



高合金粉末 (II)

© 1984 ISJ

加藤 哲男*・草加 勝司*

High Alloy Powders (II)

Tetsuo KATO and Katsusi KUSAKA

4. その他の高合金粉末

4.1 高速度鋼粉末

高速度鋼の出現以来 80 年, その間鋼種開発と併行して溶解, 鑄造, 熱間加工などの製造技術について検討が加えられ, 特性や金属組織の改善が行われた。しかし通常の溶製法では炭化物偏析は避けられず, 超合金におけると同様, 高合金化への手段として粉末冶金法による高速度鋼製造への動き¹⁷⁴⁾が活発化している。この粉末高速度鋼の開発経緯については以前報告¹⁷⁵⁾されているので, 本報では比較的最近の研究動向をとりまとめている。

一般に高速度鋼は状態図的に複雑な凝固過程をたどるが, ある程度冷却速度が大きくなると, 液相 (L) からの δ 晶出に続き $L \rightarrow r + \text{炭化物}$ の共晶反応が優先的に起こり, δ 共析反応は阻止¹⁷⁶⁾されて, 室温まで δ フェライトが残留しやすくなる。特殊な鑄造法でも 10^2 °C/s が限界¹⁷⁷⁾であるが, さらに冷却速度が増大するとこの共晶炭化物の大きさや網目は小さくなり, 同時に炭化物の偏析問題も解消する。これは溶湯噴霧法による粉末製造とその高密度化技術により実現可能¹⁷⁴⁾となつている。

高速度鋼粉末の製造にはガス噴霧法が広く採用¹⁷⁵⁾されているが, 水噴霧や回転電極法 (REP, 図 1 および 5) などによる噴霧実験例¹⁷⁷⁾も見られる。ガス噴霧粉末は超合金と同様, 一般に凝固速度が遅いため前章で触れた Satellite や Cap, 粒内での不均一核生成などが起こり, 焼結ピレットにおける組織不均一の原因¹⁷⁸⁾となることがある。これに対し水噴霧粉末は酸素量が高いが, 粉末組織は $S_{II} \uparrow^4$ の尺度で 1/2 以下に微細化され¹⁷⁹⁾¹⁸⁰⁾, 冷

却効率のよいことを示唆している。また不純な Ar ガスを噴霧媒として使用する場合は, 水冷却との組み合わせによる酸化防止が効果的¹⁷⁹⁾としているが, その原型は以前の Deutisch Edelstahl Werk 社における高速度鋼粉末の製造実験¹⁸²⁾に見ることができる。この際, Ar ガス捕捉による Ar-disease⁹³⁾を避けるため N_2 ガス噴霧の採用が考えられるが, 超音波噴霧¹⁸³⁾などにおいてもこれら状況は同じと判断される。

一方, 水噴霧法によれば 10^3 °C/s 以上²²⁾の冷却速度が得られ, 炭化物偏析の観点では有利となる。また同じ水噴霧粉末でも細粒ほど S_{II} は小さくなり, 同時に炭化物形態や基地の組織も変化¹⁸⁴⁾してくる (写真 3, SKH 57)。これに伴い炭化物の面積率も減少するが, これは C の基地中への強制固溶によるもので, 同様な報告はガス噴霧やガス噴霧-水冷却方式についても散見²⁶⁾¹⁷⁷⁾¹⁸⁰⁾される。これら SKH 9 や SKH 57 など V 含有粉末の粒内には M_6C ¹⁸⁵⁾の代わりに $M_2C (+MC)$ 炭化物が晶出しやすく, この M_2C 炭化物は不安定なため, 700 °C 以上に加熱すると消失し, M_6C 炭化物が出現することが X 線回折などの手段で確認¹⁷⁶⁾¹⁸⁴⁾¹⁸⁶⁾されている。この炭化物反応で網目状の合金炭化物は分解・凝集して球状化する。この水噴霧による急冷効果のため, SKH 57 型粉末に対し $C \leq 5\%$, $V < 25\%$ の範囲にあれば炭化物を $1 \mu m$ 以下に微細・均一分布させることができ, この高 C・高 V 系の熱間押し出し材は, 溶製材相当の被研削性と靱性をもち, 切削性能は 1 桁高くなるという¹⁷⁹⁾。また高 C・高 Mo, 高 C・高 Cr 系の熱間押し出し材についても焼もどし硬さが HRC : 70 以上で, 被研削性も良好¹⁷⁹⁾となつている。この粉末組織の微細化効果は破壊靱性値 (K_{IC}) からも評価され, 炭化物と酸化物の寄与度の違いについても追究¹⁸⁷⁾されている。ただし水噴霧粉末に限らず,

^{†4} 冷却速度はデンドライトの 2 次アーム間隔 (S_{II}) から推定¹⁸¹⁾できるが, 10^3 °C/s 以上でスプラット冷却したものは粒内組織をもたないという。

昭和 58 年 9 月 12 日受付 (Received Sep. 12, 1983) (依頼技術資料)

* 大同特殊鋼(株)中央研究所 工博 (Central Research Laboratories, Daido Steel Co., Ltd., 2-30 Daido-cho Minami-ku Nagoya 457)

「高合金粉末 (I)」は, 「鉄と鋼」第 70 年第 3 号 (1984 年 3 月号) に掲載。主要目次は以下のとおり

1. 緒言
2. ステンレス鋼粉末
 - 2.1 噴霧条件と粉末性状
 - 2.2 合金組成
3. 超合金粉末
 - 3.1 粉末製造法
 - 3.2 高密度化技術

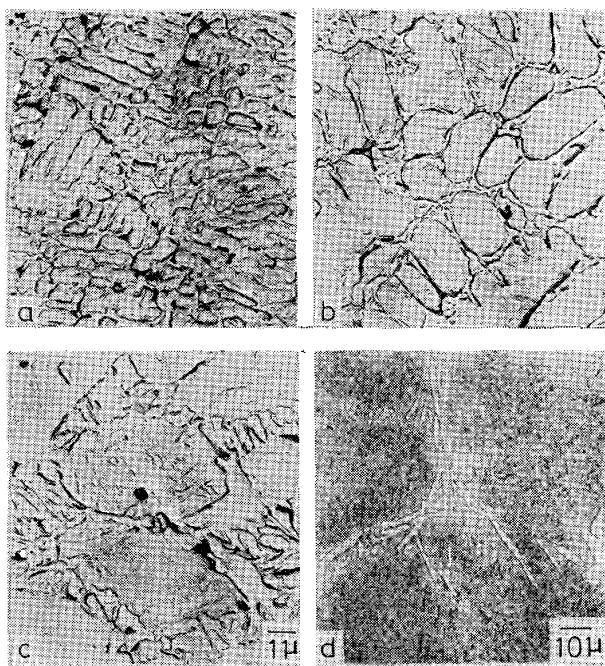
a : 30 μ Size b : 90 c : 1200 d : Casting

写真 3 高速度鋼粉末のマイクロ組織 (SKH57)

溶解・噴霧時のセラミックスなど非金属粒子の混入や粒表面の酸化に起因する $10\mu\text{m}$ 以下の介在物形成を防止し、焼結体の機械的性質の劣化を招かないようにする必要¹⁸⁸⁾がある。

このように高速度鋼の粉末冶金は合金設計の自由度を拡げ、高性能化への可能性を与えるといえるが、急速凝固のもつ特徴¹⁸⁶⁾¹⁸⁹⁾を十分生かすには、高密度化技術にも考慮が払われねばならない。ガス噴霧や超音波噴霧粉末の酸素量は 100ppm オーダー¹⁷⁵⁾¹⁷⁹⁾¹⁸³⁾で低いが、粒子は球状で絡みあいがいないため、超合金粉末で触れたような粉末容器に充填し、HIP や熱間押し出しによるピレット造りから始まる。この種のピレット製造技術は ASEA-STORA Process¹⁹⁰⁾ に代表され、以後各社で技術展開されているが、水噴霧粉末のものより炭化物はやや粗大化する傾向が見られる。このガス噴霧粉末には HIP による熱間圧縮が適切で、 1200°C を越える高温焼結¹⁹¹⁾での緻密化は炭化物を粗大化しやすく、好ましくない。他方、水噴霧粉末は不規則な形状のため、普通のプレス焼結法¹⁹¹⁾が適用可能であり、また焼結鍛造や粉末圧延法も利用¹⁹²⁾¹⁹³⁾されるが、いずれも表面の酸化物を C や H_2 ガスで強制還元し³¹⁾¹⁹¹⁾、同時に焼なましを施して使用されることが多い。しかし熱間押し出しなどの強加工をすると塑性流動により酸化物が微細分散するためか、高めの酸素量でも強度低下は小さく¹⁷⁴⁾¹⁸⁷⁾¹⁹⁴⁾、かえって工具摩耗を減少させることも予想される。

一般に高速度鋼の切削性能は、これら基地の強靱性の外、炭化物の種類や存在形態の影響を強く受ける¹⁹⁵⁾が、粉末冶金材においては炭化物は少量でも均一・微細に分

布するため、粒子間距離は小さく¹⁸⁷⁾、靱性は良好 (Or-owan の関係) となるはずである。このため、水噴霧粉末やその特殊加工粉末 (SKH 9, Cold-streamed²¹⁾) を焼結鍛造すると、溶製材に比べ抗折力や靱性が優れ¹⁹²⁾、熱間押し出し材でも同様の傾向¹⁷⁹⁾を示す。しかし HIP による緻密化だけで、塑性流動が少ない場合、これら特性は改善されにくい¹⁹⁶⁾。またガス噴霧より水噴霧粉末を原料とする方が、同じ製造工程でも抗折力は高くなるという報告¹⁹⁶⁾もあるが、これは粉末が不規則形状をなし、十分脱酸された状態では焼結も促進されるためと考えられる。

一方、高速度鋼粉末に TiC, TiN など数 μm の硬質粒子を混入・焼結し、従来材 (炭化物 $\leq 10\text{vol}\%$) と超硬合金 ($\geq 80\text{vol}\%$) の中間領域を埋める“セミ超硬合金”の開発^{197)~199)}は諸外国に見られる。そして非平衡な硬質粒子による耐摩耗性、高圧縮強度、高弾性係数などと基地の靱さを組み合わせ、超硬合金を低廉化する形で、特殊な工具類などに使用されている。しかし、粉末高速度鋼の実用特性中には、炭化物がやや粗粒の方が工具寿命がよいとか、切削条件によつては溶製材の方が工具寿命が優れるという報告²⁰⁰⁾²⁰¹⁾も見られ、使用方法による影響も見逃せない。各種用途に応じた材質選定や熱処理条件、さらには CVD, PVD などの表面処理による材質の最適化が必要となろう。

この2,3年、粉末高速度鋼はガス噴霧-HIP 材を中心に切削工具以外、金型、ロール等々への用途拡大²⁰²⁾が活発化しているが、その際一番障害となるのは粉末原料と、HIP, 熱間押し出しに代表される熱間加工工程での製造コスト高である。この代替方式として

CAP (Consolidation by Atmospheric Process : Universal-Cyclops 社)

Fuldens Process (Consolidated Metallurgical 社)

CSD (Controlled Spray Deposition : Osprey Metals 社)

STAMP (ASEA/Surahammars Bruks 社)

HTM (HTM/Amsted Ind. 社)

などが開発され²⁰³⁾²⁰⁴⁾、CAP, CSD などは超合金への適用試験も行われているが、実際的な評価はまだ定まっていない。この内、CAP の原理は過去、ステンレス鋼の粉末焼結に応用²⁰⁵⁾されたこともある。また STAMP は水平ガス噴霧法 (HAP) と組み合わせ²⁰⁶⁾て設備簡易化と同時に生産性を高め、HTM では C など微量元素の影響¹⁹¹⁾も考慮し、高温焼結に NNS 技術も適用して切削工具²⁰⁷⁾以外、自動車エンジン部材²⁰⁸⁾やステンレス鋼焼結品を製造している。他方、Mo, Co など原料供給の不安定さにも問題があり、粉末冶金的特徴を生かした省資源型や複合製品の開発²⁰⁹⁾²¹⁰⁾で、この種の合金元素を節約すると共に、材料歩留りとリサイクルにも考慮が払われ²¹¹⁾ている。

4.2 マルエージング鋼粉末

焼結機械部品の需要増大につれ、一部に鍛造材に匹敵する強度や延靱性の要求も起こっている。この種の強度部材は焼結鉄を溶浸処理したり、液相焼結、焼結鍛造などの焼結加工技術による外、従来、溶製材で行われている合金元素の添加や熱処理条件との組み合わせで、材質強化する手法も有効である。その1つマルエージング鋼は、 Ni_3Mo や Ni_3Ti などの金属間化合物を低炭素のマルテンサイト基地に時効析出させるものであるが、焼結時のC変動がなく、かつ $\gamma \rightarrow \alpha'$ 相変態が緩慢なため焼入れる必要がないなどの利点²¹²⁾から、この材料の粉末冶金法による製造が、以前から研究²¹³⁾²¹⁴⁾されている。

このマルエージング焼結鋼は当初、粉末混合法で試作²¹⁵⁾されていたが、合金元素の拡散不均一に起因する組織不安定性、すなわち靱性劣化の問題が生じてきた。この種の材料の成分偏析は M_f 点を局部的に変動させることになり、12Ni マルエージング焼結鋼の実験報告²¹⁶⁾によると、引張強さが 80~150 kg·f/mm² の範囲にわたる組織成分から構成されているという。この粉末混合法に不可避の成分偏析を少なくする意味で、合金元素を低減したり、Cu, P, B etc の粉末添加も試みられた²¹⁶⁾²¹⁷⁾が、効果は少なかつた。これに対し最初からプレアロイ粉末を原料にすると、粒子自体が硬く、圧縮性が低下するという強靱鋼の粉末冶金共通の矛盾があるため、単体金属と合金鉄粉の各種組み合わせ実験を行い、18Ni マルエージング鋼粉末の圧縮性と合金元素の拡散均一化に好結果を得たという報告²¹²⁾がある。またこの粉末混合法と N_2 ガス噴霧粉末による 18Ni マルエージング焼結鋼の特性試験²¹⁵⁾²¹⁸⁾において、引張強さや時効硬さは合金元素の拡散度合より密度依存性の方が大きいものの、熱間押し出し材の機械的性質や疲労特性はプレアロイ粉末を原料とするものが優れ、特に靱性は溶製材以上の値が得られている。この N_2 ガス噴霧に加え、REP粉末を用いて 18Ni マルエージング焼結鋼を試作した結果²¹⁹⁾でも、熱間押し出し材の破断伸びや絞りは溶製材よりやや低いが、低温でのシャルピー衝撃値は良好であり、これを両材料での破断様式の差に関係づけている。

以上から、マルエージング鋼に限らず、焼結体内の気孔による内部切り欠き効果は歪み速度の大きい衝撃試験で顕現⁶²⁾され、しかも基地組織(基質)が強化されるほど助長されるため、普通のプレス焼結法では機械的性質、特に靱性の改善には限界があると判断される。

この種の噴霧粉末は比較的粗粒でも、HIP 処理だけで高密度なマルエージング焼結鋼が得られる²²⁰⁾が、超合金におけると同様、粒表面の Ti 偏析帯(酸化物)が焼結体中にも PPB の形で残存し、破断の起点となりやすい。溶製材に匹敵する延靱性を確保するには、熱間押し出しや圧延などの強加工により PPB を破砕・分散させる必要がある。他方、この as-HIP 材における延性劣化

を熱処理だけで改善しようとする研究もある。実際、18Ni マルエージング焼結鋼に前もって高温・短時間の時効 ($\Delta T = 50^\circ\text{C}^{\dagger 5}$) を施せば、過飽和 Ti が減少し、本時効時に Ti (C, N) が不均一析出するため、溶製材に近い延性が得られ²²²⁾ている。また別の報告²²³⁾では、as-HIP 材での延靱性は噴霧条件(粒度, S_{II})と Ti 量に依存し、粉末は細粒化するほど核生成が促進され、組織均一化には有利となることを数式的に裏づけている。この場合、Ti 成分は支配的な役割をもち、焼結体の破断面の AES 分析から、Ti 量の許容限を 0.4% とすれば Ti 偏析度は最小となり、マルエージング鋼本来の強靱性を損なうことなく、NNS の部品製造が期待できよう。なお、前記噴霧時の分解粒における核生成機構に関しては、それを律速する過冷現象と粉末性状、溶質元素の粒内偏析などとの関係で検討²²⁴⁾され、また各種噴霧粒子の熱流解析から、デンドライトの2次アーム間隔 (S_{II}) と冷却速度 R ($^\circ\text{C}/\text{s}$) との間に

$$S_{II} = 40 R^{-0.30} \quad (\mu\text{m})$$

という高速度鋼類似¹⁸¹⁾の関係が確認²²⁵⁾されている。

これらマルエージング鋼以外に、12Cr ステンレス鋼型のマルエージング焼結鋼も試作²²⁶⁾され、Fe-Ti 粉末の適量混入による液相焼結で高密度化が図られている。しかしこの材料は、本来、機械的性質の中でも靱性の比較的良好なことが特徴とされ、プレス焼結法を利用する限り、17-4PH などの析出硬化型のステンレス鋼焼結体⁶⁰⁾を使用する方が、経済的にも有利かと考えられる。

マルエージング焼結鋼は研究段階から抜け切らず、用途開拓²²⁷⁾²²⁸⁾も進んでいないのが現状であるが、前章、超合金での HIP を始めとする高密度化技術の転用により早期実用化は可能であり、これにより溶製(鍛錬)材より均質かつ強靱化しうることが期待できよう。

4.3 磁性合金粉末

一般に磁性材料は磁性的に硬質なものや軟質なものに大別され、その大半は粉末冶金の対象となりうる。その内、前者ではフェライト磁石と希土類コバルト磁石、それにアルニコ磁石の一部が、後者ではフェライトや焼結鉄心などが焼結磁性材料として実用化されている。これら過去数 10 年にわたる焼結磁性材料の開発経緯については、種々の形で報告²²⁹⁾されているので、本報ではプレアロイ粉末応用の立場から、最近の 2, 3 の粉末磁性材料の製造技術について紹介する。

4.3.1 硬質磁性材料

永久磁石開発の歴史を見ると、1910 年代の KS 鋼に始まり、アルニコ磁石、フェライト磁石を経て希土類コバルト磁石、Fe-Cr-Co 磁石につながる。この内、アルニコ磁石は鋳造法が普通であるが、この材料は脆弱で塑性加工も困難なため粉末冶金化も進められ、焼結アルニ

^{†5} $\Delta T = T_{\text{pre}} - T_{\text{Nom}} (\approx 480^\circ\text{C})$, $+50^\circ\text{C}$ 付近で溶製材との絞り (RA) や吸収エネルギー比は最大²²¹⁾となる。

コ磁石としても製造²²⁹⁾されている。この焼結アルニコ磁石(主成分: Fe, Al, Ni, Co \geq 24%, Cu)は単体金属と合金鉄粉の形で原料配合し、圧縮・成形後に真空または水素雰囲気中、1350°C 近くで高温焼結するもので、Fe-50Al 合金による液相焼結が利用²³⁰⁾されることが多い。

ところが数年前のザイールの政情不安に端を発した Co の原料問題²³¹⁾を契機として、これらアルニコ磁石に対する Co 代替材料の開発が急速に進められた。この Co は Fe, Ni などの飽和磁化とキュリー点を上昇させる磁性材料には重要な元素であるが、この省 Co 指向にそうものとして、1970 年代初めに開発された Fe-Cr-Co 磁石²³²⁾があり、さらに Co 量を数%以下としたアルニコ磁石の再浮上が見られる。この内、Fe-Cr-Co 磁石は Fe-Co 強磁性相が非磁性マトリックス中に分散するスピノーダル分解機構²³²⁾により説明されるもので、以後、各種添加元素との組み合わせで、Co 量は 10% 以下にまで低減²³¹⁾されてきている。この材料について複雑形状部品を対象に、Ar ガス噴霧粉末を原料とした Fe-Cr-Co 焼結磁石が Bell 研究所で試作された。これは Fe-29Cr-25Co-3Mo を基本組成とし、各種の添加物による液相焼結実験²³³⁾を行つているが、焼結密度は増加しても磁気特性の改善にはつながっていない。ただし、Fe-42.5Ge 添加材だけは適正な焼結条件下で、最大エネルギー積^{†6} $(BH)_{\max} : 3.5 \text{ MG}\cdot\text{Oe}$ が得られている。またこの材料を鉄粉などで希釈して、Co : 5~25% の範囲の Fe-Cr-Co 焼結磁石を試作し、特性評価を実施²³⁴⁾している。これと同じ頃、廉価な水噴霧粉末で Mn/Si 比⁴¹⁾を調整し、かつ Fe-B と Fe-S 粉末を複合添加した液相焼結法により Fe-25Cr-15Co 磁石が試作され、アルニコ 5 級に匹敵する $(BH)_{\max} : 5 \text{ MG}\cdot\text{Oe}$ 前後の特性が確認²³⁵⁾されている。

一方、省 Co 型の焼結アルニコ磁石は既に 1940 年頃に開発²³⁶⁾され、国内でも焼結現象の解析²³⁰⁾が行われているが、いずれも前記 Fe-50Al 粉末以外は単体金属の形で添加されている。しかし、水噴霧した Fe-Ni, Fe-Ni-Cu 粉末を原料にし、かつ Fe-50Al 合金による液相焼結を利用すると、溶製材相当の磁気特性が得られ²³⁷⁾、高価なカーボニル Ni 微粉末を使用する必要がないとされる。

これら焼結磁石材料はスピードメーターやレシーバーなどに使用されつつある。この外、希土類コバルト磁石なども含め、焼結磁石材料は粉末冶金特有の複雑形状や小物部品に対する量産効果²³⁸⁾が大きいのが、実際に機器に組込む場合、残留気孔による磁気特性の劣化も考慮した慎重なコスト・パフォーマンス評価も必要とならう。

4.3.2 軟質磁性材料

焼結磁心材料としては、1940 年代に切削加工に代わ

る小物部品代替の形で焼結鉄が開発²³⁹⁾された。その後、国内外の焼結鉄に関する研究は数多く、単なる噴霧鉄粉だけに限らず、Fe₃P や Fe-Si 粉末添加による液相焼結を利用したものが実用化²²⁹⁾²⁴⁰⁾される傍ら、焼結条件や気孔と磁気特性との複雑な関係も解明され、特性改善が進められている。この焼結鉄に対し、Fe-Ni, Fe-Al-Si 合金など焼結磁性合金に関する研究は、粉末混合法に限られる当時にあつては数少なかつたが、近年、溶湯噴霧法により良質のプレアロイ粉末が量産可能となつて、再び注目²²⁹⁾され始めた。

これら材料の内、Fe-Ni 合金、通称パーマロイは高透磁率と低保磁力が特徴とされる構造敏感な磁性材料であるため、その原料には C, [O]などの不純物が少ないプレアロイ粉末が必要²⁴⁰⁾とされる。この Fe-Ni 合金を粉末冶金的な手法で製造するのに、以前は高価なカーボニル Ni や Fe 微粉末を使用し、かつ 1400°C 近くで高温焼結して酸化物の分解や Ni の拡散均一化を促進²⁴¹⁾²⁴²⁾していた。しかるに水噴霧粉末による製造実験²⁴³⁾では、Si : 1%, Ni : 47% 付近に成分調整すると酸素量が低く、図 7 に示すように、比較的低温での(真空)焼結でも磁気特性は良好となつた。また、粉末性状との関係で圧粉抗折力も高く、取り扱いやすいので都合がよい。その後、同じ水噴霧粉末を原料に Fe-50Ni 焼結合金が試作²⁴⁴⁾され、磁気特性、特に最大透磁率と保磁力は焼結パラメータと密接な関係をもち、気孔組織や不純物の存在形態への依存度が大きいことが指摘されている。この高透磁率焼結材の気孔(組織)や再結晶挙動と磁気特性との関係も追究²⁴⁵⁾²⁴⁶⁾され、前者での磁性劣化は主に反磁界の作用から説明されているが、これら製造条件の内、粉末性状の役割も大きい²⁴⁵⁾²⁴⁷⁾ようである。

一方、低炭素のフェライト系ステンレス鋼は軟質磁性材料としても優れ、腐食環境下でのプランジャーやヨー

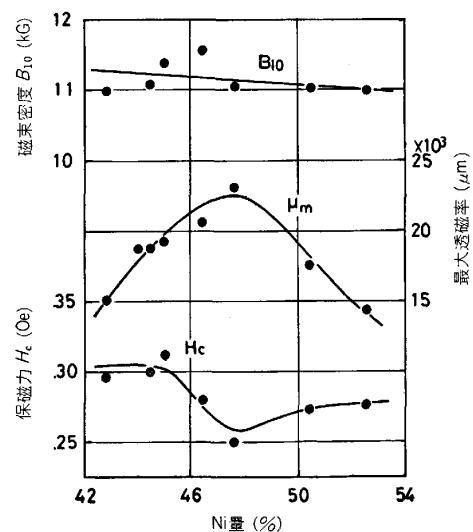


図 7 Fe-Ni 焼結合金の磁気特性に及ぼす Ni 量の影響 (7 t/cm², 1200°C \times 2 h, 真空中)

^{†6} 磁石材料の性能評価は、第 2 象限の減磁曲線上での B (磁束密度) と H (磁界の強さ) の積の最大値で示されることが多い。

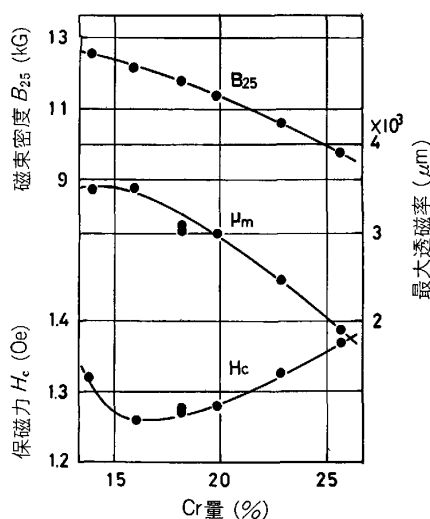


図 8 Fe-Cr 焼結合金の磁気特性に及ぼす Cr 成分の影響 (9 t/cm², 1200°C×2 h, 真空中)

ク類などの電磁部品として使用される。この電磁ステンレス鋼は粘く、切削しにくいいため、粉末冶金化が試みられ⁴²⁾ている。その内、水噴霧粉末を原料とした製造実験では、Fe-Cr 焼結合金の磁気特性は焼結の促進⁵²⁾される Cr:16% 付近で最良(図 8)となること、焼結密度の外、気孔組織によつても左右されること、適度の焼結空孔は渦電流の発生を抑制し、溶製材に比べて鉄損も小さくできること等々が確認²⁴⁸⁾されている。またこの磁気的な性質や多孔質材料のもつ振動の減衰効果をもとに焼結防振合金への応用の動き⁴⁶⁾も見られ、国内でも 2, 3 の研究²⁴⁹⁾が行われている。

以上、プレアロイ粉末の対象となる焼結磁性材料について概観したが、従来の溶製材に比べ需要面での伸びが今 1 つ足りないのが現状である。今後、硬質、軟質を問わず、高純度で使いやすい原料粉が製造されるようになれば、前章で解説した高密度化技術との組み合わせで、機器設計者の手を煩わすことなく、漸次、適用分野が拡大してゆくものと思われる。

5. 結 言

材料開発の歴史の中で、粉末冶金が産業分野で一領域を築いて 30 年余、その対象も漸次高合金材料へと拡大され、新しい粉末冶金技術の可能性が追求²⁵⁰⁾されつつある。しかしこれら高合金の粉末冶金は必ずしも従来の溶製材や鉄粉材料の技術の延長線上には載らず、いまだその技術的蓄積も少ないため、個々の現象解析から統一の見解を引き出し、近代的な合金設計の手法を導入するまでには至っていない。

こうした現状を一步前進させるには、まずプレアロイ粉末の特徴をその製造技術との絡みで十分理解した上で、粉末冶金特有の焼結加工技術について検討されねばならない。実際、プレアロイ粉末の真価は高合金材料ほど発揮されると考えられるので、本稿では個々の現象解

析や理論面には立ち入らず、既に実用的な段階にある 5 種類の範疇(耐食、耐熱、耐摩耗、強度、磁性)について、粉末製造技術を中心とした開発の流れにそつて解説を試みた。また紙面の制約上、図表は全体的な理解を助けるための最小限にとどめ、代わりに、最近の情報や文献については可能な限り咀嚼しやく、選定するよう努めた。個々の技術内容の詳細については論文や集録文献をご覧願いたい。

近年、我が国の粉末冶金技術もその最先端に位置する航空機用耐熱材料²⁵¹⁾(超合金、チタン合金 etc)や各種複合材料²⁵²⁾の分野において、漸次、米国を中心とする先進諸国の技術水準に近づき、さらに国家プロジェクトや関連業界の支援のもとに急速な技術革新が進みつつある。新しい粉末材料の開発は、その一環をなす急速凝固技術の進歩や高密度化ならびに接合技術^{253)~256)}とあいまって、次世代を担う産業基盤技術として大きな可能性を秘めるものであり、今後の技術展開が期待されるところである。

なお本研究の内、超合金粉末の一部は通産省工業技術院のプロジェクトである「次世代産業基盤技術開発」の一環として実施したものである。

文 献

- 174) F. A. KIRK: Powder Met., 24 (1981), p. 70
- 175) 湯川 透, 河合伸泰: 日本金属学会会報, 13 (1974), p. 131
- 176) 新井 透, 小松 登: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 899
- 177) E. HORN: Prakt Metallogr., 13 (1976), p. 221
- 178) H. F. FISCHMEISTER, A. D. OZERSKII, and L. OLSSON: Powder Met., 25 (1982), p. 1
- 179) 安藤 寿, 岡山 昭, 添野 浩: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 130, p. 2629; 63 (1977), p. 1000
- 180) 岡山 昭, 添野 浩, 安藤 寿: 粉体および粉末冶金, 24 (1977), p. 205
- 181) 郡司好喜, 日下邦男, 石川英二郎, 須藤興一: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 1089
- 182) R. DIEDERICHS and R. THIELMAN: DEW-Techn. Berichte., 12 (1972), p. 35
- 183) O. V. ABRAMOV, Ch. V. KOPEZKY, and R. A. OGANYAN: Jpn. Jt. Symp. Phys. Chem. Met. Processes, 8 (1981), p. 44
- 184) 上原紀興, 草加勝司, 久田建男, 並木邦夫, 松田幸紀: 電気製鋼, 52 (1981), p. 174
- 185) H. FREDRIKSSON and S. BRISING: Scand. J. Met., 5 (1976), p. 268
- 186) 滝沢貴久男, 土居陽介, 田村今男: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 380
- 187) L. R. OLSSON and H. F. FISCHMEISTER: Powder Met., 21 (1978), p. 13
- 188) R. J. CAUSTON: Mod. Develop. Powder Met., 12 (1981), p. 219
- 189) I. R. SARE and R. W. K. HONEYCOMBE: Met. Sci., 13 (1979), p. 269
- 190) P. HELLMAN, H. LARKER, J. B. PFEFFER, and I. STROMBLAD: Mod. Develop. Powder Met., 4 (1971), p. 573

- 191) K. M. KULKARNI, A. ASHURST, and M. SVILAR: *Mod. Develop. Powder Met.*, 13(1981), p. 93
- 192) 山口哲男, 新保 力, 村山 肇, 飯島正幸: 粉体および粉末冶金, 18 (1971), p. 56
- 193) O. W. REEN: *Prog. Powder Met.*, 20 (1964), p. 194
- 194) E. A. ALMOND and R. S. IRANI: *Powder Met.*, 24 (1981), p. 105
- 195) P. HELLMAN: *Powder Met.*, 25 (1982), p. 79
- 196) 安藤 寿, 岡山 昭, 添野 浩, 竹内久祐: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 1219
- 197) I. D. RADOMYSEL'SKII, V. N. KLIMENKO, and I. V. VLASYUK: *Soviet Powder Met. Metal Ceram.*, 8 (1970), p. 32
- 198) F. G. WILSON and P. W. JACKSON: *Powder Met.*, 16 (1973), p. 257
- 199) 新井 透, 小松 登: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 241
- 200) P. R. BORNEMAN: *Metals Eng. Quart.*, 13 (1973), p. 50
- 201) I. MAHMOUD: *Wear*, 82 (1982), p. 271
- 202) 草野幸彦, 坂本良昭: 電気製鋼, 54(1983), p. 196
- 203) *Metal Powder Rep. Special issue*, 38 (1983) No. 4; No. 9
- 204) P. WEISS and M. T. PODOB: *Powder Met.*, 25 (1982), p. 69
- 205) I. M. FEDORCHENKO, I. G. SLYS, and L. A. SOSNOVSKII: *Soviet Powder Met. Metal Ceram.*, 11 (1972), p. 361
- 206) M. GÖRANSSON, H. G. LARSSON, and A. HEDE: *Iron Steel Intern.*, 54 (1981), p. 11
- 207) E. A. CARLSON, J. E. HANSEN, and J. C. LYNN: *Mod. Develop. Powder Met.*, 13(1981), p. 121
- 208) J. A. RASSEFOSS: *SAE Techn. Paper*, No. 800309 (1980)
- 209) R. EISENKÖLBE: *Werkstatt. Betr.*, 113 (1980), p. 709
- 210) A. KASAK and E. J. DULIS: *Powder Met.*, 21 (1978), p. 114
- 211) W. B. KENT: *Process Prop. High Speed Tool Steels* (1980), p. 159
- 212) J. S. HIRSCHHORN and D. A. WESTPHAL: *Mod. Develop. Powder Met.*, 5 (1971), p. 481
- 213) 木下 禾, 徳永洋一, 小林弘昌: 粉体および粉末冶金, 13 (1966), p. 228, p. 236
- 214) J. J. FISCHER: *Int. J. Powder Met.*, 2(1966), p. 438
- 215) 徳永洋一: 粉体および粉末冶金, 21(1974), p. 153
- 216) 木下 禾, 徳永洋一, 谷口 勲: 粉体および粉末冶金, 14 (1967), p. 213
- 217) V. A. TRACEY and R. S. K. RAMAN: *Powder Met.*, 12 (1969), p. 131
- 218) E. SNAPE and F. J. VELTRY: *Int. J. Powder Met.*, 8 (1972), p. 193
- 219) S. ISSEROW: *Powder Met.*, 20 (1977), p. 137
- 220) L. F. VAN SWAN, R. M. PELLOUX, and N. J. GRANT: *Powder Met.*, 17 (1974), p. 33
- 221) J. E. SMUGERESKY and R. M. GERMAN: *Int. J. Powder Met.*, 17 (1981), p. 305
- 222) R. M. GERMAN and J. E. SMUGERESKY: *Metall. Trans.*, 9A (1978), p. 405; *Mater. Sci. Eng.*, 36 (1978), p. 223
- 223) R. M. GERMAN: *Mod. Develop. Powder Met.*, 13 (1981), p. 325
- 224) T. Z. KATTAMIS and R. MEHRABIAN: *J. Mater. Sci.*, 9 (1974), p. 1040
- 225) P. A. JOLY and R. MEHRABIAN: *J. Mater. Sci.*, 9 (1974), p. 1446
- 226) 大黒 貴, 増山不二光: 粉体および粉末冶金, 20 (1974), p. 214
- 227) 宮野正晴: 電気製鋼, 54 (1983), p. 149
- 228) I. AMATO, S. CORSO, and E. SGAMBETTERRA: *Mod. Develop. Powder Met.*, 11 (1977), p. 163
- 229) D. HADFIELD: *Powder Met.*, 22 (1979), p. 132; 25 (1982), p. 136
- 230) 信太郎夫: 日本金属学会誌, 23 (1959), p. 199, p. 203, p. 315, p. 318
- 231) 金子秀夫: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 275
- 232) 本間基文: 日本金属学会会報, 17 (1978), p. 983
- 233) M. L. GREEN and C. C. WONG: *Mod. Develop. Powder Met.*, 12 (1981), p. 453
- 234) M. L. GREEN, R. C. SHERWOOD, and C. C. WONG: *J. Appl. Phys.*, 53 (1982), p. 2398
- 235) 加藤哲男, 草加勝司, 古谷嵩司: 電気製鋼, 53 (1982), p. 113
- 236) W. HOTOP: *Stahl Eisen*, 61 (1941), p. 1105
- 237) 加藤哲男, 草加勝司, 古谷嵩司: 電気製鋼, 53 (1982), p. 95
- 238) H. LEMAIRE: *Powder Met.*, 25 (1982), p. 165
- 239) C. G. GOETZEL: *Treatise Powder Met.*, 2 (1950), p. 270 [*Intersci. Pub. N. Y.*]
- 240) A. KORDECKI, B. WEGLIŃSKI, and J. KACZMAR: *Powder Met.*, 25 (1982), p. 201
- 241) E. V. WALKER, D. K. WORN, and R. E. S. WALTER: *Symp. Powder Met., Spec. Rep. No. 58* (1956), p. 204
- 242) B. A. BOROK, Zh. I. DZNELADZE, R. P. SHCHEGOLEVA, A. N. AKULOV, E. N. OSTROVSKAYA, L. S. GOLUBEVA, E. M. RABINOVICH, I. G. CHERNOBYL'SKII, and T. F. MARTYNYENKO: *Soviet Powder Met. Metal Ceram.*, 12 (1974), p. 997
- 243) 加藤哲男, 草加勝司, 加藤俊宏: 電気製鋼, 48 (1977), p. 257
- 244) J. KACZMAR and WEGLIŃSKI: *Int. J. Powder Met.*, 17 (1981), p. 119
- 245) M. L. GREEN, H. HERRING, R. C. SHERWOOD, M. ROBBINS, and V. G. LAMBRECHT: *Int. J. Powder Met.*, 16 (1980), p. 131
- 246) M. GANTCHEVA: *Metallurgiya.*, 36(1981), p. 14
- 247) M. H. KHAN: *Int. J. Powder Met.*, 16(1980), p. 123
- 248) 加藤哲男, 草加勝司, 加藤俊宏: 電気製鋼, 48 (1977), p. 144
- 249) 鳥坂泰憲, 土取 功, 宮川松男: 鉄と鋼, 69 (1983), p. 845
- 250) K. H. ROLL: *Mod. Develop. Powder Met.*, 12 (1981), p. 1
- 251) E. R. THOMPSON: *Annu. Rev. Mater. Sci.*, 12 (1982), p. 213
- 252) R. A. SIGNORELLI: *Prog. Sci. Eng. Compos.*, 1 (1982), p. 37
- 253) H. SEILSTORFER and G. MOSER: *Metall.*, 34 (1980), p. 925
- 254) E. BAYER, G. MOSER, and H. SEILSTORFER: *Metall.*, 35 (1981), p. 1227
- 255) C. NISSEL and H. SEILSTORFER: *Metall.*, 36 (1982), p. 1064
- 256) C. E. WITHERELL: *Int. J. Powder Met.*, 18 (1982), p. 323