

INTERAKSI TERMOKIMIA BAHAN BAKAR U_3Si_2 TMU 2,96 GU/CM³ DENGAN Matriks AL DAN Kelongsong ALMg₂

Aslina Br.Ginting, Dian Anggraini, Maman Kartaman

Pusat Teknologi Bahan Bakar Nuklir (PTBBN)–BATAN

email: asina@batan.go.id

ABSTRAK

INTERAKSI TERMOKIMIA BAHAN BAKAR U_3Si_2 TMU 2,96 gU/cm³ DENGAN Matriks Al DAN Kelongsong ALMg₂. Sebelum melakukan pengujian interaksi kelongsong ALMg₂ dengan inti elemen bakar U_3Si_2 -Al pasca iradiasi, terlebih dahulu dilakukan pengujian interaksi kelongsong ALMg₂ dengan U_3Si_2 -Al pra iradiasi. Hal ini bertujuan untuk mengetahui dan menguasai metode uji untuk selanjutnya digunakan dalam pengujian interaksi kelongsong ALMg₂ dengan inti elemen bakar U_3Si_2 -Al pelat elemen bakar (PEB) pasca iradiasi di *hotcell*. Pengujian pra iradiasi dilakukan dengan pemanasan PEB U_3Si_2 -Al di dalam tungku DTA (*Differential Thermal Analysis*) dengan variasi temperatur sebagai simulasi proses radiasi di dalam reaktor. PEB U_3Si_2 -Al dengan tingkat muat uranium (TMU) 2,9 gU/cm³ berukuran 10x10 mm dipanaskan di dalam tungku DTA pada temperatur 450, 550; 650; 900 dan 1350°C dengan waktu tunda selama 1jam. Analisis mikrostruktur diamati menggunakan SEM/EDS. Interaksi termokimia antara bahan bakar U_3Si_2 dengan matriks Al maupun kelongsong ALMg₂ mulai terjadi pada temperatur 550°C yang ditunjukkan dengan adanya interaksi unsur Al dengan uranium serta migrasi unsur Mg ke batas *frame* bahan bakar. Pada pemanasan 630°C terjadi peleburan matriks Al dan kelongsong ALMg₂. Lelehan matriks Al dan kelongsong ALMg₂ secara langsung berinteraksi dengan U_3Si_2 membentuk aglomerat dan senyawa baru $U(Al,Si)_x$ serta UAl_x pada pemanasan 900°C dan 1350°C. Pembentukan aglomerat terjadi semakin besar dengan meningkatnya temperatur pemanasan. Interaksi termokimia dan pembentukan senyawa $U(Al,Si)_x$ dan UAl_x teridentifikasi pada termogram DTA.

Kata kunci: PEB U_3Si_2 -Al, kelongsong ALMg₂, interaksi termokimia, DTA, dan SEM/EDS.

ABSTRACT

THERMOCHEMICAL INTERACTION BETWEEN U_3Si_2 -Al IRRADIATED FUEL PLATES BASED OF Al MATRIX AND ALMg₂ CLADDING. Pre-irradiation testing must be done as a basis for post-irradiation testing of nuclear fuels. The interaction testing between ALMg₂ cladding and U_3Si_2 fuel plate was included in this case. As the simulation of radiation processes in the reactor, pre irradiation testing was performed by heating the U_3Si_2 -Al fuel plate in the furnace DTA (*Differential Thermal Analysis*) with various temperature. The purpose of testing to understand the method. It will be used in the post-irradiation testing about interaction between meat of U_3Si_2 -Al fuel plates and the cladding in *hotcell*. Fuel plate irradiated of U_3Si_2 with a loading of 2.96 gU, cm³ was cut with dimensions 10x10 mm, then was heated in the DTA furnace at temperatures of 450, 550, 650, 900 and 1350°C with a time delay for 1 hour. Microstructure analysis was done by SEM / EDS. Thermochemical interaction between U_3Si_2 fuel based of Al matrix and cladding ALMg₂ started at 550°C, which was indicated by the interaction of Al and U, as well as the migration of the elements Mg fuel to the frame boundary. Matrix of Al and Mg cladding melted at 630°C. Molten of Al matrix and ALMg₂ cladding interacted with U_3Si_2 fuel directly and formed agglomerates with a new compound $U(Al,Si)_x$ and UAl_x at a temperature of 900°C and 1350°C. The agglomerates formation will increasing as such as increasing heating temperature. Thermochemical interaction and the formation of $U(Al, Si)_x$ and UAl_x can be detected by DTA analysis.

Keywords: U_3Si_2 fuel plate, ALMg₂ Cladding, Thermochemical Interaction, DTA, and SEM/EDS

PENDAHULUAN

Hasil penelitian dan analisis pabrikator yang didukung oleh analisis keselamatan operasi reaktor bahwa PEB U_3Si_2-Al dengan tingkat muat uranium (TMU) $2,96 \text{ gU/cm}^3$ mempunyai unjuk kerja yang baik pada saat digunakan sebagai bahan bakar di dalam teras reaktor[1,2]. Sementara itu, PEB U_3Si_2-Al dengan TMU 4,8 dan $5,2 \text{ gU/cm}^3$ dari data analisis menunjukkan bahwa kedua PEB tersebut tidak mengalami kendala dalam proses pabrikasi dan unjuk kerjanya di dalam reaktor sedang dalam penelitian. PEB U_3Si_2-Al TMU $4,8 \text{ gU/cm}^3$ pasca iradiasi yang telah mengalami proses pendinginan di kolam reaktor (*fuel storage*) di kirim ke Instalasi Radiometalurgi (IRM) untuk dilakukan analisis *post irradiation examination* (PIE) di laboratorium IRM. Dalam usaha untuk mengetahui unjuk kerja bahan bakar PEB U_3Si_2-Al setelah diradiasi di reaktor, perlu dilakukan beberapa pengujian PIE di laboratorium IRM, antara lain adalah uji tanpa merusak (*Non Destructive Test*, NDT) yang meliputi ketebalan PEB, distribusi hasil fisi, *swelling*, kelengkungan, cacat secara visual, dan uji merusak (*Destructive Test*, DT) yang meliputi analisis metalografi, mekanik dan analisis *burn up* secara radiokimia. Data analisis dan perhitungan *burn up* secara radiokimia PEB U_3Si_2-Al TMU $2,96 \text{ gU/cm}^3$ telah berhasil dilakukan, namun pengaruh radiasi terhadap perubahan sifat metalografi dan mekanik belum dilakukan[3]. Untuk mengetahui pengaruh radiasi terhadap perubahan sifat metalografi PEB U_3Si_2-Al TMU $2,96 \text{ gU/cm}^3$ perlu dipahami interaksi kelongsong AlMg2 dengan inti elemen bakar (*meat*) U_3Si_2-Al sebelum diradiasi. Tujuan penentuan interaksi kelongsong AlMg2 dengan inti elemen bakar U_3Si_2-Al dengan TMU $2,96 \text{ gU/cm}^3$ adalah untuk mengetahui pengaruh radiasi terhadap unjuk kerja bahan bakar selama di iradiasi di dalam teras reaktor. Terjadinya proses interaksi kelongsong AlMg2 dengan *meat* U_3Si_2-Al disebabkan oleh radiasi sinar gamma selama diradiasi dengan daya 15 MW di dalam teras reaktor. Distribusi temperatur di dalam bahan bakar rata-rata sebesar 120°C , tetapi akibat radiasi kadangkala menyebabkan terjadinya *hot spot* pada posisi tertentu di dalam bahan bakar yang menyebabkan distribusi temperatur meningkat menjadi 170°C . Peningkatan temperatur

disebabkan oleh radiasi yang berkorelasi dengan lamanya bahan bakar diradiasi di reaktor dengan *burn up* tertentu menyebabkan kandungan hasil fisi dan unsur bermassa berat (*heavy element*, HE) meningkat. Terbentuknya hasil fisi dan HE menyebabkan tekanan di dalam *meat* bahan bakar meningkat, sehingga mendesak kelongsong AlMg2. Fenomena ini yang menyebabkan terjadinya interaksi *meat* bahan bakar dengan kelongsong AlMg2 yang disebabkan oleh radiasi.

Namun, sebelum pengujian interaksi kelongsong AlMg2 dengan inti elemen bakar atau *meat* U_3Si_2-Al pasca iradiasi dilakukan di dalam *hotcell*, terlebih dahulu dilakukan pengujian interaksi kelongsong AlMg2 dengan *meat* U_3Si_2-Al pra iradiasi atau secara uji dingin. Pengujian secara dingin dilakukan dengan proses pemanasan di dalam tungku DTA (*Differential Thermal Analysis*) dengan variasi temperatur sebagai simulasi proses radiasi di dalam reaktor. Tujuan pengujian sifat metalografi PEB pra iradiasi untuk menguasai metode uji untuk selanjutnya digunakan dalam pengujian metalografi PEB pasca iradiasi di *hotcell*. Terjadinya interaksi *meat* U_3Si_2-Al dengan kelongsong AlMg2 pada PEB U_3Si_2-Al pra iradiasi disebabkan oleh beberapa faktor antara lain: saat pembuatan ingot U_3Si_2-Al menggunakan busur listrik, dengan matriks Al dipanaskan hingga melebur dan leburan matriks Al dan kelongsong AlMg2 berinteraksi langsung dengan logam U membentuk fase baru $U(Al,Si)_3$ dan senyawa UAl_x . Faktor kedua yang mempengaruhi interaksi adalah persentase porositas di dalam volume *meat*[4]. Porositas *meat* U_3Si_2-Al yang dihasilkan pabrikator bahan bakar bervariasi antara satu dengan lainnya, misalnya 3 -15 % volume untuk ANL, 4 % volume untuk CERCA, 7-8 % volume untuk NUKEM, 9-10 % volume untuk B&W serta 5-9 % volume untuk BATEK[4,5,6]. Peningkatan porositas di dalam *meat* diduga akan mempengaruhi sifat metalografi PEB U_3Si_2-Al . Faktor lain yang menyebabkan terjadinya interaksi *meat* U_3Si_2-Al dengan kelongsong AlMg2 adalah proses perolan PEB U_3Si_2-Al . Dari literatur[7] menunjukkan bahwa proses perolan yang dikenakan terhadap kelongsong AlMg2 dan *meat* bahan bakar akan menyebabkan deformasi dengan energi tertentu. Proses perolan dingin akan merubah struktur mikro bahan yaitu dari bentuk butir yang bulat (*equiakial*) menjadi pipih dan memanjang

searah rol yang disebabkan oleh pergeseran kedudukan atom-atom dari tempat semula. Perolan yang disertai dengan *annealing* pada temperatur 450°C atau di atas temperatur rekristalisasi AlMg₂ akan menimbulkan pengintian pada tempat atau titik yang energinya tinggi dan selanjutnya terjadi pertumbuhan inti baru. Tumbuhnya inti baru akan memperbanyak batas butir dan butir yang terbentuk relatif lebih banyak dan lebih halus. Batas butir yang banyak akan menghambat gerakan atom dari suatu tempat ke tempat yang lain sehingga dengan adanya hambatan akan mempengaruhi sifat fisis bahan bakar tersebut.

Data mikrostruktur yang diperoleh dari penelitian ini dapat digunakan oleh pihak pabrikator dan kelompok modelling untuk peningkatan *design* bahan bakar reaktor riset dengan muatan uranium tinggi. Selain itu data tersebut dapat digunakan untuk mempelajari fenomena yang dialami oleh PEB U₃Si₂-Al yang disebabkan oleh pemanasan dan iradiasi. Bagi PTBBN-BATAN sebagai pusat penelitian dan pengembangan bahan bakar reaktor riset data hasil penelitian ini diharapkan dapat menjadi *data base* dalam mempelajari unjuk kerja PEB U₃Si₂-Al pra maupun pasca iradiasi.

METODE

Pemanasan Sampel Peb U₃si₂-Al Tmu 2,9 Gu/Cm³

Bahan yang digunakan dalam penelitian ini adalah PEB U₃Si₂-Al dengan TMU 2,9 gU/cm³ yang dipotong dengan ukuran 10×10 mm menggunakan *Diamond Cutting*. Potongan PEB U₃Si₂-Al dimasukkan ke dalam krusibel alumina dan dipanaskan di dalam tungku DTA dari temperatur 30°C

hingga 1500°C dengan kecepatan pemanasan 10°C/menit dalam media gas Argon[8,9]. Hasil pengukuran hingga 1500°C diperoleh fenomena reaksi termik berupa termogram DTA yang menyatakan besarnya temperatur reaksi matriks Al dan kelongsong AlMg₂ dengan inti elemen bakar atau *meat* U₃Si₂. Setelah diketahui fenomena reaksi termik yang terjadi pada temperatur 450, 550, 650, 900 dan 1350°C, kemudian disiapkan potongan PEB U₃Si₂-Al lainnya dengan ukuran 10×10 mm (4 buah) dan dipanaskan dalam tungku DTA pada masing-masing temperatur di atas dengan waktu tunda selama 1 jam.

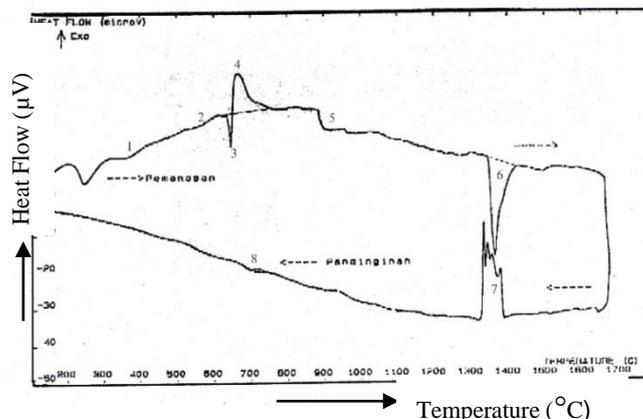
Analisis Metalografi

Cuplikan PEB U₃Si₂-Al variasi TMU 2,9 gU/cm³ hasil pemanasan dengan DTA pada temperatur 450, 550; 650; 900 dan 1350°C, dimounting dengan resin kemudian dilakukan preparasi metallografi yang mencakup grind dan poles mulai dari grit 200, 400, 800,1200 dan 2400 sampai permukaan cuplikan menjadi halus dan mengkilap. Setelah permukaan cuplikan halus, dilakukan etsa dengan menggunakan larutan kimia kemudian dilakukan analisis mikrostruktur antara lain interaksi bahan bakar U₃Si₂ dengan matriks Al dan kelongsong AlMg₂ menggunakan *Scanning Electron Microscope* (SEM-EDS) Merk JEOL.

HASIL DAN PEMBAHASAN

Analisis Reaksi Termokimia

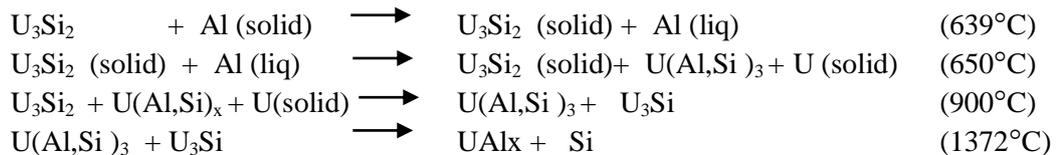
Hasil analisis interaksi termokimia PEB U₃Si₂-Al TMU 2,96 gU/cm³ hasil pemanasan hingga 1500°C diperoleh berupa termogram DTA ditunjukkan pada Gambar 1.



Gambar 1 : Termogram reaksi termokimia PEB U₃Si₂-Al TMU 2,9 gU/cm³

Gambar 1 pada posisi 1 menunjukkan bahwa pada temperatur 451°C terjadi perubahan aliran panas (*heat flow*) yang menunjukkan titik eutektik paduan AlMg₂. Pada temperatur 550°C, posisi 2 terjadi perubahan fasa dari fasa α menjadi fasa (L + α) yang ditunjukkan oleh perubahan *base line* aliran panas. Hal ini didukung oleh diagram fasa biner antara Al dengan Mg yang menunjukkan bahwa kemampuan larut padat (*solid solubility*) paduan AlMg₂ terjadi pada temperatur 451°C, sehingga diatas temperatur tersebut kelongsong AlMg₂ telah mengalami perubahan fasa[10]. Oleh karena itu untuk penyiapan sampel PEB U₃Si₂-Al untuk analisis mikrostruktur dimulai dari pemanasan 450°C (titik eutektik paduan AlMg₂).

Pada pemanasan 639°C, posisi 3 PEB U₃Si₂-Al mulai mengalami reaksi termik yang ditunjukkan oleh adanya puncak endotermik dengan menyerap sejumlah panas. Puncak endotermik tersebut menunjukkan terjadinya



Pada kisaran temperatur 800 hingga 900°C pada posisi 5 terjadi perubahan fasa dari U₃Si₂ menjadi U₃Si yang ditunjukkan dengan adanya perubahan aliran panas (*base line*) pada termogram DTA PEB U₃Si₂-Al pada Gambar 1. Hal ini terjadi karena adanya reaksi antara U *solid state* dengan partikel U₃Si₂ membentuk U₃Si[11].

Pada pemanasan 1300°C hingga 1400°C atau pada posisi 6 tampak terjadi perubahan aliran panas yang ditandai adanya puncak endotermik yang menunjukkan terjadinya pembentukan senyawa UAl_x dalam fasa cair dan peleburan unsur Si. Terbentuknya puncak endotermik pada temperatur tersebut menunjukkan terjadinya pengikatan atau pembentukan senyawa U-Al_x dan Si bebas dari senyawa U(Al,Si)₃. Pembentukan senyawa UAl_x (UAl₂, UAl₃ dan UAl₄)[14] sangat dipengaruhi oleh temperatur, waktu, kandungan matriks Al dan kandungan uranium.

Pada proses pendinginan, PEB U₃Si₂-Al dengan TMU 2,9 gU/cm³ diperoleh dua puncak eksotermik yang menunjukkan terjadinya reaksi

peleburan matriks Al dan kelongsong AlMg₂ yang diikuti oleh suatu puncak eksotermik pada temperatur 650°C pada posisi 4. Reaksi eksotermik tersebut menunjukkan terjadinya reaksi antara lelehan matriks Al dan AlMg₂ dengan U₃Si₂ yang membentuk senyawa U(Al,Si)_x. Reaksi eksotermik tersebut berdekatan dengan puncak endotermik (posisi 3), karena terjadi pengikatan atau difusi lelehan matriks Al dan AlMg₂ ke dalam inti elemen bakar U₃Si₂ secara cepat. Hal ini terjadi karena lelehan matriks Al mempunyai kontak antar muka dengan gaya gerak yang lebih besar sehingga ikatan intermetalik lelehan Al dengan U₃Si₂ terjadi secara simultan dengan reaksi peleburan matriks Al. Reaksi termokimia antara U₃Si₂ dengan matriks Al membentuk senyawa U(Al,Si)_x[11,12,13] dengan tahapan perubahan fasa sebagai berikut:

solidifikasi senyawa UAl_x pada posisi 7. Reaksi solidifikasi tersebut reversibel dengan reaksi pembentukan senyawa UAl_x pada temperatur 1439°C atau pada posisi 6. Reaksi solidifikasi ini menunjukkan bahwa pemanasan pada temperature 1372°C terjadi peleburan dan pembentukan senyawa UAl_x (fasa cair) dan pada proses pendinginan senyawa UAl_x kembali menjadi solid (fasa padat). Selain terjadi reaksi solidifikasi senyawa UAl_x pada posisi 7, pada proses pendinginan juga terjadi reaksi solidifikasi matriks Al pada temperatur 600°C atau pada posisi 8. Hal ini disebabkan karena pada TMU 2,96 gU/cm³ matriks Al bereaksi dengan uranium membentuk senyawa UAl_x pada temperatur 1350°C. Namun matriks Al tidak habis bereaksi membentuk senyawa UAl_x, sehingga pada proses pendinginan sisa matriks Al mengalami reaksi solidifikasi seperti yang terlihat pada posisi 8 Gambar 1.

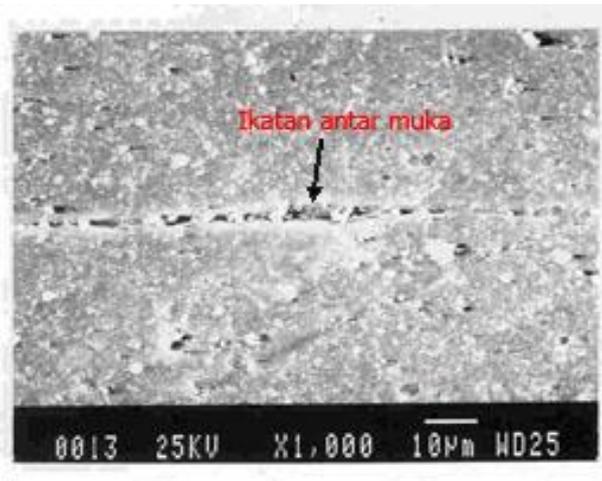
PEB U₃Si₂-Al dengan TMU 2,96 gU/cm³ hasil pemanasan dengan DTA hingga temperatur 1500°C dengan kecepatan pemanasan 10°C/menit. Beberapa pustaka yang didukung oleh diagram fasa antara U, Al

dan Si menyatakan bahwa pemanasan hingga temperatur 1500°C terjadi senyawa UAl_2 , UAl_3 , UAl_4 , $U(Al,Si)_3$ dan Si bebas[14]. Namun keberadaan senyawa ini tidak dikehendaki dalam bahan bakar karena akan mempengaruhi terjadinya pelembungan dan mempercepat terbentuknya hasil fisi dalam bahan bakar.

Analisis Mikrostruktur

Paduan aluminium magnesium termasuk pada seri 5xxx yang tidak dapat

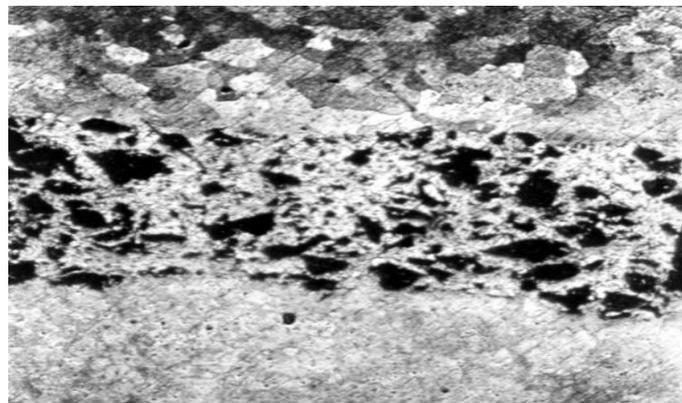
dikeraskan melalui perlakuan panas (*non heat treatable alloys*). Namun magnesium mempunyai batas kemampuan larut padat (*solid solubility*) dalam aluminium yang terjadi pada temperatur 451°C. Berdasarkan fenomena inilah, maka analisis mikrostruktur dilakukan terhadap cuplikan PEB U_3Si_2 -Al yang mengalami pemanasan di dalam tungku DTA pada temperatur 450°C dengan waktu tunda selama 1 jam. Hasil analisis mikrostruktur PEB U_3Si_2 -Al tersebut ditunjukkan pada Gambar 2 dan 3.



Gambar 2. Mikrostruktur ikatan antar muka kelongsong AlMg2

Gambar 2 menunjukkan adanya morfologi ikatan antar muka (*interface bonding*) kelongsong AlMg. Ikatan antar muka terjadi karena temperatur perolan pada 450°C dan proses anil pada temperatur 480°C mampu meningkatkan luas bidang kontak antar muka yang mempercepat difusi atom antar muka, sehingga menghasilkan ikatan antar muka logam yang lebih baik. Sementara itu, dari

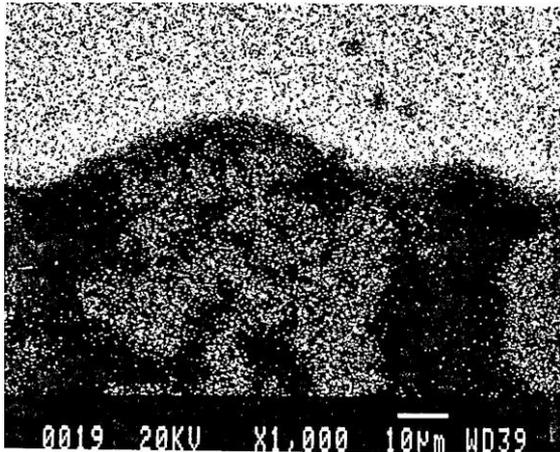
Gambar 3 terlihat jelas posisi kelongsong AlMg2 berada pada bagian tepi atas dan bawah sedangkan inti elemen bakar U_3Si_2 -Al terdistribusi secara merata pada bagian tengah PEB U_3Si_2 -Al. Mikrostruktur PEB U_3Si_2 -Al pada pemanasan 450°C belum menunjukkan terjadinya interaksi antara kelongsong AlMg2 dengan inti elemen bakar U_3Si_2 -Al.



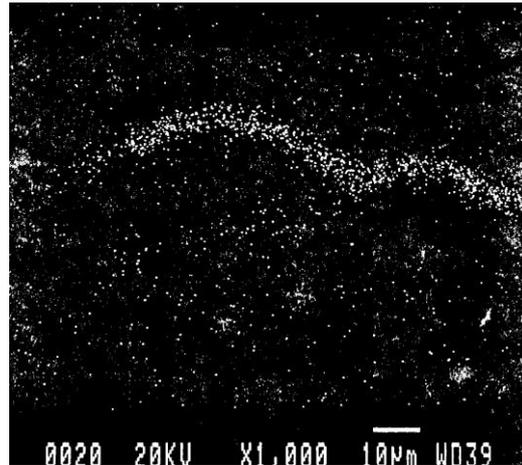
Gambar 3. PEB U_3Si_2 -Al TMU 2,96 g U/cm^3 pemanasan pada 450°C

Pada pemanasan 550°C (di atas temperatur kemampuan larut padat paduan AlMg2) menunjukkan bahwa terjadi migrasi unsur Al, Mg, U dan Si yang diidentifikasi menggunakan SEM-EDS. Hasil analisis mikrostruktur cuplikan PEB U_3Si_2 -Al pada pemanasan 550°C di dalam tungku DTA dilakukan dengan cara pemetaan (*mapping*)

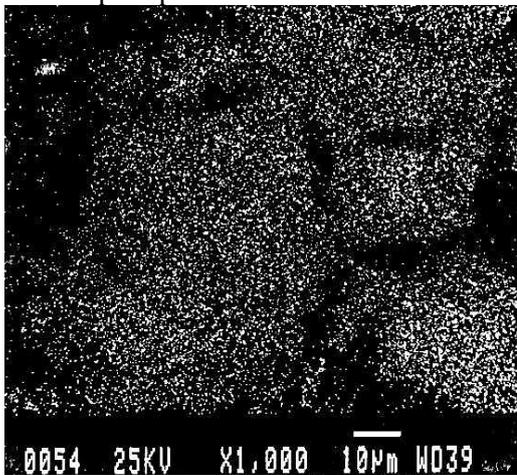
terhadap unsur Al, Mg, U dan Si. Pada Gambar 4, terlihat jelas bahwa unsur Al telah berinteraksi ke dalam inti elemen bakar U_3Si_2 dan unsur uranium maupun unsur Si sebagian telah berinteraksi ke arah kelongsong AlMg2 seperti yang terlihat pada Gambar 6 dan 7. Sementara itu, unsur Mg tetap berada dibatas bingkai (*frame*) AlMg2 seperti yang terlihat pada Gambar 5.



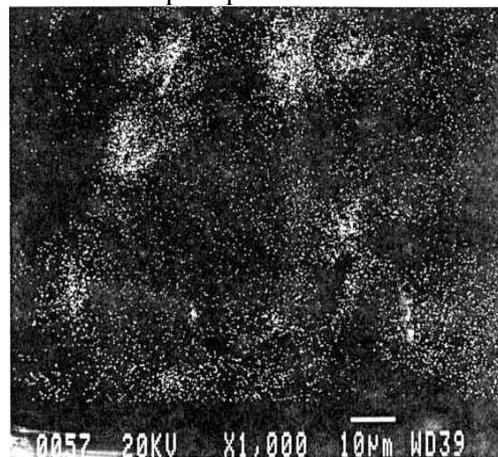
Gambar 4. Mapping matriks Al pada pemanasan 550°C



Gambar 5. Mapping Unsur Mg pada pemanasan 550°C



Gambar 6. Mapping unsur U pada pemanasan 550°C

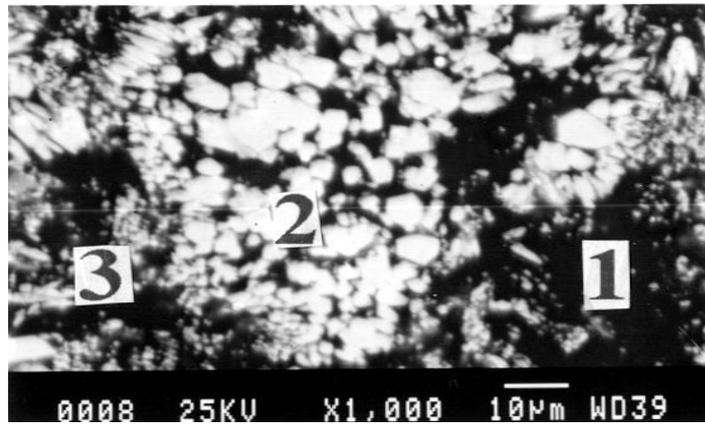


Gambar 7. Mapping unsur Si pada pemanasan 550°C

Hal ini menunjukkan bahwa pada pemanasan 550°C, telah terjadi ikatan logam (*intermetalik*) antara unsur uranium dengan Al, sedangkan unsur Mg tidak mengalami interaksi dengan unsur uranium karena unsur Mg mempunyai jumlah yang kecil dengan energi yang lebih kecil[14,15].

Selain pada pemanasan 450°C dan 550°C, PEB U_3Si_2 -Al juga mengalami reaksi termokimia pada pemanasan 650°C, 900°C dan

1350°C seperti yang terlihat pada Gambar 1. Hasil analisis mikrostruktur terhadap cuplikan PEB U_3Si_2 -Al pada pemanasan 650°C menunjukkan terjadinya lelehan matriks Al dan lelehan kelongsong AlMg2. Lelehan Al dan AlMg2 berinteraksi dengan inti elemen bakar U_3Si_2 membentuk gumpalan kecil atau aglomerat yang mengikuti pola orientasi retakan partikel U_3Si_2 seperti yang ditunjukkan pada Gambar 8.

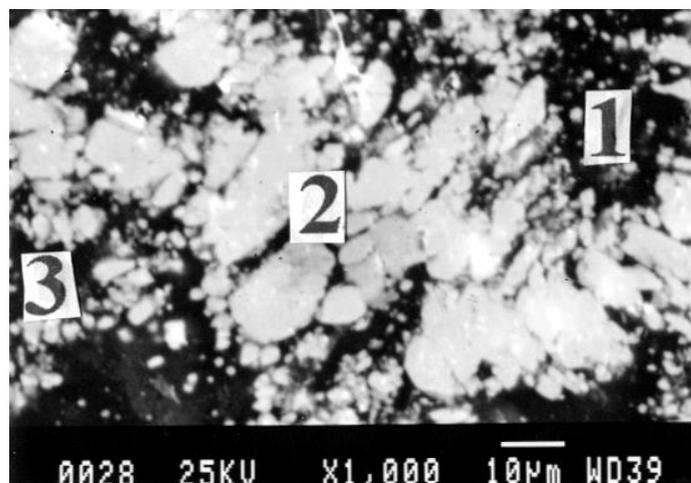


Gambar 8. Mikrostruktur PEB U_3Si_2 -Al pada pemanasan $650^\circ C$

Aglomerat yang terbentuk (berwarna putih abu-abu) mempunyai ukuran butir yang kecil dengan jumlah lebih banyak seperti yang terlihat pada Gambar 8 posisi-2. Hasil analisis menggunakan EDS memperlihatkan agglomerat yang terbentuk pada posisi-2 tersebut mempunyai perbandingan atom U : Al : Si = 17,97 : 55,60 : 2 6,44. Sementara itu, pada Gambar 8, posisi-3 dapat diamati bahwa agglomerat yang terbentuk mempunyai diameter butir lebih kecil dibandingkan dengan agglomerat yang terbentuk pada posisi-2. Hal ini disebabkan karena masih kurang waktu pemanasan hingga menyebabkan daya ikat antar agglomerat masih lemah. Namun dengan pemanasan lebih lanjut, agglomerat pada posisi-3 akan tumbuh menjadi agglomerat dengan

ukuran butir lebih besar. Hasil analisis dengan menggunakan EDS menunjukkan agglomerat yang terbentuk pada posisi-3 mempunyai perbandingan atom U : Al : Si = 10,40 : 80,95 : 8,65, sedangkan pada posisi-1 daerah yang berwarna hitam dominan terdiri dari unsur Al dengan perbandingan atom U : Al : Si = 1,65 : 98,02 : 0,38.

Pengamatan mikrostruktur PEB U_3Si_2 -Al pada pemanasan $900^\circ C$ terlihat pengikatan inti elemen bakar U_3Si_2 dengan matriks Al dan kelongsong AlMg2 semakin besar seperti yang ditunjukkan pada Gambar 9. Fenomena ini terjadi karena pada temperatur tinggi reaksi termokimia terjadi lebih besar karena partikel U dan Al memiliki energi aktivasi yang besar.

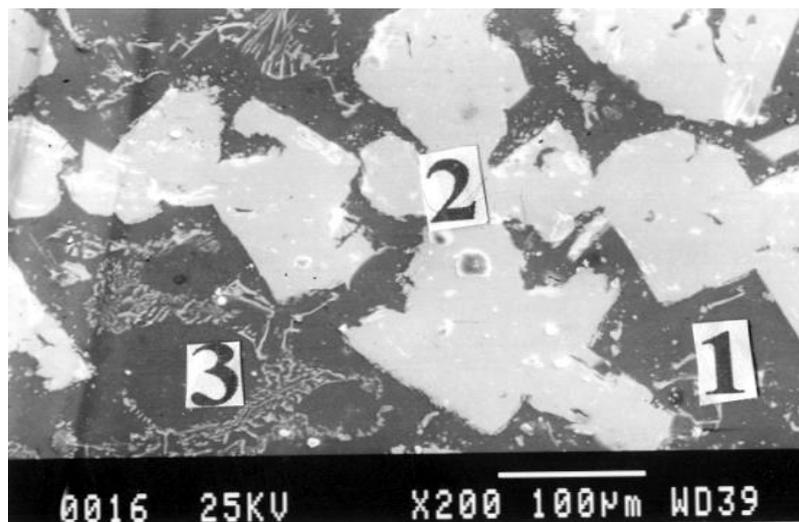


Gambar 9. Mikrostruktur PEB U_3Si_2 -Al pada pemanasan $900^\circ C$

Apabila dibandingkan antara pertumbuhan aglomerat yang terjadi pada Gambar 8 dengan aglomerat yang terjadi pada Gambar 9, baik pada posisi 1, 2 dan 3 interaksi terjadi semakin besar. Hal ini dikarenakan terjadi ikatan antar logam *intermetallic* matriks Al dengan U_3Si_2 secara perlahan lahan yang menyebabkan pertumbuhan aglomerat semakin besar dengan naiknya temperatur. Pertumbuhan aglomerat pada pemanasan $900^\circ C$ ini terjadi karena proses rekristalisasi senyawa U_3Si_2 -Al. Pada saat proses pabriksi PEB U_3Si_2 -Al, inti elemen bakar U_3Si_2 mengalami deformasi dengan tegangan sisa tertentu, sehingga sewaktu dilakukan pemanasan dalam tungku DTA pada temperatur $900^\circ C$ atau di atas temperatur rekristalisasi U_3Si_2 , inti elemen bakar (*meat*) U_3Si_2 -Al mengalami pengintian yang diikuti pertumbuhan aglomerat dengan arah orientasi yang berbeda-beda. Hasil analisis komposisi dengan menggunakan EDS menunjukkan

bahwa aglomerat yang terbentuk seperti pada Gambar 9, posisi-2 mempunyai perbandingan atom U : Al : Si = 20,9 : 62,57 : 16,53. Pembentukan aglomerat pada posisi -3 mempunyai ukuran butir lebih besar dibandingkan dengan aglomerat pada posisi-3, Gambar 8. Aglomerat posisi-3 pada Gambar 9 mempunyai orientasi dan gaya gerak ke arah aglomerat yang terbentuk pada posisi-2. Hal ini menunjukkan bahwa aglomerat dengan ukuran kecil akan berdifusi ke dalam aglomerat dengan ukuran lebih besar. Hasil analisis dengan menggunakan EDS menunjukkan bahwa aglomerat pada posisi-3 Gambar 9 mempunyai perbandingan atom U:Al:Si=15,08 : 67,95:16,97, sedangkan pada posisi-1 Gambar 9 terlihat dominan terdiri dari unsur Al dengan perbandingan atom U:Al:Si = 5,68 : 93,06 : 1,26.

Mikrostruktur PEB U_3Si_2 -Al hasil pemanasan pada temperatur $1350^\circ C$ seperti yang ditunjukkan pada Gambar 10.



Gambar 10. Mikrostruktur PEB U_3Si_2 -Al pada pemanasan $1350^\circ C$

Pada Gambar 10 jelas terlihat pengikatan ikatan elemen bakar U_3Si_2 oleh lelehan matriks Al dan kelongsong AlMg2 semakin besar. Fenomena ini menyebabkan pembentukan dan pertumbuhan aglomerat semakin besar dengan orientasi yang teratur. Hal ini dapat terjadi karena pertumbuhan aglomerat pada pemanasan $1350^\circ C$ mengalami pertumbuhan lebih cepat karena pergerakan atom antar partikel lebih cepat dengan naiknya temperatur pemanasan. Aglomerat yang terbentuk pada pemanasan $650^\circ C$ dan $900^\circ C$

dengan butir lebih kecil secara teratur berdifusi ke aglomerat yang mempunyai butir lebih besar dan membentuk suatu aglomerat dengan ukuran butir yang lebih besar dengan jarak antar butir semakin kecil seperti yang terlihat pada posisi-2.

Mikrostruktur PEB U_3Si_2 -Al pada pemanasan $1350^\circ C$ ini selain terjadi pertumbuhan aglomerat juga terbentuk butir dendrit seperti yang terlihat pada Gambar 10, posisi-3. Dendrit yang terbentuk disebabkan adanya lelehan Al dan pada proses pendinginan mengalami pembekuan melalui mekanisme

pengintian dan pertumbuhan butir. Hal ini didukung oleh data analisis dengan menggunakan alat DTA yang pada saat proses pendinginan pada temperatur 600°C terjadi reaksi solidifikasi unsur Al seperti yang ditunjukkan pada Gambar 1. Hasil analisis komposisi menggunakan alat SEM/EDS, aglomerat yang terbentuk posisi- 2 pada Gambar 10 mempunyai perbandingan atom U : Al : Si = 58,88 : 22,86: 18,26. Sementara itu, dendrit yang terbentuk pada posisi-3 mengandung unsur Al lebih besar mempunyai yang mempunyai perbandingan atom U: Al : Si = 10,84 : 85,39 : 3,77 yang relatif sama dengan posisi -1 tetapi mempunyai perbandingan atom U : Al : Si = 7,46 : 82,94 : 10,61.

KESIMPULAN

Interaksi termokimia antara bahan bakar U_3Si_2 dengan matriks Al maupun kelongsong AlMg2 mulai terjadi pada temperatur 550°C. Pada temperatur 630°C terjadi peleburan matriks Al dan kelongsong AlMg2. Lelehan matriks Al dan kelongsong AlMg2 secara langsung berinteraksi dengan U_3Si_2 membentuk aglomerat dengan senyawa baru $U(Al,Si)_x$ dan UAl_x pada temperatur 900°C dan 1350°C. Data mikrostruktur menunjukkan bahwa pembentukan aglomerat terjadi semakin besar dengan meningkatnya temperatur pemanasan.

DAFTAR PUSTAKA

- Supardjo, Karakterisasi Paduan U_xSi_y Pada Daerah Komposisi Antara 6,62 s/d 7,63 Si, Tesis Magister, Pasca Sarjana, Program Magister Ilmu dan Rekayasa Nuklir, Institut Teknologi Bandung, 1993.
- Suripto, A., Soentono, S., Reduced Enrichment for Research and Test Reactor, National Atomic Energy Agency, Proceeding of the XIV – International Meeting, Jakarta, 4-5 November, 1991.
- Ginting, A.,B., Anggraini, D., Nugroho, A., Novarty, dan Boybul, Pengembangan Metode Pengujian Fisikokimia Bahan Bakar Nuklir Pasca Iradiasi, Laporan Teknis Hasil Penelitian Tahun-2013, PTBBN-BATAN, 2013.
- Copeland, G.L and Snelgrove, J.L., Examination of Irradiation High U-Loaded U_3O_8 -Al fuels Plates, Proceeding of the International Meeting on Research and Test Reactor Core Conversations from HEU to LEU Fuels, ANL, 1987.
- Domagala, R.F., Wincek, T.C., Snelgrove, J.L., Homa M.I., and Heinrichh, R.R., DTA Study of U_3Si_2 - Al and U_3Si_2 - Al Reactions, IAEA - TECDOC - 643(4), 1992.
- Snelgrove, J.L., Domagala, R.F., Hofman, G.L., Wincek, T.C., Copeland, G.L., Hobbs, R.W., and Senn, R.L., The Use of U_3Si_2 Dispersed Al in Plate Type Fuel Elements for Research and Test Reactor, ANL / RERTR /TM -11, 1987.
- Siswosuwarno, M., Teknik Pembuatan Logam Jilid I, Jurusan Mesin, Fakultas Teknologi Industri, Institut Teknologi Bandung, 1995.
- Ginting, A.Br., Pengaruh Perolan Terhadap Karakteristik Termal AlMg2, Prosiding PPSM, Serpong, 1996.
- Setaram, Applications of Differential Thermal Analysis and Differential Scanning Calorimetry, France, 1992.
- Hatch, J.E., Aluminium Properties and Physical Metallurgy, American Society for Metals, Metal Park, Ohio, 1990.
- Toft, P., dan Jensen, A., Differential Thermal Analysis and Metallographic Examination of U_3Si_2 Powder, U_3Si_2/Al (38w/o) Miniplates, IAEA- TECDOC 643(4), page 15-122, 1985.
- Samoilov, A.G., Kashtanov, A.I., and Volkov, V.S., Dispersion Fuel Nuclear Reactor Elements Atomizdat”, Moskua, 1965.
- Saito, J., Komor, Y., Sakuraiand, F., and Ando, H., Measurement of Thermal Conductivity of Uranium Silisida – Aluminium Dispersion Fuel, Departement of JMTR Project, Oarai Research Establishment, JAERI-Oarai-Machi, Higahiibaraki-gun, Ibaraki-ken, 1991.
- Chang-Kyu Rhee, Su-Ii Pyun And Ii-Hiun Kuk, Phase Formation and Growth at Interface Between U_3Si and Aluminium Korea Atomic Energy Institute, Daejeon 305-606, Korea, April, 1991.
- Willard, H.H., Merritt, L.L. Jr, Dean, J.A., and Settle, F.A. Jr, Instrumental Methods of Analysis, Wadsworth Publishing Company, 7th - Edition, California, 1988.