(3) 低ひずみ領域でのひずみ振幅に依存しない減衰能 Q_T^{-1} は、炭素当量の増加とともに増大し、共晶附近で急激な変化をし漸次飽和する傾向を示す。これは黒鉛量および Si 量の増加による黒鉛組織の変化に対応する。

(4) C 量一定、Si 量変化の場合、黒鉛組織を線分析法で定量化したとき、 Q_T^{-1} と黒鉛交差数の間には直線関係が得られた。

(5) C 量変化、Si 量一定の場合、高温酸化処理後の逸脱黒鉛状況の観察および Q_T^{-1} の変化から、鑄放し状態の Q_T^{-1} の変化は亜共晶より過共晶への黒鉛の連続性に対応し、過共晶鑄鉄の黒鉛はほとんど 3 次元的に連続している。

(6) 以上から片状黒鉛鑄鉄の減衰能は黒鉛自身のエネルギー吸収に密接な関係があり、黒鉛が応力を分担しにくい、応力を分担しやすいかによって片状黒鉛鑄鉄の減衰能 Q_T^{-1} は影響を受け、前者は亜共晶の場合であり後者は過共晶鑄鉄の場合に相当する。

終りに本研究を行なうにあたり、種々の御助言を賜りました京都大学工学部 田村今男教授、大阪大学産業科学研究所 杉本孝一助教授の両先生に深く感謝の意を表します。

文 献

- (1) P. Le Roeland et É. Plenard: *Fondrie*, **130**(1956), 11, 427.
- (2) P. Le Roeland et É. Plenard: *Fondrie*, **134**(1957), 3, 105.
- (3) A. G. Fuller: *BCIRA J.*, **11**(1963), 3, 245.
- (4) D. Birchon: *Eng. Mater. Design*, **7**(1964), 606, 692.
- (5) 鑄造品の強度判定法調査分科会報告: *機械学会誌*, **71**(1968), 154.

- (6) D. W. James: *Mater. Sci. Eng.*, **4**(1969), 1.
- (7) 草川隆次, 飯島史郎: *鑄物*, **32**(1960), 446.
- (8) M. A. O. Fox and R. D. A. Adams: *J. Iron and Steel Inst.*, **210**(1972), 527.
- (9) T. Fullwood: *Foundry Trade J.*, **19**(1968), 439.
- (10) É. Plenard: *Modern Casting*, **41**(1962), 144.
- (11) J. W. Abar et al.: *Modern Casting*, **49**(1966), 3, 90.
- (12) T. Mrooka et al.: *Modern Casting*, **53**(1968), 3, 90.
- (13) 松井 啓ほか: *金属学会誌*, **39**(1975), 1018.
- (14) J. P. Den Hartog: *Mechanical Vibration*, McGraw-Hill Book Co., New York, (1940), 186.
- (15) 松井 啓ほか: *鑄物*, **45**(1973), 508.
- (16) 杉本孝一, 茨木正雄: *金属学会誌*, **25**(1961), 468, 620, 659.
- (17) G. Sumner and K. M. Entwistle: *J. Iron Steel Inst.*, (London), **192**(1959), 238.
- (18) A. Cochart: *Trans. ASME*, **75**(1953), 196.
- (19) R. Becker and W. Döring: *Ferromagnetismus*, Springer-Verlag Co., (1939), 364.
- (20) 杉本孝一, 茨木正雄: *金属学会誌*, **31**(1967), 67.
- (21) 佐久間健人, 西沢泰二: *金属学会会報*, **5**(1971), 279.
- (22) E. E. Underwood: *Quantitative Microscopy*, McGraw-Hill Book Co., New York, (1968), 77.
- (23) 木津文生: *金属学会会報*, **14**(1975), 28.
- (24) M. G. Day and H. Morrogh: *J. Iron and Steel Inst.*, **206**(1968), 1.
- (25) B. Lux and M. Grages: *Praktische Metallographie*, **5**(1968), 123, 587.
- (26) 佐藤 敬: *鑄物*, **41**(1969), 19.
- (27) M. G. Day: *J. Metals*, **4**(1969), 31.
- (28) R. D. Adams and M. A. D. Fox: *J. Iron and Steel Inst.*, **211**(1973), 37.
- (29) P. Goerens: *Stahl Eisen*, **26**(1906), 397.
- (30) T. T. Mackenzic: *Trans. AIME*, **158**(1944), 13.
- (31) 都竹卓郎, 斎藤充弘: *炭素*, No. 38(1964), 9.
- (32) T. Tsuzuku: *Carbon*, **1**(1963), 25.

Ni₃Ge 単結晶における降伏応力の温度依存性に 及ぼす Co の影響

朴 漢龍* 佐分利敏雄** 稔 野 宗 次**

Han-ryong Pak, Toshio Saburi and Soji Nenno: The Effect of Co on the Temperature Dependence of Yield Stress in Ni₃Ge Single Crystals. The effect of Co addition up to 1.5 at% on the temperature dependence of yield stress in Ni₃Ge with L1₂ structure has been investigated. Flow stress measurements were made on (Ni, Co)₃Ge single crystals with several different orientations. Slip systems were determined by two-surface trace analysis after compression at various temperatures between -196 and 600°C. Comparing the result of (Ni, Co)₃Ge with that of the binary Ni₃Ge, we obtained the following conclusions: The mechanical behavior of (Ni, Co)₃Ge is essentially the same as that of the binary Ni₃Ge. However, the Co

* 大阪大学大学院(Graduate School, Osaka University, Suita)

** 大阪大学工学部金属材料工学教室(Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Osaka University, Suita)

addition lowers the maximum-yield stress temperature of the binary Ni₃Ge at which the slip system changes from (111)[101] into (001)[110]. The drop of this temperature is orientation-dependent and governed by the relative change in critical resolved shear stress between the (111)[101] slip system and the (001)[110] slip system due to Co addition.

(Received April 14, 1976)

I. 緒 言

L1₂ 型結晶構造を持つ金属間化合物(Ni₃Ge⁽¹⁾⁽²⁾, Ni₃Al^{(3)~(13)}, Ni₃Si⁽¹⁴⁾, Co₃Ti⁽¹⁴⁾, Ni₃Ga⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾)の降伏応力は正の温度依存性を示し、この性質は {111}〈101〉すべり系が活動する温度領域で現われる⁽¹⁾⁽²⁾⁽¹²⁾⁽¹³⁾⁽¹⁶⁾。活動すべり系は高温で {001}〈110〉に変わるが⁽¹⁾⁽²⁾⁽⁷⁾⁽⁹⁾⁽¹²⁾⁽¹³⁾⁽¹⁶⁾、すべり系の移り変わる温度は方位に依存し、降伏応力が極大になる温度にほぼ対応する⁽²⁾⁽¹²⁾⁽¹⁶⁾。

著者らは Ni₃Ge についての実験を行なう過程で、Ni 母材として Co を含む電解 Ni を用いた試料(化学分析の結果、Co 含有量 0.9 at%)では、モンド Ni を用いた試料⁽²⁾(化学分析の結果、Co 含有量 <0.01 at%)に比べ、降伏応力が極大になる温度が降下することに気付いた。そこで、この現象が Co によるものか、否かをしらべるために、モンド Ni を用い少量の Co を意識的に添加した(Ni, Co)₃Ge について圧縮試験を行ない、強度およびすべり系の温度依存性をしらべ、この結果と Ni₃Ge の結果を比較し、Co 添加の影響について検討した。

II. 実験方法

モンド Ni(99.95%), Ge(99.999%)および Co(99.9%)を石英管中に真空封入し、溶解して Co 量の異なる 2 種類の (Ni, Co)₃Ge 合金を作った。合金配合の際、Co は Ni と置換すると考えられるので、化学量論組成からのずれが 2 元系の Ni₃Ge^{(2)†}と同程度になるように考慮した。これらの合金から、Bridgman 法により単結晶を作成した。得られた単結晶についての Ni および Co の化学分析結果を下に示す。

	Ni(at%)	Co(at%)	Ge
合金 I	76.2	0.6	残
合金 II	75.2	1.5	残

降伏応力-温度曲線において降伏応力が極大になる温度(以後、この温度を T_p と称す)は圧縮軸方位に依存するので⁽²⁾⁽¹²⁾⁽¹⁶⁾、 T_p が Co 添加によりどのように影響を受けるかをしらべるには、同一の圧縮軸方位での T_p を比較する必要がある。それ故に、(Ni, Co)₃Ge の圧縮軸方位は 2 元系の Ni₃Ge⁽²⁾と同一にした。これらの方位(Fig. 2 に示す)についての幾何学的因子を Table 1 に示す。ここで、 $S_{(111)[101]}$ および S_c はそれぞれ、(111)[101] すべり系および (010)[101] 交叉すべり系に対する Schmid 因子である。 R_p は (111)[101] すべり系の Schmid 因子に対する (001)

Table 1 Orientation factors.

Orientation	$S_{(111)[101]}$	R_p	S_c
A	0.32	1.50	0.48
B	0.38	1.29	0.47
C	0.47	0.87	0.32
D	0.45	0.22	0.09

$S_{(111)[101]}$ = Schmid factor for (111)[101] primary slip

R_p = The ratio of Schmid factor for (001)[110] slip (cube primary) to that for (111)[101] slip

S_c = Schmid factor for (010)[101] slip

[110] すべり系の Schmid 因子の比で、(001)[110] すべり系の活動しやすさを示す因子と考えられる。合金 I では方位 A, B, C および D について、また合金 II では方位 C のみについて実験を行なった。

圧縮変形時に活動したすべり系の温度および方位依存性をしらべるために、試片に約 0.2% あるいは約 3% の圧縮歪を与えた後、ノマルスキー型顕微鏡によりすべり帯を観察した。実験方法の詳細は 2 元系の Ni₃Ge についての論文⁽²⁾に述べてある。

III. 実験結果および考察

1. 降伏応力(0.2% 変形応力)および活動すべり系の温度および方位依存性

圧縮軸方位 A, B, C および D について、-196 から 600 °C の温度範囲で圧縮試験を行ない、応力-歪曲線††を得た。合金 I の圧縮軸方位 C についての曲線を代表例として Fig. 1 に示す。このような曲線から得た降伏応力(0.2% 変形応力††)を温度に対してプロットした(Fig. 2)。Fig. 2 から、降伏応力はどの合金でも、またどの圧縮軸方位においても著しい正の温度依存性を示すことがわかる。また、降伏応力-温度曲線はすべてある温度で極大になり(方位 D では 600°C 以上で降伏応力が極大になると考えられる⁽²⁾)、これらの極大温度 T_p は圧縮軸方位に依存し、 R_p の値(Table 1)の大きな方位程低いことがわかる。ところで、Co 濃度がわずかに異なる合金 I および合金 II の降伏応力-温度曲線はほぼ一致しており、同じ圧縮軸方位(方位 C)について Co 濃度が 0.6 から 1.5 at% へ増えることにより T_p はほとんど変化しないことがわかる。

†† 方位 A, B についての室温圧縮の際、2 元系の Ni₃Ge⁽²⁾と同様、可聴音を伴うセレーションが観察された。

††† 0.2% 歪を生じさせるに要する圧縮応力のこと。この論文では 0.2% 変形応力を降伏応力と定義する。

† この合金の平均組成は 77.1 at% Ni-Ge である。以後、便宜上、この合金を 2 元系の Ni₃Ge と称す。

Fig. 1 Compression stress-strain curves of Alloy I (76.2 Ni-0.6 Co-Ge) with orientation C at various temperatures.

Fig. 2 Temperature dependence of the flow stress for Alloy I (76.2 Ni-0.6 Co-Ge) and Alloy II (75.2 Ni-1.5 Co-Ge).

活動すべり系の温度および圧縮軸方位依存性をしらべるために、各種温度で圧縮試験を行なった試片の側面に生じたすべり帯を観察した。この観察結果の代表例を **Photo. 1** (合金 I の方位 C) および **Photo. 2** (合金 I の方位 D) に示す。観察面は同一圧縮軸方位の試片についてはすべてそろえてある。Photo. 1 は 150°C 付近で $\{111\}$ から $\{001\}$ へすべり面が変わっている。一方、 $[001]$ に近い方位 D (Photo. 2) では、-196 から 600°C まですべり面は変わっていない。観察されたすべり面の指数をすべての試片について 2 面解析により決め、これを **Table 2** に示す。Table 2 および Fig. 2 の降伏応力-温度曲線からわかるように、すべての方位について T_p より低温側 (降伏応力が正の温度依

存性を示す温度領域) では $\{111\}$ すべりのみが活動し、 T_p より高温側では $\{001\}$ すべりのみが活動している。このようなすべり系と温度との関係に基づき、Fig. 2 の降伏応力-温度曲線から Table 1 の Schmid 因子を考慮して $(111)[\bar{1}01]$ および $(001)[\bar{1}10]$ すべり系に対する臨界剪断応力 (CRSS) を求め、温度に対してプロットした (Fig. 3)。なお、Fig. 2 および Table 2 からわかるように、 T_p 付近では $\{111\}$ すべりおよび $\{001\}$ すべりが T_p 土約 70°C の温度幅で混在している。したがってこの温度領域については、すべり線観察により優勢と判定したすべり系に対する CRSS をプロットした (Fig. 3)。Fig. 3 より、 $(111)[\bar{1}01]$ すべり系に対する CRSS は Schmid の法則に従わず、圧縮軸方位に依存し、 S_c (Table 1) の値の大きな方位ほど高くなっていることがわかる。

2 元系の $\text{Ni}_3\text{Ge}^{(2)}$ に Co を添加しても、このように降伏応力の正の温度依存性並びに $(111)[\bar{1}01]$ すべり系に対する CRSS の方位依存性は本質的には変化しない。また降伏応力-温度曲線において降伏応力が極大になる温度 T_p も 2 元系の Ni_3Ge と同様、すべり系の移り変わる温度に対応する。しかしながら、次節で述べるように Co を加えると T_p がかなり降下する。

2. Co 添加による T_p の降下

Fig. 3 に示した降伏応力-温度曲線と 2 元系 Ni_3Ge の降伏応力-温度曲線 (前報⁽²⁾ の Fig. 3) とを比較すると、Co を加えることにより T_p が降下することがわかるが、この Co 添加による T_p の降下を圧縮軸方位ごとに **Table 3** に示す。Table 3 から、 T_p の降下の程度は圧縮軸方位に依存し、 $[\bar{1}11]$ から離れた方位 C では降下は著しく (230°C)、 $[\bar{1}11]$ に近づくにつれて小さくなっていることがわかる。

ところで、 T_p は $(111)[\bar{1}10]$ すべり系の降伏応力と $(001)[\bar{1}10]$ すべり系の降伏応力が等しくなる温度と考えられるから、 T_p の変化はこれら 2 つのすべり系の CRSS の変化に関係しているはずである。そこで、これらの関係をみるために、合金 I と 2 元系 $\text{Ni}_3\text{Ge}^{(2)}$ の CRSS-温度曲線を比較してみる (Fig. 4)。ここでは図が複雑になるのを避けるために、 T_p の降下が顕著に現われた場合 (方位 C) と、降下がほとんど現われなかった場合 (方位 A) とを示した。Fig. 4 からわかるように、 $(001)[\bar{1}10]$ すべり系に対する CRSS-温度曲線は、Co 添加により A, C 両圧縮軸方位で同程度 (約 15%) 低下する。ところが、 $(111)[\bar{1}01]$ すべり系に対する CRSS-温度曲線は方位 C ではほとんど変化しないが、方位 A では約 17% 低下する (2 元系 $\text{Ni}_3\text{Ge}^{(2)}$ で見られる低温での顕著な CRSS の方位依存性は Co 添加によりかなり小さくなっている)。このような CRSS-温度曲線の変化が Co 添加による T_p の変化を説明する。

そこで、CRSS-温度曲線の変化が T_p の変化にどのように関係するかをもう少し詳しく Fig. 5 で模式的に示そう。

Photo.1 Slip traces of Alloy I (76.2 Ni-0.6 Co-Ge) with orientation C strained in compression (a) at 100°C, 0.2%, (b) at 150°C, 0.2% and (c) at 400°C, 0.2%.

ここで、2元系の場合の(111)[$\bar{1}01$]すべり系および(001)[$\bar{1}10$]すべり系に対するCRSS-温度曲線をそれぞれJおよびMとする(実験的に求めた曲線については文献(2), Fig. 5 参照)。そして、J, Mに対応する降伏応力-温度曲線をそれぞれ、J', M'とする。(111)[$\bar{1}01$]すべり系の降伏応力と(001)[$\bar{1}10$]すべり系の降伏応力が等しくなる温度が降伏応力の極大温度 T_p であると考えられるから、この場合の T_p はJ'とM'の交点の温度、 T_{p0} である。これにCoを添加すると、J, Mの変化に伴い、次のような種々の場合が考えられる。(1) Jは変化しないが、Mが低下してNに変

わる場合、すなわち、降伏応力-温度曲線はJ'とN'の組合せの場合であり、 T_{p0} は T_{p1} へと著しく降下する。Table 3およびFig.4からわかるように、方位Cはこの場合に相当する。(2) JがLに、MがNに変わる場合、 T_{p0} は T_{p5} になり、ほとんど降下しない。方位Aはこの場合に相当する。(3) JがKに、MがNに変わる場合、 T_{p0} は T_{p3} へわずかに降下する。方位Bはこの場合に相当する(Table 3, Fig.3および文献(2)のFig.5参照)。その他、JとMの変化によりいろいろな場合が考えられる。

Co添加による T_p の降下は(111)[$\bar{1}01$]すべり系および

Fig.3 Temperature dependence of the critical resolved shear stress for (111)[101] and (001)[110] slips.

Table 3 Effect of Co addition on the maximum yield stress temperature.

Alloy	Orientation		
	A	B	C
Binary Ni ₃ Ge ⁽²⁾	27°C	130°C	400°C
Alloy I	27°C	80°C	170°C
Alloy II	—	—	170°C

Fig.4 Effect of Co addition on the critical resolved shear stress for (111)[101] and (001)[110] slips of Ni₃Ge crystals.

考えられる。しかし、[111]に近い方位AではこのCRSSの低下が著しいのに、[111]から離れるにつれてこのCRSSの低下が顕著でないことについては、積層欠陥エネルギーの低下のみからは説明できない。また、Coを添加すると(001)[110]すべり系に対するCRSSが低下する理由も現在のところ明らかでない。(111)[101]すべり系のCRSSの低下に対するCo添加の影響についての上述の説

Fig.5 Schematic illustration of the effect of cobalt addition on the maximum yield stress temperature T_p .

明は、積層欠陥エネルギーが下がるということに立脚しているの、実際に積層欠陥エネルギーを(たとえば電子顕微鏡の格子像による転位の観察などから)測定する必要がある。

Ni₃Al 多結晶に各種の第3元素を添加し、Ni₃Alの強度に及ぼす添加元素の影響をしらべた実験によると⁽²²⁾⁽⁹⁾⁽²³⁾、Niと置換する元素(Cu, Co)を添加した場合は強度はあまり変化しないが、Alと置換する元素の場合は強度は増し、Alと添加元素の原子半径の差が大きくな程、強度は増大する傾向にある。Ni₃Geの場合にも添加元素によっては強度を増大させるものがあると考えられる。上記のNi₃Alに関する研究⁽²²⁾⁽⁹⁾⁽²³⁾では、多結晶を用いているためデータのばらつきが大きく、添加元素の影響は大ざっぱにしか整理できないことからみて、これらのL1₂型金属間化合物に対する添加元素の影響はなるべく正確なCRSSの値を用いて整理する必要があると考えられる。今後は、種々の元素を系統的に添加し、単結晶を用いて実験を行なうことにより、L1₂型金属間化合物(Ni₃Ge, Ni₃Al, Ni₃Gaなど)のCRSSが添加元素の原子半径あるいは添加元素の置換の仕方(たとえば、Ni, Geのいずれと置換するか)などにどのように依存するかを明らかにすることが必要である。

IV. 結 論

本研究により得られた結果をまとめると次のようになる。

(1) Coを添加した(Ni, Co)₃Ge単結晶は2元素のNi₃Geと同様な機械的性質を示すが、降伏応力-温度曲線において降伏応力が極大になる温度(すべり系が(111)[101]から

(001)[$\bar{1}10$]へ移り変わる温度)は降下する。この降下の程度は圧縮軸方位に依存する。

(2) 降伏応力が極大になる温度が降下するのは、(111)[$\bar{1}01$] すべり系および(001)[$\bar{1}10$] すべり系に対する臨界剪断応力が Co 添加により変化することに起因する。

文 献

- (1) H-r.Pak, T.Saburi and S.Nenno : *Proceedings of the 1974 Symposium on Mechanical Behavior of Materials*, Society of Materials Science, Kyoto, Japan, II (1974), 23.
- (2) 朴 漢龍, 佐分利敏雄, 稔野宗次 : 金属学会誌, **39**(1975), 1215.
- (3) J.H.Westbrook : *Trans. Met. Soc. AIME*, **209**(1957), 898.
- (4) R.W.Guard and J.H.Westbrook : *Trans. Met. Soc. AIME*, **215**(1959), 807.
- (5) P.A.Flinn : *Trans. Met. Soc. AIME*, **218**(1960), 145.
- (6) R.G.Davies and N.S.Stoloff : *Trans. Met. Soc. AIME*, **233**(1965), 714.
- (7) S.M.Copley and B.H.Kear : *Trans. Met. Soc. AIME*, **239**(1967), 977.
- (8) P.Beardmore, R.G.Davies and T.L.Johnston : *Trans. Met. Soc. AIME*, **245**(1969), 1537.
- (9) P.H.Thornton, R.G.Davies and T.L.Johnston : *Met. Trans.*, **1**(1970), 207.
- (10) N.T.Travina and A.A.Nikitin : *Fiz. Metal. Metalloved.*, **30**(1970), No.6, 1291.
- (11) R.A.Mulford and D.P.Pope : *Acta Met.*, **21**(1973), 1375.
- (12) 佐分利敏雄, 浜名孝年, 稔野宗次, 朴 漢龍 : 金属学会講演概要, (1975-10), 165.
- (13) A.E.Staton-Bevan and R.D.Rawlings : *Phys. Status Solidi*, (a)**29**(1975), 613.
- (14) P.H.Thornton and R.G.Davies : *Met. Trans.*, **1**(1970), 549.
- (15) S.Takeuchi and E.Kuramoto : *J. Phys. Soc. Japan*, **31**(1971), 1282.
- (16) S.Takeuchi and E.Kuramoto : *Acta Met.*, **21**(1973), 415.
- (17) M.J.Marcinkowski, N.Brown and R.M.Fisher : *Acta Met.*, **9**(1961), 129.
- (18) B.H.Kear and H.G.F.Wilsdorf : *Trans. Met. Soc. AIME*, **224**(1962), 382.
- (19) A.Howie and P.R.Swann : *Phil. Mag.*, **6**(1961), 1215.
- (20) S.Mader : *Electron Microscopy and Strength of Crystals*, Ed. by G.Thomas and J.Washburn, Interscience, New York, London, (1963), 183.
- (21) T.Ericsson : *Acta Met.*, **14**(1966), 853.
- (22) R.D.Rawlings and A.E.Staton-Bevan : *J. Mat. Sci.*, **10**(1975), 505.
- (23) 青木 清, 和泉 修 : 金属学会誌, **39**(1975), 1282.

黒鉛分散 Al-Si 系鑄造合金の機械的性質と耐摩耗性

諏訪正輝* 小室勝博* 添野 浩*

Masateru Suwa, Katsuhiro Komuro and Kô Soeno : Mechanical Properties and Wear Resistance of Graphite-dispersed Al-Si Casting Alloys. Methods for uniform dispersion of graphite particles in Al-Si melts, and mechanical properties and wear resistance of graphite-dispersed Al-Si alloys have been investigated. The weight per cent of graphite varied from 2.1 to 17.4%.

Uniform dispersion of graphite particles was obtained by adding nickel-coated graphite particles into the melts. Gas hole formation during the solidification of the melts was suppressed under a pressure of about 560 kg/cm².

Two series of graphite-dispersed Al-8% Si and Al-12% Si alloys containing 3% Cu, 0.3% Mg and less than 5.6% Ni were used for the investigation of mechanical properties and wear resistance.

Although the strength and elongation in this alloy system decreased with increasing graphite content, even the alloys containing 17.4 wt% graphite seemed to be capable of industrial use.

Under dry friction, the wear resistance of the alloys increased with increasing graphite content. The wear rate of the alloys containing 17.4 wt% graphite was about 10⁻⁸ mm³/mm²·kg, which was nearly equal to that under lubricated friction of the graphite-free base alloys. Under lubricated friction, the wear resistance of the alloys increased over the composition range of 5 to 10 wt% graphite. However, the wear resistance decreased in the alloys containing graphite in excess of the amount which gives the maximum wear resistance. It was also found that the graphite content corresponding to the maximum wear resistance increased with increasing strength of the alloys, or with decreasing load in the wear test.

(Received April 17, 1976)

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