

金材技研

1969

科学技術庁

ニエース

金属材料技術研究所

NO. 9

金 属 粉 末 の 製 造

粉末冶金法はその量産性と低コストの面から多くの工業分野で古くから注目されていたが、最近、自動車部品を製造する1つの方法として、その特徴と利点に着目され、実用化のための研究が進められるようになった。自動車部品では、従来からされてきた焼結製品よりも密度が高く、強さの大きいことが要求され、それと同時に大型部品を開発することが必要である。このような要求を満足するためには高圧成形、高温焼結の技術が必要であり、大型部品を製造するための新しい高温加工法が開発されなければならないが、それと同時に圧縮、成形性ならびに焼結性のすぐれた粉末が安価に供給されることが重要である。

製造冶金研究部、粉末冶金研究室では圧縮成形性のすぐれた粉末を製造する方法として単体粉末あるいは合金粉末を比較的容易に製造できる噴霧法に着目し、ここ数年来研究を行いガスおよび水噴霧装置（特許第552253号）を開発した。本法による粉末の製造の諸条件、すなわち、溶湯温度、溶湯の表面張力、溶湯流断面面積、噴霧媒の速度、流量などが生成粉末の性状に与える影響について詳細に検討し、圧縮、成形性のすぐれた鉄系、銅系合金粉末を製造する場合の製造条件を確立した。図は流量を一定としたときの噴霧媒の速度が生成粉末の粒度分布に与える影響をみたものである。図にみるように噴霧媒速度が早いほど粒度分布は微粒側に移行している。また、生成粉末の形状は、粉化時の溶湯温度が低く、噴霧媒速度が早く、流量が多いほど不規則形状化し、見掛け密度

は低くなり、粉末内部は密となっているのが特徴である。

本法によって製造した鉄粉末は圧縮、成形性がすぐれており、たとえば、成形圧力 5ton/cm^2 で圧粉体密度 7.1g/cc 、これを焼結後再圧縮すると焼結密度 7.4g/cc に達する、これらの性質は他の製造法による鉄粉と比較してはるかにすぐれており、高密度用鉄粉として脚光を浴びている。また、Fe-Cu 合金粉は焼結過程において従来の混合粉にみられるような複雑な寸法変化を示さず、機械的性質も溶浸法と同一かあるいはそれ以上の強度のものが得られるので、今後、Fe-Cu-C 系の焼結部品の製造には広く実用されることになる。

現在、当研究室で開発した液体噴霧装置を用い、銅系合金粉末が製造され、また鉄系合金粉末についても実用化のための準備が着々と進められ、本年中には本法により多くの鋼種の鉄系合金粉末が市販されることになる。

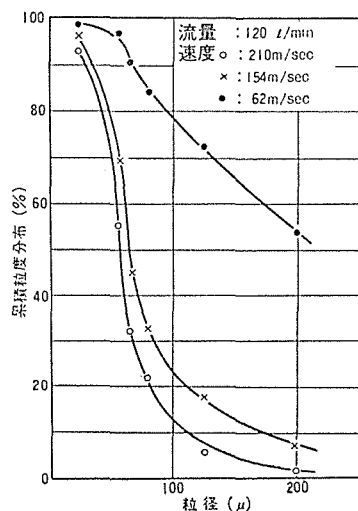


図 噴霧媒の速度が生成粉末の粒度分布に与える影響

クリープデータシート作成の現況

材料試験部では、クリープ試験設備の整備を、本年3月をもって完了したが、すでに、昭和41年度に火力発電用材料を中心とした11種、昭和42年度に化学工業用材料を中心とした6種と原子炉(高速増殖炉)用材料を1種、および昭和43年度にガスタービン用材料を中心とした6種、すなわち、板材4種、管材10種、鍛圧材4種、鋳造品1種、およびガスタービンのロータやブレード材としての耐熱合金5種、合計24種類の高温用国産材料について、クリープデータシート作成計画にしたがって、試験作業を進めている。

材料の選択は、昨年度までは、火力発電用、原子力発電用、化学工業用、ガスタービン用というように進めてきたが、今後は、“近い将来実用されと考えられる材料”や“新しく規格化された材料”についても、積極的に取り上げて試験をすることにした。このような見地から本年度は、日本鉄鋼協会クリープ委員会からの要望を考慮して、表1に示すように、5種類の材料を取り上げた。

一方、ボイラ、過熱器および熱交換器用の管として使用される1Cr-1/2Mo、1 1/4Cr-1/2Mo および、2 1/4Cr-1Mo鋼ならびに18Cr-8Ni、18Cr-10Ni-Tiおよび16Cr-13Ni-3Mo鋼について、約3,000~10,000時間までのクリープ破断データが得られたのを機会に、本年6月“金材技研クリープデータシート懇談会”を開催して、これら6鋼種についての破断予定10万時間までの試験応力などについて、種々の意見の交換を行なっ

た。これらに基づいて、本年7月1日の当所創立記念日を期して、これら6鋼種の500本を越える試験片について、1万~10万時間破断目標(昭和56年頃破断の予定)の試験が本格的に開始された。

ここに示した図1および図2は、現在までに得られた約1万時間までの破断データから、各応力レベルの破断時間の外挿値を、Larson-Miller法によって推定して、プロットしたものの例である。これらの結果から、各管材の破断強さは、同一規格の製品であっても、それぞれの製造履歴によって大きく左右されることや、Cr-Mo系3鋼種では、温度が高くなるほど、また寿命時間が長くなるほど、その影響が消えて行くことなどがわかる。

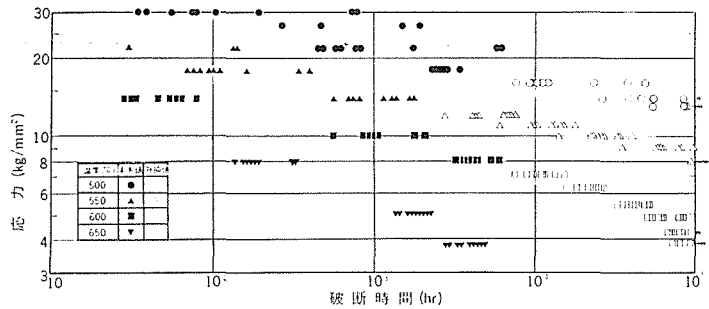


図1 2 1/4Cr-1Mo鋼(STBA24)の実測値 Larson-Miller法による外挿値

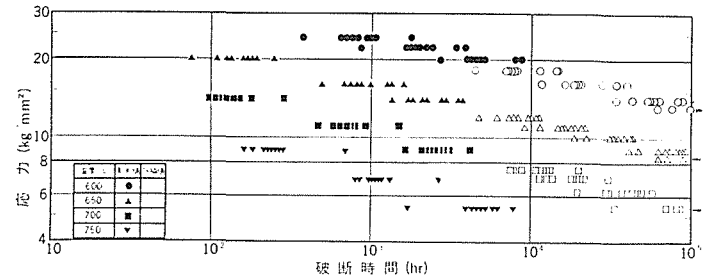


図2 16Cr-13Ni-3Mo鋼(SUS32HTB)の実測値とLarson-Miller法による外挿値

表1 データシート作成材料表-昭和44年度着手するもの)

材 料 名	主 要 成 分	クリープ破断試験温度 (°C)	用 途 と 形 状(mm)
ASTM A387C	1.25%Cr, 0.5%Mo, Si	500, 550, 600	} 圧力容器用鋼板 t230 ボイラ熱交換器用鋼管 50.8φ×8t タービンケーシング(厚物) 鋳物 化学工業用管または板
JIS, SPV46または50	0.18≥C, 0.45%≥Ceq.	400, 450, 500	
ASTM A213T2	0.5%Cr, 0.5%Mo	450, 500, 550	
1Cr-1Mo-1/4V鋳鋼	1%Cr, 1%Mo, 0.25%V	450, 500, 550, 600	
Incoloy 800	30%Ni, 20%Cr, 0.4%Al, 0.4%Ti, 残Fe	800, 850, 900, 1000	

炭素濃度の異なる 304, 316 系鋼のクリープ破断特性について

高速炉用ステンレス鋼の研究

高速炉用燃料被覆管には、すぐれた高温強さと加工性が要求され、オーステナイトステンレス鋼 AISI304 (19Cr-11Ni), 316 (17Cr-14Ni-2.5Mo) 材料の使用が考えられているが、燃料被覆管に対し、燃料その他の材料から、炭素の移行が生じる場合、この材料の高温強さにおよぼす炭素の影響が問題とされている。

すなわち 1150°C で溶体化処理した 0.42% までの種々の C 量を含む 304 系, 316 系オーステナイト鋼について 600°C~800°C の数千時間までのクリープ破断特性を求めた。図 1 は 304 系鋼の 700°C における応力-破断時間曲線で C 含量 0.006% から 0.21% までは C 量の増すにつれ、破断応力は増大するとともに曲線の勾配はゆるやかになるが、それ以上の C 量では逆に破断応力は低下し曲線の勾配が増加する。

図 2 は 600°, 700°, 800°C の 10,000hr クリープ破断応力におよぼす C の影響を示したもので、いずれもほぼ 0.2% C 付近に極大が見られ、304 系および 316 系鋼の 1150°C における C の固溶量約 0.2% と一致する。図 1 および 2 に示すこれらの挙動は C の固溶強化、析出強化および Mo の固溶強化から説明される。すなわち、時効硬化性、加熱による格子定数の変化、耐再結晶軟化性および顕微鏡組織の検討から C 量約 0.2% までは C 量の増すにつれ、微細な数多くの析出物が生成する。加熱時間および温度が同じ場合、C 量の多いものほど素地中に固溶している C 量は多いが、C 量が 0.2% より多くなり溶体化処理状態で残留炭化物が存在するようになると、その周辺での析出が顕著になり、析出物の凝集成長と固溶 C 濃度の急速な低下による固溶強化の劣化をもたらし、過時効現象を示す。両鋼種とも析出強化と固溶強化の効果が C 約 0.2% でもっとも発揮されるものと考えられる。また 316 系鋼にあっては、0.1% の C を含む Mo_{23}C_6 析出による素地の固溶濃度の低下は約 0.2~0.25% 程度と考えられ、Mo の固溶強化の効果は高温長時間加熱後も保持される。

写真 1 (a)~(c) は 700°C でクリープ破断した S-2 (0.06% C), S-4 (0.21% C), S-5 (0.32% C) の組織で、クリープ破断時間は同一ではないが、0.2% C

付近で析出物は数多く微細に分布し、クリープ破断強さの極大がこの C 量付近で得られることが組織の上から理解されよう。

また両鋼種とも 600°C~800°C では粒界で破断するが、破断時間がほぼ同じ場合 C 量約 0.2% 付近に破断伸びの極小がみられ、700°C ではいずれも 4% 以下であり、切欠弱化の懸念があることは注意しなければならない。316 系鋼は 304 系鋼に比べ破断伸びがすぐれており、さらに溶体化温度を 1200°C に高めれば、最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_{\min}$ は低下し、クリープ破断強さの最大値は高 C 側にずれるが、破断強さ改善の効果は顕著には認められず、靱性の劣化が著しい。したがって 304 系および 316 系鋼を耐熱鋼として用いる場合 C 量は約 0.2%, 溶体化温度は 1150°C が限度と考えられる。

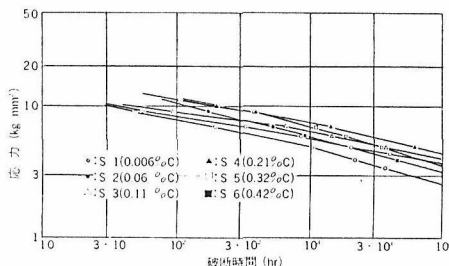
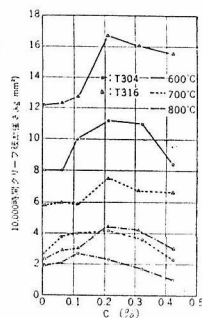


図 1 700°C における 304 系オーステナイト鋼の応力破断時間におよぼす C の影響

図 2 304, 316 系鋼の 10,000 時間破断強さにおよぼす C の影響



(a) 4.5kg/mm², 3993 hr (c) 5kg/mm², 3424 hr
(b) 5kg/mm², 6085 hr

写真 1 700°C でクリープ破断した S-2, S-4, S-5 試料の組織

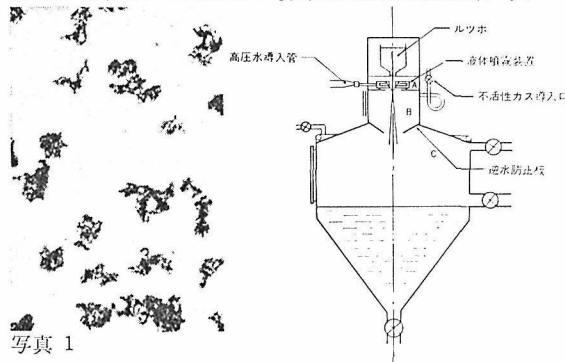
特 許 紹 介

液体噴霧装置 公 告 昭43年3月8日
 公告番号 昭43—6389号
 特 許 第562253号

この発明は、低融点および高融点金属粉末を高速流体により連続的に大量に製造する装置であり、ルツボ内で溶解した溶湯をルツボ下部より取出し、この細流を噴霧ノズルより得た水流ジェットによって飛散させ粉末化する。

図1はアトマイザーの概略の構造を示すもので、高圧ポンプより送られた高圧水は、導入管より特殊な構造を有する本発明液体噴霧装置に入り、円錐形の水ジェットを構成する。噴霧タンクは、A、BおよびC室に分れ、B室とC室との境界に逆水防止板を設け、逆水を防止することにより、タンクを小型化し、長時間連続的に粉化することができる。

この方法によれば、噴霧装置のノズルと流量の変化によって自由に粒度分布と粉末形態を調整できるので、異った用途の粉末冶金用金属粉末（写



真1) をつくることのできる。

被溶接物の表側と裏側との雰囲気圧力差による
 片面裏波溶接法 公 告 昭44年6月20日
 公告番号 昭44—13806号
 特 許 第552234号

片面溶接法は、裏側にて溶接金属の状態が不均一で、溶接欠陥を生じ易いので、裏あて（銅板・フラックスなど）を使用する心要があった。

本発明は、被溶接物の表側と裏側との雰囲気圧力差を生じさせることにより、溶落ちを防ぎ、裏あてを用いしないで安定な片面溶接ができる方法である。

図2は、本発明の概略の説明図である。容器内のガス流入量によって、圧力差を生じさせること及びこれを微調整することができる。溶接継手のすきまや、母板と容器の接触部からリークするガスの量だけを、つねに供給することにより、容器内の圧力を一定に保つ。

ガスは、CO₂、空気、N₂、O₂、Arなどを用いる。溶接中容器内の圧力微調整により、裏波ビードの余盛の形状寸法を制御することができる。本溶接法は、アーク溶接に限らず、電子ビーム溶接などの融接法に適用できる。

図 1

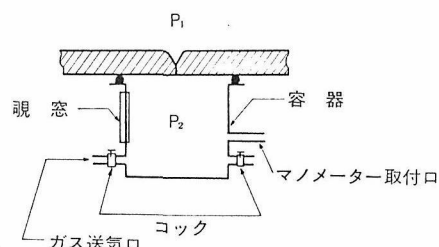


図 2

☆短 信☆

学位取得

○鉄鋼材料研究部特殊鉄鋼研究室河部義邦は「弱析出硬化型オーステナイト鋼の高温強度改善に関する研究」により6月10日付で東京工業大学から工学博士号を授与された。

○原子炉材料研究部主任研究官永田徳雄は「金属材料の高速変形に関する研究」により6月10日付

で東京工業大学から工学博士号を授与された。

○原子炉材料研究部長吉村 浩は「キューボラ操業の工程解析と操業管理方式の確立に関する研究」により7月1日付で大阪大学から工学博士号を授与された。

海外出張 ○伊藤伍郎科学研究官は第4回国際金屈腐食会議等出席のため9月7日に、また、前橋陽一室長は第36回国際鋳物会議等出席のため9月6日にそれぞれ欧州各国へ出張した。

通巻第129号

編集兼発行人 佐 々 木 武
 印 奥 村 印 刷 株 式 会 社
 東京都千代田区西神田 1—1—4

発 行 所 科学技術庁 金属材料技術研究所
 東京都目黒区中目黒2丁目3番12号
 電 話 目 黒 (719) 2271 (代表)
 郵 便 番 号 1 5 3