

焼入性にすぐれた焼結鍛造用低合金鋼粉

Low Alloy Steel Powders with Excellent Hardenability for Powder Forging

梶 永 剛 啓*

Yoshihiro Kajinaga

森 岡 恭 昭**

Yasuaki Morioka

新 田 稔***

Minoru Nitta

桜 田 一 男***

Ichio Sakurada

伊 藤 俊 治****

Shunji Ito

Synopsis:

The Mn-Cr-Mo, Mn-Ni-Cr-Mo steels and these with Cu as additional element were powdered by water atomization process at the pilot plant of Research Laboratories, Kawasaki Steel Corporation. Having been reduced by hydrogen gas, these powders were powder-forged into testing materials with relative density 99% and over. Then hardenability, characteristics of continuous cooling transformation and mechanical properties of the forged materials were measured together with hot compressibility of the powders.

Hardenability, tensile strength and hardness of the forged steels made from the powders are more superior to the steels from commercial powders and conventional Cr or Cr-Mo steel, though lower in elongation, reduction of area and impact values.

These new low alloy powders are fully capable of meeting the requirements for various automobile parts as their main application where importance is placed on hardenability over toughness.

1. はじめに

粉末冶金の分野に焼結鍛造法が登場してからすでに7年あまりが経過した。この間、粉末冶金、機械工学および材料工学の部門で精力的な研究、開発が行われ、多くの技術的進歩と資料の蓄積が

なされた¹⁻⁵⁹⁾。しかし、未解決の問題も多く、本格的な生産技術として十分完成されているとはいえない。本法の完成を遅らせていた第1の理由は、本法を構成する一連の原料粉末、加工プロセスおよび金型寿命を含む経済性の3つの分野には、高度の技術と総合的な検討が必要とされていたにもかかわらず、従来各分野独立に研究が進め

* 技術研究所粉体研究室主任研究員

*** 技術研究所粉体研究室

** 技術研究所粉体研究室主任研究員・工博

**** 技術研究所粉体研究室室長・工博

られた結果、開発が後手となったためである。現在、各分野でこの認識のもとに目標に向けて努力が払われているので、近い将来、成果が得られるものと期待されている。

焼結鍛造法は多量生産を要する比較的小型の機械構成部品の製造に適した方法と見なされており、したがっておもな適用分野は自動車、オートバイ、農耕機器や工具などとされている。

この方法の目的は金属粉末を出発原料とし、金型中で熱間加工を行い、高密度化を通じ部品に高強度、高じん性を与え、さらに寸法精度の高い形状を得ることにより、可能な限り機械加工を省略し、機械構成部品を効率よく製造することにある。したがって長所は原料の高歩止り、省力化および高生産性を通じたコスト低減など、主として経済性にあると考えられる。さらに長所として、材質が均一で異方性が少なく、組織が微細なうえ、浸炭性にすぐれている³³⁾こと、作業員の構成上の利点として、熟練労働者の必要がほとんどないこと、また騒音、振動公害のおそれがほとんど認められないことが指摘できる。

しかし、金属粉末を出発原料とするために生ずる短所として、高密度を得るための苛酷な熱間加工条件が金型寿命を短縮すること、部品表面層の酸化あるいは脱炭を生じやすい⁴⁰⁾ことなどがあげられる。また、引張応力の作用する表面層では、割れや残留空孔が認められる場合がある⁴⁰⁾。しかし、これらの短所は技術の進歩とともに克服されつつあり、近い将来解決されるものと考えられる。焼結鍛造法の採用が予測より遅れた第2の理由は、オイルショックや自動車業界をとりまく社会情勢の変化によるところが大きい。また、技術的には、本法と競合関係にある精密鍛造、冷間鍛造や精密鋳造法の急速な進歩も指摘される。したがって前述のような多くの利点をもつ本法も、工業化に際し決して予断を許さない情勢といえよう。

焼結鍛造法を構成する重要な要素の一つに、前述した原料粉末がある。つまり、粉末の純度特性と価格が本法成否の一つの鍵を握っていると考えられ、他の要素との関連のうえで、これらの検討が粉末メーカーに課せられた当面の課題といえる。

原料粉末の製造は経済性を考慮して、普通水アトマイズ法が採用されているが、アトマイズ過程における粉末粒子表面の酸化がおこるためあと処理としての仕上還元が必要で、とくに合金鋼粉では添加元素の種類と量に制約を受ける。自動車やオートバイなどの部品では焼入性や疲労強さを重視する⁶⁰⁾ことから、原料鋼粉中の主体合金元素としてはMn, Crが考えられるが、これらの金属酸化物は従来の粉末冶金で採用されている還元条件では還元が不可能である。したがって、市販低合金鋼粉では主としてNi, Moが添加され、焼入性や価格の点に問題を残しているのが現状である。

本報では、焼結鍛造の一連の分野のうち、粉末製造の立場から、とくに焼入性に重点を置いたアトマイズ低合金鋼粉（以下鋼粉という）の開発を行ったので、結果を報告する。

2. 鋼粉の製造

2-1 製造条件

鋼粉の製造は次の手段に従って行なった。まず当社技術研究所の鋼粉製造試験設備を用い、水媒体は圧力 155kg/cm²、流量 230l/min 一定、溶湯温度 1550°~1700°C、初期溶湯直径 6mmφのアトマイズ条件で生粉末を作成した。ひきつづき脱水後、200°C、2hr乾燥を行ったのち、H₂ 中で 950°~1150°C、1~5hrの還元を行い供試鋼粉とした。

2-2 合金組成

焼結鍛造用の鋼粉として、AISI 4600 相当 (2%Ni—0.5%Mo) の合金鋼粉（以下4600鋼粉という）などがすでに市販されているが、これらの鋼粉から得られた鍛造鋼の焼入特性は満足すべきものではない。この理由は生粉末の還元が困難なため、Mn, Crの添加を極力抑制していることに起因することはすでに述べた。

そこで、Mn, Crを含み、しかも鋼粉の酸素量が水アトマイズ鋼粉の水準にしては比較的小ない焼入性にすぐれた合金成分の鋼粉を目標に実験を行った。

Table 1 に鋼粉の化学組成を示す。鋼粉の記号 KF-1, 2 は市販の 4 600 鋼粉, 8 600 鋼粉に相当した組成で, これらは比較鋼粉として作成したものであり, KE-3~110 の 7 種類が試作した鋼粉である。表から明らかなように, KF-1~110 の 9 種類には, いずれも Si は添加されていない。KF-3 と 31 は Mn-Ni-Cr-Mo 系, KF-4, 41, 43 は Mn-Cr-Mo 系である。KF-100 と 110 は KF-3 および 4 にそれぞれ Cu を 0.5% 添加したものであり, KF-51 と 52 は KF-4 および 3 にそれぞれ Si を約 0.3% 添加した組成である。

これら鋼粉の酸素量をみると, KF-1 と 2 は市販の同一組成の鋼粉の酸素量 (0.2, 0.4%) に

比べて, 還元温度がやや低かったためいくぶん多かったが, 他の鋼粉のそれは還元条件が適正であったため, 現在の技術水準ではほぼ満足と考えられる値が得られた。ただし, Si を添加した KF-51 と 52 の酸素量は, 純鉄系の当社製市販ミルスケール還元鉄粉 KIP255M のそれに比べ約 2 倍と高い値であった。なお, アトマイズ生粉末の仕上還元と還元挙動に対しての詳細な実験と検討結果は別の機会に譲ることとし, ここではとくに触れない。

2.3 粉体特性

Table 2 に鋼粉の粉体特性の一例を示した。

Table 1 Chemical composition of raw alloy steel powders³⁸⁾

(%)

Powder	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	O	Others	Alloy type
KIP255M	0.003	0.025	0.21	—	—	—	0.23	—	Mill scale reduced iron powder, Fe
KF- 1	0.004	0.010	0.26	1.97	—	0.48	0.29	—	Mn-Ni-Mo, 4 600
KF- 2	0.002	0.030	0.50	0.55	0.50	0.48	0.43	—	Mn-Ni-Cr-Mo, 8 600
KF- 3	0.42	0.038	1.41	0.54	0.54	0.58	0.052	—	Mn-Ni-Cr-Mo
KF- 31	0.41	0.010	0.88	0.62	0.98	0.34	0.20	—	"
KF- 4	0.57	0.029	1.34	—	0.44	0.60	0.089	—	Mn-Cr-Mo
KF- 41	0.53	0.036	1.04	—	1.06	0.33	0.090	—	"
KF- 43	0.38	0.033	1.48	—	1.19	0.53	0.12	—	"
KF-100	0.024	0.038	1.21	0.52	0.54	0.53	0.093	Cu 0.52	Mn-Ni-Cr-Mo-Cu
KF-110	0.011	0.029	1.19	—	0.51	0.54	0.088	Cu 0.53	Mn-Cr-Mo-Cu
KF- 51	0.35	0.22	1.23	—	0.61	0.46	0.43	—	Si-Mn-Cr-Mo
KF- 52	0.38	0.31	1.37	0.36	0.47	0.60	0.35	—	Si-Mn-Ni-Cr-Mo
KF- 7	0.40	0.18	1.34	0.53	0.50	0.51	0.27	Nb 0.038, Al _{sol} 0.018 Ti 0.009, B 0.006	Si-Mn-Ni-Cr-Mo

Table 2 Properties of raw alloy steel powders⁵⁶⁾

Powder	Apparent density (g/cm ³)	Green* density (g/cm ³)	Rattler* value (%)	Size distribution (%)					
				+100 (mesh)	+150 (mesh)	+200 (mesh)	+250 (mesh)	+325 (mesh)	—325 (mesh)
KIP255M**	2.53	6.77	0.62	0.3	20.0	33.3	14.4	13.9	18.1
4 600***	2.99	6.72	1.20	1.2	16.4	18.9	17.6	23.3	22.6
KF-3 ***	3.09	6.42	0.97	1.2	20.2	31.5	5.2	20.7	21.2
KF-4 ***	3.11	6.33	0.45	0.5	20.1	30.6	6.4	20.1	22.3

* Compacting pressure 5t/cm²

** Mill scale reduced iron powder

*** Water atomized low alloy steel powder

KIP255Mは当社の市販鉄粉、4600鋼粉は一般に市販されている粉末である。後者は他の粉末に比べ粒度構成が細粒側に分布している。KF-3、4は従来広く用いられてきた鉄粉の粒度分布とほぼ似た傾向が得られているが、200~250メッシュの分率が低く、これに相当する量だけ細粒側に配分されている。

粉末の圧縮性は $5t/cm^2$ の加圧下における圧粉密度と加圧前の見掛け密度との関係から、KIP255Mがもっとも良好で、ついで4600鋼粉、KF-3、4の順と認められる。この理由は還元過程で熱処理が十分行われていることから、鋼粉へのCと合金成分添加により鋼粉の硬さが高くなったことによるもので、粒子の硬さ測定によっても確認できる。

3. 粉末の熱間圧縮性

3.1 実験方法

ここではKIP255M、4600鋼粉およびKF-3、4の4種類の粉末を用いた。鋼粉を冷間で密度 $6.5g/cm^3$ 、寸法 $25\phi \times 20mm$ のタブレットに成形したのち、 H_2 中で $1150^\circ C$ 、1hr 焼結した。ひきつづきこのプレフォームを $Ar+3\% H_2$ 中で誘導加熱し、 $26\phi mm$ の金型中で密閉鍛造して得られる鍛造鋼の密度比におよぼす鍛造温度および鍛造圧力の影響について検討した。すなわち、鍛造圧力を5または $9t/cm^2$ の一定に保ち、鍛造温度を $800^\circ C$ から $100^\circ C$ ごと $1200^\circ C$ の範囲まで変えた場合と、鍛造温度を $800^\circ C$ または $1100^\circ C$ に保って、鍛造圧力を $3 \sim 11t/cm^2$ の間で、 $2t/cm^2$ ごとに変えた実験を行った。なお、炭素量は原料鋼粉に黒鉛粉を混合して、鍛造材で $0.4\% C$ になるよう調節した。

3.2 実験結果

Fig. 1 および Fig. 2 に密度比におよぼす鍛造温度または鍛造圧力の影響を示した。これらの図から、鍛造温度が $800^\circ C$ のとき、鍛造圧力の影響は鍛造温度が $1100^\circ C$ の場合に比較してやや大きく、とくに3から $5t/cm^2$ にかけての密度の上昇

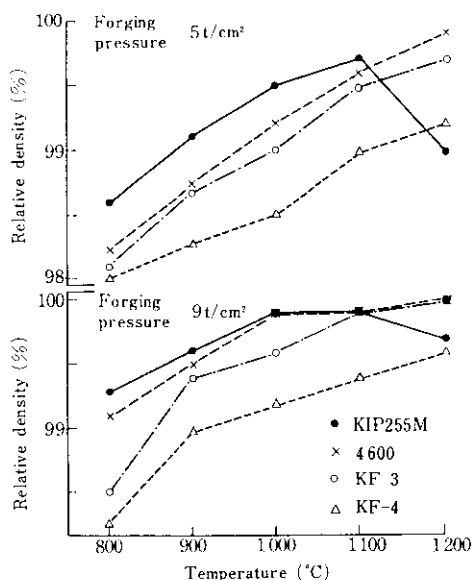


Fig. 1 Effect of forging temperature on the relative density of powder-forged steels ($0.4\% C$ add.)⁵⁶⁾

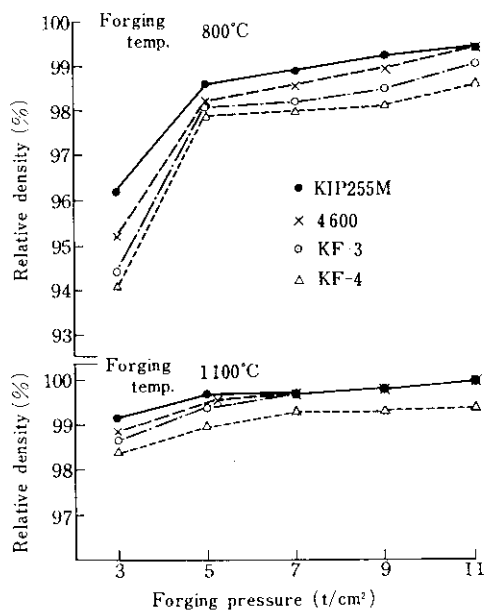


Fig. 2 Effect of forging pressure on the relative density of powder-forged steels ($0.4\% C$ add.)⁵⁶⁾

が著しいことが認められる。

もっとも高密度化される粉末は KIP255M であり、以下4600鋼粉、KF-3、4の順に密度比が低い。この順序は冷間における圧縮性の傾向と

同じである。すなわち、鋼粉固有の変形抵抗が存在し、それによって圧縮性が冷間、熱間に関係なく決定されてしまうものと考えられる。この変形抵抗は鋼粉自体の硬さに支配され、硬さは前述したように、おもに化学組成で決まるといえる。

これらの結果をもとに、鍛造条件として鍛造鋼の密度比99%以上が得られる温度1100°C、圧力9t/cm²を用いることとした。

4. 焼結鍛造材の性質

4.1 実験方法

4.1.1 試験項目と使用鋼粉

Table 1に示した鋼粉を用い、ジョミニー試験を行って焼入性を検討した。機械的性質はKIP255M, 4600鋼粉およびKF-3, 4鋼粉を対象とし、引張と衝撃試験を行って調べた。さらに、KF-1, 3, 4, 100と110の5種類の鋼粉について連続冷却変態図を作成した。

4.1.2 試験片の準備

焼入性試験は0.2%Cと0.4%Cとについて実施した。0.2%CについてはTable 1の鋼粉に黒鉛粉を混合するか、または必要に応じて脱炭焼鈍を行って炭素量を調整し、0.4%Cについては鋼粉をそのまま用いるか、または黒鉛粉を混合して調整した。本試験の試験片が大きく、手持ちのプレス能力に限界があったので、ジョミニー試験片はとくにバケット鍛造法⁶¹⁾で作成した。すなわち、密度6.5g/cm³、寸法60φ×30mmの成形体を軟鋼パイプを用いて作った円筒容器に4段重ねに装入したのち、その上にダミープレート、黒鉛粉を乗せ、最後に排気孔を設けた蓋を溶接した素材を用意した。これを大気中で加熱、鍛造し40φmmの棒材に仕上げた。ひきつづき0.2%C材は925°C、0.4%Cは870°Cで焼ならしを行ったのち、ジョミニー試験片に削り出し加工した。

連続冷却変態(C.C.T.)曲線の測定用試料は、ジョミニー試験終了後の材料より削り出して用いた。この試験片は3φ×10mmの寸法とし、0.4%C

の材料を使用した。

機械的性質の測定用試験片は、200t油圧プレスを用い、0.2%Cと0.4%Cの2種類を次の条件で作成した。まず密度6.5g/cm³、寸法14W×119L×20Hmmの成形体をH₂中で1000°C、1hr加熱、焼結した。このプレフォームを用い、前述の鋼粉の熱間圧縮性試験で得られた結果をもとに、Ar+3% H₂中、1100°Cに誘導加熱したのち、寸法15W×120Lmmの金型を用い圧力9t/cm²で鍛造した。鍛造後の試料はベアライト中で徐冷し、その後0.2%Cは925°C、0.4%Cについては845°Cで1hrの焼ならし処理を施した。焼入れは0.2%Cは850°C、0.4%Cについては830°Cにそれぞれ30min間保持したのち、油冷で行った。これらの素材から、JIS4号に準拠して平行部8φmmの試験片と2mmVノッチシャルピー衝撃試験片とを機械加工で削り出した。

4.1.3 試験方法

ジョミニー試験は0.2%Cは925°C、0.4%Cについては845°Cから、JIS-G0561に従って、一端焼入れして行った。C.C.T.曲線は全自動変態記録装置Formastor-Fを用いた変態温度の測定結果と、硬さおよび組織の観察結果とから解析、作図した。衝撃試験は室温で行った。

4.2 実験結果

4.2.1 焼入性

Fig. 3にKF-1, 2, 3および4を原料鋼粉とした0.2%C焼結鍛造鋼のジョミニー曲線を示した。Mn含有量の少ないKF-1と2の焼入硬化深度はきわめて浅い。Fig. 4およびFig. 5は炭素量が0.4%のMn-Ni-Cr-Mo系およびMn-Cr-Mo系焼結鍛造鋼のジョミニー曲線である。両図で珪素量の多いKF-51と52の焼入性が劣る以外は、いずれもすぐれた焼入性を示している。とくにKF-43の焼入性がすぐれており、JISのSCM4HのHバンド上限値を上廻っている。Fig. 6にKF-3, 4, 100および110の0.4%C鍛造鋼のジョミニー曲線を示したが、Ni, Cuの添加によって、焼入硬化深度が一段と深くなることが認めら

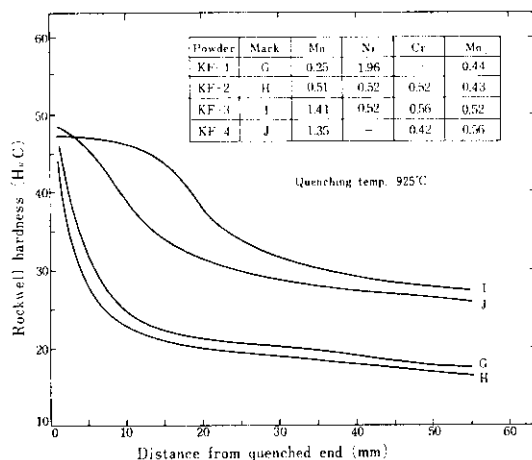


Fig. 3 Jominy curves of 0.2%C powder-forged steels³⁹⁾

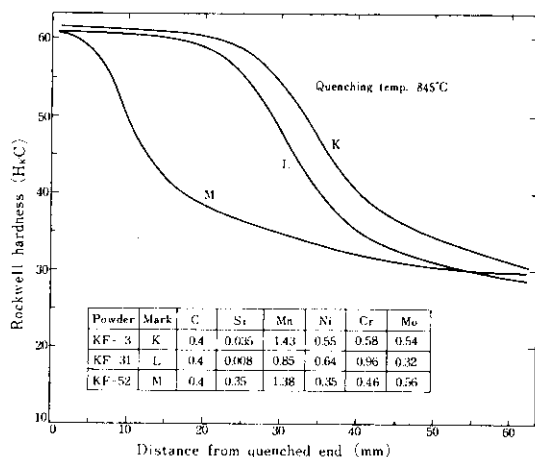


Fig. 4 Jominy curves of 0.4%C-Mn-Ni-Cr-Mo type powder-forged steels³⁹⁾

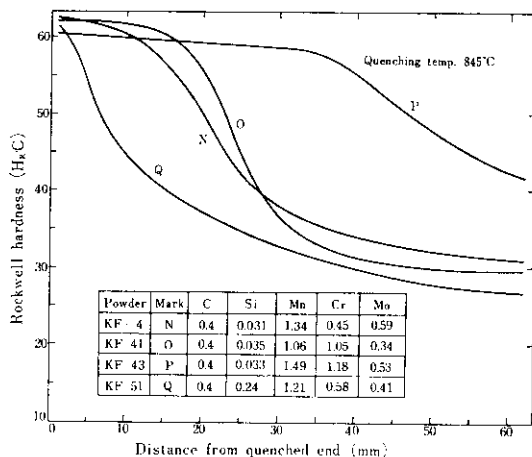


Fig. 5 Jominy curves of 0.4%C-Mn-Cr-Mo type powder-forged steels³⁹⁾

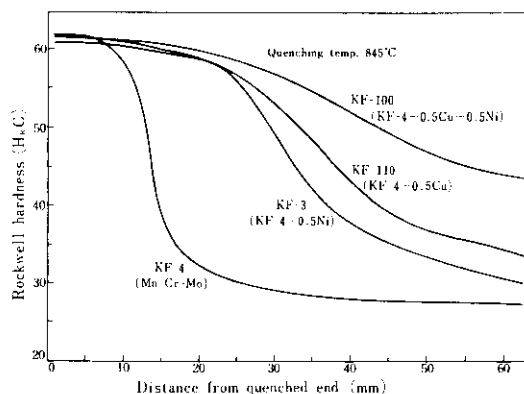


Fig. 6 Effect of Ni and Cu on hardenability of 0.4%C powder-forged steels^{39,57)}

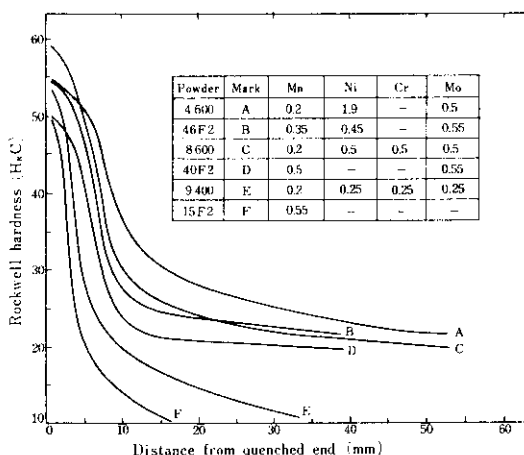


Fig. 7 Jominy curves of 0.4%C powder-forged steels made from commercial alloy steel powders²⁶⁾

れる。これに対して、市販鋼粉を原料とした鍛造鋼の焼入性²⁶⁾は Fig. 7 に示すように、Cを0.4%も含有するにもかかわらずいずれも不十分である。この原因は Mn, Cr の合金量が少ないことに起因すると考えられる。

4.2.2 連続冷却変態曲線

Fig. 8~12 に KF-1, 3, 4, 100 および 110 の 0.4%C 鍛造鋼の C.C.T. 曲線を示した。4600 鋼粉の曲線はもっとも短時間側に位置し、ついで KF-4, 3, 110 それに 100 の順に長時間側に移動している。この傾向は Fig. 6 に示したジョミニ試験結果と一致している。Photo. 1, 2 に

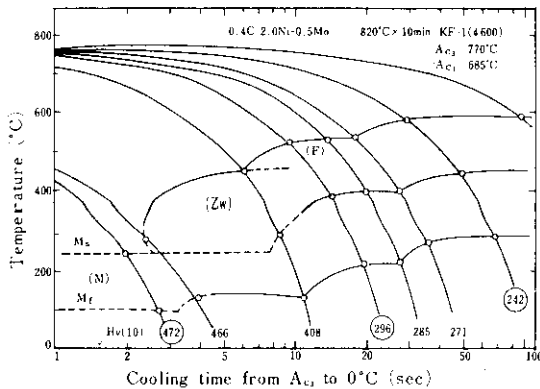


Fig. 8 C.C.T. curve of 0.4%C powder-forged steel made from 4600 (KF-1) alloy steel powder⁵⁷⁾

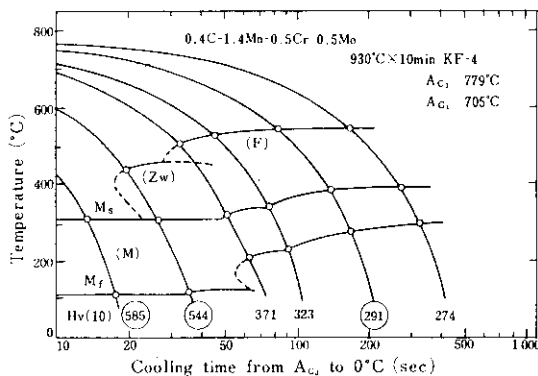


Fig. 9 C.C.T. curve of 0.4%C powder-forged steel made from Mn-Cr-Mo (KF-4) alloy steel powder⁵⁷⁾

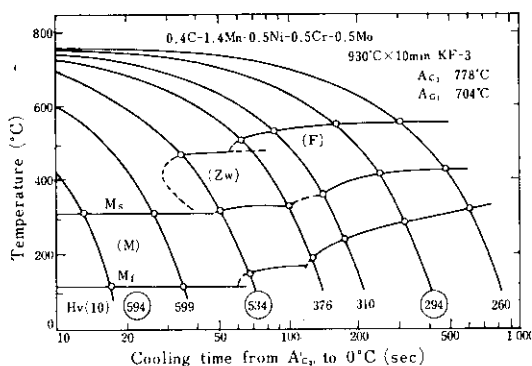


Fig. 10 C.C.T. curve of 0.4%C powder-forged steel made from Mn-Ni-Cr-Mo (KF-3) alloy steel powder⁵⁷⁾

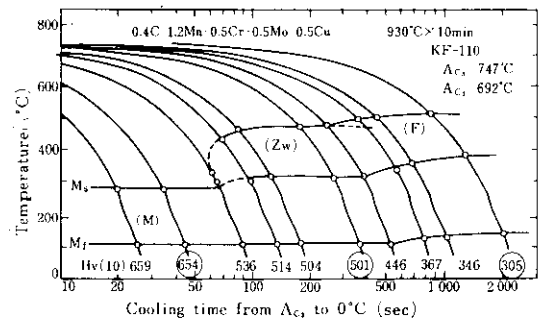


Fig. 11 C.C.T. curve of 0.4%C powder-forged steel made from Mn-Cr-Mo-Cu (KF-110) alloy steel powder⁵⁷⁾

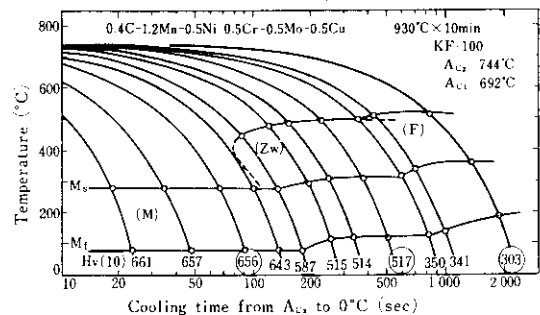


Fig. 12 C.C.T. curve of 0.4%C powder-forged steel made from Mn-Ni-Cr-Mo-Cu (KF-100) alloy steel powder⁵⁷⁾

C.C.T. 曲線の中で硬さに丸印を付した試料の顕微鏡組織を示した。4600鋼粉は相対的に硬さが低く、焼入性に劣ることが明瞭に確認できる。なお、硬さが $H_v(10)=296$ の試料では、残留オーステナイトが観察される。Cu を合金した KF-100 や 110 の急冷組織は KF-3 や 4 に比べてやや細かく、かつ硬さが高い。また、硬さが $H_v(10)=300$ 前後の組織は、Cu 無添加の KF-3 および 4 と比べてかなり異なっている。すなわち、フェライト結晶粒が細かいため見分けが付きにくく、全体にソルバイト状の微細組織を呈している。

4・2・3 機械的性質

Fig. 13 から Fig. 16 まで、KIP255M, 4600 鋼粉および KF-3 鋼粉を原料とした 0.2%C および 0.4%C 鍛造鋼の引張強さと伸び、絞り、衝撃

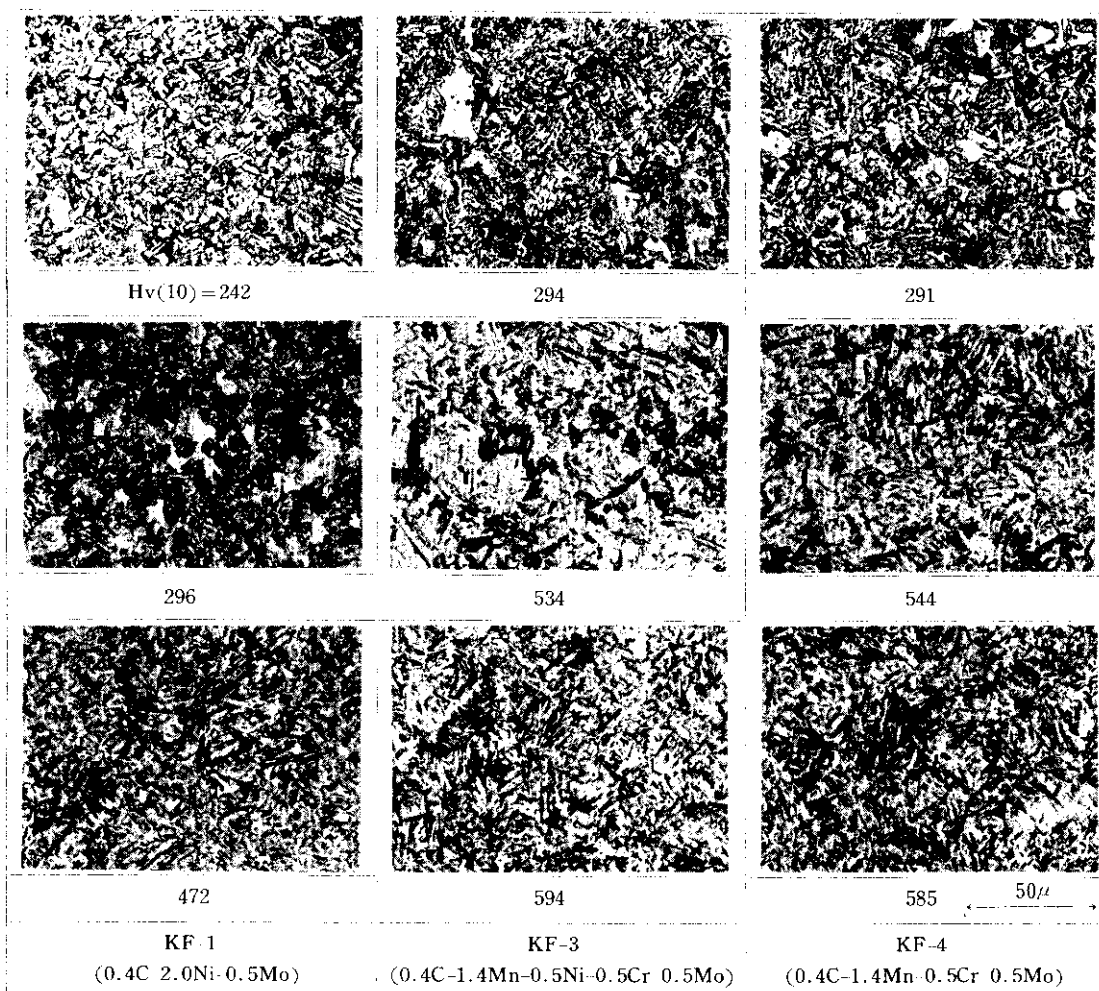


Photo. 1 Microstructures by C.C.T. of Ni-Mo, Mn-Ni-Cr-Mo and Mn-Cr-Mo type 0.4%C powder-forged steels²⁷⁾

値および硬さに与える焼もどし温度の影響をそれぞれ示した。これらの図から、焼もどし温度を高くするに従って、引張強さと硬さは低下し、伸び、絞りと衝撃値などのじん性が回復することが認められる。また、引張強さと硬さはKF-3の0.2, 0.4%Cと4600鋼粉の0.4%Cが相対的に高く、逆に伸び、絞りなどのじん性が低い。さらに、4600鋼粉は0.2%Cと0.4%Cで機械的性質の差が大きいことが欠点として認められる。なお、4600鋼粉の0.4%C鍛造鋼の引張強さと伸びはKF-3の0.2%Cのそれに近い値を示した。

4・2・4 顕微鏡組織

Photo. 3, 4にそれぞれKF-3と4600鋼粉の0.2%Cおよび0.4%C鍛造材の顕微鏡組織を示した。これらの組織からも、4600鋼粉の焼入性がKF-3に比べて劣ることがわかる。とくに0.2%Cでは焼入れの状態でフェライトが観察され、全体に低炭素のソルバイト状組織を呈するなど、焼入性の不完全さが確認される。

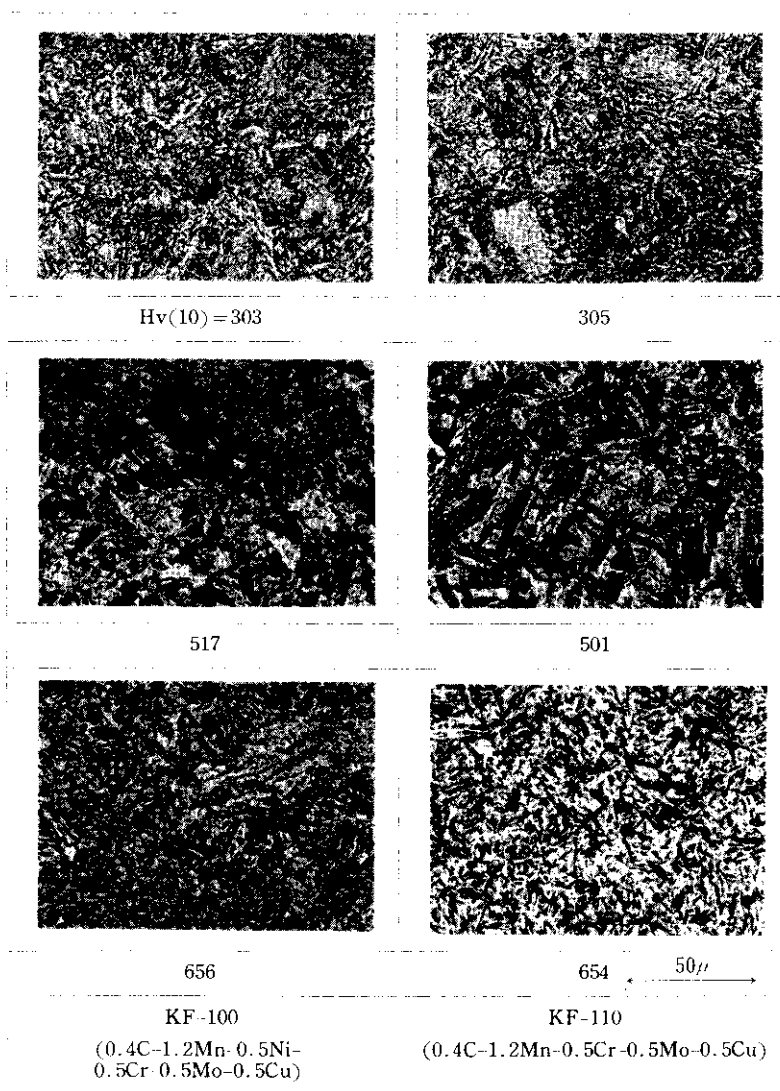


Photo. 2 Microstructures by C.C.T. of Mn-Ni-Cr-Mo-Cu and Mn-Cr-Mo-Cu type 0.4%C powder-forged steels³⁷⁾

5. 考 察

焼入性の定量的比較はジョミニー曲線から直接には行えない。そこで、0.4%C鍛造鋼での試験結果を用い、ロックウェルCスケールの値が45で与えられる焼入端からの距離（JH_RC45）を求め、これと化学組成をもとにした焼入性倍数から

計算して求めた理想臨界直径（ D_i ）との関係を調べた。その結果を Fig. 17 に示したが、両者の間には直線関係が認められた。ここではオーステナイト結晶粒度は No. 7 に、Cu の焼入性倍数は Si に等しいものと仮定した。図中、SCr4、SCM4 については当該成分材料の JIS の H バンド下限値を示した。つぎに、C.C.T. 曲線の臨界冷却速度の対数と JH_RC45 との関係を検討した。結果を

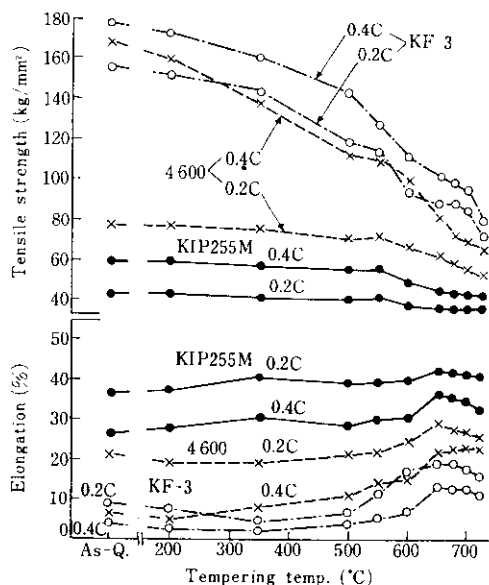


Fig. 13 Effect of tempering temperature on tensile strength and elongation of powder-forged steels⁵⁶⁾

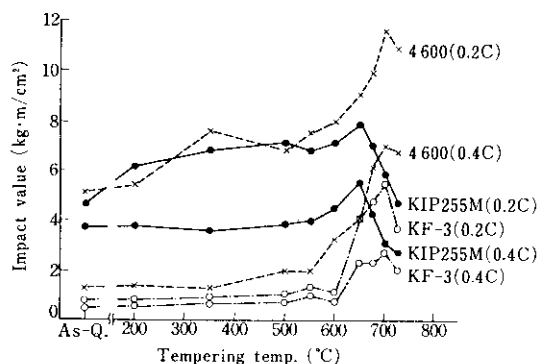


Fig. 15 Effect of tempering temperature on impact value of powder-forged steels (2mm V notch Charpy, 20°C)⁵⁶⁾

Fig. 18に示す。Fig. 17の場合と同様に直線関係が認められた。これらの事実から、0.4% C 鍛造鋼の焼入性の良否を JH_{RC45} で定量的に比較できることがわかった。この方法の妥当性は、0.4% C 丸棒材の中心部の焼入組織がマルテンサイト50%で占められた場合、その組織の硬さはロックウェルCスケールではほぼ45となり、しかもそのときの丸棒の直径を以って D_i を表示できる事実からも

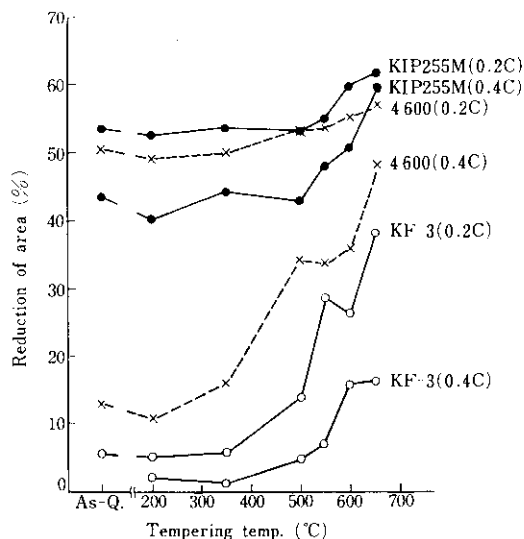


Fig. 14 Effect of tempering temperature on reduction of area of powder-forged steels⁵⁶⁾

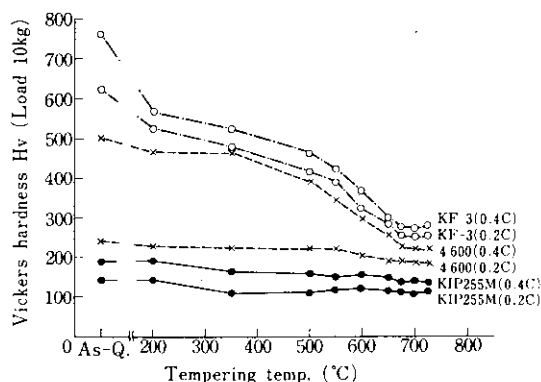


Fig. 16 Effect of tempering temperature on hardness of powder-forged steels⁵⁶⁾

説明できる。さて、Fig. 17 で焼入性を比較すると、4600鋼粉は溶製鋼材 SCr4 よりも劣り、逆に KF-3, 4, 100および110などは鋼材規格を十分満足した特性を具備した鋼粉であることがわかる。

つぎに、焼入性におよぼす Ni, Cu の効果について検討する。この両元素は鋅鉄の黒鉛化を促進する作用を持つことで知られているが、Mn, Cr

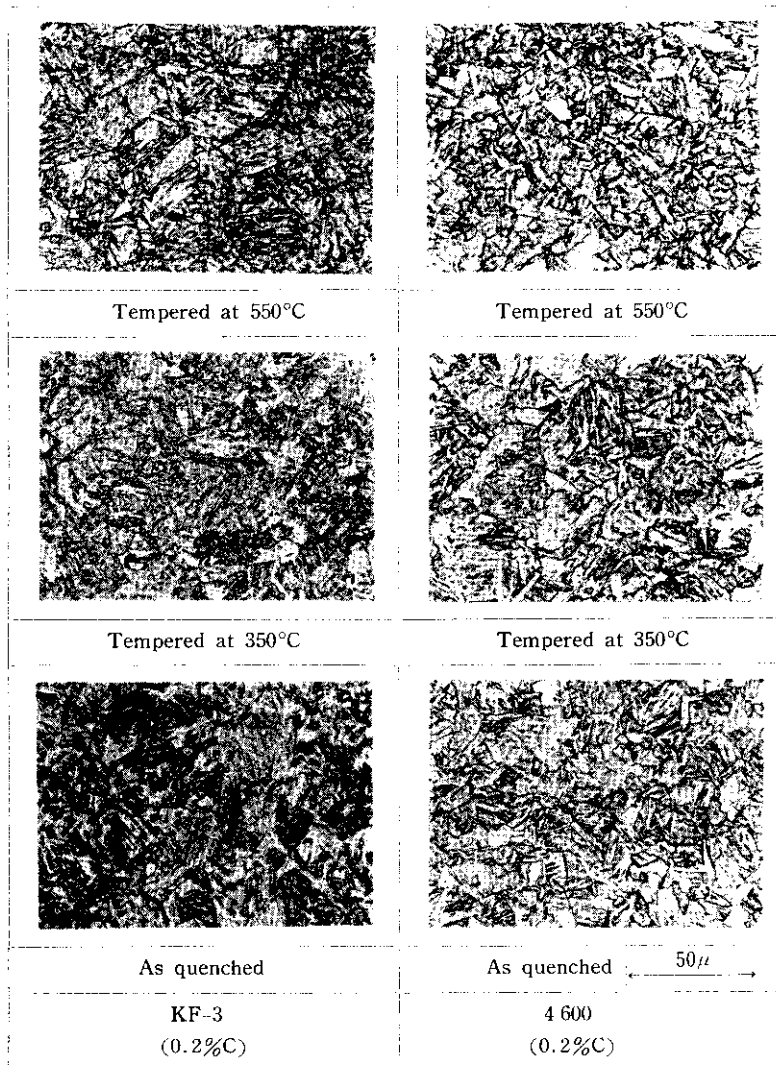
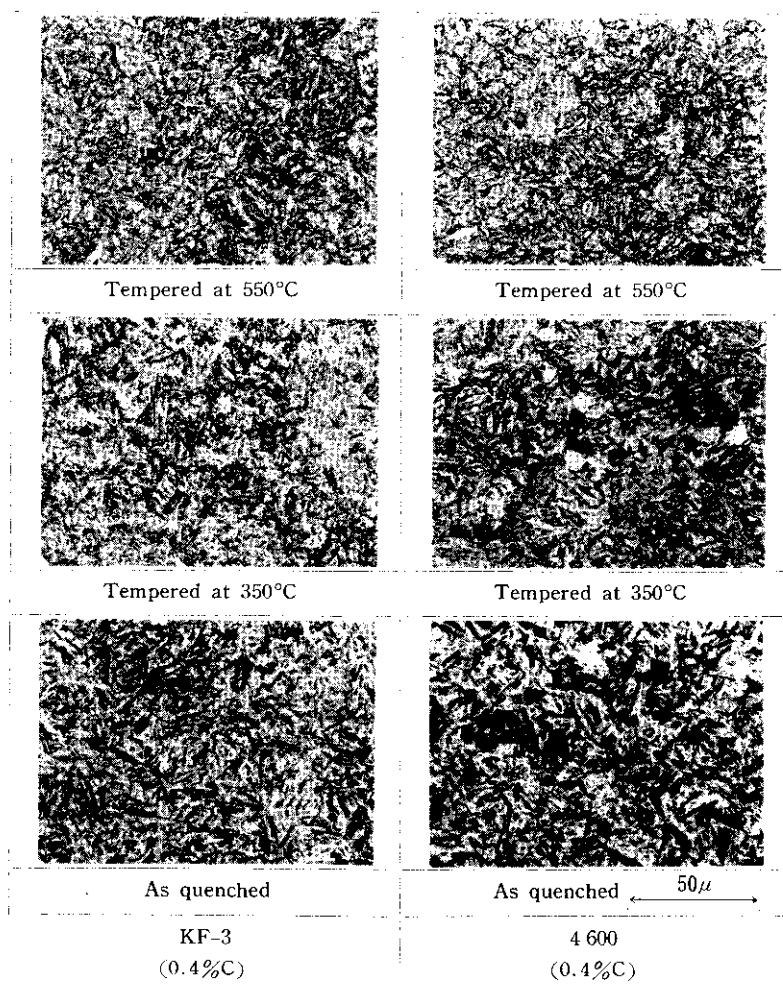
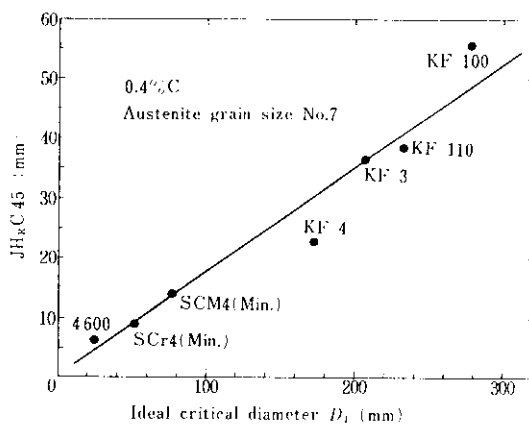
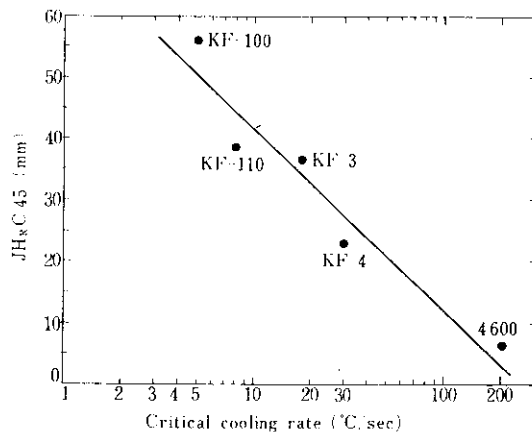


Photo. 3 Microstructures of 0.2%C powder-forged steels⁵⁶⁾

やMoなどの炭化物生成傾向の強い元素と同時に添加すると、Fig. 6で明らかなように焼入性が大幅に改善されることがわかった。しかし、NiとCuでは焼入性の効果に微妙な違いが認められる。KF-3はKF-4にNiを0.5%、KF-100はKF-3に、KF-110はKF-4にCuを0.5%それぞれ合金した組成であるが、これら鍛造材の焼入性についてFig. 17で比較すると、NiよりCuの方が焼入性に対する効果が強いようである。いま少し詳細に検討を行うと、次の事実が明らかとなる。

C.C.T. 曲線について Fig. 9と Fig. 10, Fig. 11と Fig. 12とを相互に比較すると、Niの添加により曲線全体がその形状を保ったまま冷却時間が長時間側に移行しているものの、マルテンサイトや中間組織の硬さはほとんど変化しないことがわかる。これに対し、Fig. 9と Fig. 11あるいは Fig. 10と Fig. 12との比較から、Cuの添加では曲線全体が長時間側に移行すると同時にフェライトの析出が抑制され、マルテンサイト自体の硬さも高くなることがわかる。すなわち、Ni

Photo. 4 Microstructures of 0.4%C powder-forged steels⁵⁶⁾Fig. 17 Correlation between D_1 and $JHRC45$ of 0.4%C powder-forged steelsFig. 18 Correlation between critical cooling rate and $JHRC45$ of 0.4%C powder-forged steels

に比べて Cu のほうが拡散変態を抑制する効果が強く、これが焼入硬化深度に強く影響をおよぼしているものと考えられる。通常、拡散変態では高温におけるオーステナイト粒界近傍の C がいったん粒内に向けて拡散し、その後炭素濃度の低下した粒界からフェライト結晶が析出するといわれている。したがって、Cu が何らかの理由により、高温オーステナイトの粒界近傍における C の拡散をより強く抑制しているためと考えられる。

つぎに、焼結鍛造鋼の機械的特性と焼入性に大きな影響をおよぼす因子として、とくに含有酸素の量が指摘できる。鋼材中の酸素は大部分が酸化物の形態で存在すると考えられるが、鋼粉を原料とする焼結鍛造鋼では酸素量の問題はより重大である。すなわち、Table 1 で明らかなように、焼結鍛造鋼中の酸素量は溶製鋼中のそれに比べ一桁以上多い。これはアトマイズ過程において、Mn や Cr などの焼入性を促進する金属固溶成分量が減じ、同時に酸化物系非金属介在物（以下介在物という）量が増加するためである。この介在物はアトマイズ生粉末の仕上還元あるいは焼結鍛造過程でいくぶん減少はするが、拡散変態の核としての作用が考えられ、前述の有効成分の減少と合わせて焼入性の大幅な劣化をひき起こす。介在物の存在状態の一例を Photo. 5, 6 に示す。いずれもジョミニ試験後の組織であるが、Photo. 5 は Si 無添加の、したがって酸素量の少ない鋼粉を原料としたものであり、Photo. 6 は Si あるいは Nb, Al, Ti, B など酸素との親和力が強い元素を合金した鋼粉を原料とした鍛造鋼である。このものは、写真から観察されるように長大な介在物が多数存在する。これら介在物の周囲にはフェライト結晶粒が多数認められ、介在物が拡散変態の核として作用するという前述の推考の根拠となるものである。なお、これらの長大な介在物はマンガンシリケートであることが確かめられた。Fig. 19⁵⁰⁾に焼結鍛造鋼の焼入性におよぼす酸素量の影響を示した。この図から酸素量の増加につれて、焼入性が直線的に劣化して行くことが認められる。

Table 3 に KIP255M, 4 600 鋼粉, KF-3 および 4 鋼粉とこれら粉末を原料とした 0.4% C 鍛造鋼の介在物の分析結果を示した。Mn 含有量の

多い KF-3 と 4 では全酸素量と MnO 量が鋼粉と鍛造鋼でほとんど変化していないことがわかる。しかし、FeO のような比較的還元されやすい介在物は大幅に減少していることが認められる。SiO₂ や Al₂O₃ なども鍛造過程ではほとんど還元が認められない。このほか、Mn と Si の共存ではそれぞれの酸化物よりも生成自由エネルギーの低いマンガンシリケートの生成が認められるなどの事実から、合金元素の添加とその量には細心の注意を払う必要がある。ここで意外な結果として、KF-3 と 4 の鋼粉には Cr が 0.5% 添加されているが、鍛造過程で Cr がほとんど酸化されないことが Table 3 から知り得る。今後、Cr の積極的な添加の示唆が得られた。

つぎに、4 600 鋼粉の 0.2% C と 0.4% C における機械的性質の差が大きい理由について考察する。原因の一つは鍛造材に含まれる炭素量が多く

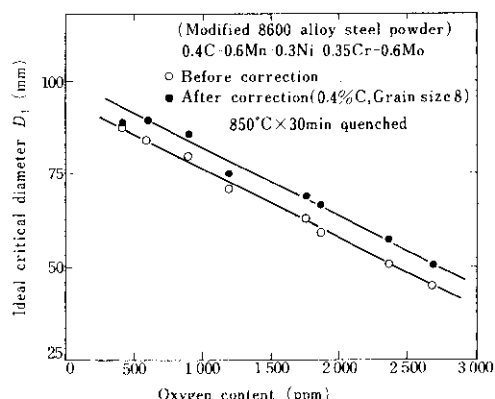


Fig. 19 Effect of oxygen content of raw powder on hardenability of powder-forged steel⁵⁰⁾

なると、モリブデン炭化物が生成しやすくなる⁴⁷⁾ためと、第2には高炭素ほど残留オーステナイトが生成しやすい⁴⁾ことにあって考えられる。4 600 鋼粉ではこの臨界炭素量が0.2~0.4%の範囲にあるため、Photo. 3, 4 の組織あるいは Fig. 13~16 の機械的特性値など材質的に不安定な面を持っていることが明らかとなった。

最後に、市販の 4 600 鋼粉と KF-3, 4, 100 および 110 について、それぞれの焼結鍛造材の機械的性質と焼入性を比較すると、Table 4 のよう

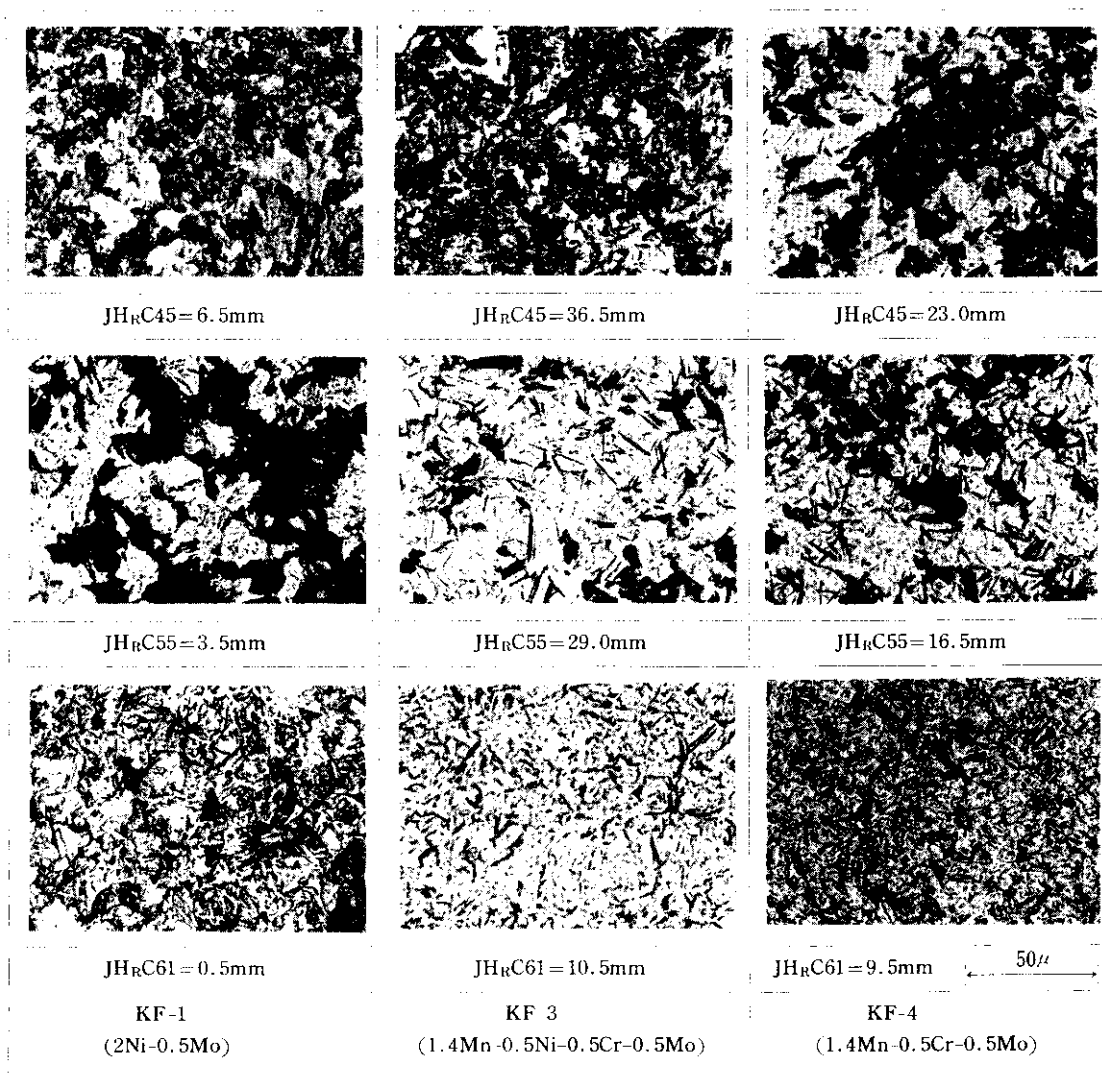
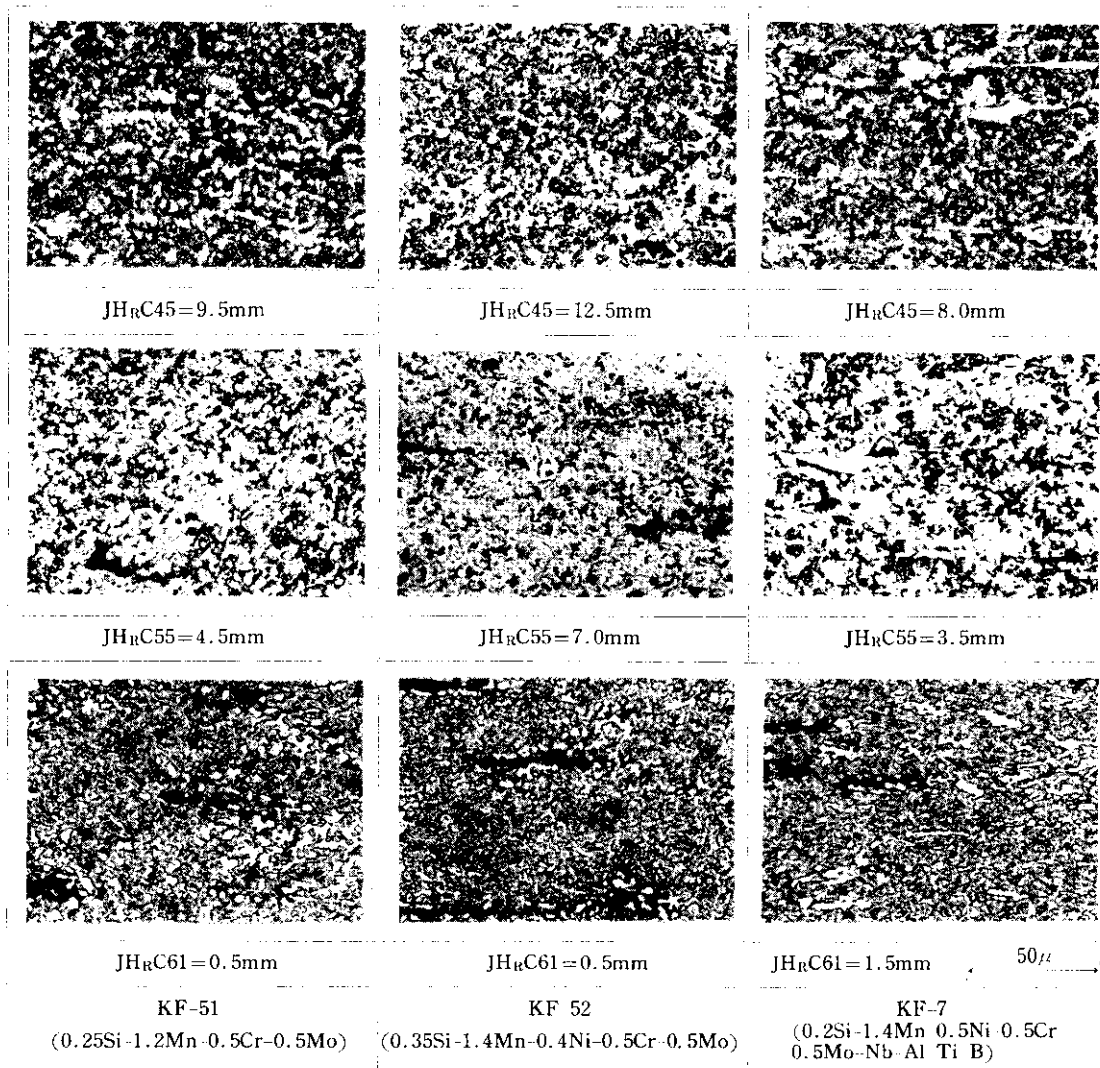


Photo. 5 Microstructures after Jominy test of Si free-0.4%C powder-forged steels³⁹⁾

にまとめられる。同時に溶製鋼の JIS も示したが、SCr4 と比較した場合、KF-3, 4 は引張強さや硬さなどの強度および焼入性は十分であるが、絞り、衝撃値などのじん性が劣っている。KF-100 と 110 も同様と推定される。いっぽう 4 600 鋼粉は他の鋼粉とは逆で、引張強さ、硬さ、焼入などに劣るが、伸び、絞り、衝撃値などじん性はすぐれている。なお、Table 4 に表示した衝撃値のうち、焼結鍛造材は 2 mm V ノッチ、JIS は 2 mm U ノッチである。しかし、いずれの

粉末も溶製鋼材の規格を十分に満足するに至っていない。ところが、焼結鍛造鋼のおもな適用対象とみなされている自動車などの部品では特殊な足まわり関係の部品を除いて、それほど衝撃値を重視せず、むしろ引張強さや硬さなどの強度と焼入性を重視する傾向にあるので、KF-3 や 4 は十分使用可能と思われる。

Photo. 6 Microstructures after Jominy test of Si add.-0.4%C powder-forged steels³⁹⁾Table 3 Chemical analysis of oxide inclusions⁵⁶⁾

(%)

Powder	Material	O _{total}	FeO	MnO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Cr ₂ O ₃
KIP255M	Powder	0.23	0.288	0.353	0.0352	0.0677	tr.
	0.4%C P/F steel	0.08	0.0163	0.0217	0.0349	0.0586	tr.
4 600	Powder	0.19	0.0833	0.0267	0.0163	0.0033	tr.
	0.4%C P/F steel	0.03	0.0187	0.0025	0.0135	tr.	tr.
KF-3	Powder	0.05	0.0456	0.140	0.0472	0.0070	0.0015
	0.4%C P/F steel	0.05	0.0060	0.141	0.0397	0.0067	0.0008
KF-4	Powder	0.09	0.0410	0.151	0.0218	0.0063	0.0009
	0.4%C P/F steel	0.08	0.0056	0.147	0.0209	0.0035	0.0008

P/F=Powder-forged

Table 4 Mechanical properties and hardenability of 0.4%C powder-forged steels

Material		Mechanical properties					Hardenability		
		Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Impact value (kg·m/cm ²)	Hardness (Hv(10))	Critical cooling rate (°C/sec)	JH _R C45 (mm)	Ideal critical diameter D _I (mm)
Powder-forged steel	KIP255M	46.8	32.7	59.9	5.7	156	—	—	—
	4 600	81.2	22.8	52.4	4.4	262	205	6.5	24
	K F- 3	101.7	15.6	16.5	2.5	288	18	36.5	206
	K F- 4	92.6	16.0	16.8	1.7	277	30	23.0	172
	K F-100	—	—	—	—	—	5	56.0	278
	K F-110	—	—	—	—	—	8	38.5	232
JIS G4104, 05-65	SCr 4	≥ 95	≥13	≥45	≥ 6*	269~ 321H _R	—	9**	51~105
	SCM 4	≥100	≥12	≥45	≥ 6*	285~ 341H _B	—	14**	76~215

(1) Test piece : JIS No. 4 for tensile test, JIS No. 4 (2mm V notch) for impact test

(2) Heat treatment : Quenching 830°C×30min O. Q.
Tempering 650°C×1hr A. C.

* JIS No. 3 (2mm U notch)

** Minimum value of H-band

6. ま と め

焼結鍛造法で製造される機械構成部品の材料と経済性に占める原料鋼粉の比重は大きい。したがって、鋼粉の製造過程と添加合金元素の双方について、十分な検討が必要である。原料鋼粉の材質については、鋼粉自体の加工性と焼結鍛造後における鍛造鋼の焼入性および機械的性質などが重視される。

本報は、このうちとくに焼入性を主眼としたアトマイズ低合金鋼粉の開発を行った。鋼粉は当社技術研究所で試作したものをを用い、比較には市販の4 600鋼粉とKIP255M鉄粉を用いた。鋼粉の熱間圧縮性および焼結鍛造鋼の焼入性、連続冷却変態、機械的性質と顕微鏡組織などを検討した。なお、焼結鍛造鋼の炭素量は肌焼鋼または調質鋼を対象とし、0.2または0.4%とした。

得られた結果をまとめると次のようになる。

- (1) 粉末間における熱間圧縮性の良否は冷間圧縮性の傾向と一致する。圧縮性の良否は主として、粉末中への炭素と合金成分の添加やその量によるものと考えられる。
- (2) 焼結鍛造鋼の密度比が、いずれの鋼粉にお

いても99%以上得られる条件は、鍛造温度1100°C、鍛造圧力9t/cm²である。

- (3) 鋼粉の組成をもとに計算した理想臨界直径とJH_RC45との間、およびC.C.T.曲線の臨界冷却速度の対数とJH_RC45との間に、それぞれ直線関係が認められることを明らかにした。これらの結果から、0.4%C鍛造鋼の焼入性の良否をジョミニー曲線のH_RC45の値で定量的に比較できることを説明した。
- (4) Mn-Cr-Mo系およびMn-Ni-Cr-Mo系鋼粉から作成された焼結鍛造鋼の焼入性は、市販粉末の場合に比べ、非常にすぐれており、溶製鋼SCr材またはSCM材に匹敵する特性を示すことが認められた。
- (5) 前述の鋼粉に、さらにCuを添加した鋼粉から作成された焼結鍛造鋼の焼入性は、一段とすぐれていた。この理由はC.C.T.の測定結果から、CuがCの拡散を抑制するためと推察された。なお、NiもCuと同様の効果を示すことが認められたが、その程度は弱い。
- (6) (4)の鋼粉に、さらにSiを添加した鋼粉から作成された焼結鍛造鋼の焼入性は、非常に劣っていた。この理由はMnとSiの共存により、難還元性の長大なマンガンシリケート系介在

物を生成し、これが拡散変態核として作用し、その結果、フェライト、パーライトが生成したためと推定された。もちろん、焼入性に対する有効マンガン量の減少もその理由の一つと考えられる。

(7) (4)の鋼粉を原料とした焼結鍛造鋼の機械的性質は、とくに引張強さと硬さにすぐれていたが、伸び、絞り、衝撃値などのじん性は劣ることがわかった。

(8) 市販粉末を原料とした焼結鍛造鋼の特性は、焼入性に加えて引張強さと硬さに劣り、逆にじん性にすぐれていることがわかった。ここでは、とくに4 600鋼粉では肌焼鋼と調質鋼との炭素量の範囲で、機械的性質が急激

に変化する臨界点が存在することがわかり、この現象について簡単な考察を加え、使用に際し特別の配慮の必要性を明らかにした。

(9) ここで開発したMn-Cr-Mo系およびMn-Ni-Cr-Mo系鋼粉は、じん性面にやや不十分な点は認められるが、焼入性や強度に一段とすぐれた特性をもつ。したがって、これら鋼粉を用いた焼結鍛造鋼の用途は自動車のコネクティングロッドなど、多数の部品には十分実用に供し得るものと考えられる。

おわりに、本研究を遂行するにあたり、ご協力をいただいた千葉製鉄所検査課の関係諸氏に感謝の意を表する。

参 考 文 献

- 1) 鎌田, 安藤, 早坂: 粉体粉末冶金協会昭44春季大会講演概要集, (1969), 24
- 2) 武谷, 早坂, 鎌田: 粉体粉末冶金協会昭44春季大会講演概要集, (1969), 26
- 3) 武谷, 早坂, 鎌田: 日立評論, 51 (1969) 2, 146
- 4) 鎌田, 安藤, 早坂: 日立評論, 52 (1970) 7, 79
- 5) 橋本, 牛谷, 積木: 粉体粉末冶金協会昭45春季大会講演概要集, (1970), 52
- 6) 橋本, 牛谷, 積木, 柴田: 粉体粉末冶金協会昭45秋季大会講演概要集, (1970), 54
- 7) G. W. Cull: Powder Met., 13 (1970) 26, 156
- 8) T. W. Pietrocini, D. A. Gustafson: Int. J. Powder Met., 6 (1970) 4, 19
- 9) T. Kawakita, Y. Nagasaka, M. Onoda, N. Kuroishi: Proc. 1971 Int. Conf. on Mech. Behav. of Materials Vol. I, (1971), 285
- 10) 橋本, 牛谷, 積木, 大杉: 粉体粉末冶金協会昭46春季大会講演概要集, (1971), 51
- 11) 栗野, 木村: 粉体粉末冶金協会昭46秋季大会講演概要集, (1971), 43
- 12) R. F. Halter: Mod. Devel. in Powder Met. Vol. 4, MPIF, (1971), 385
- 13) R. A. Huseby, M. A. Scheil: Mod. Devel. in Powder Met. Vol. 4, MPIF, (1971), 395
- 14) G. Lusa: Mod. Devel. in Powder Met. Vol. 4, MPIF, (1971), 425
- 15) Y. Ishimaru, Y. Saito, Y. Nishino: Mod. Devel. in Powder Met. Vol. 4, MPIF, (1971), 441
- 16) W. V. Knopp: 1970 Fall Powder Met. Conf. Proc., MPIF, (1971), 103
- 17) J. P. Cook: 1970 Fall Powder Met. Conf. Proc., MPIF, (1971), 237
- 18) K. A. Ridal, R. T. Cundill: Metallurgia & Metal Forming, 38 (1971) 8, 204
- 19) G. Bockstiegel, H. Olsen: 3rd European P/M Symp., Conf. Suppl. Part 1, (1972), 127
- 20) 栗野, 近藤, 木村: 粉体粉末冶金協会昭47秋季大会講演概要集, (1972), 85
- 21) K. H. Moyer: Prog. in Powder Met., Vol. 28, MPIF, (1972), 303, (1972 National Powder Met. Conf. Proc.)
- 22) P. C. Eloff, S. M. Kaufman: 1971 Fall Powder Met. Conf. Proc., MPIF, (1972), 5
- 23) Y. E. Smith, R. Pathak: 1971 Fall Powder Met. Conf. Proc., MPIF, (1972), 19
- 24) K. V. Smith: 1971 Fall Powder Met. Conf. Proc., MPIF, (1972), 35
- 25) K. H. Moyer: 1971 Fall Powder Met. Conf. Proc., MPIF, (1972), 53
- 26) R. A. Huseby, C. J. Lomdgraf: 1971 Fall Powder Met. Conf. Proc., MPIF, (1972), 137

- 27) N. Dautzenberg, J. Hewing : 3rd European P/M Symp., Conf. Suppl. Part 1, (1972), 173
- 28) C. Durdaller : Metal Prog., 101 (1972) 4, 44
- 29) J. Niessen, G. Zapf : Zeitschrift für Werkstofftechnik, 3 (1972) 8, 420
- 30) R. Davies, J. B. Marx : Proc. Intern. Machine Tool Design Res. Conf. 13th, (1973), 463
- 31) F. T. Lally, I. J. Toth : New Perspect. in Powder Met. Vol. 6, Forging of Powder Met. Pref., MPIF, (1973), 103
- 32) S. M. Kaufman, S. Mocarski : New Prospect. in Powder Met. Vol. 6, Forging of Powder Met. Pref., MPIF, (1973), 131
- 33) R. T. Cundill, E. Marsh, K. A. Ridal : New Perspect. in Powder Met. Vol. 6, Forging of Powder Met. Pref., MPIF, (1973), 175
- 34) W. V. Knopp : New Perspect. in Powder Met. Vol. 6, Forging of Powder Met. Pref., MPIF, (1973), 205
- 35) R. B. Bargainnier, J. S. Hirschhorn : New Perspect. in Powder Met. Vol. 6, Forging of Powder Met. Pref., MPIF, (1973), 229
- 36) J. Niessen : New Perspect. in Powder Met. Vol. 6, Forging of Powder Met. Pref., MPIF, (1973), 357
- 37) 森岡, 梶永, 桜田, 伊藤 : 粉体粉末冶金協会昭48秋季大会講演概要集, (1973), 107
- 38) 森岡, 新田, 梶永, 桜田, 伊藤 : 粉体粉末冶金協会昭48秋季大会講演概要集, (1973), 110
- 39) 梶永, 桜田, 森岡, 新田, 伊藤 : 粉体粉末冶金協会昭48秋季大会講演概要集, (1973), 113
- 40) 梶永, 桜田, 森岡, 伊藤 : 粉体粉末冶金協会昭48秋季大会講演概要集, (1973), 116
- 41) T. J. Griffiths, W. Jones, M. Lundregan, M. B. Bassett : Powder Met., 17 (1974) 33, 140
- 42) H. A. Kuhn, C. L. Downey : Int. J. Powder Met & Powder Tech., 10 (1974) 1, 59
- 43) H. L. Gaigher, A. Lawley : Int. J. Powder Met. & Powder Tech., 10 (1974) 1, 21
- 44) S. J. Donachie, N. L. Church : Int. J. Powder Met & Powder Tech., 10 (1974) 1, 33
- 45) G. Bockstiegel, U. Björk : Powder Met., 17 (1974) 33, 126
- 46) G. T. Brown : Metallurgia & Metal Forming, 41 (1974) 7, 172
- 47) G. T. Brown : Powder Met., 17 (1974) 33, 103
- 48) K. H. Moyer : Mod. Devel. in Powder Met. Vol. 7, MPIF, (1974), 235
- 49) F. A. Badia, F. W. Heck, J. H. Tunderman : Mod. Devel. in Powder Met. Vol. 7, MPIF, (1974), 255
- 50) P. Lindskog, S. E. Grek : Mod. Devel. in Powder Met. Vol. 7, MPIF, (1974), 285
- 51) S. Mocarski : Mod. Devel. in Powder Met. Vol. 7, MPIF, (1974), 303
- 52) K. Morimoto, K. Ogata, T. Yamamura, T. Yukawa, T. Saga, N. Yamada, N. Sekiguchi : Mod. Devel. in Powder Met. Vol. 7, MPIF, (1974), 323
- 53) S. J. Donachie : Mod. Devel. in Powder Met. Vol. 7, MPIF, (1974), 341
- 54) P. L. Stockl, H. W. Antes : Mod. Devel. in Powder Met. Vol. 7, MPIF, (1974), 359
- 55) C. Tsumuki, I. Niimi, K. Hashimoto, T. Suzuki, T. Inukai, K. Ushitani, O. Yoshihara : Mod. Devel. in Powder Met. Vol. 7, MPIF, (1974), 385
- 56) 森岡, 梶永, 新田, 伊藤, 桜田 : 粉体粉末冶金協会昭49秋季大会講演概要集, (1974), 28
- 57) 梶永, 桜田, 森岡, 新田, 伊藤 : 粉体粉末冶金協会昭49秋季大会講演概要集, (1974), 54
- 58) H. W. Antes, P. L. Stockl : Powder Met., 17 (1974) 33, 178
- 59) G. T. Brown, J. A. Steed : Powder Met., 17 (1974) 33, 157
- 60) 市原 : 粉協焼結金属分科会, 鉄系焼結材の強度向上に関するシンポジウム講演概要集, (1972), 1
- 61) 梶永, 森岡, 新田, 桜田, 伊藤 : 粉体粉末冶金協会昭49春季大会講演概要集, (1974), 102