

**KARAKTERISTIK KERAMIK  $MgAl_2O_4$  UNTUK BAHAN BAKAR NUKLIR  
Matriks Inert (IMF) YANG DIBUAT DARI SERBUK  
HASIL HEM PADA SUHU SINTER  $1500^\circ C$**

**Dani Gustaman Syarif, Guntur D.S., M. Yamin, Yudi Setiadi**

Pusat Teknologi Nuklir Bahan dan Radiometri - BATAN  
Jl. Tamansari 71, Bandung 40232, Telp.:022-2503998  
email:danigusta@yahoo.com

**ABSTRAK**

**KARAKTERISTIK KERAMIK  $MgAl_2O_4$  UNTUK BAHAN BAKAR NUKLIR Matriks Inert (IMF) DARI SERBUK HASIL HEM PADA SUHU SINTER  $1500^\circ C$ .** Terdapat kecenderungan bahwa di masa depan plutonium dan aktinida lain yang berumur panjang sebagai hasil samping PLTN akan menimbulkan masalah. Untuk mengatasi hal ini diperlukan bahan bakar reaktor daya yang lebih efisien. Salah satunya adalah bahan bakar matriks inert (IMF). Bahan bakar ini terdiri dari keramik yang inert (terhadap neutron) sebagai matriks dan bahan fisil seperti uranium dioksida yang terdispersi atau larut padat di dalam matriks sebagai bahan bakarnya. Salah satu karakteristik yang diperlukan dari keramik matriks inert adalah rapat massa yang tinggi. Serbuk  $Al_2O_3$  dan  $MgO$  dengan komposisi 50-50, 45-55 dan 55-45 dalam % mol digerus dengan alat gerus listrik selama 1 Jam dan ball mill (HEM, *high energy milling*) selama 50 Jam. Serbuk hasil gerus dipres dengan tekanan  $4 \text{ ton/cm}^2$ . Pelet hasil pres (mentah) kemudian disinter pada suhu  $1500^\circ C$  selama 2 Jam. Rapat masa pelet mentah dan sinter ditentukan melalui penimbangan dan pengukuran dimensi. Pelet sinter selanjutnya dianalisis dengan difraksi sinar-x (XRD) dan mikroskop elektron (SEM). Hasil XRD memperlihatkan bahwa semua keramik yang dibuat mempunyai struktur kristal kubik spinel. Keramik dengan komposisi 50-50 hasil HEM dapat disintesis dengan baik pada suhu  $1500^\circ C$  tetapi keramik yang sama dari serbuk awal tidak dapat disintesis dengan baik. Rapat massa keramik komposisi 45-55 dan 55-45 lebih rendah dari pada rapat massa keramik komposisi 50-50 karena ternyata kelebihan  $MgO$  dan  $Al_2O_3$  tidak membentuk larutan padat spinel. Pada semua keramik fase kedua teramati. Meskipun serbuk hasil HEM lebih reaktif dari pada serbuk awal, namun untuk mendapatkan rapat massa yang lebih tinggi waktu HEM perlu ditambah.

**Kata kunci:** Matriks inert, IMF,  $MgAl_2O_4$ , HEM.

**ABSTRACT**

**CHARACTERIZATION OF  $MgAl_2O_4$  CERAMICS FOR INERT MATRIX NUCLEAR FUEL (IMF) MADE OF HEM POWDER AT SINTERING TEMPERATURE OF  $1500^\circ C$ .** There is a trend that plutonium and other actinides with long half life as by product of Nuclear Power Plant will be a problem in the future. To solve this problem, a more efficient nuclear fuel of power reactor is required. One of them is inert matrix fuel (IMF). This fuel consists of ceramic that inert to neutron as matrix and fissile material such as uranium dioxide, which is dispersed or dissolved as solid solution within the matrix, as the fuel. One of important characteristics for the inert matrix is high density. Powder of  $Al_2O_3$  and  $MgO$  with composition of 50-50, 45-55 and 55-45 in mole % was crushed using an electrical crusher for 1 hour and ball milled (high energy milling, HEM) for 50 hours. The crushed powder was pressed with pressure of  $4 \text{ ton/cm}^2$ . The green pellets were then sintered at  $1500^\circ C$  for 2 hours. The density of the green and sintered pellets was determined through weighing and measurement of pellets dimension. The sintered pellet was analyzed using x-ray diffraction (XRD) and electron microscope (SEM). The XRD data showed that all produced ceramics crystallized in cubic spinel. The ceramic with 50-50 composition from HEM could be well synthesized at  $1500^\circ C$ , however, the same ceramic from the initial powder could not. The density of the 45-55 and 55-45 composition ceramics was

smaller than that of 50-50 composition ceramic because the excess of MgO and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> did not form a spinel solid solution. In all ceramics, the second phase was observed. Although, the powder of HEM is more reactive than the initial powder, but to reach a higher density, the time for HEM has to be increased.

**Key words:** Inert Matrix, IMF, MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, HEM.

## 1. PENDAHULUAN

Seiring dengan pemanfaatan pembangkit listrik tenaga nuklir (PLTN), terdapat kecenderungan di masa depan bahwa plutonium dan limbah berumur panjang lain yang menumpuk berupa hasil samping PLTN akan menimbulkan masalah. Untuk mengatasi hal ini diperlukan bahan bakar reaktor daya yang lebih efisien dengan jumlah limbah termasuk plutonium yang sangat sedikit (minimal) (1-9). Salah satunya adalah bahan bakar yang dapat dibuang langsung (*disposal*) tanpa pengolahan kembali (*once through fuel*). Bahan bakar reaktor yang dapat dibuang langsung harus mempunyai kandungan plutonium dan limbah berumur panjang yang sedikit. Oleh karena itu diperlukan bahan bakar yang sedemikian rupa sehingga dapat menjadi tempat pembakaran Pu dan bahan-bahan limbah lain yang berumur panjang. Dengan pembakaran ini jumlah limbah tersebut menjadi sangat sedikit. Untuk mewujudkan hal ini diperlukan bahan bakar jenis baru yang salah satunya dinamai bahan bakar matriks inert (IMF, *inert matrix fuel*) (1,6-8). Bahan bakar ini terdiri dari keramik matriks yang inert (inert terhadap neutron) atau transparan terhadap neutron sebagai matriks dan bahan fisil seperti uranium yang terdispersi di dalam matriks sebagai bahan bakarnya. Untuk mencapai kemampuan dalam pembuatan bahan bakar

seperti itu diperlukan beberapa tahap penelitian.

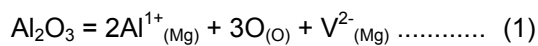
Keramik matriks inert harus memenuhi syarat tertentu di antaranya memiliki rapat massa tinggi, bertitik leleh tinggi dan tidak mengalami perubahan fase selama penggunaannya di dalam reaktor. Penelitian ini merupakan penelitian fase awal dari pembuatan bahan bakar matriks inert. Pada tahap ini dipelajari pembuatan keramik MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> dari serbuk MgO dan Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> yang diketahui tahan radiasi neutron (9).

Keramik MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> adalah keramik dengan struktur kubik spinel. Struktur spinel didasarkan pada subkisi oksigen (*oxygen sublattice*) FCC *closed-packed* tempat di mana fraksi posisi (*site*) oktahedral dan tetrahedral terisi. Secara umum struktur spinel ditulis sebagai AB<sub>2</sub>O<sub>4</sub> dengan A adalah kation divalent dan B kation trivalent. Spinel terdiri atas dua jenis yaitu normal dan terbalik. Untuk spinel normal, seperti MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, kation B<sup>3+</sup> menempati setengah posisi oktahedral dan kation A<sup>2+</sup> menempati seperdelapan posisi tetrahedral. Untuk spinel terbalik B(AB)O<sub>4</sub> setengah kation B<sup>3+</sup> menempati seperdelapan posisi tetrahedral dan kation A<sup>2+</sup> serta setengah lagi dari kation B<sup>3+</sup> menempati posisi oktahedral..

Komposisi MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> dengan Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> berlebih dapat membentuk larutan padat dengan selang konsentrasi yang cukup lebar seperti diperlihatkan oleh diagram fase

$MgO-Al_2O_3$  pada Gambar 1 (10).

Secara teoritis, jika ion  $Al^{3+}$  menggantikan ion  $Mg^{2+}$ , maka cacat kekosongan kation (Mg) dapat dihasilkan sesuai reaksi pada persamaan (1). Cacat kekosongan kation dapat mempercepat proses difusi kation yang kemudian menambah densifikasi dan mempercepat pertumbuhan butir. Ketika  $MgO$  berlebih membentuk larutan padat, reaksi yang mungkin adalah seperti reaksi persamaan (2). Di sini ion  $Mg^{2+}$  mengganti ion  $Al^{3+}$  diiringi dengan pembentukan kekosongan oksigen. Secara teoritis cacat ini tidak berpengaruh terhadap difusi kation yang mengontrol pertumbuhan butir.

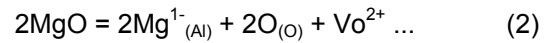
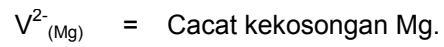


dengan :

$Al^{1+}_{(Mg)}$  = Ion Al yang menempati subkisi Mg,

$O_{(O)}$  = Ion oksigen yang menempati

subkisi oksigen



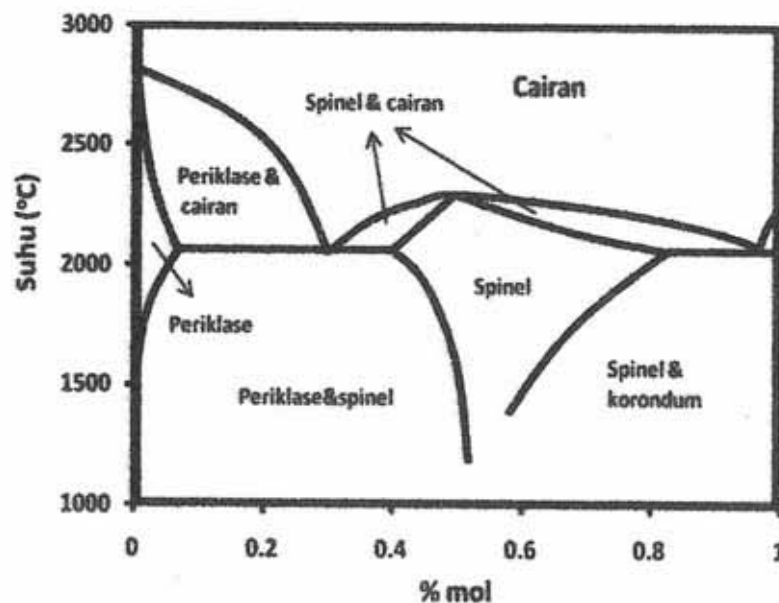
dengan:

$Mg^{1-}_{(Al)}$  = Ion Mg yang menempati subkisi

$Al, O_{(O)}$  = Ion oksigen yang menempati subkisi oksigen

$Vo^{2+}$  = Cacat kekosongan oksigen.

Di sisi lain, jika  $Al_2O_3$  atau  $MgO$  berlebih tidak membentuk larutan padat di dalam kristal  $MgAl_2O_4$ , maka keduanya akan tersegregasi di batas butir dan menghambat pertumbuhan butir. Pada kondisi ini keramik yang dihasilkan akan memiliki ukuran butir yang kecil dan rapat massa yang rendah.



Gambar 1. Diagram fase  $MgO-Al_2O_3$  (10).

Tujuan utama dari penelitian ini adalah untuk mengetahui pengaruh *high energy milling* (HEM) dan komposisi terhadap rapat massa dan struktur mikro keramik  $MgAl_2O_4$  dengan harapan keramik dengan rapat massa yang tinggi dapat diperoleh pada suhu sinter yang relatif rendah. Umumnya penyinteran  $MgAl_2O_4$  memerlukan suhu tinggi, namun dengan penggunaan serbuk berukuran sangat kecil dan dengan penambahan  $Al_2O_3$  berlebih diharapkan penyinteran dapat dilakukan pada suhu relatif rendah. Penambahan  $Al_2O_3$  berlebih diharapkan dapat menghasilkan cacat kekosongan kation (Mg), yang dapat mempermudah proses difusi kation, yang akhirnya mempermudah proses penyinteran.

## 2. BAHAN DAN TATA KERJA

Serbuk MgO dan  $Al_2O_3$  masing-masing dengan komposisi 50:50 % mol (komposisi 1), 45:55 % mol (komposisi 2) dan 55:45 % mol (komposisi 3) dicampur secara mekanik dengan memakai alat gerus listrik (serbuk ini dinamakan serbuk awal). Serbuk hasil penggerusan dengan alat gerus listrik kemudian digerus lagi hingga berukuran nano meter menggunakan *planetary ball mill* (HEM, *high energy milling*). Serbuk awal dan yang digerus dengan HEM dipres dengan tekanan sekitar  $4 \text{ ton/cm}^2$  membentuk pelet mentah. Pelet mentah yang diperoleh kemudian disinter pada suhu  $1500^\circ\text{C}$  selama 2 Jam di dalam atmosfer udara. Rapat massa pelet mentah dan hasil sinter ditentukan melalui

penimbangan dan pengukuran dimensi. Struktur kristal pelet sinter ditentukan dengan difraksi sinar-x (XRD) dan parameter kisi nya dihitung dari data XRD tersebut. Hasil patahan pelet sinter diamati dengan mikroskop elektron (SEM, *scanning electron microscope*).

## 3. HASIL DAN PEMBAHASAN

### 3.1. Data Visual

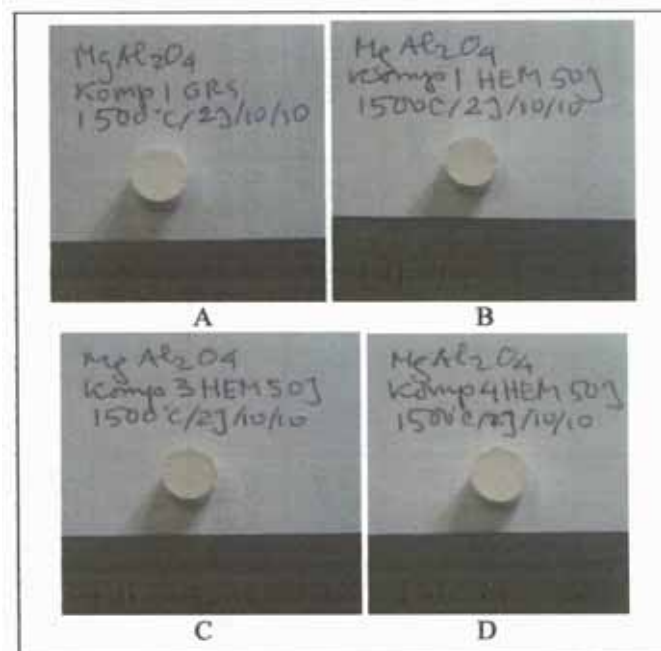
Gambar 2. memperlihatkan penampilan visual pelet berbasis  $MgAl_2O_4$  dari tiga komposisi  $Al_2O_3$ -MgO 50-50, 45-55 dan 55-45 yang disinter pada suhu  $1500^\circ\text{C}$  selama 2 jam di udara. Gambar-gambar tersebut memperlihatkan bahwa pelet hasil sinter secara visual cukup baik (tidak terlihat retak).

### 3.2. Analisis XRD

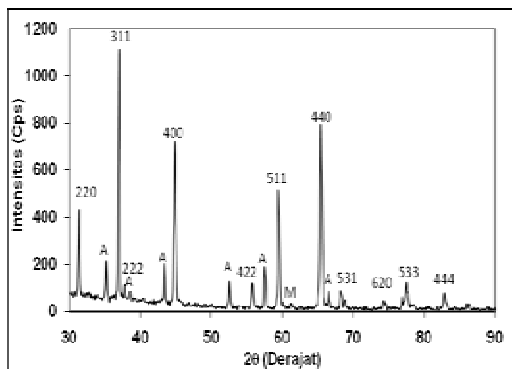
Hasil analisis difraksi sinar-x (XRD) untuk sampel dari komposisi 1 ((50-50) dalam % mol), komposisi 2 ((45-55) dalam % mol) dan komposisi 3 ((55-45) dalam % mol) yang disinter pada suhu  $1500^\circ\text{C}$  selama 2 jam diperlihatkan pada Gambar 3 sampai dengan 6. Dari pola difraksi harga parameter kisi  $MgAl_2O_4$  sebagai matriks (fase utama) dihitung menggunakan persamaan (3) dan hasilnya diperlihatkan ada Tabel 1. (11)

$$a = d(h^2+k^2+l^2)^{0.5} \quad (3)$$

dengan,  $d$  = jarak antar bidang kristal,  $a$  = parameter kisi dan  $h, k, l$  = indeks miller.



Gambar 2. Pelet  $MgAl_2O_4$  hasil sinter. A. Komposisi  $Al_2O_3$ -MgO (50-50) dari serbuk awal. B. komposisi (50-50) serbuk HEM, C. komposisi (45-55) HEM dan D. komposisi (55-45) HEM yang disinter pada suhu  $1500^\circ C$  selama 2 jam di udara.

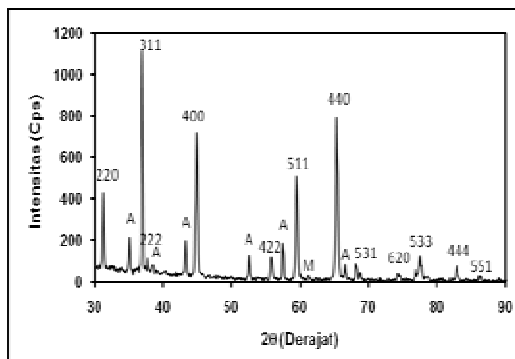


Gambar 3. Profil XRD pelet sinter  $MgO$ - $Al_2O_3$  komposisi 1 (50-50) awal disinter pada suhu  $1500^\circ C$  selama 2 Jam di udara. A=  $Al_2O_3$ , M= $MgO$ .

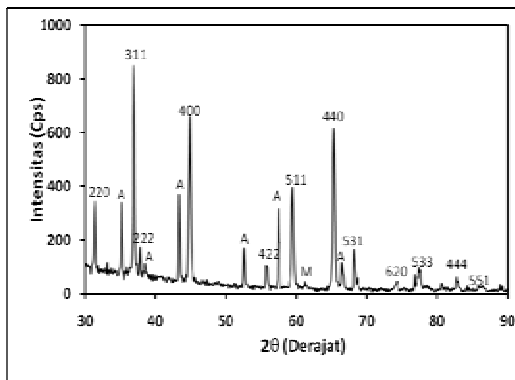
Gambar 3 memperlihatkan adanya puncak-puncak dominan dari  $MgAl_2O_4$  kubik spinel dan puncak minor dari  $Al_2O_3$  dan  $MgO$  (Dianalisis dengan cara *search and match* menggunakan pola difraksi standar dari JCPDS). Hal ini memperlihatkan bahwa keramik  $MgAl_2O_4$  komposisi 50-50 yang dibuat dari serbuk awal tersintesis pada

suhu  $1500^\circ C$  tetapi tidak sempurna. Sebagian  $Al_2O_3$  tidak bereaksi dengan  $MgO$ . Hanya satu puncak  $MgO$  yang teridentifikasi yaitu pada  $2\theta$ , sekitar  $62^\circ$ . Puncak-puncak kuat dari  $MgO$  berimpit dengan puncak-puncak kuat  $Al_2O_3$ . Hal yang sama dijumpai pada Gambar 4, namun dengan puncak  $Al_2O_3$  yang lebih rendah. Keramik dari serbuk hasil HEM juga berkrystal kubik spinel.

Data pola difraksi Gambar 4 memperlihatkan bahwa proses HEM memperbaiki reaktivitas serbuk  $MgO$  dan  $Al_2O_3$  sehingga keramik dengan komposisi 50-50 dapat disintesis lebih baik meski sebagian  $Al_2O_3$  masih tetap ada. Gambar 5 adalah pola difraksi keramik dari komposisi 45-55 di mana kadar  $Al_2O_3$  jauh lebih besar (berlebih) dari pada kadar  $Al_2O_3$  pada komposisi stoikiometri (50-50).



Gambar 4. Profil XRD pelet sinter MgO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> komposisi 1 (50-50) HEM (dengan Ball Mill selama 50 Jam) dan disinter pada suhu 1500°C selama 2 Jam di udara. A= Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

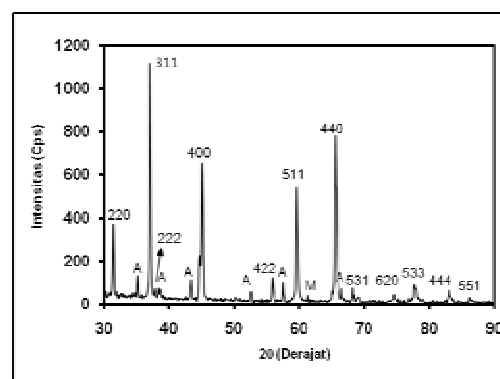


Gambar 5. Profil XRD pelet sinter MgO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> komposisi 2 (45-55) HEM (dengan Ball Mill selama 50 Jam) dan disinter pada suhu 1500°C selama 2 Jam di udara. A= Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, M= MgO..

Di sini puncak Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> jauh lebih tinggi dari pada puncak yang sama pada sampel dengan komposisi 50-50. Hal ini memperlihatkan bahwa kelebihan Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> tidak dapat diakomodasi oleh kristal MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> dan tidak seperti yang diharapkan di mana diinginkan kelebihan Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

membentuk larutan padat mengikuti persamaan (1).

Gambar 6 adalah pola difraksi keramik dari komposisi 55-45 di mana kadar MgO jauh lebih besar (berlebih) dari pada kadar MgO dari komposisi stoikiometri (50-50). Seperti telah dijumpai pada sampel sebelumnya Di sini puncak MgO hanya satu yang teramati yaitu pada 2θ sekitar 62°.



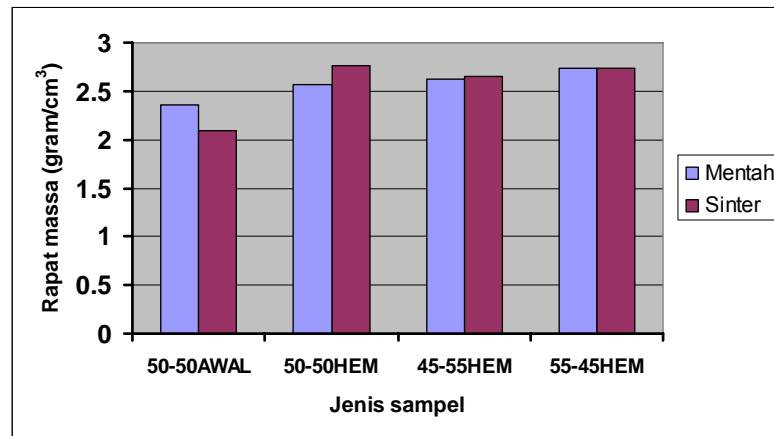
Gambar 6. Profil XRD pelet sinter MgO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> komposisi 3 (55-45) HEM (dengan Ball Mill selama 50 Jam) dan disinter pada suhu 1500°C selama 2 Jam di udara. A= Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, M= MgO..

Puncak-puncak MgO lainnya berimpit dengan puncak-puncak Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Puncak tertinggi dari MgO di sekitar 2θ = 43° berimpit dengan salah satu puncak Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> yang tinggi. Harga parameter kisi pada Tabel 1. dapat membantu untuk mengkonfirmasi larut tidaknya MgO di dalam MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>.

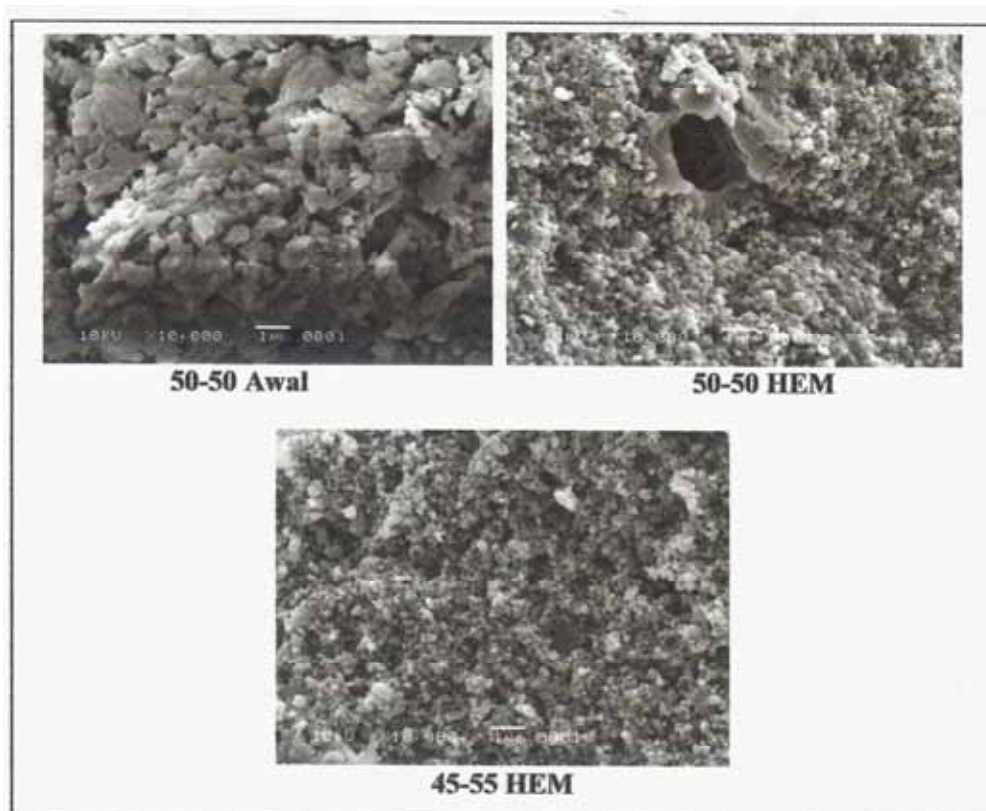
Tabel 1. Parameter kisi keramik berbasis MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> hasil sinter.

No.	Sampel	Parameter kisi (Angstrom)
1.	Komposisi 1 (MgO -Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ) 50-50 Awal	8,0860 ± 0,0041
2.	Komposisi 1 (MgO -Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ) 50-50 HEM	8,0840 ± 0,0036
3.	Komposisi 2 (MgO-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ) 45-55 HEM	8,0798 ± 0,0073
4.	Komposisi 3 (MgO-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ) 55-45 HEM	8,0670 ± 0,0185

\*) Keterangan: Parameter kisi MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> JCPDS 21-1162 = 8,083 Angstrom.



Gambar 7 . Rapat massa pelet  $Al_2O_3$ -MgO dari berbagai komposisi dari serbuk awal dan serbuk yang digerus dengan Ball Mill (HEM). Suhu sinter  $1500^\circ C$  dan waktu sinter 2 Jam, atmosfer udara.



Gambar 8. Struktur mikro pelet  $MgAl_2O_4$  komposisi 50-50 (Awal dan HEM) dan 45-55 HEM disinter pada suhu  $1500^\circ C$  selama 2 jam.

Seharusnya jika MgO larut padat di mana ion  $Mg^{2+}$  ( $0,072nm(10)$ ) mensubstitusi ion  $Al^{3+}$  ( $0,054 nm(10)$ ), maka parameter kisi keramik akan lebih besar dari pada

parameter kisi  $MgAl_2O_4$  stoikiometri. Harga parameter kisi yang sama di antara keduanya memperlihatkan bahwa MgO tidak larut padat.

Hal yang identik dijumpai pula pada keramik dengan kelebihan  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Harga-harga parameter kisi yang sama antara keramik stoikiometri dan keramik dengan kelebihan  $\text{Al}_2\text{O}_3$  juga memperlihatkan kelebihan  $\text{Al}_2\text{O}_3$  tidak atau sangat sedikit diakomodasi oleh kristal  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$ . Jika kelebihan  $\text{Al}_2\text{O}_3$  diakomodasi seharusnya parameter kisi keramik dengan kelebihan  $\text{Al}_2\text{O}_3$  lebih kecil dari pada parameter kisi  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  stoikiometri. Kemungkinan hal-hal berikut adalah penyebabnya yaitu kelebihan  $\text{Al}_2\text{O}_3$  dan  $\text{MgO}$  terlalu banyak, proses HEM kurang lama dan suhu sinter terlalu rendah. Gambar struktur mikro yang akan dibahas sesudah ini dapat memperkuat analisis ini.

### 3.3. Rapat Massa

Hasil perhitungan rapat massa untuk pelet mentah dan sinter diperlihatkan pada Gambar 7. Data pada Gambar 8 memperlihatkan adanya pengaruh perlakuan serbuk.

Serbuk yang digerus dengan HEM (*Ball milling* selama 50 jam) menghasilkan pelet sinter yang lebih padat. Ini disebabkan oleh perbedaan reaktivitas serbuk selama penyinteran. Serbuk yang digerus dengan HEM memiliki ukuran partikel yang lebih kecil dibandingkan dengan serbuk awal sehingga serbuk hasil HEM memiliki luas permukaan yang lebih besar dan akibatnya selama penyinteran lebih reaktif. Rapat massa tertinggi dimiliki oleh sampel komposisi 50-50 hasil HEM. Rapat massa yang lebih rendah dari pelet sinter dari komposisi lainnya disebabkan oleh adanya kelebihan  $\text{MgO}$  dan  $\text{Al}_2\text{O}_3$  yang tidak larut padat dan menghalangi densifikasi. Secara

keseluruhan rapat massa pelet sinter relatif masih jauh lebih rendah dibandingkan dengan target sebesar 95% rapat massa teoritis ( $r_{mt}$ ) ( $r_{mt} = 3,58 \text{ gram/cm}^3(10)$ ).

### 3.4. Struktur Mikro

Struktur mikro pelet sinter komposisi 50-50 awal dan HEM serta komposisi 45-55 diperlihatkan pada Gambar 8. Gambar 8 memperlihatkan bahwa pelet komposisi 50-50 hasil sinter dari serbuk awal memiliki ukuran butir yang besar dengan pori yang besar pula. Sementara pelet sinter komposisi 50-50 dari serbuk hasil HEM memiliki ukuran butir yang kecil dengan pori yang kecil. Terlihat pelet dari serbuk hasil HEM lebih padat namun butirnya belum tumbuh.

### 3.5. Kekerasan

Kekerasan pelet hasil sinter ditentukan dengan alat uji Vickers. Indentor dan indentasi vickers diperlihatkan pada Gambar 9. Dari beban yang dipakai dan panjang diagonal indentasi yang diukur, kekerasan dihitung menggunakan persamaan (4) (12,13).

$$Hv = 1,8544.P/d^2 \quad (4)$$

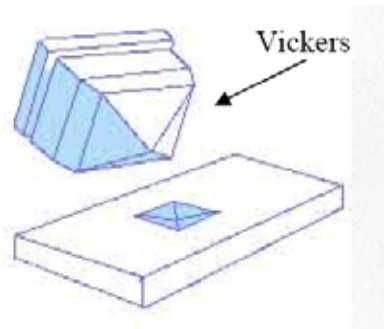
dengan :

Hv = Kekerasan Vickers ( $\text{Kgf/mm}^2$ ),

P = Beban penekan dan

d = Panjang diagonal indentasi rata-rata (mm).





Gambar 9. Indentor metode Vickers dan indentasinya (13).

Data hasil pengukuran kekerasan diperlihatkan pada Tabel 2.

Tabel 2. Kekerasan keramik berbasis  $MgAl_2O_4$ .

No.	Sampel	Kekerasan (Kg/mm <sup>2</sup> )
1.	50-50 Awal	252
2.	50-50 HEM	489
3.	45-55 HEM	406
4.	55-45 HEM	415

Pada Tabel 2 dapat dilihat bahwa kekerasan keramik dari serbuk hasil HEM lebih tinggi dari pada kekerasan keramik dari serbuk awal. Ini memperlihatkan bahwa proses HEM telah memberi pengaruh. Keramik dari serbuk yang lebih halus (hasil HEM) lebih padat sehingga memiliki kekerasan yang lebih tinggi. Keramik dengan  $Al_2O_3$  dan  $MgO$  berlebih memiliki kekerasan yang lebih rendah dari pada keramik dengan komposisi 50-50 karena kedua jenis keramik tersebut memiliki kepadatan yang lebih rendah.

#### 4. KESIMPULAN

1. Penggerusan mekanik dengan *high energy milling* (HEM) dapat mempertinggi reaktifitas serbuk sehingga serbuk menjadi lebih mudah

disinter.

2. Keramik  $MgAl_2O_4$  dapat disintesis dengan penyinteran pada suhu  $1500^\circ C$  dari serbuk  $Al_2O_3$  dan  $MgO$ , dari semua komposisi (50-50, 45-55 dan 55-45) tetapi tidak sempurna.
3. Rapat massa pelet keramik  $MgAl_2O_4$  untuk semua komposisi 50-50, 45-55 dan 55-45 masih harus ditingkatkan baik dengan memperbesar waktu HEM (lebih besar dari 50 Jam), memperkecil konsentrasi kelebihan  $MgO$  dan  $Al_2O_3$ , maupun dengan meningkatkan suhu sinter (Lebih besar dari pada  $1500^\circ C$ ).

#### 5. DAFTAR PUSTAKA

1. Wiss TAG, Damen PMG, Hiernaut JP, Ronchi C. Helium and xenon behavior in irradiated Am-containing  $MgAl_2O_4$  (Reactor experiment EFTTRA-T4). *J Nucl Mater* 2004; 334:47-57
2. Chauvin N, Konings RJM, Matzke HJ. Optimization of inert matrix fuel concept for americium transmutation. *J Nucl Mater* 1999; 274:105-11.
3. Nitani N, Kuramoto K, Yamashita T, Nihey Y, Kimura Y. In-pile irradiation of rock-like oxide fuels. *J Nucl Mater* 2003; 319:102-7.
4. Neeft EAC, Bakker K, Schram RPC, Conrad R, Konings RJM. The EFTTRA-T3 irradiation experiment on inert matrix fuels. *J Nucl Mater* 2003; 320:106-16.
5. Noirot J, Desgranges L, Chauvin N, Georghentum V. Post-irradiation examinations of THERMET composite fuels for transmutation. *J Nucl Mater* 2003; 320:117-25.

6. Konings RJM, Bakker K, Boshoven JG, Hein H, Huntelaar ME. Transmutation of actinides in inert-matrix fuels: fabrication studies and modelling of fuel behavior. *J Nucl Mater* 1999; 274:84-90.
7. Vettriano F, Magnani G, Torretta T La, Marmo E, Coelli S. Preliminary fabrication and characterisation of inert matrix and thoria fuels for plutonium disposition in light water reactors. *J Nucl Mater*. 1999; 274: 23-33.
8. T. Wiss T, Konings RJM, Walker CT, Thiele H. Microstructure characterisation of irradiated Am-containing  $MgAl_2O_4$  (EFTTRA-T4). *J Nucl Mater*. 2003; 320: 85-95.
9. M. Burghart M, Matzke Hj, Leger C, Vambenepeb G, Rome M. Inert matrices for the transmutation of actinides: fabrication, thermal properties and radiation stability of ceramic materials, *J All Comp* 1998; 271–273. 544–48.
10. Barsoum M. *Fundamental of Ceramics*. Mc Graw Hill. 1997.
11. Klug HP, Alexander LE. *X-ray diffraction procedures (for polycrystalline and amorphous materials)*. New York: John Wiley & Sons; 1974.
12. Neeft EAC, Bakker K, Belvroy RL, Tams W J, Schram RPC, Conrad R et al. *Mechanical behavior of macro-dispersed inert matrix fuels*. *J Nucl Mater* 2003; 317:217-25.
13. Yount HJ. *Advanced ceramic materials for use as fuel coating and inert matrix materials in advanced reactors*. Master Thesis, University of Wisconsin, Madison; 2006.