- (2) P. Feltham: Phil. Mag., **45** (1945), 9; O.D. Sherby: Acta Met., **10** (1962), 135.
- (3) 村田威雄, 今井勇之進: 日本金属学会誌, **38** (1974), 1160; D.J. Towle and H. Jones: Acta Met., **24** (1976), 399.
- (4) Y. Ishida, C. Cheng and J.E. Dorn: Trans. Met. Soc. AIME, **236** (1966), 964. W.J. Evans and B. Wilshire: Trans. Met. Soc. AIME, **242** (1968), 1303.
- (5) R.W. Evans and L.A. Simpson: Phil. Mag., **11** (1969), 809.
- (6) J. Čadež, M. Pahutova, K. Čiha and T. Hostinsky: Acta Met., **17** (1969), 803.
- (7) たとえば, A.M. Borzdyk: Elevated-Temperature Testing of Metals, (2nd Ed., Translated from Russian), Israel Program, (1969), 381.
- (8) H. O'Neill: Hardness Measurement of Metals and Alloys, (2nd Ed.), Chapman and Hall Ltd., (1967), 182.

- (9) 依田連平, 佐藤有一, 真下美佐男, 山内 勘: 日本金属学会誌, **34** (1970), 526.
 (10) 平 修二編: 金属材料の高温強度, 養賢堂, (1968), 37.
 (11) P.N.Randall: Proc. ASTM, **60** (1960), 885.
 (12) C.E.Birchenall and R.E.Mehl: Trans.AIME, **188** (1950), 144.
 (13) 松島成夫: 材料, **15** (1966), 37.
 (14) 松島成夫: 材料, **11** (1967), 89; 機械学会論文集, **33** (1967), 327.
 (15) T.Yamashita and Y.Taneda: Jap. J. Appl. Phys., **2** (1963), 266.
 (16) 松島成夫: 日本金属学会誌, **42** (1978), 75.
 (17) たとえば, (10) の p.11; F.Garofalo (足立訳): 金属クリープの基礎, 丸善, (1968), 50.

黒鉛分散AlおよびCu 鑄造合金の減衰能*

大 貫 仁** 添 野 浩** 諏訪正輝**

Jin Onuki, Kô Soeno and Masateru Suwa: Damping Capacity of Graphite-dispersed Al and Cu Casting Alloys. Al and Cu casting alloys were produced with variations in quantity (0~24 vol%) and size (177~900 μm) of graphite particles and in matrix composition in order to determine their effect on the damping capacity. The damping capacity Q^{-1} of graphite-dispersed Al and Cu casting alloys has been investigated in transverse vibration in the temperature range from room temperature to 150°C. The results obtained are as follows. (1) The damping capacity Q^{-1} of graphite-dispersed Al and Cu casting alloys increases with increasing graphite content and this is independent of matrix composition. (2) Al casting alloy containing 23 vol% graphite and Cu casting alloy containing 16 vol% graphite exhibits damping capacity Q^{-1} of 6×10^{-3} and 4×10^{-3} , respectively. (3) The damping capacity Q^{-1} of Al and Cu casting alloys depends on the graphite size and increases as the graphite size increases. (4) The temperature dependence of the damping capacity Q^{-1} in graphite-dispersed Al and Cu casting alloys is small.

(Received April 7, 1979)

I. 緒 言

構造物あるいは機械の振動を減衰能の高い材料を用いて防止しようという試みがなされている。従来から知られている減衰能の高い合金には (1) Mn-Cu 系合金⁽¹⁾⁽²⁾, Cu-Al-Ni 系合金⁽³⁾, Ti-Ni 合金⁽⁴⁾, (2) 12%Cr 鋼⁽⁵⁾, (3) 片状黒鉛鉄^{(6)~(11)}, Al-Zn 合金⁽¹²⁾, (4) Mg-Zr 合金⁽¹³⁾ Mg-Mg₂Ni 合金⁽¹⁴⁾ 等があり, 減衰機構から (1) は双晶型, (2) は強磁性型, (3) は複合型, (4) は転位型と呼ばれている⁽¹⁵⁾。強磁性型に属する減衰能の高い合金として, 最近増本らは Fe-Mo 系合金⁽¹⁶⁾ および Fe-Co 系合金⁽¹⁷⁾ を見出した。また上記のいずれにも属さないが, ステンレス鋼に粒界腐食を施した高減衰能合金⁽¹⁸⁾ も見出されている。さらに Al 合金中に黒鉛を体積比で 4% 程度分散させた鑄造合金も, 減衰能がかなり高いと報告されている⁽¹⁹⁾。

一方, 著者らは黒鉛を体積比で 20% 程度分散させた Al および Cu 鑄造合金が乾式摩擦下において優れた耐摩耗性を示すことを既に報告したが^{(20)~(22)}, これらの合金も高い減衰能を示すことが期待される。減衰能が高ければ耐摩耗性を必要とするような騒音, 振動源の部材として有効であると考え, 黒鉛分散 Al および Cu 鑄造合金の減衰能に

ついて調べ, 既知高減衰能合金の減衰能と比較, 検討したのでその結果を報告する。

II. 実験方法

1. 試料の作製方法

用いた黒鉛は 15~24 (粒径 710~900 μm), 24~32 (500~710 μm), 32~60 (250~500 μm), 60~80 (177~250 μm) メッシュに分粒した天然黒鉛破砕粉である。形状は **Photo.1** に示すように角ばっており, へき開面も認められ, 鱗状黒鉛よりも厚みがあることが特徴である。これらの黒鉛に無電解メッキ法で前報同様 Cu⁽²⁰⁾⁽²¹⁾ あるいは Ni を被覆したが, 前者は Cu 合金, 後者は Al 合金への黒鉛の分散を容易にするために行った。さらにメッキした黒鉛を Cu および Al 合金溶湯中にそれぞれ体積比で 0~20% となるように添加し, 61.7 MPa で加圧しつつ高圧鑄造凝固させ 30×50×150 (mm) の鋳塊を作製した。Cu および Al 合金の組成としては黒鉛を分散したときの耐摩耗性が特に優れている Cu-5%Sn-5%Zn-4%Pb-0.8Ti 合金⁽²¹⁾⁽²²⁾, Al-12%Si-3%Cu-0.3%Mg 合金⁽²⁰⁾ を選んだ。なお Al 合金の場合, 黒鉛添加時に黒鉛粒子表面の Ni が溶出して合金化され,

** 株式会社日立製作所日立研究所 (Hitachi Research Laboratory, Hitachi Ltd., Hitachi)

* 1978 年 4 月日本金属学会東京大会に発表