

Fe-25Cr-5Al 耐熱合金粉の爆発圧縮成形

論 文

高島 和希*・頓田 英機*・上野 學*²
虎石 龍雄*³・宮野 正晴*³

Explosive Compaction of Fe-25Cr-5Al Heat Resisting Alloy Powders

Kazuki TAKASHIMA, Hideki TONDA, Manabu UENO,
Tatsuo TORAISHI and Masaharu MIYANO

Synopsis :

Explosive compaction experiments have been performed on water atomized Fe-25Cr-5Al heat resisting alloy powders and an optimum compaction condition was determined. Compactions were made using cylindrically axi-symmetric direct method. The ratio of explosive mass to powder mass (E/M ratio) was changed from 2.75 to 4.5 to vary the compaction pressure and duration time. At E/M ratio less than 3.0, the center of the cylindrical compact was not consolidated. When E/M ratio was over 4.5, a hole and cracks were formed in the compact because of the convergence of the shock wave and the interference of the reflected waves. An optimum E/M ratio was determined between 3.5 and 4.0, where no cracks were formed in the compacts. The specific density ratio of the compact reached 98% under that conditions. Although the tensile strength of as-compacted material was 12 kgf/mm², the tensile strength was increased to 80 kgf/mm² by post sintering treatment. Oxidation behavior of the explosively compacted material was comparable to melted and forged material, and superior to conventionally sintered and hot pressed materials. Hardness of the explosively compacted material in the temperature range from 400°C to 1 000°C represented higher value than that of the melted and forged material. This result and the high tensile strength mentioned above suggested that the powder boundaries were strengthened by dispersed oxides crashed from the initial powder surface during explosive compaction.

Key words : powder metallurgy ; Fe base heat resisting alloy ; explosive compaction ; strength ; oxidation.

1. 緒 言

Fe-25Cr-5Al 合金では高温酸化性雰囲気において、表面に、Al₂O₃ の酸化保護皮膜を形成させることにより、高温における耐酸化特性を向上させているが¹⁾、高合金でありしかも合金元素に Al を含むために偏析が生じやすく、場合によつては耐酸化特性が劣化することがある²⁾。これを改善するためには、あらかじめ合金粉末を作製し、その後焼結加工する方法が考えられる。しかしながら高合金粉末であり、粉末自体が硬いため成形性が著しく悪く、通常の粉末冶金的手法により高密度な成形体を得ることは困難である²⁾。ホットプレスあるいは HIP を用いると高密度成形も可能であるが、設備および成形に莫大な費用を要し、Fe 基の安価であるという特徴を生かすことができなくなる。

ところで最近、粉末の高密度成形法として衝撃エネ

ギーを利用した成形法が注目を浴びている。この方法は衝撃波の通過による極短時間の超高压状態を利用して、粉末粒子間の接合を短時間のうちに行おうとするものである³⁾。したがってこの方法は、従来の粉末冶金技術では成形不可能なほど高硬度で、しかも粉末粒子間の結合力の弱い粉末同士でも高密度成形が行えるという特徴を有しており、超合金粉⁴⁾⁵⁾、セラミックス粉^{6)~8)}などの難焼結性粉末の成形に対してその適用が試みられている。またこの方法では粉末衝突時の断熱圧縮および摩擦による熱の発生が極部的かつ瞬時であるため、アモルファス粉末⁹⁾¹⁰⁾や急冷凝固粉末¹¹⁾¹²⁾の成形にもその適用が検討されている。この衝撃エネルギーを利用した圧縮成形法には大きく分けて、1)爆薬の爆発エネルギーを利用して飛翔板を高速に加速し、それを粉末に衝突させて成形を行う方法(間接成形法)と、2)粉末を入れた容器のまわりに爆薬を配置させ、爆発エネルギーを直接粉

昭和 62 年 1 月 12 日受付 (Received Jan. 12, 1987)

* 熊本大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Kumamoto University, 2-39-1 Kurokami Kumamoto 860)

*² 長岡技術科学大学 工博 (The Technological University of Nagaoka)

*³ (株)リケン (Riken Corporation)

に作用させて成形を行う方法（直接成形法）の 2 種類がある³⁾。1) の間接成形法の代表的な方法として、衝撃銃を利用する方法がある。この方法では、粉体に作用させる衝撃圧力ならびに衝撃負荷速度を正確に制御できる反面、作製できる試料サイズに制限があり、設備に莫大な費用を要し、生産性が悪いため工業的には不利な面が多く、主として動的超高压状態の材料物性の研究に利用されている。一方、2) の直接成形法は成形圧力を爆薬の量だけで制御でき、また特別の装置を必要としないため、工業的には最も適した方法であると考えられる。

そこで本研究ではこの直接成形法を用いて、Fe-25Cr-5Al 合金粉の成形を試みるとともに、成形体の耐酸化特性、機械的性質について調べ、通常の焼結体、ホットプレス材ならびに溶製材との比較を行った。

2. 実験方法

水アトマイズ法により Table 1 に示す組成を有する合金粉を作製し、その後 -100 メッシュに分粒したものを原料粉として用いた。分粒後の粉末の平均粒径は約 25 μm であった。

爆発圧縮成形には最も簡便な単管による円筒法を用いた。本研究で用いた成形装置の概略を Fig. 1 に示す。爆薬の爆発ガス圧を受けとめ、粉末中に成形圧力を伝達するための粉末容器としては、外径 19.1 mm、内径

Table 1. Chemical compositions of powder (wt%).

C	Cr	Al	Si	Mn	P	S	O	Fe
0.018	25.21	4.54	0.94	0.09	0.010	0.004	0.10	bal.

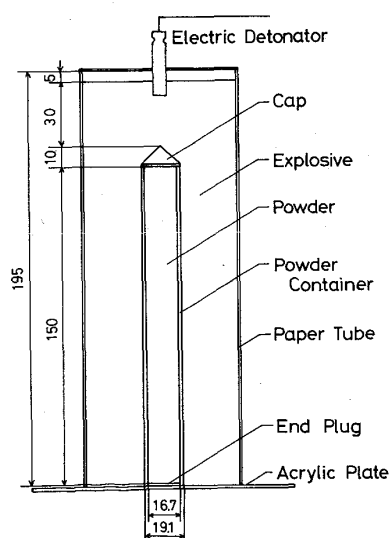


Fig. 1. Experimental arrangement for explosive compaction.

16.7 mm、肉厚 1.2 mm の機械構造用炭素鋼鋼管 (STKM 14) を用いた。この鋼管に合金粉末をつめ、上下端を紙でふさぎ、上端には爆発による爆轟波を分散させるため、石膏製の円錐形キャップをのせた。このとき粉末の充填密度はすべての成形において 2.7 g/cm³ (密度比約 38%) になるように調整した。このようにして準備した容器のまわりに Fig. 1 に示すように爆薬を配置させた。爆薬としては、旭化成製 PAVEX (爆速 2 100~2 400 m/s, 比重 0.6) を用いた。次に爆薬の上端に電気雷管を置き、爆薬を起爆させて粉末容器ごと爆発圧縮成形を行った。成形後、容器を取り除くため硝酸 1 : 水 1 の希硝酸中で鋼管部分を溶解させ、内部の成形体を取り出した。

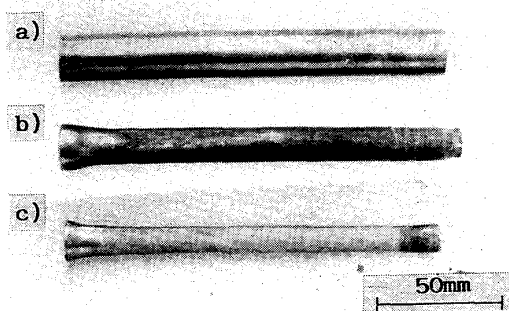
粉末の爆発圧縮、特に円筒法については、成形圧力の絶対値を計測あるいは算出することは非常に困難である。最近では計算機シミュレーションにより成形過程を解析した例も見られるが¹²⁾¹³⁾、合金粉末に対する Hugoniot 曲線ならびに爆薬の爆燃特性を正確に把握しなければならず、またいくつかの仮定を設定しているため、成形圧力を正確に評価するには問題点が残されている。そこで本研究では爆薬の爆速、成形容器の形状、爆薬の配置方法等を一定にしておき、爆薬の量を変えることのみによつて成形圧力ならびに圧力が作用している持続時間を変え、爆発圧縮成形のパラメーターとした。このパラメーターは通常 E/M 比 (E : 爆薬の重量, M : 粉末の重量) と呼ばれており¹⁴⁾、爆発圧縮成形では最も重要なパラメーターであることが知られている。また適正な E/M 比の範囲は極めて狭いことも知られている¹⁵⁾。そこで本研究では E/M 比を 2.75~4.5 まで 0.25 きざみで変化させて成形性におよぼす影響を調べた。なお E/M 比は雷管から成形用鋼管上にのせたコーンまでの距離を一定にしておき、爆薬層の厚さを変えることにより調整した。

爆発圧縮後、成形性を評価するために成形体の密度測定ならびに組織観察を行った。また成形体の機械的性質を調べるため引張試験を行った。さらに成形体の高温耐酸化特性を評価するため、1 200°C 大気中において酸化増量試験を、また高温における機械的性質を調べるために、高温硬さ試験を行った。

3. 実験結果ならびに考察

3.1 成形性におよぼす E/M 比の影響

Photo. 1 に成形体の外観形状を示す。Photo. 1 a) が爆発圧縮を行う前の内部に粉末を充填した状態の粉末容器で、Photo. 1 b) が爆発圧縮後の状態、Photo. 1 c)



a) Powder container before explosive compaction.
b) Powder container after explosive compaction.
c) Explosively compacted material. Steel container around compact was dissolved in dilute nitric acid solution.
Photo. 1. Shape of explosively compacted material.

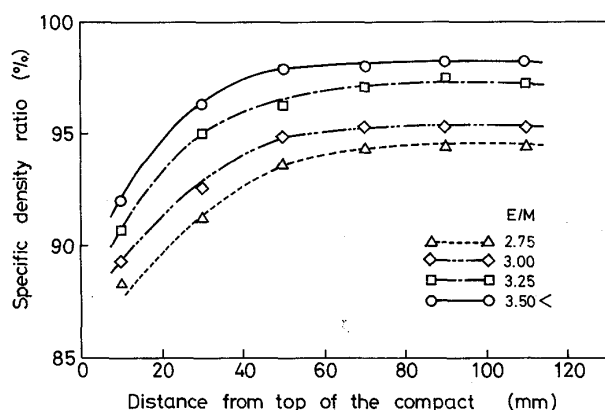


Fig. 2. Relation between specific density ratio and distance from top of the compact.

が外側の粉末容器部分を希硝酸で溶解させて、中の成形体を取り出した状態である。まず最初に本合金粉の圧縮性におよぼす E/M 比の影響を調べるため、各 E/M 比で爆発圧縮した成形体を上端より 20 mm ごとに切断し、各部分における密度測定ならびに組織観察を行った。

Fig. 2 は成形体各部分の密度測定結果である。すべての E/M 比の条件において爆発波を最初に受ける成形体上端より約 40 mm までの部分は密度が若干低くなっているが、これはこの部分までは爆轟が定常状態に至っていないためと考えられる。上端より 40 mm 以降では爆轟も定常状態となり、密度もほぼ一定となっていた。また成形体の密度は E/M 比の増加とともに上昇し、 E/M 比 3.5 以上ではほぼ一定の値をとった。Fig. 3 は各成形条件において、爆轟が定常状態となった部分の比密度と E/M 比の関係を示したものである。成形を行った E/M 比の全範囲において成形体の比密度は 90% を超えたが、特に E/M 比が 3.5~4.5 の間で密度は真密度

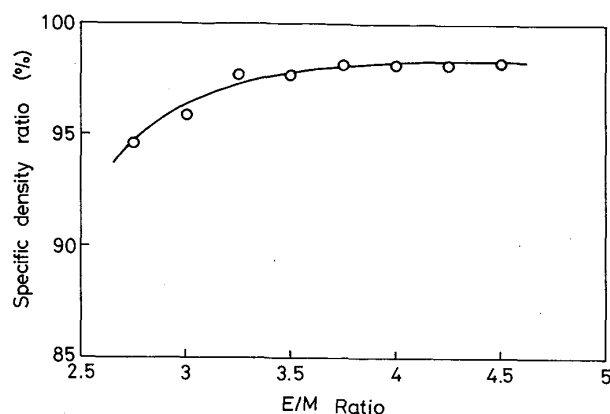
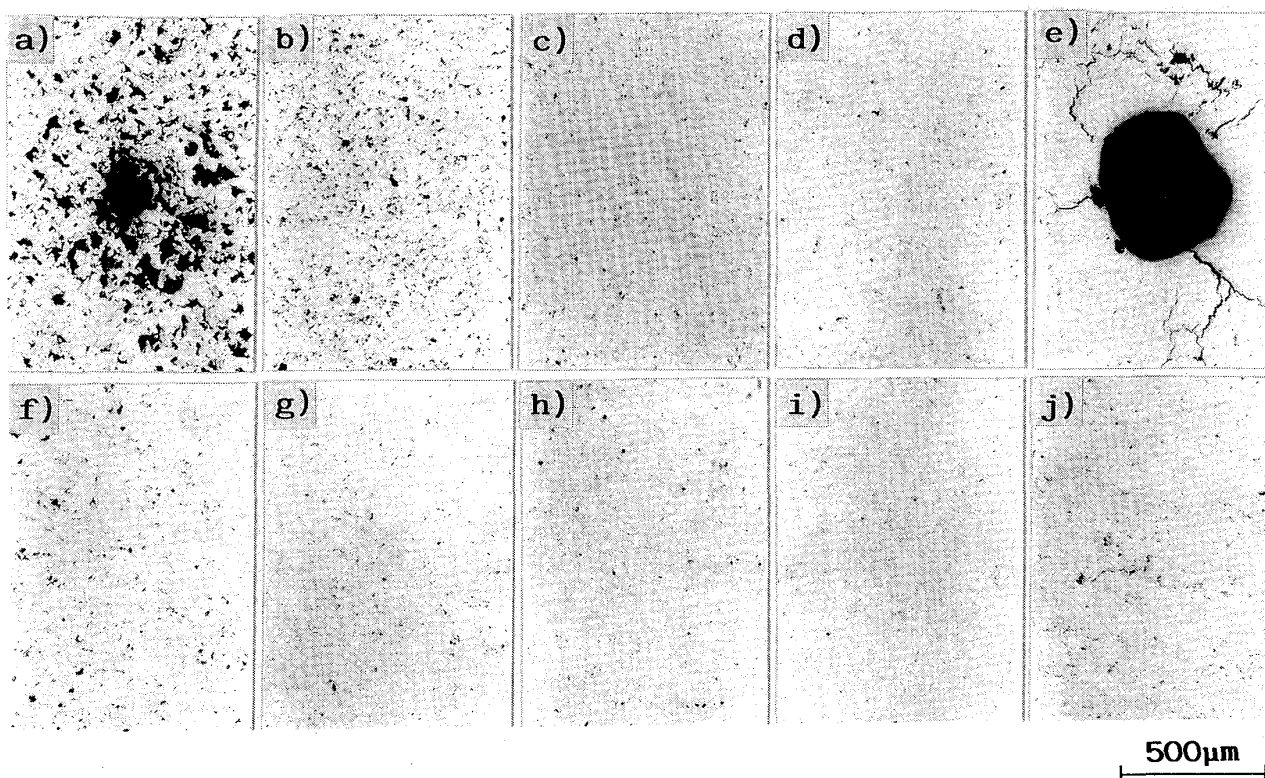


Fig. 3. Relation between specific density ratio and E/M (explosive mass/powder mass) ratio.

の 98% まで達した。本合金粉末を 80 kgf/mm^2 とともに圧粉体を作製し、その後 1200°C で焼結したときの密度が最高で約 80%, また 1200°C , 12 kgf/mm^2 の条件でホットプレス成形をしたときの密度が約 90% であることから²⁾、爆発圧縮成形により、さらに高密度の成形体を得ることができた。

Photo. 2 は各 E/M 比において成形体の中心部分と外周部における気孔の分布状態を示したものである。 E/M 比=2.75 においては、試料外周部では気孔が多数存在しているものの一応粉末の成形がなされていた (Photo. 2 f)). しかし試料中心部では粉末が十分に固まっておらず、しかも中心部は粉末粒のままであつたため、成形体の切り出しにあたり、粉末が一部こぼれ落ち空洞が形成されていた (Photo. 2 a)). これは载荷爆薬の量が少ないため、衝撃波が内部に進行するにつれて減衰し、そのため中心部分が Under compact の状態になったためと考えられる。 E/M 比=3.0 でも前述の理由により成形体中心部分において、外周部より気孔が多数観察された。 E/M 比の増加とともに中心部の気孔の数は減少していき、 E/M 比=4.0 では中心部、外周部とも気孔の分布がほぼ等しい均一な成形体を得られた (Photo. 2 d g)). すなわちこの条件において、円筒試料中央部まではほぼ均一な圧縮成形が行えたものと考えられる。しかしながら、 E/M 比=4.5 では中心部に Photo. 2 e) に見られるような空洞が観察され、そのまわりにはき裂の生成も認められた。中央部における空洞は衝撃波が試料中心部分で収れんすることにより圧力が急上昇し、それによる断熱圧縮変形で中央部の温度が本合金の融点以上まで上昇し、そのため中心部分が溶融すると同時に、収れんした衝撃波により飛散したためと考えられる。また中心部に向かって収れんした衝撃波が反



a) b) c) d) e) : Center of cylindrical compact
 f) g) h) i) j) : Outer side of cylindrical compact
 E/M ratio: a) f) 2.75 b) g) 3.0 c) h) 3.5 d) i) 4.0 e) j) 4.5

Photo. 2. Pore structure of center and outer side of the cylindrical specimen compacted at various E/M (explosive mass/powder mass) ratio.

射波として試料内を外側に向かって進行するとき、反射波の後方部に引張応力が作用するが、 E/M 比 4.5 の条件のもとでは、この引張応力が粉末の接合強度を上回り、接合界面が剥離するため空洞のまわりにはき裂が生成したものと考えられる。以上の密度測定結果と気孔の分布より、本合金粉に対する最適爆発圧縮成形条件は E/M 比=4.0 付近であると結論づけられた。

3.2 粉末粒の接合状態

前節において本合金粉に対する最適爆発圧縮成形の条件が知られたが、その状態において粉末粒同士の接合状態を評価する必要がある。Photo. 3 は E/M 比=4.0 で成形した試料の光顕写真である。粒内には粉末成形時に形成されたと思われるデンドライト組織が残存しており、爆発圧縮時に粒内において、長時間の温度上昇はなかったことが確認された。爆発圧縮成形に伴う粉末粒子間の接合機構は、次のように考えられている¹⁶⁾。まず粉末中に衝撃波が通過すると、衝撃波頭直後が高圧縮状態となるため、各粉末粒子は互いに高速で衝突するとともに、粉末間のすきまを埋めようとして大きく変形を受ける。このとき各粉末粒の表面は、接触による摩擦熱あ



E/M ratio : 4.0

Photo. 3. Microstructure of as explosively compacted material.

るいは断熱圧縮変形によって温度が急上昇し、一部は溶融する。この溶融は $0.1 \mu\text{s}$ 程度と衝撃圧縮圧力が作用している持続時間の数 μs と比べて非常に短時間で生じるため¹⁷⁾、溶融と同時に圧縮圧力が作用し、粉末粒子間の接合が行われるものと推測されている。粉末粒の境界については、Photo. 3 の光顕写真からは明瞭ではないが、後述する成形体破断面の走査電顕観察の結果

(Photo. 4 a)) から、本合金粉の成形についても局部的には溶融層が形成されていると考えられる。しかしながら粒境界の接合状態は Photo. 3 からは明瞭ではない。そこで引張試験ならびに破断後の破面観察を行うことにより粉末の接合状態を評価した。

Fig. 4 は爆発圧縮したままの成形体ならびに本合金を溶解後、1050°C で熱間鍛造した試験片について応力-歪み曲線を示したものである。Fig. 4 に示すごとく、成形体はほぼ弾性変形のみで破断に至った。このときの引張強さは 12 kgf/mm² 程度であり、溶製法により作製

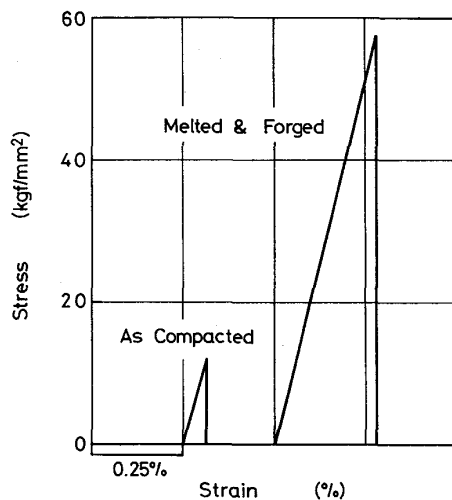
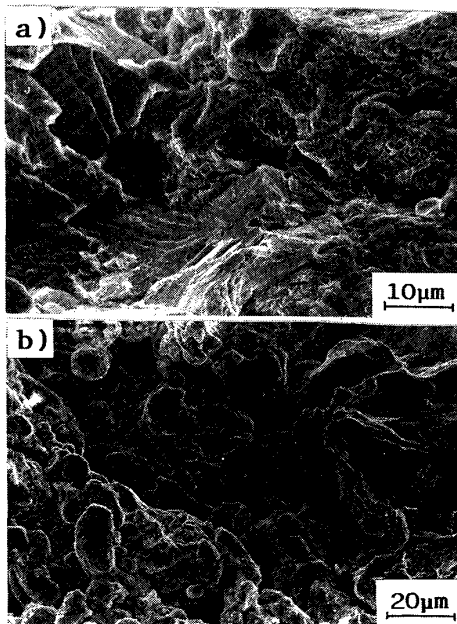


Fig. 4. Stress strain curves for as compacted material, and melted and forged material.



a) Well bonded area b) Interparticle disbonded area

Photo. 4. Fractured surface appearance of as explosively compacted material.

した試料の引張強さ 58 kgf/mm² に比べて、約 1/5 程度の値であった。Photo. 4 a)b) は破断後の試料破面を走査電顕により観察した結果である。破面の大部分は Photo. 4 a) に示すごとく粒内の脆性破面より成っていた。また Photo. 4 a) には粒間が剥離したように見える個所もあつたが、そこにはディンプルが認められた。このように爆発圧縮ままだも前述した粉末接合機構により、粉末表面の溶融を伴う十分な接合がなされたものと考えられる。しかしながら、Photo. 4 b) に示すごとく粉末粒子間がもともと接合していないように見える個所も観察された。すなわち爆発圧縮ままだも粉末境界の溶融を伴う接合も行われていたが、部分的には粉末が未接合の状態にあつた。しかも爆発圧縮ままだも衝撃硬化のために脆性的挙動を示すため、切欠感受性が高くなっている。そのため未接合部が切欠きとして働き、き裂の発生点となるため、溶製法で作製した試料より強度が著しく低下したものと考えられる。

粉末粒子の接合状態を改善するためには、爆薬の爆速をより速いものに変更し、衝撃圧力を上昇させ、粉末粒全体にわたり表面を溶融させて、接合の強化を図る方法がある。しかしながら、粉末粒子同士が溶融するような条件まで衝撃圧力を上昇させると、Photo. 2 e) に見られるような割れ、ないし空洞の発生を防ぐことができない⁵⁾。またこのような割れが発生しないような条件で成形体を作製するためには、 E/M 比を下げなければならず、その場合には爆薬層の厚さが薄くなり、衝撃圧力が作用する持続時間が短くなり、高密度の成形体を得ることが困難となる。そのため爆速をこれ以上上げることにより高密度かつ割れのない成形体を得ることは困難であると予想される。また爆薬の爆速を遅いものに変更し、圧力が作用する持続時間を長くして接合状態を改善する方法も考えられるが、爆発に伴う生成ガス圧は爆速の 2 乗に比例するため¹⁸⁾、十分な成形圧力が得られないものと推測される。なお本実験で使用した爆薬の爆速より、さらに爆速の遅い爆薬は製造されていない¹⁹⁾。

3.3 成形体の焼結ならびにその効果

E/M 比=4.0 における最適成形条件において、爆発圧縮成形ままだも粉末粒同士の完全な接合が得られなかった。そのため機械的性質を向上させるには、爆発圧縮後焼結を施し、未接合部分の粒子間接合の強化を計る必要がある。焼結条件としては以前に報告した通常の焼結法による成形、ホットプレス成形の結果²⁾を参考に温度を 1000°C と 1200°C とし、焼結時間を 1 h, 3 h, 10 h とした。

Fig. 5 は、焼結時間と硬さならびに密度の関係を示

したものである。爆発圧縮ままでは強い衝撃変形を受け、衝撃硬化しているため、成形体の硬さは 400 HV 程度まで上昇しているが、焼結を施すと硬さは粒内の組織の回復および再結晶に伴い急激に低下した。また焼結時間 1 h から 10 h までの硬さの低下は極わずかであった。さらに焼結温度の違いによる硬さ値の差はほとんど認められなかった。密度は 1000°C の焼結ではほとんど増加しなかったが、1200°C の焼結により密度が 0.5% 程度上昇した。焼結時間による組織の変化を、1200°C 焼結の場合について Photo. 5 に示す。爆発圧縮ままでは粉

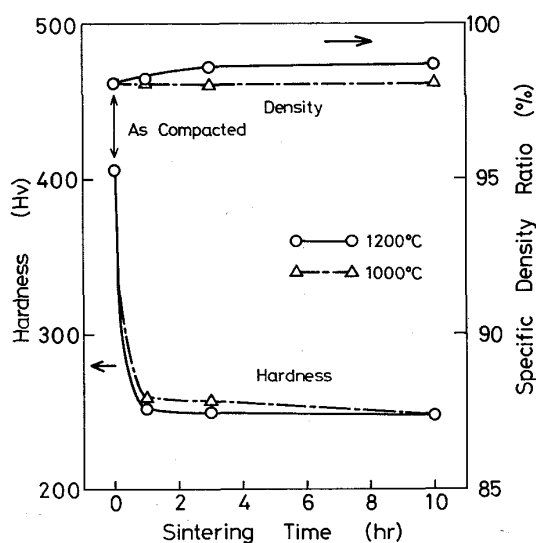


Fig. 5. Relation between hardness, density of the compact and sintering time.

末粒が強く変形されている様子が明瞭に観察されるが、この爆発圧縮ままの成形体に焼結を施すと、成形時に粉末の内部に蓄えられた歪みエネルギーが解放され、それに伴い Photo. 5 b)-d) に示すような再結晶粒が発生した。また焼結時間が長くなっても再結晶粒はほとんど成長していなかった。

次に焼結の効果を調べるため、焼結後の試料について引張試験を行った。Fig. 6 は、1200°C で焼結した成形体の応力-歪み曲線である。爆発圧縮したままの成形体は 3・2 節に示したように、粉末の接合状態が不十分のため強度が著しく低かったが、焼結を施すことにより強度が急激に上昇した。また焼結時間 3 h 以上では塑性変形も認められた。Fig. 4 に示した溶製材は熱間鍛造に

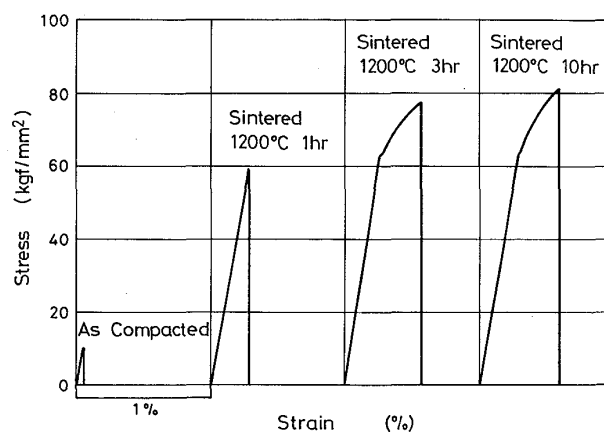
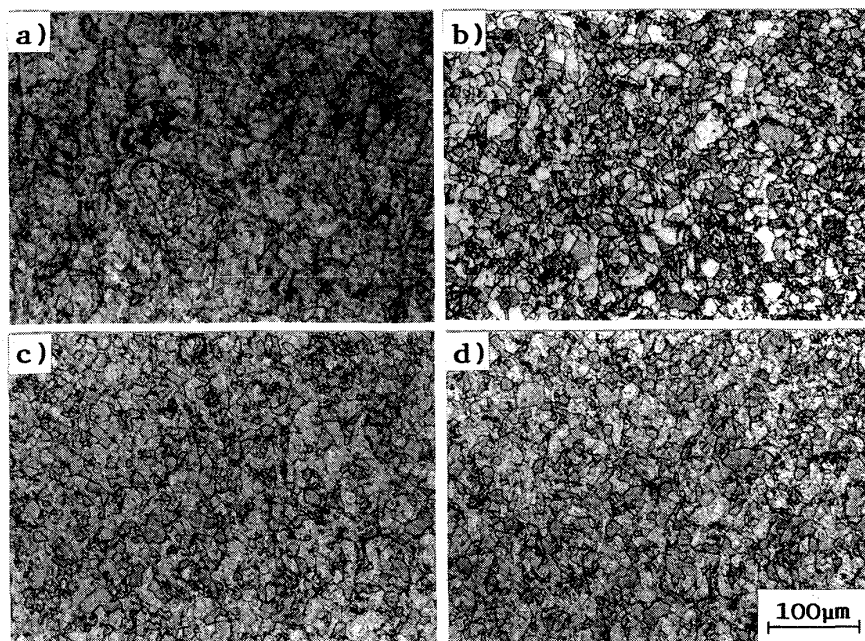
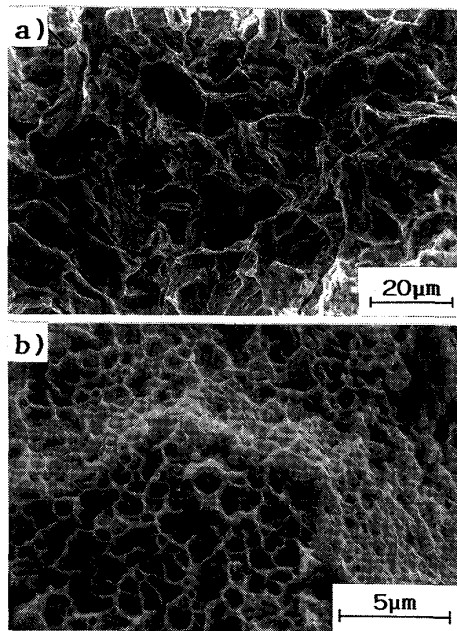


Fig. 6. Stress strain curves for sintered compacts.



- a) As compacted
- b) Sintered at 1200°C for 1 h
- c) Sintered at 1200°C for 3 h
- d) Sintered at 1200°C for 10 h

Photo. 5. Microstructure change with sintering time.



a) transgranular cleavage b) dimple

Photo. 6. Fractured surface of explosively compacted and sintered material.

より結晶粒径が約 $50\ \mu\text{m}$ となっており、その引張強さは $58\ \text{kgf/mm}^2$ であった。これに対して爆発圧縮成形後、焼結を行つた試料の平均粒径は約 $30\ \mu\text{m}$ であり、溶製材と大きくは異なっていないが、その引張強さは最高 $80\ \text{kgf/mm}^2$ まで上昇した。

Photo. 6 は引張破断後の試験片の破面を走査電顕で観察した結果である。破面の様相は試験片の全面にわたって Photo. 6 a) に示すように脆性破面を呈していたが、その大部分が粒内破壊となっており、焼結によつて粉末粒子間の接合がより強固になったことを示していた。また焼結時間が長くなると Photo. 6 b) に示すディンプルパターンが認められ、部分的には延性破壊が生じていた。このように焼結を施すと Photo. 4 b) に示すような未接合部分は全く見られなかった。したがつて焼結に伴う強度上昇の原因としては、爆発圧縮までは内部切欠きとして働いていた未接合部分が消滅したためと考えられる。

また爆発圧縮材が溶製材と比較して、強度がさらに上昇した原因については、以下のように推察できる。金属材料に衝撃負荷を与えると、材料内部に多数の転位が導入され衝撃硬化を示す²⁰⁾。その後熱処理を施すと転位が再配列し、それに伴い強度、伸びなどの機械的性質が改善される場合がある²¹⁾。本研究においても爆発圧縮後焼結を行つており、その間に粉末粒内で微視的構造変化が生じているものと考えられるが、Photo. 4 に示す

ごとく粉末粒は完全に再結晶を起こしており、このような条件のもとで衝撃により導入された転位が独特の構造を保持しているとは考え難い。一方、再結晶粒は Photo. 4 に示すように 1200°C 、 $10\ \text{h}$ の焼結を行つてもほとんど成長していない。これは粒界において結晶粒の成長が阻害されているためと考えられる。本研究で用いた粉末は水アトマイズ法により作製されているため、表面は、 Al_2O_3 の酸化皮膜に覆われている。この粉末を爆発圧縮すると前述したように、強い衝撃圧縮圧力により粉末粒は粒子間のすきまを埋めるように大きく変形せられる。そのため粉末表面の酸化皮膜は細かく破れ、それと同時に新しい金属面が露出し 3・2 節で述べたように、その部分が溶融するとともに接合が行われる。この過程によつて細かく破れた酸化皮膜は粉末粒子間界面に微細に分散すると考えられる¹²⁾²²⁾。その微細に分散した酸化物は粒界において、一つの結晶粒から隣接する結晶粒へすべりが伝播する際に障害物として作用すると考えられ、そのため溶製材に比べて引張強度が上昇したものと考えられる。また焼結によつて結晶粒の成長が見られなかったことも、この分散酸化物が粒界の移動を阻止したためと推察される。しかしながら、強度上昇の原因を知るためには、透過電顕による微視構造観察が必要であり、今後の検討を要する。

3・4 高温特性

本成形体の高温における特性を評価するため、酸化増量試験ならびに高温硬さ試験を行つた。

Fig. 7 は E/M 比=4.0 で爆発圧縮後、 $10\ \text{h}$ 焼結を行つた試料について、 1200°C 大気中において酸化増量試験を行つた結果を、通常の焼結材、ホットプレス材ならびに溶製材と比較して示したものである。焼結材は 1200°C で $1\ \text{h}$ 焼結した試料で比密度が 80% のものを、

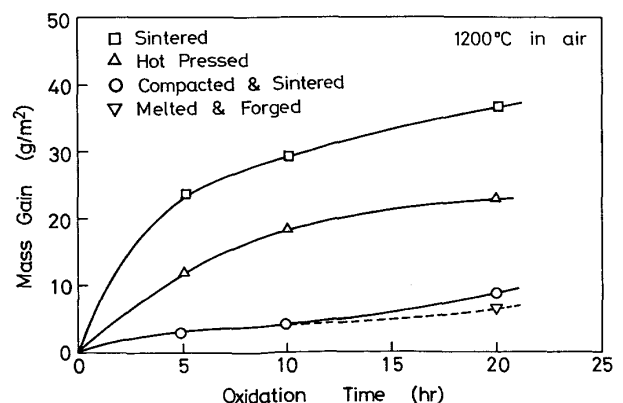


Fig. 7. Oxidation curves for sintered material, hot pressed material, explosively compacted material and melted material at 1200°C in air.

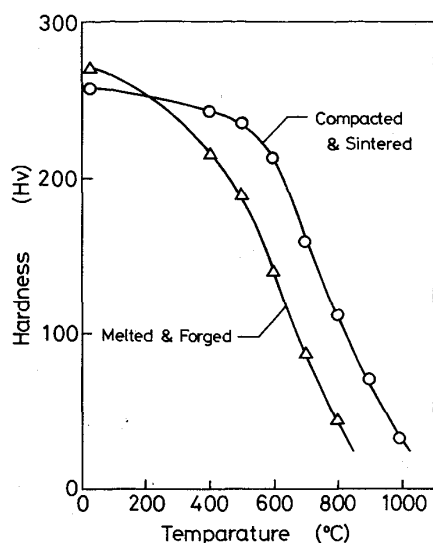


Fig. 8. Temperature dependence of the hardness for explosively compacted material and melted material.

ホットプレス材は 1200°C , 12 kgf/mm^2 のもとで成形した試料で比密度 89% のものを使用した。焼結材、ホットプレス材と比較して、爆発圧縮成形材の耐酸化特性は優れており、溶製材とはほぼ等しい耐酸化特性を示した。これは爆発圧縮成形体密度が、焼結材あるいはホットプレス材の密度より上昇したためと考えられる。

Fig. 8 に爆発圧縮後 1200°C で 10 h 焼結した試料と溶製材について、高温における硬さ試験を行った結果を示す。爆発圧縮材、溶製材とも室温における硬さはほぼ等しかったが、高温になるほど、爆発圧縮材の方が高い硬さ値を保持していた。この原因については、3・3 節で述べたように、粉末粒界部分が微細に分散した酸化物により強化されているためと考えられる。

4. 結 言

水アトマイズした Fe-25 Cr-5 Al 合金粉末について円筒法を用いた爆発圧縮成形を行い、最適成形条件、機械的性質、耐酸化特性について検討した結果、以下の結論が得られた。

1) Fe-25 Cr-5 Al 合金粉末を爆発圧縮することにより高密度の成形体を作成することができた。成形体の密度は E/M 比に依存して変化し、 E/M 比 $= 3.5 \sim 4.0$ で密度比 98% 以上の成形体を得ることができた。 E/M 比 $= 4.5$ 以上で成形を行うと、衝撃波の反射、干渉による割れや空洞が発生した。

2) 爆発圧縮ままでは、粉末粒の未接合部分がき裂の発生点となるため、引張強さは 12 kgf/mm^2 と溶製材に比べ著しく低い。これに焼結を施すと、引張強さは最高

80 kgf/mm^2 まで上昇した。焼結は 1200°C で 3 h 以上行くと最良の成形体を得られた。

3) 爆発圧縮後焼結を施した試料の耐酸化性は通常の焼結材、ホットプレス材より良好であり、溶製材と同程度まで向上した。また高温硬さは溶製材より高い値を示した。これは爆発圧縮時の衝撃により粉末表面の酸化皮膜が細かく分散し、その酸化物により粒界が強化されたためと考えられる。

本研究を行うにあたり、爆発圧縮法に関して多大なる御指導と御助言を賜った熊本大学衝撃エネルギー実験所 所長 藤田昌大教授に深く感謝の意を表します。また爆発成形実験に御協力をいただいた熊本大学工学部金属工学科 今村喜八郎技官に感謝致します。なお本研究の一部は日本鉄鋼協会石原・浅田奨励金を用いて行われました。ここに深く感謝致します。

文 献

- 1) G. C. WOOD: *Werkst. Korrs.*, **22** (1971), p. 491
- 2) 高島和希, 上野 學, 虎石龍雄: 昭和 60 年度日本金属学会春期大会講演概要集 (1985), p. 166
- 3) R. PRUMMER: *Explosive Welding, Forming and Compaction*, ed. by T. Z. BLAZINSKI (1983), p. 369 [Applied Science Publishers]
- 4) M. A. MEYERS, B. B. GUPTA and L. E. MURR: *J. Met.*, **33** (1983) 10, p. 21
- 5) M. A. MEYERS and H.-R. PAK: *J. Mater. Sci.*, **20** (1985), p. 2133
- 6) M. MITONO and N. SETAKA: *J. Mater. Sci.*, **16** (1981), p. 851
- 7) J. J. PETTORIC, B. W. OLINGER and R. B. ROOF: *J. Mater. Sci.*, **20** (1985), p. 391
- 8) K. KONO, S. SOGA, A. SAWAOKA and M. ARAKI: *J. Mater. Sci.*, **20** (1985), p. 1023
- 9) D. G. MORRIS: *Met. Sci.*, **14** (1980), p. 215
- 10) T. NEGISHI, T. OGURA, T. MATSUMOTO, T. GOTO, K. FUKUOKA, V. SYONO and H. ISHII: *J. Mater. Sci.*, **20** (1985), p. 399
- 11) P. KASIRAJ, T. VREELAND, Jr., R. B. SCHWARZ and T. J. AHRENS: *Acta Metall.*, **32** (1984), p. 1235
- 12) T. C. PENG, S. M. L. SASTRY, J. E. O'NEAL and D. BRASHER: *Metall. Trans. A*, **16** (1985), p. 1445
- 13) 田中克巳, 青木勝敏, 角館洋三, 薄葉 州, 藤原修三: 第 27 回高圧討論会講演要旨集 (1986), p. 318
- 14) R. PRUMMER: 文献 3), p. 376
- 15) K. S. BAIRD and J. D. WILLIAMS: *Int. J. Pow. Met. Pow. Tech.*, **20** (1984), p. 23
- 16) D. G. MORRIS: *Mater. Sci. Eng.*, **57** (1983), p. 187
- 17) D. G. MORRIS: *Met. Sci.*, **15** (1981), p. 116
- 18) R. PRUMMER: 文献 3), p. 377
- 19) 産業火薬 (山川道雄編) (1981), p. 61 [日本産業火薬会]
- 20) L. E. MURR and M. A. MEYERS: 文献 3), p. 83
- 21) M. A. MEYERS, K.-C. HSU and K. COUCH-ROBINO: *Mater. Sci. Eng.*, **59** (1983), p. 235
- 22) D. G. MORRIS: *J. Mater. Sci.*, **21** (1986), p. 1111