研究

フェライト系焼結ステンレス鋼の結晶粒異常成長*

鎌田 政智**, 花田久仁夫***, 徳永 洋一**

Masatomo Kamada, Kunio Hanata and Youichi Tokunaga: Abnormal Grain Growth in Sintered Ferritic Stainless Steel.

The ferritic grains of SUS410L powder compacts with high green density abnormally grew during vacuum sintering at 1250°C. After the sintering, the size of super coarse grains reached to a few millimeter. In the cast and wrought SUS410L steels, the grain growth started as soon as they were held at high temperature, but in sintered steels, there was the incubation period for grain growth.

In order to explain the process of this abnormal grain growth, an expression based on Zener's equation was proposed.

$$fz = c(p/r' \cdot a^n)$$

where fz is the restraining force for boundary migration by pore, p is the porosity, r' is the radius of the sphere which has the same volume of actual angular pore, a is the pore shape factor ($a \leq 1$) and c and n are the constants. As the sintering proceeds, the fz gradually decreases because the p decreases by densitication, r' increases by Ostwald ripening of pores and a approaches to 1 by spheroidization of pores. Therefore, some grains start to grow against the fz and result in forming the super coarse grains.

(Received October 20, 1988)

I 緒 言

耐食性, 耐酸化性を要する機械部品には, ステンレス鋼がよく使用されているが, 難切削材であるため溶製鋼を切削加工して製品化するには, 技術的かつ経済的な問題が多い。そこで, 切削加工を必要としない焼結ステンレス鋼への転換が進みつつあり, すでにその焼結特性や機械的性質, 耐食性などについても数多くの研究¹⁾がなされている。

しかしながら, 宿命的に残存する気孔のために諸特性は溶製鋼よりかなり劣っているのが現状で, とくに過酷環境下での使用が前提となることを考えると, 気孔による悪影響を極力低減する必要がある。この点に関して最も簡単な手段は, 製品の高密度化を図ることであり, 機械的性質のみならず耐食性も密度とともに向上することが指摘^{1,2)}されている。そこで著者らは, 各種のフェライト系ステンレス鋼粉を用いて高圧成形後, 1250°Cにて真空焼結した結果, 粒径が数 mm にも及ぶ粗大な結晶粒が出現することを経験した。よく知られるように, 結晶粒の粗大化は耐力や靱性の劣化を招くため, 本系焼結鋼においてもこの点が懸念される。また, これに関連して焼結材料の結晶粒異常成長については, 焼結鉄³⁾やフェライト^{4,5)}, セラミックス⁶⁾などでいくつかの報告例が

あるのみで, 焼結ステンレス鋼に関するものは全く見当たらない。

そこで本研究では, 代表的フェライト系ステンレス鋼である SUS410L 鋼粉を用いて, 焼結時に結晶粒異常成長が起こる要因を調査し, さらにその粒成長挙動について検討を加えた。

II 実験方法

本研究で用いた製造ロットの異なる 4 種類の水アトマイズ SUS410L 鋼粉 (−100 mesh), およびこれら 4 種類の粉末の焼結体を 1 つにまとめ高周波真空溶解炉にて再溶解し, 熱間圧延後 1250°C で 18 ks 均質化焼鈍したインゴットの化学組成を Table 1 に示す。各粉末は, ステアリン酸亜鉛で型潤滑した金型 (プレス面 8×40 mm) を用い, 588 MPa で加圧成形したのち, 水素雰囲気中 900°C で 1.8 ks 予備焼結した。ついで 588~981 MPa の圧力で再加圧し, 800°C で 1.8 ks 脱脂後, 主に 1250°C にて所定時間真空焼結 (10⁻² Pa) を施した。結晶粒粗大化度の定量にあたっては, 各試料中央部のプレス面に垂直方向の断面を研磨, 腐食後, マクロ写真を撮影し, こ

* 昭和62年11月本協会秋季大会, 昭和63年5月本協会春季大会にて一部発表, 昭和63年10月20日受理。

** 九州大学工学部鉄鋼冶金学教室, 〒812 福岡市東区箱崎。

*** 九州大学大学院, 〔(現)三菱金属(株)〕。

Table 1 Chemical composition of the powders and a ingot.

		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	O	Fe
Powder	C1	0.010	0.78	0.05	0.039	0.027	0.090	12.15	0.18	bal.
	C2	0.009	0.70	0.05	0.044	0.028	0.130	12.26	0.19	bal.
	F1	0.025	0.81	0.12	0.024	0.002	0.110	12.05	0.16	bal.
	F2	0.018	0.85	0.10	0.024	0.003	0.080	11.95	0.23	bal.
Ingot		0.004	0.65	0.09	0.031	0.017	0.110	12.19	0.03	bal.

れより粒の最大長さが1 mm 以上のものを粗大粒と定義して、画像解析装置により試料断面で占める粗大粒の割合を求め粗粒化面積率とした。このほか、各試料の結晶方位分布を調査するため、ECP⁷⁾を用いて(200)極点図も作成した。

Ⅲ 実験結果および考察

Ⅲ-1 結晶粒異常成長現象

Fig. 1 に、製造ロットの異なる4種類の SUS410L 鋼粉(12%Cr)を用いて、1250°C-3.6 ks の真空焼結を施した場合の再加圧密度と粗粒化面積率の関係を示し。再加圧密度 6.6 Mg/m³ 付近より粗大粒が出現し、以後、再加圧密度の上昇とともに粗粒化面積率も増大して、最終的に 6.9 Mg/m³ 以上ですべての試料は粗粒化組織を呈する。ただ、図からもわかるように、粗粒化が比較的低密度側から進行する粉末(C1, C2 粉)と、これよりやや末高密度側で粗粒化する粉末(F1, F2 粉)に大別でき、粉の履歴によって粗粒化傾向に若干の差異があることを示している。そのため、以後はとくに断わらない限り、粗粒化し易い C1 粉を用いた場合の実験結果を示す。なお、結果の詳細は省略したが、同じフェライト系ステンレス鋼である SUS430L 鋼粉(17%Cr)を用いた場合にも同様の粗粒化傾向が確認された。Fig. 2 に、再加圧密度がそれぞれ 6.72, 6.93, 6.99 Mg/m³ の圧粉体を 1250°C で真空焼結した場合の焼結時間と粗粒化面積率の関係を示す。焼結開始から 1.8 ks まではいずれの試料においても粗大粒は存在していないが、2.7 ks を越えたあたりで

Fig. 1 Effect of repressed density on the fractional area of super coarse grain of SUS410L compacts, sintered at 1250°C for 3.6 ks in vacuum.

Fig. 2 Effect of sintering time on the fractional area of super coarse grain of SUS410L (powder C1) compacts, sintered at 1250°C for 3.6 ks in vacuum.

急激に粗粒化が進行し、3.6 ks において完全に終了している。このように、粒成長はある一定の潜伏期を経て急速に進行することが特徴であり、また、再加圧密度が高

Photo. 1 Macrostructures of SUS410L (powder C1) compacts, sintered at 1250°C for (a) 2.7 ks, (b) 3.1 ks and (c) 3.6 ks in vacuum.

Photo. 2 Macrostructures of cast and wrought SUS410L steels, tempered at 1250°C for (a) 60 s, (b) 3.6 ks and (c) 5.4 ks in Ha.

いほど、若干、早く成長する傾向も見られる。

Photo. 1 は、Fig. 2 で用いた再加圧密度 6.99 Mg/m³ 試料の代表的なマクロ組織を示す。まず、2.7 ks 試料に見られるように、加圧時に密化しやすいプレス面直下においてプレス方向と垂直に長く伸びた粗大粒が出現する。時間の経過とともにこの粗大粒は他の場所からも出現しはじめ、各粒が未成長細粒を食いながら成長し(3.1 ks 試料)、全ての細粒を食い尽くした段階で粗大粒同士がぶつかって粗粒化が完了する。比較のために Photo. 2 には、本焼結鋼を再溶解し、熱間圧延して得られた溶製鋼の粒成長過程を示す。初期粒径は予備焼鈍により再加圧材と同じ 100 μm 程度に揃えていたにもかかわらず、1250°C にわずか 60 s 保持しただけで急激に粒成長し、一部には粒径 1 mm 以上に達した粒も存在する。保持時間の経過とともに各粒は合体成長し、5.4 ks 保持材では粒径数 mm にも及ぶ粗大粒も現れている。しかし、焼結材で見られたような潜伏期や、一部の粒のみが他の細粒を食いながら粗粒化が進行するという特徴は、この溶製材では確認できない。つまり本焼結鋼における粒の粗大化は、溶製鋼を高温保持した時に生じる定常的な粒成長挙動とは異なった、いわゆる異常粒成長と解釈できそうである。

III-2 結晶粒異常成長の要因

結晶粒の異常成長については、すでに多くの金属について報告例があり、その原因についても指摘されている。本節ではこれらの事例を参考にして、本焼結鋼における結晶粒異常成長の要因を調査した。

Fig. 3 に、前掲 Fig. 1 で用いた 4 種類の粉末中に含まれる微量元素量と粗粒化面積率の関係を示す。なお、分析は、本焼結直前の脱脂処理(水素雰囲気中)後に行っており、とくに酸素については、大気による表面酸化の影響を低減するために脱脂後、直ちに分析した。また、各試料の再加圧密度は、ほぼ 6.75 Mg/m³ 一定とし、1250°C-3.6 ks の真空焼結を施している。まず酸素に関

Fig. 3 Effect of impurities, (a) oxygen, (b) carbon, (c) manganese and (d) sulfur, on the fractional area of super coarse grain of SUS410L compacts, sintered at 1250°C for 3.6 ks in vacuum.

しては、同じ bcc 金属であるモリブデンにおいて粉末表面酸化物の還元に伴い焼結が活性化し粒成長を促進するとの報告⁸⁾があり、粉末表面の酸素量がとくに多いステンレス鋼粉でも類似の効果が予想される。しかし、(a)図に示すように、本焼結鋼では粗粒化との間に明確な関連性は認められない。次に炭素については、焼結鉄の A₃ 変態に起因した異常粒成長に対する抑制効果が指摘されている⁹⁾が、(b)図のように本焼結鋼においても同様の傾向が現れている。さらに珪素鋼板の粒成長と密接な関係がある MnS の影響も考えられるため、マンガンおよび硫黄との関係についても検討してみた。まず Mn との関係は、(c)図のように関連性が認められず、一方、硫黄については、(d)図のようにその含有量が多いほど粗粒化し易い傾向が見られた。しかしながらこのような微量元素量の差異は、Fig. 1 の例に見られたような粗大化傾向の大小に若干の影響を与えるだけであり、その含有量にかかわらず再加圧密度を上げると必ず 100% 粗粒化するという事実を考えると、異常粒成長の本質的な要因とは考え難い。

次に、1 次および 2 次再結晶挙動と結晶粒異常成長の関連性を検討してみる。まず Fig. 2 で示したように、一定の潜伏期ののち急激に粒成長する点は冷間加工材の 1 次再結晶挙動にも類似している。しかし本焼結鋼の場合、再加圧によって導入された歪はその後の 800°C-1.8 ks の脱脂時に完全に除去されるので、1 次再結晶をひき起こすほどの駆動力は存在しないと判断できる。2 次再結晶段階においては、1 次再結晶後の粒にある特定の異方性があった場合、一部の粒のみが優先的に成長する

Fig. 4 (200) pole figures of SUS410L (powder C1) compacts (a) before and (b) after the abnormal grain growth.

ことが知られている。そこで、粒成長前後の本焼結試料について ECP により (200) 極点図を作成し、粒の異方性を検討した。結果を Fig. 4 に示す。粗粒化前の粒方位は明らかにランダムであり、特定の異方性は認められない。粗粒化後の粒についてはその数が少ないため異方性の有無は判断できないが、いずれにしても成長前の粒に異方性がないことから、2 次再結晶に起因した粒成長も考えにくい。

以上のことから、本焼結鋼の結晶粒異常成長は、すでに溶製材などにおいて知られている粒成長挙動とは異なった機構で起こっており、おそらくフェライト系焼結ステンレス鋼に特有な要因によるものと予想される。そこでまず問題となる点は、組織中に残存する気孔の影響である。Photo. 3 に再加圧密度 6.80 Mg/m^3 の圧粉体を 1250°C で所定時間真空焼結した場合の気孔組織の変化を示す。腐食を施していないため粒界は現れていないが、(a) 180 s と (b) 1.8 ks はいずれも潜伏期で、(c) 3.6 ks は粒粗化が完了した試料にそれぞれ相当する。まず、時間の経過とともに密化と気孔の球状化が進んでいる。また粗粒化前後の (b) と (c) を比較してわかるように、(c) において微細気孔が明らかに減少しており、これは気孔のオストワルド成長によって大気孔が小気孔を吸収したことに加えて、粒成長時に粒界移動によって微細気孔が sweeping されたことを示唆している。いずれにしても気孔組織は粒成長段階で大きく変化することから、このことが粗粒化現象に何らかの影響を及ぼして

Fig. 5 Effect of repressed density on the fractional area of super coarse grain of SUS410L (powder C1) compacts from fine or coarse powder, sintered at 1250°C for 3.6 ks in vacuum.

いる可能性は高い。

Fig. 5 に、気孔形態を変えるため -330 mesh の微粉と -100~+200 mesh の粗粉に分類した粉末を用いて、 1250°C -3.6 ks の真空および水素焼結を行った場合の再加圧密度と粗粒化面積率の関係を示す。まず微粉を用いた試料では、焼結性の良好な真空焼結材の方が水素焼結材より低密度側から粗粒化を開始している。また、同じ真空焼結材でも微粉と粗粉を比較すると粗粒化傾向が大きく異なり、粗粉試料では再加圧密度を 7.2 Mg/m^3 付近まで上げないと粗大粒は出現しない。Photo. 4 には、焼結密度がいずれも 7.17 Mg/m^3 の (a) 微粉試料

(a) -330 mesh (b) -100~+200 mesh

Photo. 4 Microstructures of SUS410L (powder C1) compacts from (a) fine and (b) coarse powder, sintered at 1250°C for 3.6 ks in vacuum, non-etching

(a) 180 s (b) 1.8 ks (c) 3.6 ks

Photo. 3 Microstructures of SUS410L (powder C1) compacts, sintered at 1250°C for (a) 180 s, (b) 1.8 ks and (c) 3.6 ks in vacuum, non-etching

Fig. 6 (a) Effect of sintering time on the fractional area of super coarse grain of SUS410L (powder C1) compacts, sintered at various temperatures in H₂. (b) Effect of sintering temperature on the sintering time for 50% of fractional area of super coarse grain.

(粗粒化面積率100%) および (b) 粗粉試料 (同0%) の気孔組織を示す。微粉試料の気孔は均一でよく球状化し、かつ微細気孔が減少しているのに対し、粗粉試料では不揃いでいびつな形状を呈している。同一密度にもかかわらず粗粒化現象に大きな差異が現れるのは、気孔形態の差異に最大の原因がある。すなわち、焼結時にち密化や気孔の球状化が進みやすい試料ほど、異常粒成長も起こりやすいと結論できる。

そこでこの点をさらに明確にするために、結晶粒異常成長の活性化エネルギーを求めてみた。試料は -330 mesh の微粉を用いて再加圧密度 6.80 Mg/m³ に成形し、急速加熱、冷却が可能な水素雰囲気炉を用いて 3 種類の温度で所定時間焼結した。結果を Fig. 6 に示すが、(a) 図の時間—粗粒化面積率曲線はいずれの焼結温度でも類似の形を示し、焼結温度が低いほど長時間側へほぼ平行移動している。そこで各曲線より粗粒化面積率50%に相当する焼結時間を求め、アレニウス・プロットすると(b)図の直線が得られ、その傾きから、活性化エネルギーとして 240 kJ/mol が得られる。Fe-Cr 合金中の Fe の体積自己拡散活性化エネルギーは約 230 kJ/mol⁹⁾ なので、結晶粒異常成長の活性化エネルギーは、ほぼこの値に相当すると言える。したがって、本焼結鋼の結晶粒異常成長は Fe の体積自己拡散律速で進行していることになり、これは前述した焼結の進行に伴う気孔組織の変化が粗粒化の主たる要因であるという結論を裏付けている。

III-3 結晶粒異常成長機構

結晶粒成長に及ぼす介在物の影響については、

Zener¹⁰⁾ の提案した考え方が広く知られており、すでに焼結金属についても気孔を介在物と見なして同様に適用されている^{11,12)}。その際、残留気孔が結晶粒界の運動に対して及ぼす拘束力 f_z は次式で与えられる。

$$f_z = c(p/r) \quad (1)$$

ここに p は気孔率、 r は気孔半径、 c は定数である。ところが(1)式は、介在物に相当する気孔が球形であるという前提に基づいているので、とくに気孔形状が球形から大きく異なる焼結初期や粗粉を用いた場合にはそのまま適用できない。従来、Zener の考え方について多くの修正や適用例の報告¹³⁾はあるものの、いずれも介在物の形状として球形を仮定しており、その他の場合についての言及は非常に少ない。しかし実際問題として、本焼結鋼のように複雑な形状の気孔が変化の様子を数式化し、これより理論的考察を加えることも困難である。ただ、前掲 Fig. 5 や Photo. 4 で示したように、気孔がいびつな形の場合に粗粒化し難いという事実より、気孔形状が球形からずれるに従って拘束力 f_z も大きくなることは容易に推定できる。そこで、(1) 式は次のように補正できる。

$$f_z = c(p/r' \cdot a^n) \quad (2)$$

ここで a は気孔形状因子 ($a \leq 1$, 球形の時 $a = 1$)、 r' は気孔体積を同体積の球に置き換えた場合の半径、 n は拘束力に及ぼす気孔形状の影響の程度を示す定数である。

Fig. 7 に、Fig. 5 で用いた細粉および粗粉の代表的真空焼結材について、(1)式または(2)式より算出した拘束力と粗粒化面積率の関係を示す。ここでは、気孔の長径 x とその垂直二等分線 y を各試料150~180個の気孔について測定し、気孔面積を楕円近似して r, r' を、また、 x と y の比 y/x より気孔形状因子 a を決定した。気孔による拘束で粒界移動が止められているならば、拘束力と粗粒化面積率の関係はある臨界値を境にしてそれ以下では完全に粗粒化し、それ以上では全く粗粒化しないとい

Fig. 7 Effect of the f_z/c calculated by (a) equation (1) or (b) equation (2) on the fractional area of super coarse grain of SUS410L (powder C1) compacts from fine or coarse powder, sintered at 1250°C for 3.6 ks in vacuum.

Photo. 5 Microstructure of SUS410L (powder C1) compact from coarse powder, sintered at 1250°C for 3.6 ks in vacuum. The arrow indicates the grain which starts to grow.

った不連続的な変化を示すはずである。ところが(a)図に示すように気孔形状を考慮しない(1)式を用いた場合、粗粒化率の実測値は気孔が球形に近い細粉試料(○印)と不規則形状を呈する粗粉試料(△)の2つのグループに分かれてしまい、上述のような臨界拘束力の考え方で粗粒化過程を説明することはできない。一方、同一の試料について(2)式で $n=3$ として整理した結果を(b)図に示す。(1)式の場合と比べ全体的に拘束力が大きな値に補正されるが、とくに粗粉試料においてその傾向が強く現れ、その結果、細粉、粗粉両試料の各点を1本の不連続的な変化を示す曲線で結ぶことができる。このように気孔形状を考慮した(2)式を用いると、本焼結鋼における結晶粒異常成長の過程を気孔による臨界拘束力という観点から理解することができる。

ところで Photo. 5 に、再加圧密度 6.96 Mg/m^3 の粗粉試料を 1250°C で 3.6 ks 真空焼結した場合の光顕組織を示す。この試料では粗大粒は出現していないが、矢印で示すように部分的に成長を開始した粒も存在し、成長前は旧粉末境界上に存在していたと思われる微細気孔が粒内に取り込まれている。ところが、比較的大きな気孔は依然として粒界を拘束していることから、上記の気孔形態の解析にあたっては、非常に小さい気孔の粒界拘束力は他の気孔に比べ十分に小さいと仮定して、長径 x が $5 \mu\text{m}$ 以上の気孔を測定の対象とした。

Fig. 8 に、本焼結鋼における結晶粒異常成長過程の模式図を示す。まず(a)の焼結初期では、気孔率 p が高

く、同時に気孔形状因子 a が小さいので、(2)式より拘束力 f_g が大きな値となり粒界移動は抑制されている。焼結が進行すると(b)のようにち密化や気孔の球状化が進むので、 p は低下し a は1に近づく。また、気孔がオストワルド成長して r も大きくなるため、拘束力 f_g は次第に小さくなる。そして、ある臨界値を越えた部分の結晶粒が気孔の拘束を脱して急速な成長を開始し、最終的には(c)の様にすべて粗大粒で占められることになる。

このような粗粒化過程の最終段階における粗大粒の成長挙動についてさらに詳細な検討を加えるため、微粉と粗粉を層状に加圧した積層材を作製し、1250°C で所定時間真空焼結してその粒成長過程を観察した。結果を Photo. 6 に示す。(a) 3.6 ks の焼結により細粉部は100%粗粒化しているが、その成長は粗粉部との界面で停止している。つまり、粗粉部の気孔は粒界拘束力が大きい

Photo. 6 Microstructures of SUS410L (powder C1) compacts, made by pressing fine and coarse powder one over the other and sintered at 1250°C for (a) 3.6 ks, (b) 10.8 ks and (c) 18 ks in vacuum. The super coarse grains grow from left hand to right hand.

Fig. 8 Schematic representation on the forming process of super coarse grains of SUS410L compact during sintering.

る。ところが(b) 10.8 ks の焼結では細粉部からの粗大粒が粗粉部の方へ侵食を開始し、(c) 18.0 ks になるとさらに拡がっている。しかし、このような長時間の焼結段階でも、まだ粗粉部においては独立した粗大粒は出現していない。すなわち、粗粉部に存在する気孔の拘束力は、まだ粒成長をひき起こすほどの臨界値までは低下していないにもかかわらず、すでに成長してきた細粉部からの粗大粒は、この拘束力に打ち勝って成長を続けたことになる。これは、いったん成長を開始した粒の粒界は、他の粒界よりも移動が容易な状態にあることを示唆している。

2次元空間における位相幾何学的考察によると、結晶粒界が 120° 以外の角度で交わる時、これより角度の小さい粒界をもつ結晶は消滅し、すべての粒界は 120° に近づく。また、粒界のなす角がすべて 120° であるならば、辺数が6以下の粒は消滅し、6以上の粒が成長する¹⁴⁾。この理論に従うと、成長を開始した粗大粒は、他の未成長の粒に比べより成長が容易な条件下におかれることになり、D. Harker ら¹⁵⁾は、これを grain size contrast effect と名付けている。すなわち、本焼結鋼の粗大粒は、気孔の拘束を離れて成長を開始したいくつかの粒がこの grain size contrast effect によって急激に異常成長して生じたものと結論できる。

IV 結 言

フェライト系焼結ステンレス鋼における結晶粒異常成長の要因を調査し、その粗粒化過程について検討を加えた結果、次のことがわかった。

- (1) SUS410L 鋼粉を高密度に加圧成形し真空焼結を施すと結晶粒の異常成長が起こり、粒径が数 mm にも及ぶ粗大粒が出現する。原料鋼粉の製造ロットによりそ

の挙動に若干の差異はあるが、いずれも再加圧密度の上昇とともに粗粒化が著しくなる。

- (2) 結晶粒異常成長の主な要因は、焼結に伴う気孔組織の変化、すなわち気孔の減少や球状化であり、これらがある条件に到達するまでの潜伏期を経たのち急激に粒成長が始まる。

- (3) Zener の考え方をもとに気孔形状因子を含む気孔の粒界拘束力を表す式を提案し、本系試料の粗粒化過程を考察した。

終わりに極点図の作成にあたり多大なご配慮を頂いた新日本製鐵第三技研、原勢二郎氏に厚くお礼申し上げます。

文 献

- 1) たとえば本吉、本岡：電気製鋼，**48** (1977)，122.
- 2) 加藤、草加、久田：電気製鋼，**48** (1977)，132.
- 3) 黒木、白川、徳永：粉体および粉末冶金，**22** (1976)，271.
- 4) 山口：粉体および粉末冶金，**11** (1964)，66.
- 5) 岡本、北村、吉田：粉体および粉末冶金，**21** (1974)，177.
- 6) W. D. Kingery, H. K. Bowen and D. R. Uhlmann: セラミックス材料科学入門，内田老鶴圃新社，(1980)，445.
- 7) 原勢、清水：日本金属学会会報，**25** (1986)，1009.
- 8) H. Hofmann, M. Grosskopf, M. Hofmann-Amtenbrink and G. Petz: Powder Metallurgy, **29** (1986)，201.
- 9) 長谷川監修：ステンレス鋼便覧，日刊工業新聞社，(1973)，31.
- 10) C. Zener: Private communication to C. S. Smith, Trans. AIME, **175** (1949)，15.
- 11) 渡辺、増田：日本金属学会誌，**45** (1981)，781.
- 12) 渡辺、増田：粉体および粉末冶金，**29** (1982)，151.
- 13) たとえば D. Hellman and M. Hillert: Scand. J. Metallurgy, **4** (1975)，211.
- 14) J. G. Byrne: 回復および再結晶，丸善，(1965)，114.
- 15) D. Harker and E. R. Parker: Trans. ASM, **34** (1945)，156.

会 告

第28回原子力総合シンポジウム

共同主催：粉体粉末冶金協会，日本原子力学会ほか。

後 援：原子力委員会，原子力安全委員会，日本学术会议，日本原子力研究所，動力炉・核燃料開発事業団，日本原子力産業会議

開催趣旨：原子力関連学協会の共同主催により，広範な原子力研究に関連する異専門分野において，研究者—技術者間および産業界—学界間の，情報および知識の交流・普及を図る。

と き：1990年2月5日(月)

と ころ：国立教育会館(千代田区霞が関3-2-3)

参 加 費：共催学協会の会員は1人1,000円(学生500円)は「当日」受付で。(非会員は1,500円)

燃焼合成研究会公開発表会

主 催：燃焼合成研究会

協 賛：粉体粉末冶金協会ほか

日 時：12月15日(金) 11:00~17:00

場 所：東京工業大学岡山キャンパス百年記念館

特別講演：プラズマ活性化焼結技術の可能性と応用(井上ジャパックス研) 竹田敏和

一般参加費(資料代含)：3,000円(当日受付)

申込締切：11月30日(木)

申込・問合先：〒227 横浜市緑区長津田町4259

東京工業大学総合理工学研究科電子化学専攻
小田原 修

(045-922-1111 内2433; FAX045-921-1089)

発表会終了後懇親会を行います(会費：4,000円)