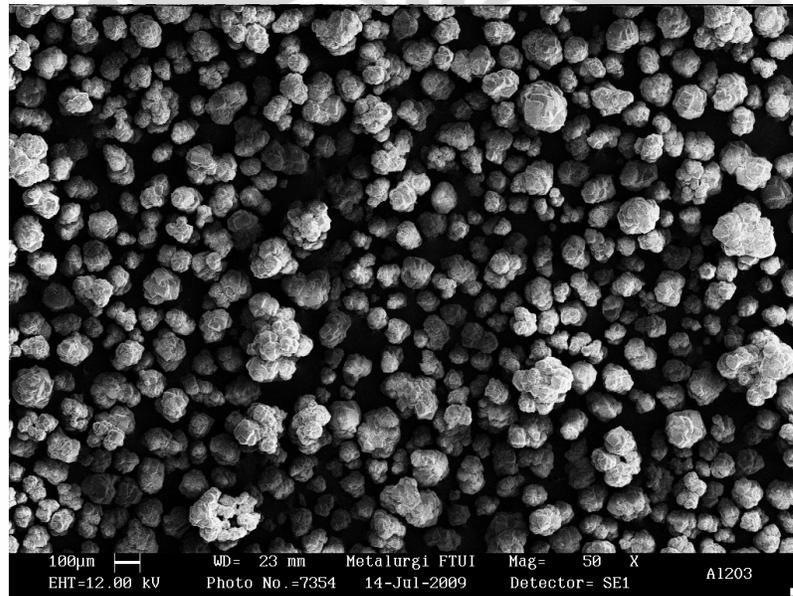


HASIL DAN PEMBAHASAN

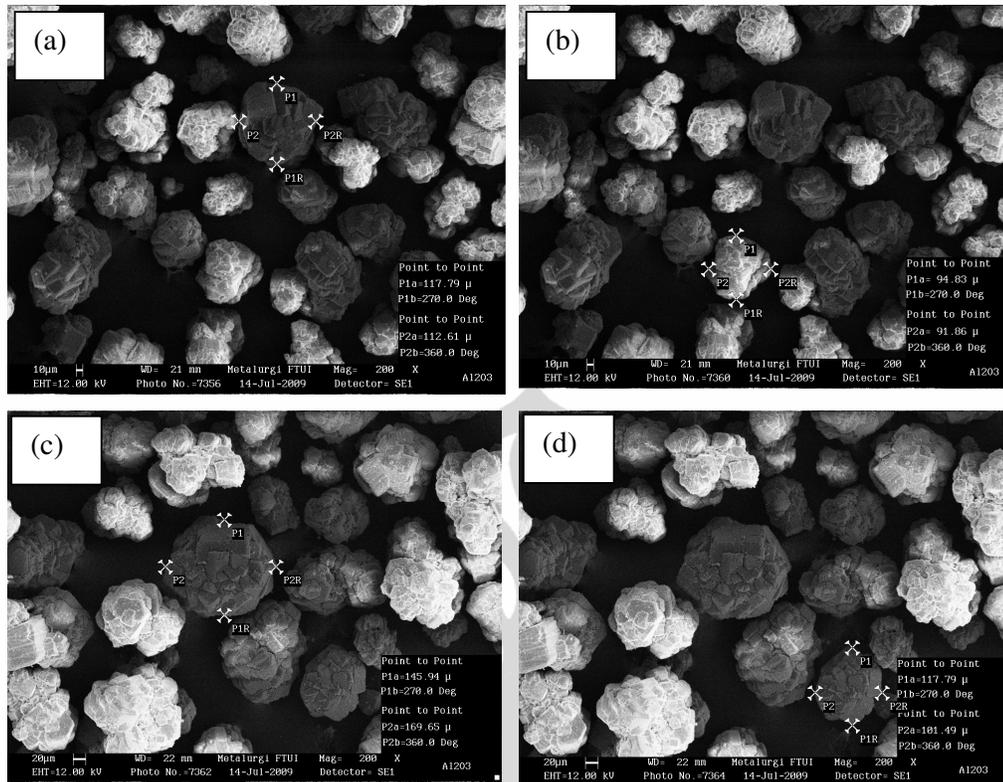
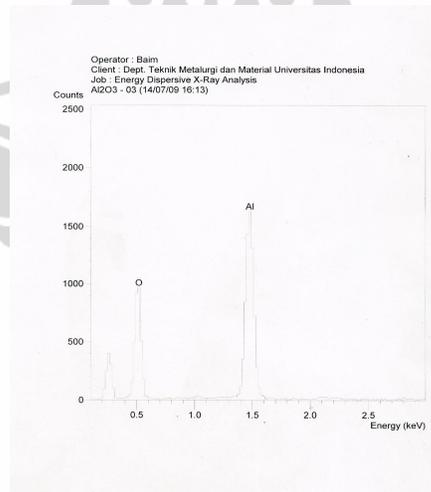
4.1 Karakterisasi Partikel Al_2O_3

4.1.1 Morfologi Partikel Al_2O_3 Sebelum *Electroless Plating*(*as-recieved*)

Hasil pengamatan morfologi serbuk Al_2O_3 dengan SEM ditunjukkan dengan Gambar 4.1. Pada gambar tersebut terlihat bahwa bentuk dari serbuk Al_2O_3 dengan ukuran 220 mesh adalah beragam. Bentuk partikel circular (bulat), aglomerat dan permukaan agak kasar/tidak halus. Untuk hasil pengukuran partikel Al_2O_3 diperoleh bahwa partikel Al_2O_3 memiliki rentang ukuran tertentu yaitu antara 93,345 sampai 157,795 μm dengan diameter butir rata-rata sekitar 118,995 μm yang diperlihatkan pada Gambar 4.2.(a) sampai 4.2.(d).



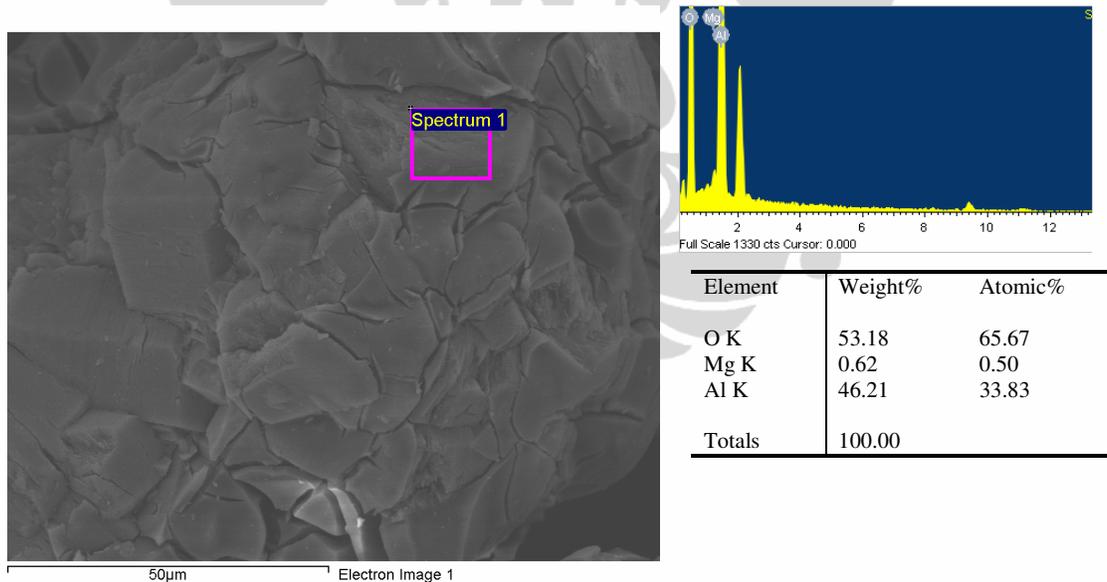
Gambar 4.1. Bentuk dan Distribusi Partikel Al_2O_3

Gambar 4.2. Ukuran partikel Al_2O_3 (*as-received*)Gambar 4.3. Spektrum EDS permukaan partikel Al_2O_3 (*as-received*)

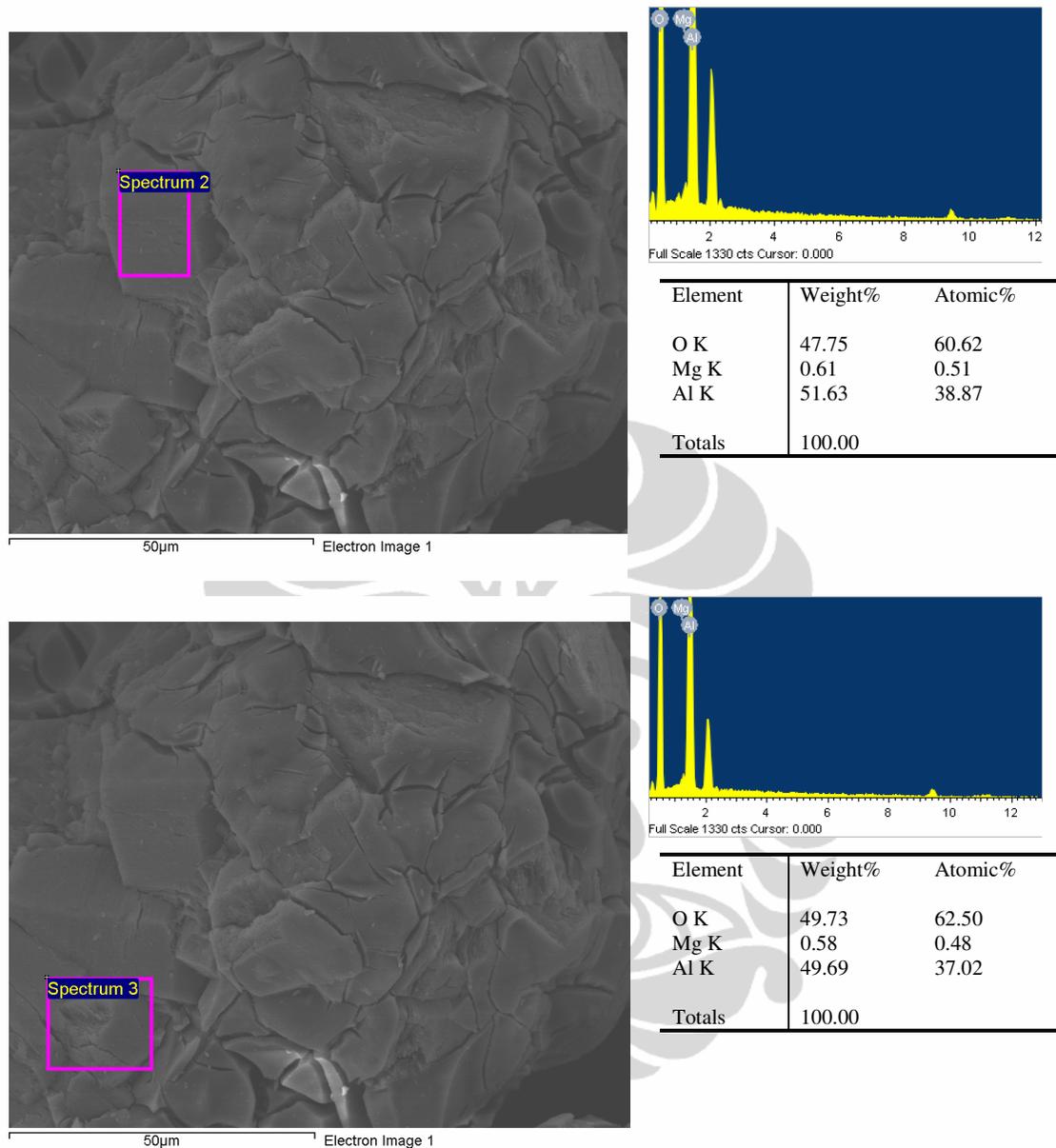
Hasil pengujian EDS ditunjukkan pada Gambar 4.3. Spektrum yang terlihat hanya puncak-puncak energi elemen Al dan O. Pada gambar tersebut mengindikasikan bahwa serbuk atau partikel Al_2O_3 yang digunakan sebagai penguat komposit Al/ Al_2O_3 adalah serbuk murni atau memiliki kemurnian tinggi karena tidak terdeteksi unsur pengotor lain.

4.1.2 Morfologi Partikel Al_2O_3 Sesudah *Electroless Plating*

Topografi partikel Al_2O_3 yang telah di *electroless plating* dengan kadar Mg sebesar 0,1 gram diperlihatkan pada Gambar 4.4. dan sebagai perbandingan, diperlihatkan juga hasil pengamatan dengan SEM dan EDS partikel Al_2O_3 yang di-*electroless plating* dengan kadar Mg 0,3 gram (Gambar 4.5). Penambahan Mg dengan kadar 0,1 gram pada proses *electroless plating* adalah untuk menghasilkan fasa atau oksida logam terutama MgAl_2O_4 (spinel) yang dapat meningkatkan *wettability* matrik dan penguat. Pada Gambar 4.4 terlihat permukaan partikel Al_2O_3 relatif bersih dari endapan atau serpihan yang menempel dan hampir sama dengan partikel Al_2O_3 tanpa plating (*as-recieved*). Diindikasikan bahwa partikel tersebut telah terlapis relatif merata oleh oksida logam MgO atau spinel MgAl_2O_4 karena hasil EDS pada berbagai posisi memperlihatkan adanya elemen Mg, O dan Al. Komposisi kimia mikro elemen Mg untuk masing-masing spektrum berturut-turut adalah 0,62, 0,58 dan 0,61%wt dengan rata-rata sebesar 0,603%wt serta standar deviasi sebesar 0,02.

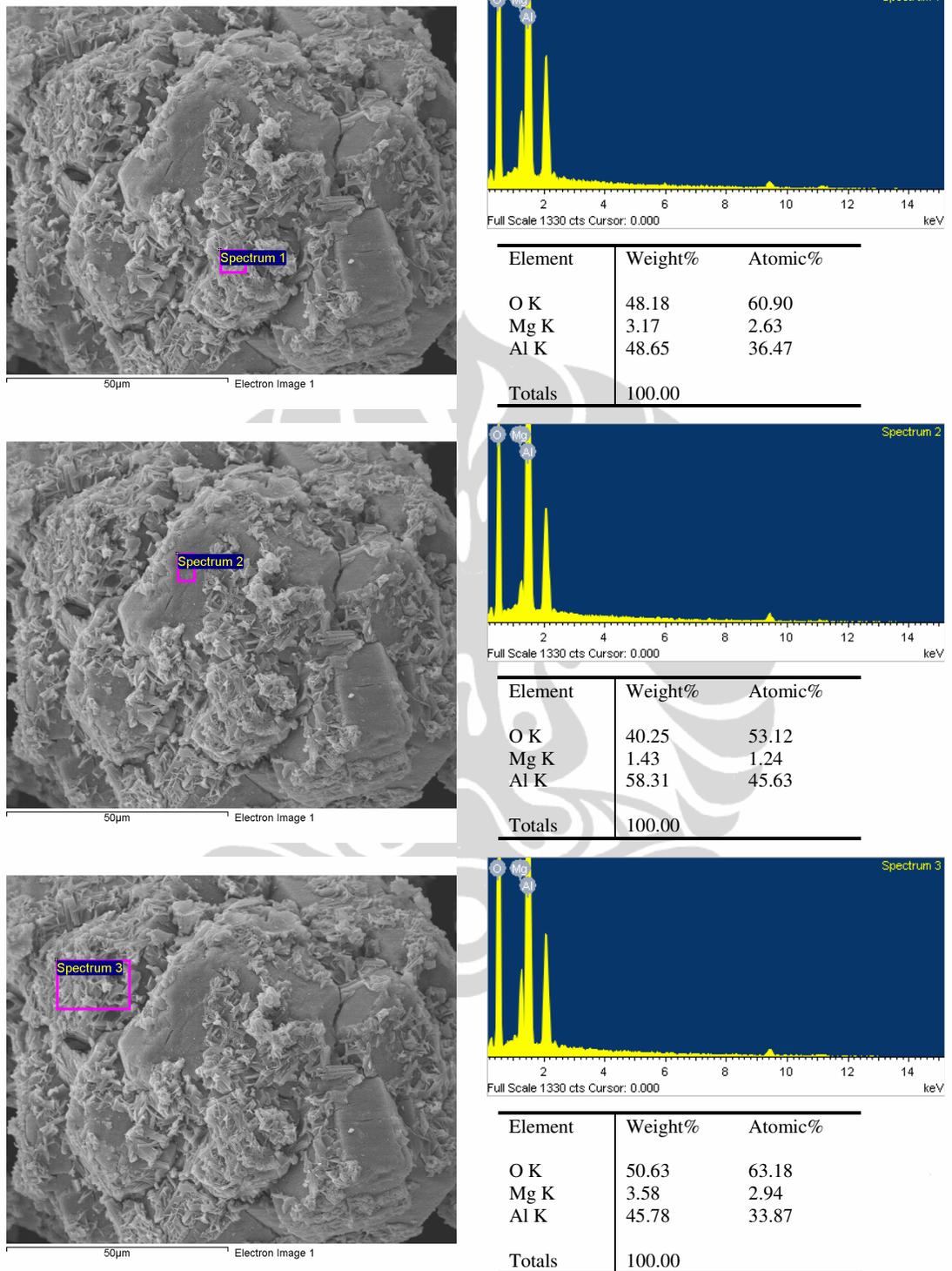


Gambar 4.4. Mikrograf dan spektrum EDS pasca *electroless plating* 0,1 gram Mg



Gambar 4.4. Mikrograf dan spektrum EDS pasca *electroless plating* 0,1 gram Mg (lanjutan)

Hasil komposisi kimia mikro yang diperoleh terutama elemen Mg dengan standar deviasi sebesar 0,02 menunjukkan bahwa telah terbentuk lapisan oksida relatif merata pada permukaan partikel Al_2O_3 . Lapisan oksida logam yang terbentuk dimungkinkan sebagai oksida logam MgO , Al_2O_3 dan spinel MgAl_2O_4 . Lapisan oksida tersebut terutama MgO dan MgAl_2O_4 sangat membantu dalam peningkatan *wettability* matrik terhadap partikel Al_2O_3 .



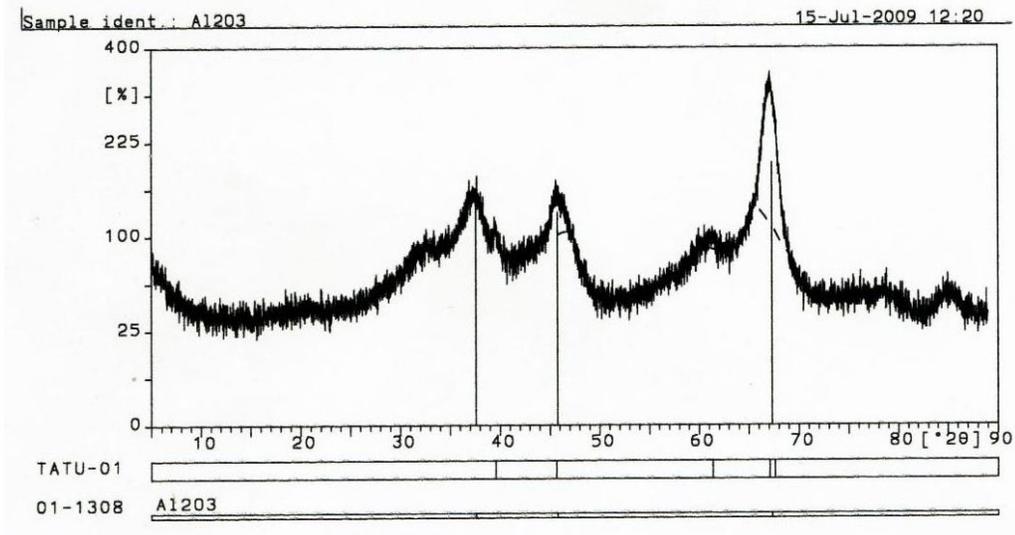
Gambar 4.5. Mikrograf dan spektrum EDS pasca electroless plating 0,3 gram Mg

Sedangkan pada Gambar 4.5(a) sampai 4.5(c) menunjukkan topografi partikel Al_2O_3 hasil *electroless plating* dengan kadar Mg 0,3 gram. Pada gambar tersebut teramati adanya endapan atau serpihan yang menempel permukaan. Pada permukaan partikel Al_2O_3 gumpalan-gumpalan. Penambahan ion Mg sebesar 0,3 gram pada proses *electroless plating*, menyebabkan sebagian elemen Mg menggumpal. Hasil EDS pada Gambar 4.5(a) dan 4.5(c) menampilkan spektrum yang dihasilkan pada bagian yang menggumpal/aglomerat, dimana kadar Mg yang terukur lebih besar dibanding pada daerah seperti pada Gambar 4.5(b). Untuk bagian yang terdapat gumpalan, kadar elemen Mg yang terukur adalah 3,17 dan 3,58%wt sementara untuk bagian permukaan yang halus hanya 1,43%wt. Hal ini mengindikasikan bahwa gumpalan tersebut merupakan endapan Mg atau oksida Mg yang menggumpal. Partikel Al_2O_3 tidak terlapis dengan baik oleh oksida logam atau spinel untuk *electroless plating* dengan kadar Mg 0,3 gram. Adanya gumpalan pada permukaan partikel Al_2O_3 dapat menurunkan *wettability* dan berpotensi menimbulkan cacat casting seperti porositas. Selain itu, pada spektrum EDS nampak juga elemen lainnya yaitu Al dan O. Untuk elemen Al dimungkinkan berasal dari partikel Al_2O_3 itu sendiri atau spinel MgAl_2O_4 , sedangkan elemen O dapat dikontribusi dari oksida logam atau partikel Al_2O_3 yang belum terlapis secara menyeluruh. Untuk menentukan dan memastikan senyawa atau fasa yang tepat, maka dilakukan analisis pola difraksi dengan pengujian XRD.

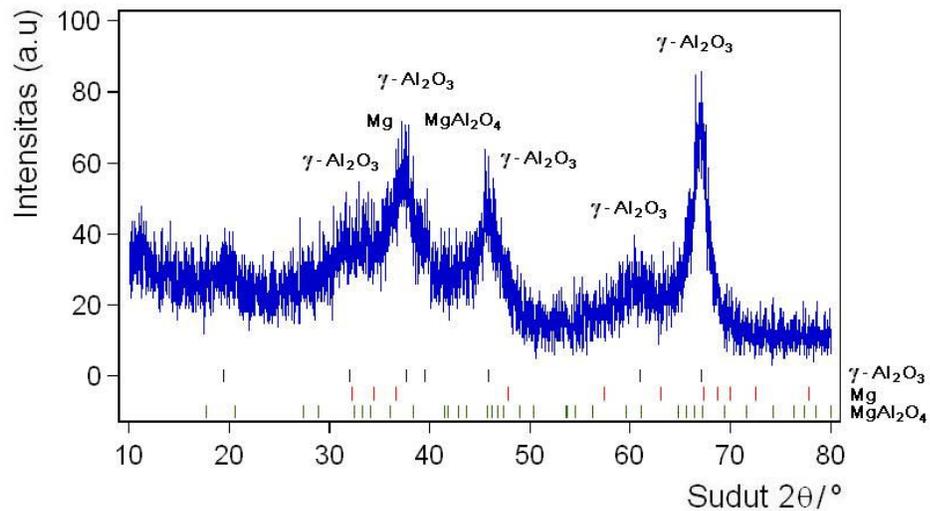
4.1.3 Analisis Fasa Partikel Al_2O_3 Sebelum Dan Sesudah *Electroless Plating*

Analisa fasa terhadap partikel Al_2O_3 sebelum dan pasca *electroless plating* dilakukan menggunakan alat XRD. Gambar 4.6 adalah hasil dari analisa XRD partikel Al_2O_3 sebelum *electroless coating*. Hasil dari analisa XRD menunjukkan bahwa fasa yang ada adalah fasa tunggal γ - Al_2O_3 dengan sudut 2θ berturut-turut adalah 37,52, 45,67 dan 67,15 derajat. Ketiganya merupakan sudut 2θ dari fasa γ - Al_2O_3 . Selain itu juga tidak terdapat fasa pengotor lain. Puncak - puncak yang terbentuk adalah hanya puncak dari fasa γ - Al_2O_3 . Untuk pola difraksi pasca *electroless plating* ditunjukkan pada Gambar 4.7. Secara keseluruhan puncak-puncak utama yang terlihat masih merupakan puncak dari fasa γ - Al_2O_3 , yaitu pada

sudut 2θ 37.5, 45.67 dan 67.15. Selain fasa $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ teramati juga fasa-fasa yang lain seperti Mg, MgO, dan MgAl_2O_4 . Pada gambar tersebut terlihat adanya elemen Mg yang belum teroksidasi dan fasa MgAl_2O_4 terdeteksi pada sudut 2θ 37,20 dan 45,25.



Gambar 4.6. Pola difraksi partikel Al_2O_3 (as-recieved)



Gambar 4.7. Pola difraksi partikel Al_2O_3 pasca *eleetroless plating*

4.2 Komposisi Kimia komposit Al/Al₂O₃

Hasil uji komposisi kimia terhadap komposit hasil *stir casting* menggunakan XRF diperlihatkan pada Tabel 4.1.

Tabel 4.1. Komposisi kimia AC8H (*as-received*)

Elemen	Cu	Si	Mg	Zn	Fe	Mn	Ti	Ni	Al
%Wt	3.216	11.316	1.073	0.006	0.134	0.009	0.219	0.003	Balance

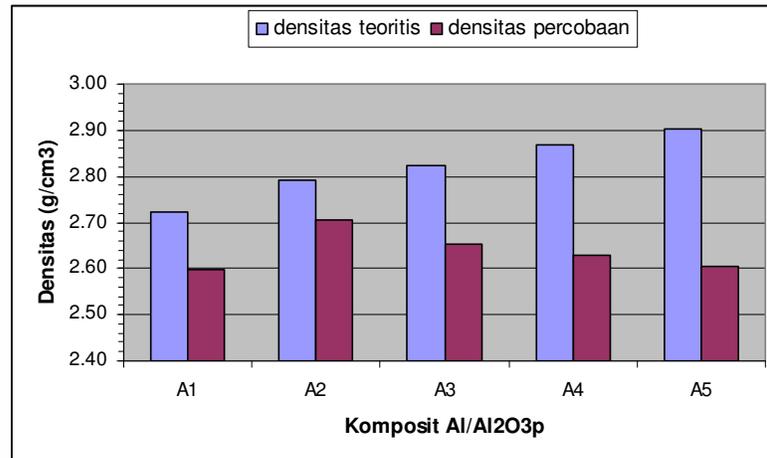
Tabel 4.2 Komposisi kimia standar AC8H

Elemen	Cu	Si	Mg	Zn	Fe	Mn	Ti	Ni	Al
%Wt	2.5 – 3.5	10.5– 11.5	0.4 max	0.1 max	0.7 – 1.3	0.1 max	0.2- 0.3	0.1 max	Balanced

Hasil pengujiannya menunjukkan bahwa komposisi kimia matrik Al yang digunakan adalah paduan AC8H yang memiliki komposisi kimia sesuai standar baik elemen mayor maupun minor. Penambahan partikel penguat Al₂O₃ *coated* dalam logam cair tidak mempengaruhi komposisi kimia matrik. Komposisi kimia komposit untuk tiap-tiap fraksi volume relatif sama, yang mengalami perubahan hanyalah pada struktur mikro matrik. Komposisi kimia komposit dari tiap fraksi volume diperlihatkan pada lampiran. Aluminum casting tipe AC8H merupakan salah satu dari Al casting Al – Si dengan kandungan Si sekitar 11-12% dan tambahan elemen paduan lain seperti Cu dan Mg. Penambahan elemen paduan Cu dapat meningkatkan kekuatan dan kekerasan baik dalam kondisi *as-cast* maupun *heat-treated*. Tembaga juga dapat meningkatkan ketahanan korosi. Sementara itu penambahan magnesium dapat meningkatkan kekerasan dengan membentuk fasa Mg-Si seperti Mg₂Si atau yang lainnya. Untuk komposit Al/Al₂O₃ memiliki komposisi kimia relatif sama dengan ingot AC8H. Penambahan partikel penguat Al₂O₃ tidak mempengaruhi komposisi kimia yang ada, melainkan hanya berpengaruh terhadap struktur mikro matrik.

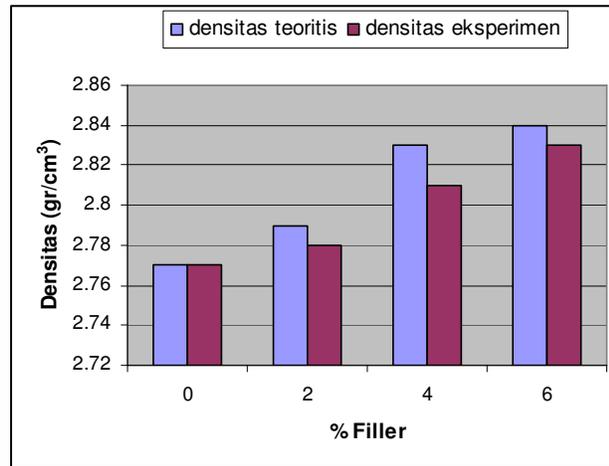
4.3 Densitas dan Porositas Komposit Al/Al₂O_{3p}

Hasil perhitungan densitas teoritis dan percobaan komposit Al/Al₂O_{3p} ditunjukkan pada Gambar 4.8. Perhitungan densitas teoritis didasarkan atas *rule of mixture*. Sedangkan penentuan densitas percobaan dilakukan berdasarkan ASTM 378-88.

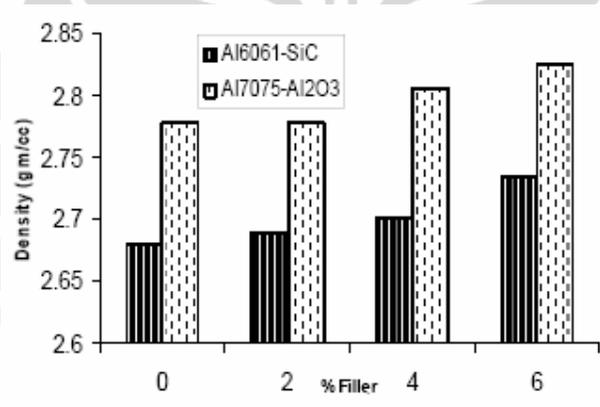


Gambar 4.8. Grafik perubahan fraksi volume Al₂O_{3p} terhadap densitas komposit

Pada Gambar tersebut memperlihatkan kenaikan densitas teoritis secara linier dengan bertambahnya fraksi volume partikel Al₂O₃ sementara densitas hasil percobaan cenderung menurun dengan bertambahnya partikel Al₂O₃. Seharusnya densitas teoritis sebanding dengan densitas percobaan. Penambahan fraksi volume penguat dapat meningkatkan densitas teoritis dan juga densitas percobaan. Namun hasil menunjukkan hal sebaliknya. Hal ini dapat disebabkan oleh adanya porositas yang meningkat. Penelitian yang dilakukan oleh G.B Vareesh et.al^[13] tentang komposit Al6061-SiC dan Al7071-Al₂O₃, dilaporkan bahwa peningkatan fraksi volume penguat akan meningkatkan densitas baik densitas teoritis maupun hasil percobaan seperti diperlihatkan pada Gambar 4.9. Selain itu densitas komposit juga dipengaruhi oleh jenis partikel penguatnya. Densitas partikel penguat lebih besar akan menghasilkan densitas komposit yang lebih besar pula baik densitas percobaan maupun eksperimen seperti ditunjukkan pada Gambar 4.10



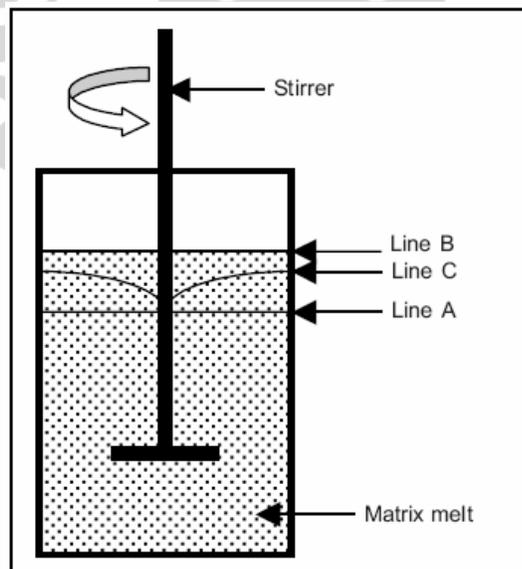
Gambar 4.9. Perubahan % Filler terhadap densitas^[13]



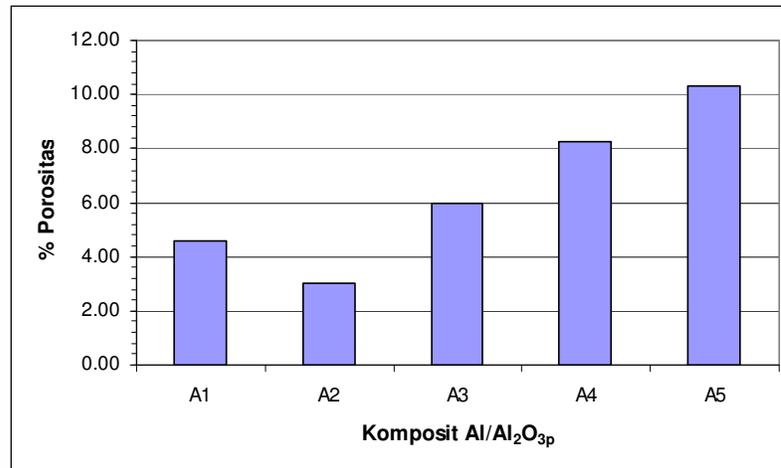
Gambar 4.10. Perbandingan densitas komposit Al6061-SiC dan Al7075-Al₂O₃^[13]

Dari gambar tersebut dapat diamati bahwa densitas komposit Al7071 – Al₂O₃ lebih tinggi dari pada densitas komposit Al6061-SiC, karena densitas partikel Al₂O₃ lebih tinggi dibanding SiC. Densitas Al₂O₃ sebesar 3,69 gr/cm³ sedangkan densitas SiC sebesar 3,1 gr/cm³. Namun dari hasil pengujian densitas terhadap komposit Al/Al₂O₃ untuk setiap fraksi volume menunjukkan korelasi yang tidak sama antara densitas teoritis dengan percobaan. Densitas teoritis meningkat dengan bertambahnya fraksi volume penguat sementara densitas eksperimen cenderung mengalami penurunan. Hal ini diduga disebabkan oleh adanya cacat casting seperti porositas, gas hole, dan shrinkage atau penyusutan yang terbentuk pada saat stir casting atau saat penuangan *slurry* kedalam cetakan logam. Untuk fraksi volume yang tinggi berpotensi menghasilkan cacat porositas lebih banyak,

karena waktu proses stir casting relatif lebih lama. Adanya porositas pada komposit hasil stir casting dapat dilihat dan diketahui melalui struktur mikro baik dengan mikroskop optik ataupun SEM. Proses *stir casting* dengan kecepatan pengadukan tinggi akan membentuk *vortex* pada permukaan logam cair atau *slurry*. Pembentukan *vortex* pada permukaan mempunyai keuntungan yaitu dapat mempermudah pemasukkan partikel Al_2O_3 kedalam logam cair. Partikel Al_2O_3 dapat mudah masuk karena adanya perbedaan tekanan antara bagian dalam dan luar permukaan yang mampu menghisap partikel penguat ke dalam logam cair. Namun pembentukan *vortex* pada permukaan logam cair juga memiliki kekurangan yaitu berpotensi besar menimbulkan porositas. Skema pembentukan *vortex* dapat diilustrasikan seperti pada Gambar 4.11^[34]. Pada saat pengadukan berlangsung, akan terbentuk pusaran dan perubahan ketinggian logam cair dari keadaan setimbangnya. Garis A adalah ketinggian permukaan *slurry* sebelum pengadukan, garis B memperlihatkan level ketinggian permukaan yang diamati selama pengadukan, garis C adalah ketinggian akhir ketika pengadukan berhenti. Perbedaan level antara garis A dan C mengakibatkan gas terperangkap ke dalam logam cair.



Gambar 4.11. Skema pembentukan vortex selama proses *stir casting*^[34]



Gambar 4.12. Grafik hasil pengujian porositas komposit Al/Al₂O_{3p}

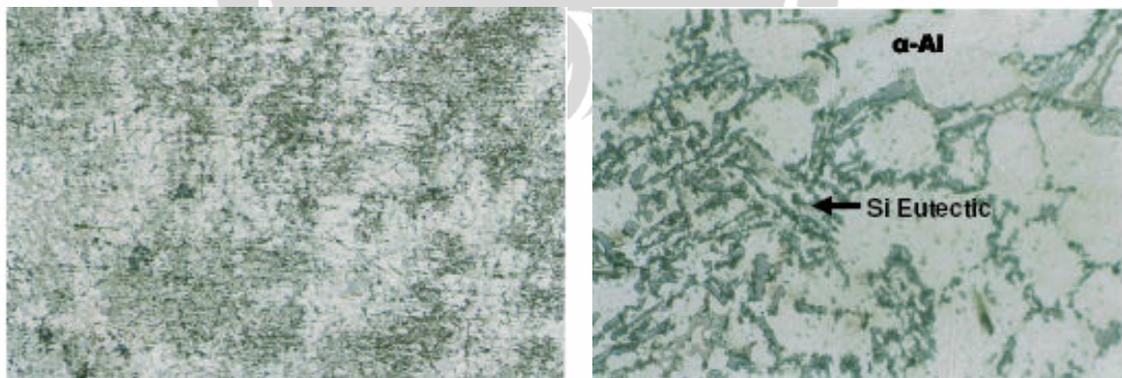
Gambar 4.12 memperlihatkan hasil pengujian porositas komposit Al/Al₂O_{3p} untuk masing-masing fraksi volume Al₂O₃. Penambahan partikel Al₂O₃ sangat berpotensi menimbulkan porositas. Persen porositas meningkat dengan bertambahnya partikel Al₂O₃ yang ditambahkan meskipun pada fraksi volume 9% diperoleh porositas paling rendah, yaitu 3,01%. Hasil penelitian Ray. S^[35] memperlihatkan hal yang sama, yaitu kenaikan penambahan partikel dapat secara linier meningkatkan porositas. Pertambahan fraksi volume Al₂O₃ dari 4 hingga 20%, menghasilkan porositas dari sekitar 1 hingga 10%. Porositas yang ada disebabkan oleh beberapa hal diantaranya adalah terperangkapnya gas pada saat pengadukan, uap air pada permukaan partikel (pemanasan partikel yang kurang sempurna), pembentukan atau pelarutan hidrogen, dan shrinkage selama pendinginan. Parameter proses casting seperti *holding time*, waktu pembekuan, posisi impeller, kecepatan pengadukan dan peningkatan fraksi volume juga sangat berpotensi menimbulkan dan meningkatkan porositas.

4.4 Analisa Struktur Mikro

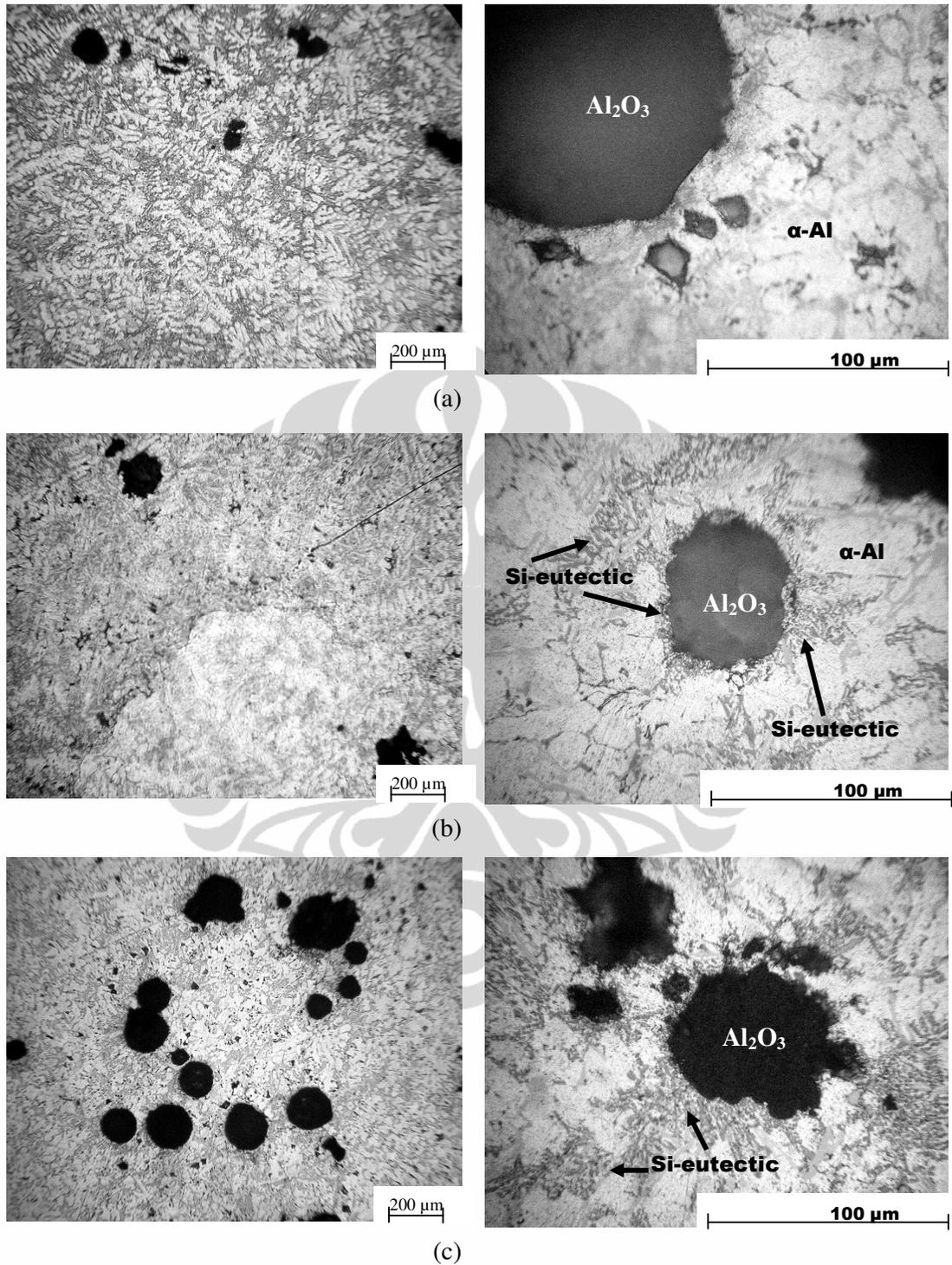
4.4.1 Struktur Mikro Komposit Al/Al₂O_{3p} (*As-Cast*)

Hasil pengamatan struktur mikro paduan AC8H (*as-recieved*) diperlihatkan pada Gambar 4.13 dengan perbesaran 100 dan 500 kali. Struktur mikro dari material ini terdiri dari α -Al, Si eutectic yang berbentuk jarum/*needle* dan fasa intermetalik Mg-Si. Struktur mikro matrik (AC8H) tidak terlihat adanya

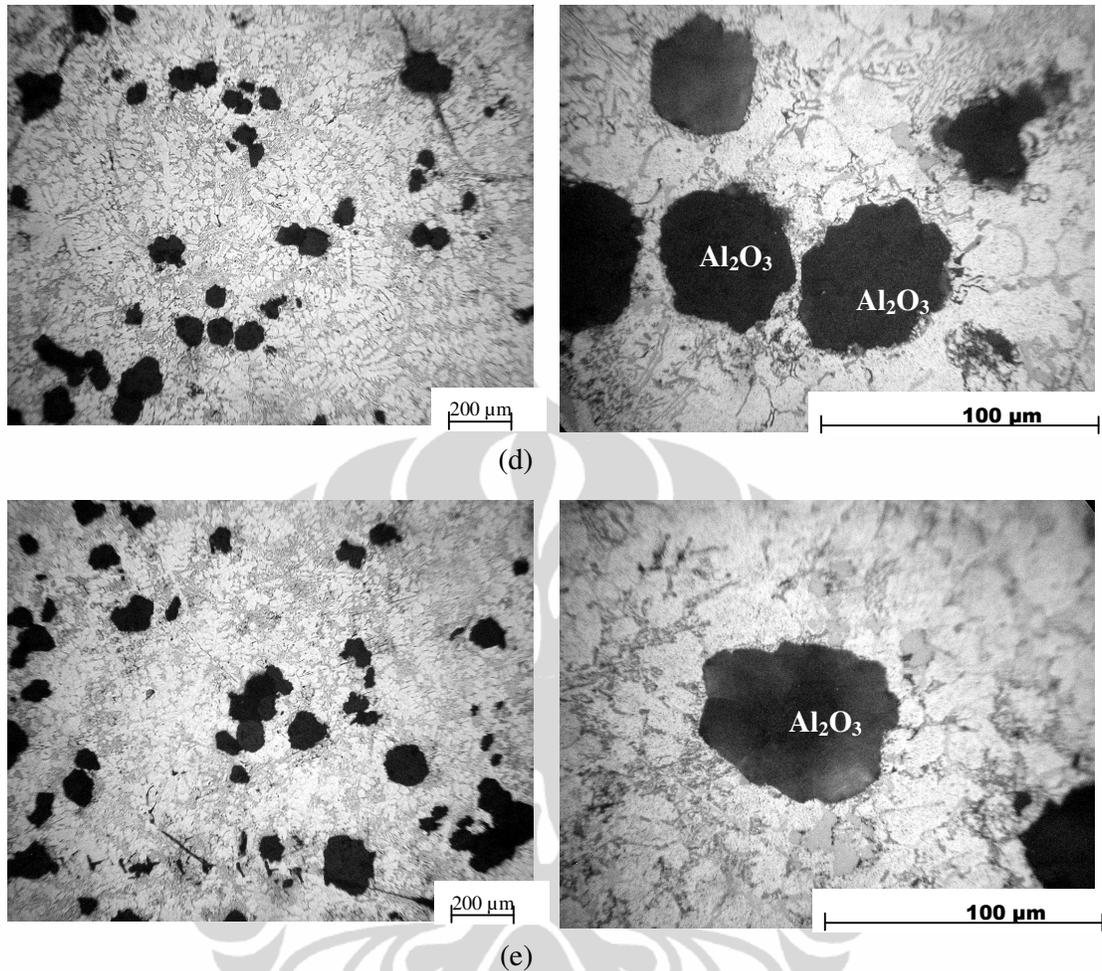
pori. Untuk struktur mikro komposit Al/Al₂O_{3p} dengan fraksi volume dari 2 hingga 22,5% diperlihatkan pada Gambar 4.14.a sampai 4.14.e. Distribusi partikel Al₂O₃ terdapat perbedaan sesuai dengan fraksi volume partikel Al₂O₃ yang ditambahkan akan tetapi volume partikel Al₂O₃ yang masuk kedalam logam cair lebih kecil dibanding fraksi volume teoritis. Distribusi partikel Al₂O₃ pada fraksi volume 2, dan 9% relatif tidak merata. Sementara untuk fraksi volume 12,5; 18 dan 22,5% menghasilkan distribusi partikel Al₂O₃ relatif lebih merata. Adanya partikel penguat Al₂O₃ dalam matrik Al berpengaruh terhadap struktur mikro. Struktur mikro bahan komposit lebih halus dibanding paduan AC8H. Dendrit α -Al yang dikelilingi oleh Si eutectic lebih halus dibandingkan struktur dendrit bahan *un-reinforced*. Penghalusan struktur dendrit ini disebabkan oleh adanya partikel penguat diantara pertumbuhan dendrit sehingga menghalangi atau menghambat pertumbuhan dendrit. Selain itu juga disebabkan oleh faktor lain yaitu kalor laten per unit volume. Bahan komposit memiliki kalor laten per unit volume lebih rendah dibanding matrik Al yang berpengaruh terhadap kecepatan pembekuan. Kecepatan pembekuan menjadi lebih tinggi atau dengan kata lain waktu pembekuan/solidifikasi menjadi lebih cepat. Kecepatan pembekuan lebih tinggi akan menghasilkan struktur butir yang lebih halus dibanding kecepatan pendinginan lambat.



Gambar 4.13. Struktur mikro paduan AC8H (*as-recieved*)



Gambar 4.14. Struktur mikro komposit Al/ Al_2O_3 *as-cast* untuk setiap fraksi volume. (a) fraksi volume 2%. (b) 9%. (c) 12,5%.



Gambar 4.14. Struktur mikro komposit Al/ Al₂O₃ *as-cast* untuk setiap fraksi volume. (d) 18%.
(e) 22,5% (lanjutan)

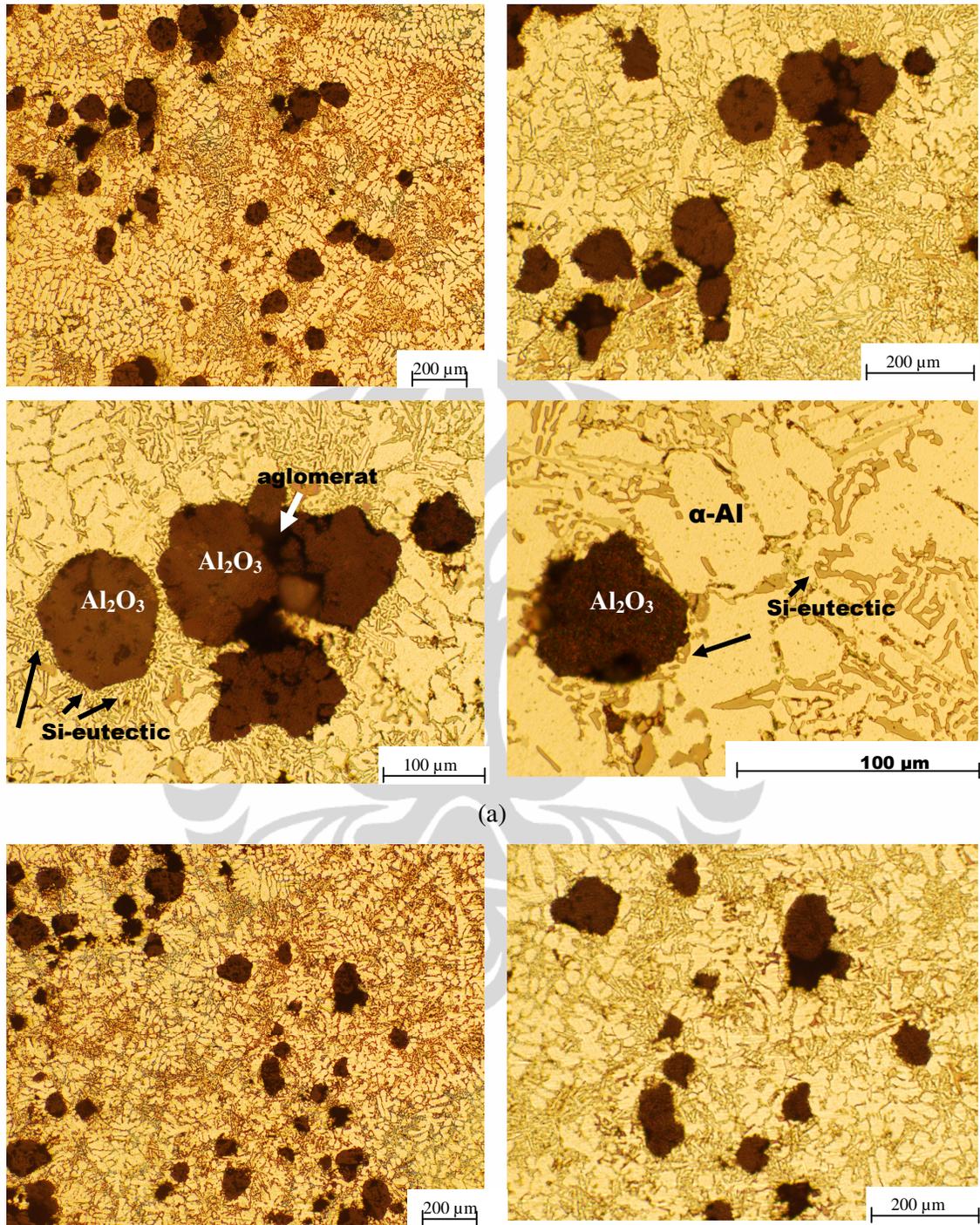
Partikel Al₂O₃ terdistribusi secara random dan adanya peningkatan jumlah partikel Al₂O₃ dalam matrik Al meskipun relatif lebih rendah dibanding fraksi volume hasil perhitungan. Pada saat proses stir casting sebagian partikel Al₂O₃ tidak dapat terbasahi dan terangkat kepermukaan bersama dengan dross/slag aluminium sehingga harus dibuang sebelum dituang. Penggumpalan dan *clustering* partikel Al₂O₃ serta porositas juga teramati terutama pada fraksi volume tinggi yaitu 18 dan 22,5% (Gambar 4.14(d) dan 4.14(e)). Hal ini disebabkan oleh *wetting* kurang baik dan pembentukan *vortex* selama pegadukan menyebabkan gas masuk ke dalam logam cair dan terperangkap pada saat pendinginan karena viskositas yang tinggi sehingga sulit keluar. Adanya penggumpalan partikel Al₂O₃ pada komposit juga disebabkan bahan awal partikel

Al_2O_3 yang menggumpal seperti ditunjukkan pada Gambar 4.1. Adanya penggumpalan dan *clustering* akan berpengaruh terhadap sifat mekanik yang dihasilkan terutama kekuatan tarik. Partikel yang menggumpal tidak terbasahi sempurna oleh logam cair sehingga mudah mengalami *disbonding* apabila dikenai beban tarik uniaksial.

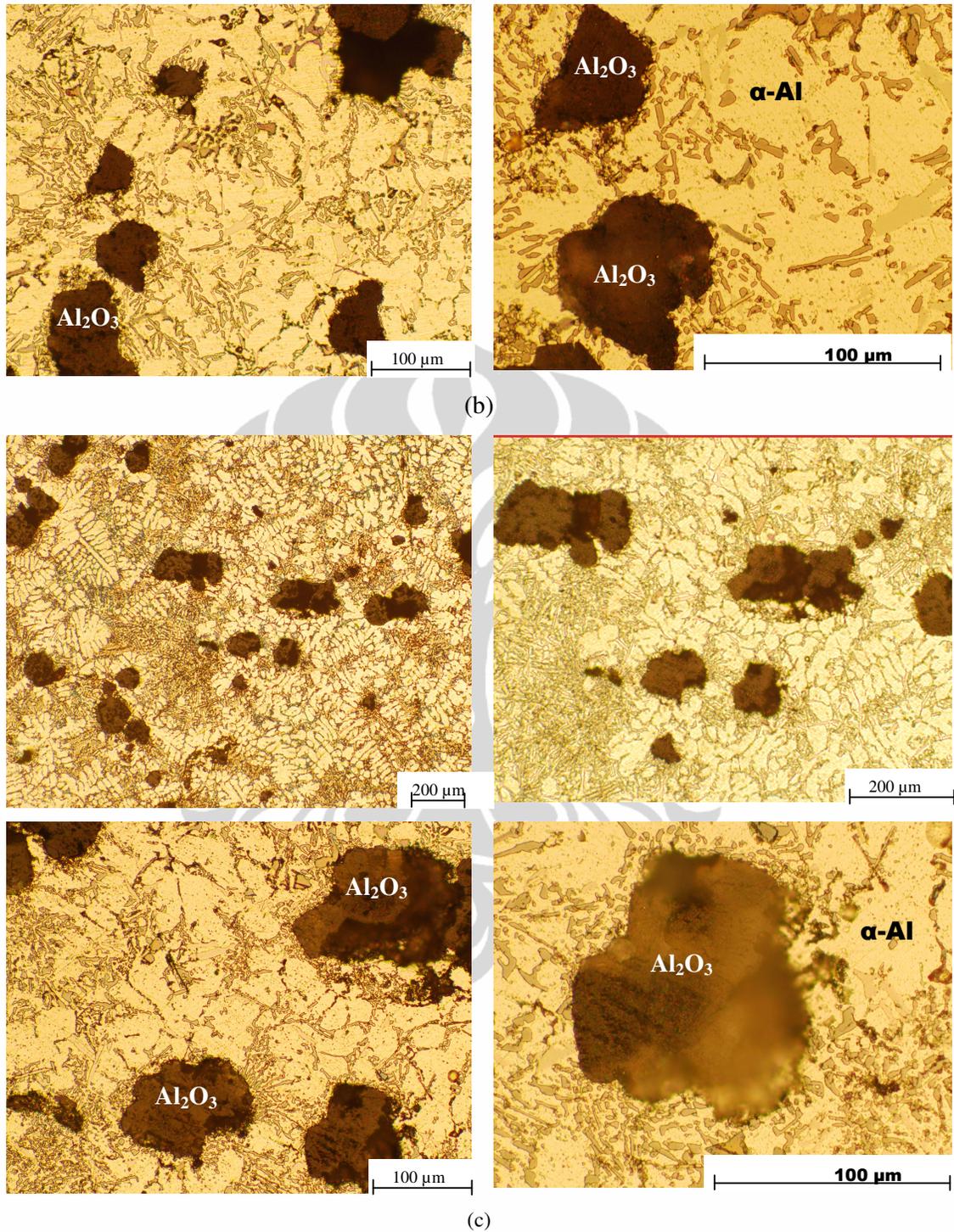
Penambahan partikel penguat Al_2O_3 kedalam matrik menghasilkan distribusi Si eutektik yang tidak homogen. Si eutectic cenderung berada disekitar permukaan partikel dan bentuk dan ukurannya relatif lebih halus dan bulat. Fungsinya hampir sama dengan modifier Si eutectic seperti elemen Sr dan atau Na, yaitu penghalusan struktur Si eutectic dan bentuknya tidak seperti jarum lagi melainkan agak bulat.

4.4.2 Struktur Mikro Komposit Al/ Al_2O_3 Pasca T6

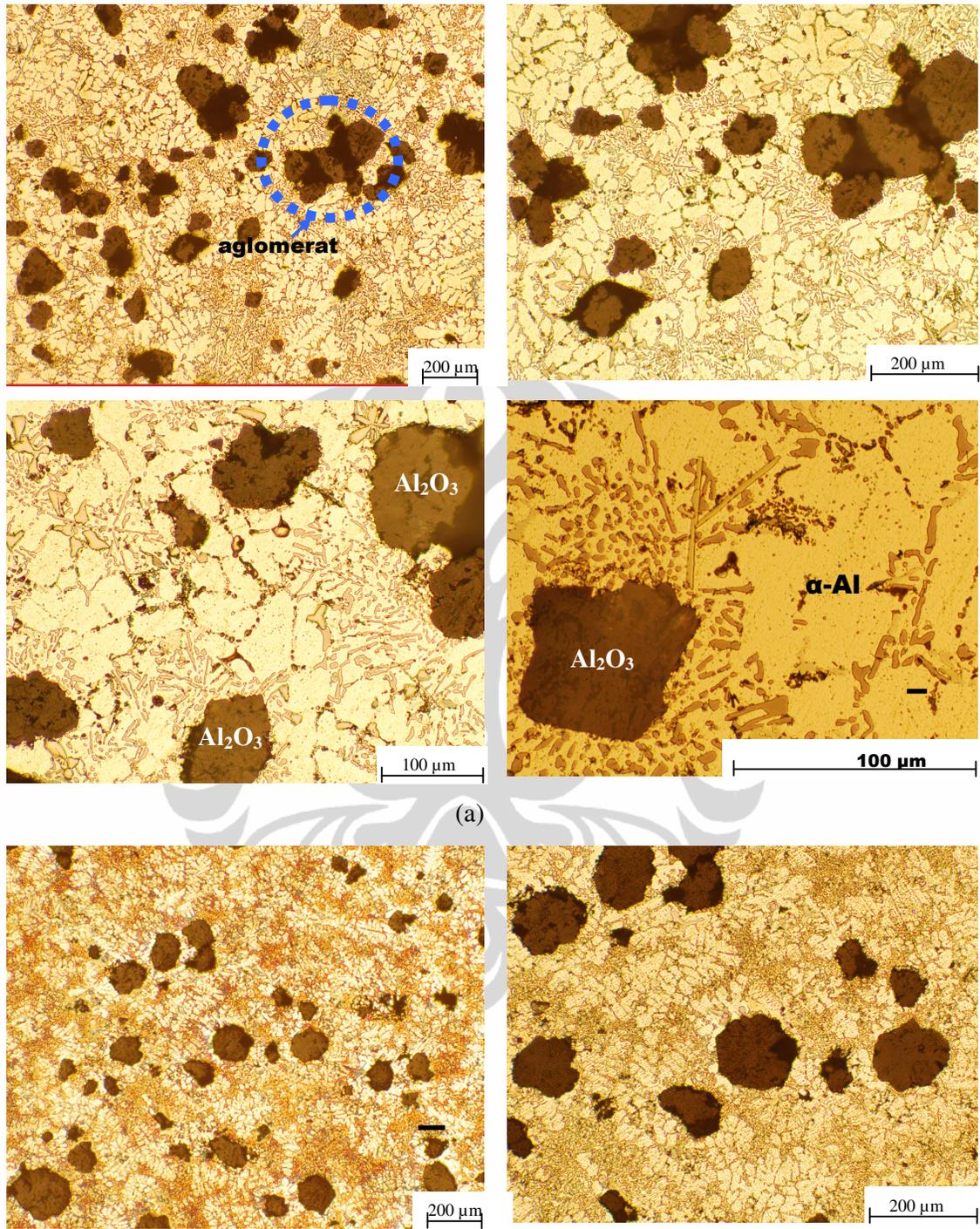
Distribusi partikel penguat dan struktur mikro untuk fraksi volume 18% pasca proses aging 1, 3 dan 5 jam masing-masing ditunjukkan pada Gambar 4.15.a sampai 4.15.c. Sedangkan untuk komposit dengan fraksi volume 22,5% pasca proses aging dari 1,3,5 dan 7 jam ditunjukkan pada Gambar 4.16.a sampai Gambar 4.16.d. Secara keseluruhan partikel Al_2O_3 terdistribusi secara random dan relatif tidak merata. Terlihat beberapa partikel menggumpal dan mengelompok atau *clustering*. Kondisi seperti ini dijumpai pada komposit dengan fraksi volume 18 maupun 22,5%. Partikel Al_2O_3 yang masuk kedalam matrik Al terlihat lebih sedikit. Banyak partikel yang dimasukkan kedalam logam cair menggumpal bersama dengan pengotor/*dross* sehingga tidak terbasahi dan dibuang sebagai *dross* aluminium. Pada Gambar 4.15 (c) yaitu struktur mikro dengan waktu aging 3 jam menghasilkan bentuk Si eutectic lebih halus dibandingkan lainnya dan sebagian mengelompok pada antarmuka matrik dan penguat.



Gambar 4.15. Struktur mikro komposit Al/Al₂O_{3p} fraksi volume 18% pasca aging 1 jam.

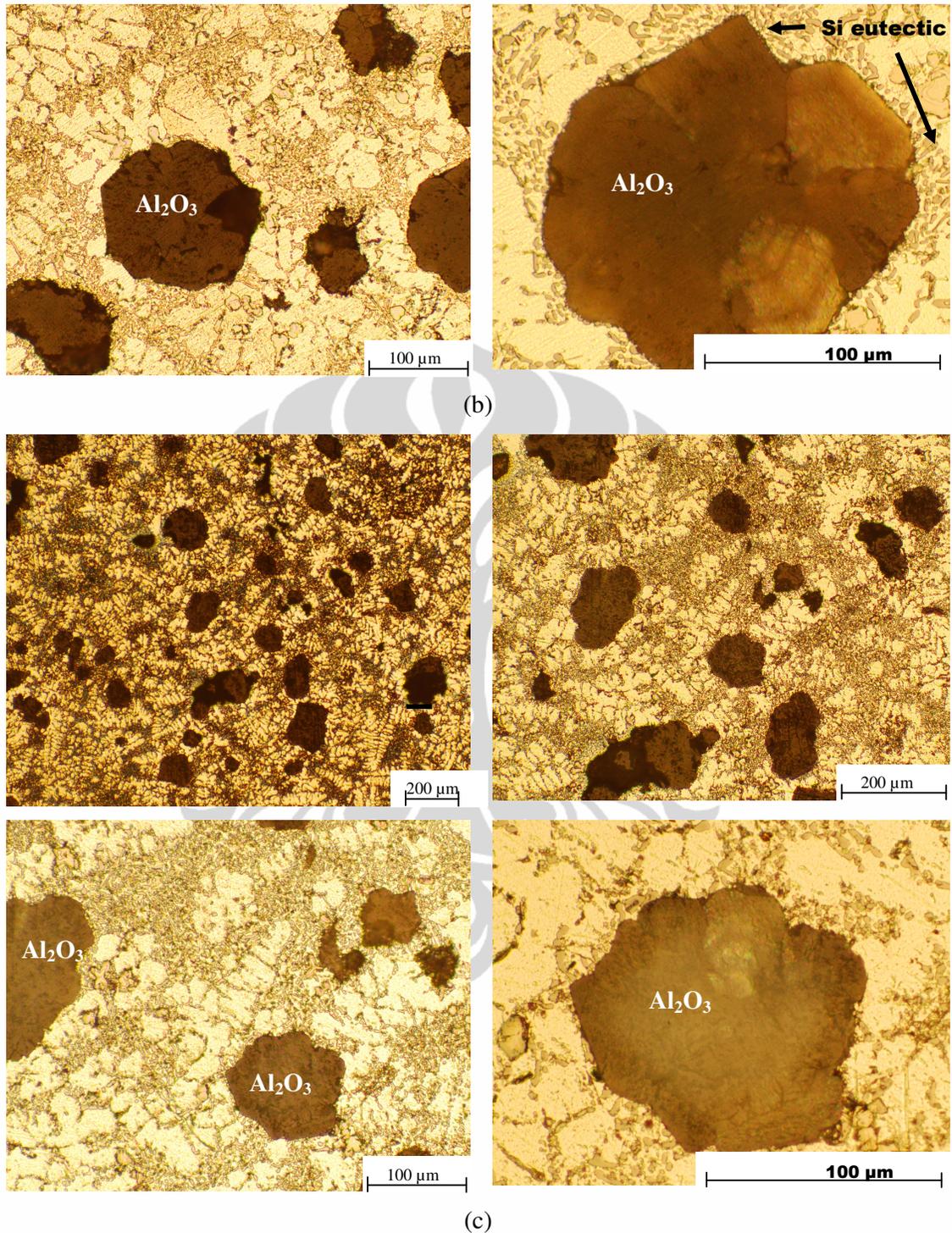


Gambar 4.15. Struktur mikro komposit Al/Al₂O_{3p} fraksi volume 18% pasca T6 dengan variasi waktu aging (b) aging 3 jam. (c) 5 jam (Lanjutan)

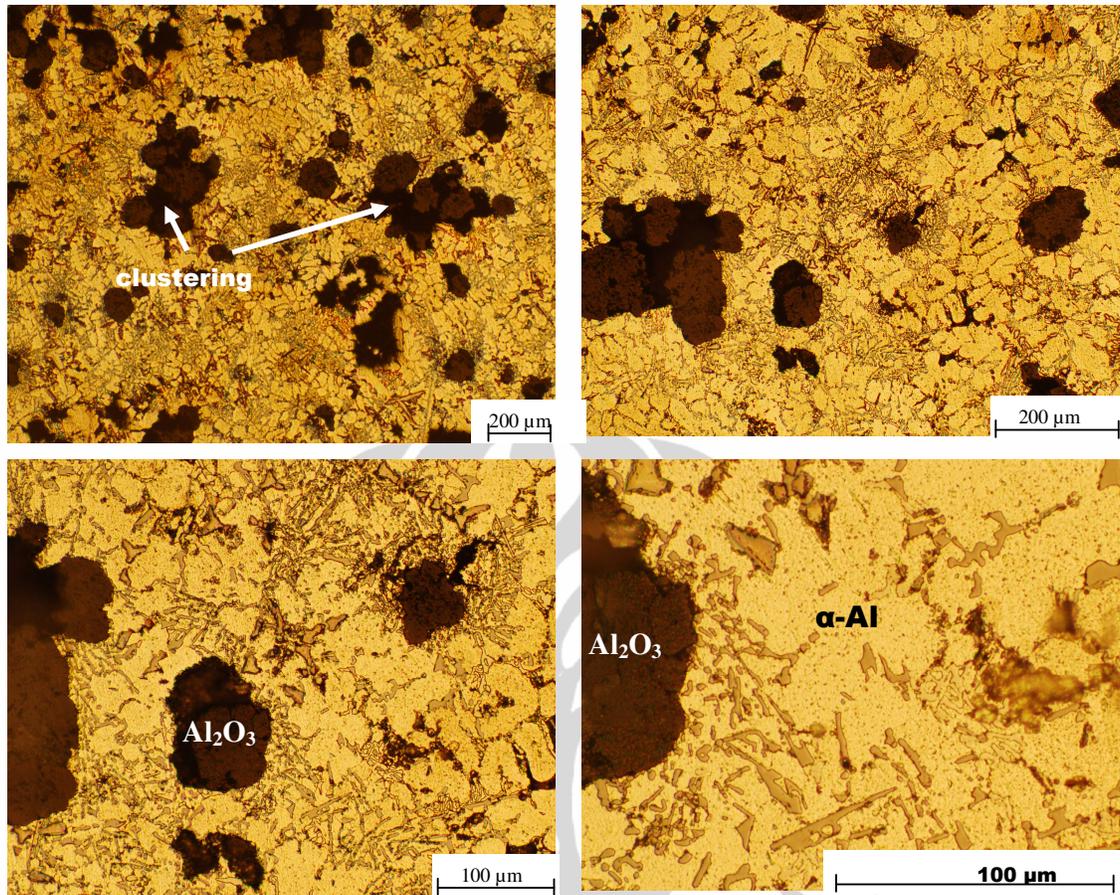


(a)

Gambar 4.16. Struktur mikro komposit Al/Al₂O_{3p} fraksi volume 22,5% pasca T6 dengan variasi waktu aging (a) aging 1 jam.



Gambar 4.16. Struktur mikro komposit Al/ Al_2O_3 _p fraksi volume 22,5% pasca T6 dengan variasi waktu aging (b) aging 3 jam (c) aging 5 jam.(lanjutan)



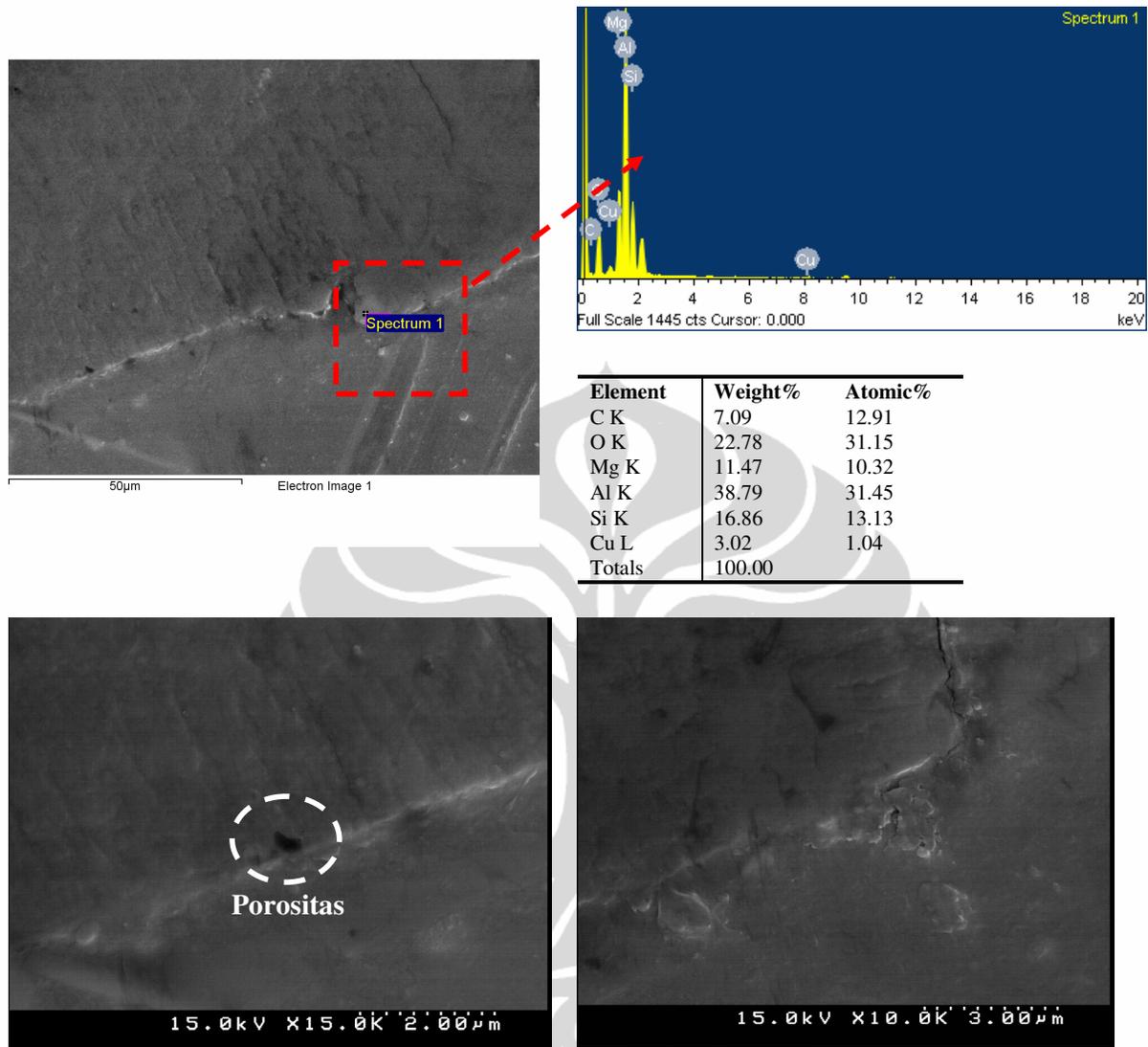
(d)

Gambar 4.16. Struktur mikro komposit Al/Al₂O_{3p} fraksi volume 22,5% pasca T6 dengan variasi waktu aging (d) aging 7 jam (lanjutan)

Seperti halnya pada struktur mikro fraksi volume 18%. Pada struktur mikro komposit pasca T6 dengan fraksi volume 22,5% juga memperlihatkan fenomena yang relatif sama. Penambahan partikel Al₂O₃ pada logam cair paduan Al AC8H dapat mempengaruhi struktur mikro matrik Al tersebut. Struktur mikro komposit Al/Al₂O₃ pasca T6 terdiri dari Si eutectic yang tersebar secara random dalam matrik α -Al. Si eutectic berada pada batas butir dendrite Al dan sebagian terdapat pada antarmuka matrik dan penguat. Si eutectic cenderung berada disekitar antarmuka. Bentuk dendrite α -Al relative lebih halus karena partikel Al₂O₃ dapat berfungsi sebagai penghambat pertumbuhan dendrite. Namun sedikit membedakanya adalah perubahan bentuk dan ukuran si eutectic. Struktur Si eutectic lebih banyak terkonsentrasi disekitar permukaan partikel Al₂O₃. Untuk waktu aging 3 jam dihasilkan fasa Si eutectic lebih halus.

4.4.3 Analisa Fasa Dengan *High Resolution-SEM* (HR-SEM)

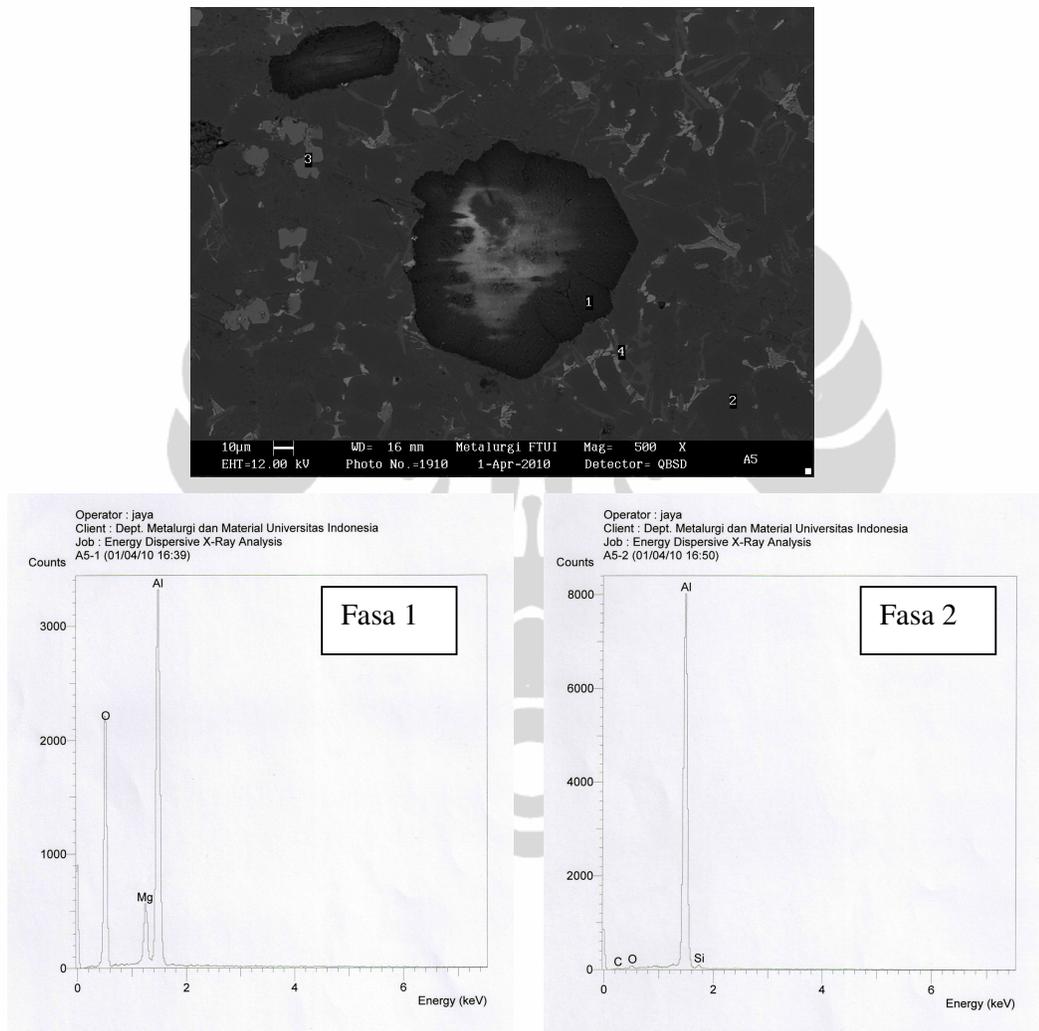
Pengamatan fasa yang terbentuk pada komposit Al/Al₂O_{3p} dengan fraksi volume 22,5% dilakukan dengan menggunakan *High Resolution Scanning Electron Microscopy* (HRSEM) yang ada di Universitas Youngnam, Korea Selatan. Hasil pengamatan struktur mikro dan analisis unsur komposit 22,5%vol Al₂O_{3p} menggunakan SEM (*back scatter electron*) dan EDS ditunjukkan pada Gambar 4.17. Pengamatan dilakukan pada daerah *interface* matrik Al dan penguat Al₂O_{3p} dengan tujuan untuk mengetahui kondisi *wetting* antara matrik dan penguat. Dari gambar tersebut terlihat *wetting* antara matrik Al dengan penguat partikel Al₂O₃ sudah cukup baik meskipun ada beberapa mikro pori pada daerah *interface*. Menurut Zainuri^[36] kondisi *interface* yang relatif baik ini dimungkinkan terbentuknya oksida logam seperti MgO dan fasa spinel yaitu MgAl₂O₄ hasil proses *electroless plating* dan oksidasi suhu tinggi pasca *electroless plating*. Fasa-fasa tersebut dapat menurunkan besarnya sudut kontak, sehingga aspek interaksi antarmuka matrik dan penguat akan tinggi. Pelapisan oksida logam akan meningkatkan kebasahan (*wettability*) antara matrik Aluminium dan penguat Al₂O₃. Dari spektrum EDS di daerah *interface* juga dimungkinkan sudah terbentuknya MgO dan MgAl₂O₄. Pada daerah *interface* muncul puncak-puncak energi elemen Mg, Al, O, Si, Cu dan C. Adanya puncak elemen Si (silikon) dan O (oksigen) dapat berkontribusi dalam pembentukan SiO₂. Untuk puncak-puncak elemen Mg, O dan Al dapat berkontribusi dalam pembentukan oksida logam MgO, dan MgAl₂O₄. Untuk lebih memastikan terbentuknya fasa-fasa tersebut maka perlu dilakukan analisa fasa dengan XRD.



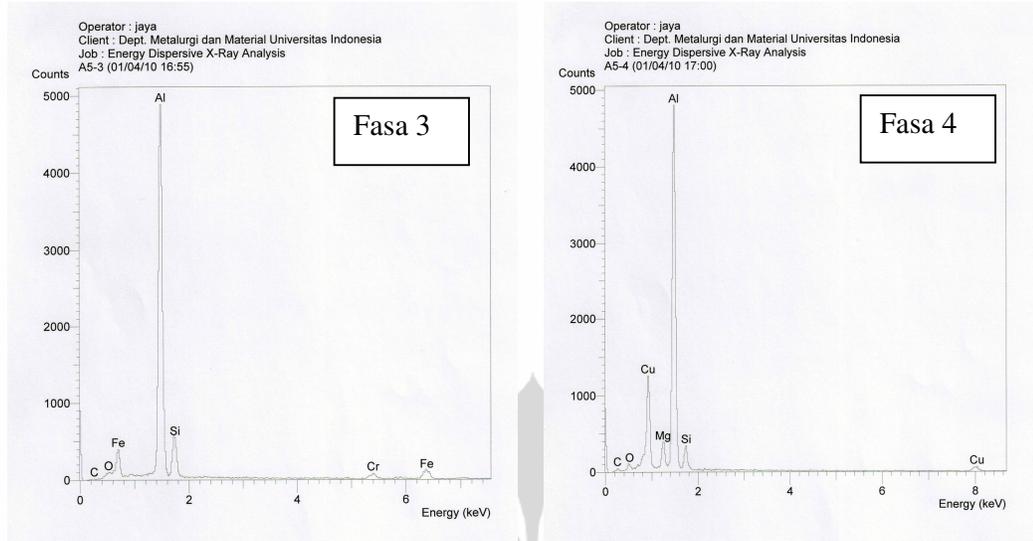
Gambar 4.17. Mikrograf interface dan spektrum EDS Komposit Al/Al₂O_{3p} fraksi volume 22,5%

Untuk mengetahui fasa-fasa dan atau intermetalik yang terbentuk pada komposit maka dilakukan juga pengamatan pada matrik dan penguat dengan SEM. Hasil mikrograf dengan *back scattered electron* dan spektrum EDS untuk sampel A4 ditunjukkan pada Gambar 4.18. Spektrum untuk fasa 1 menampilkan puncak dari elemen Al, O dan Mg. Ketiga elemen tersebut dapat diduga berasal dari Al₂O₃ yang berasal dari partikel penguat itu sendiri, oksida logam MgO dan spinel MgAl₂O₄ yang terbentuk pada saat pelapisan. Fasa 2 yang diamati pada daerah *based metal* terdeteksi unsur-unsur utama Al dan Si. Fasa ini merupakan α -Al yaitu larutan padat Al yang mengandung atom terlarut Si. Untuk fasa 3 yang

terlihat adalah elemen Al, Si dan sedikit Fe, Cr dan O. Fasa 3 ini yang berbentuk agak bulat dapat dimungkinkan adalah partikel Si. Sementara untuk fasa 4 yang berbentuk seperti jarum/*needle* mengandung elemen Al, Cu, Mg Si dan C serta O. Elemen-elemen logam tersebut dapat membentuk senyawa intermetalik seperti Mg_2Si , Al-Cu dan sebagainya



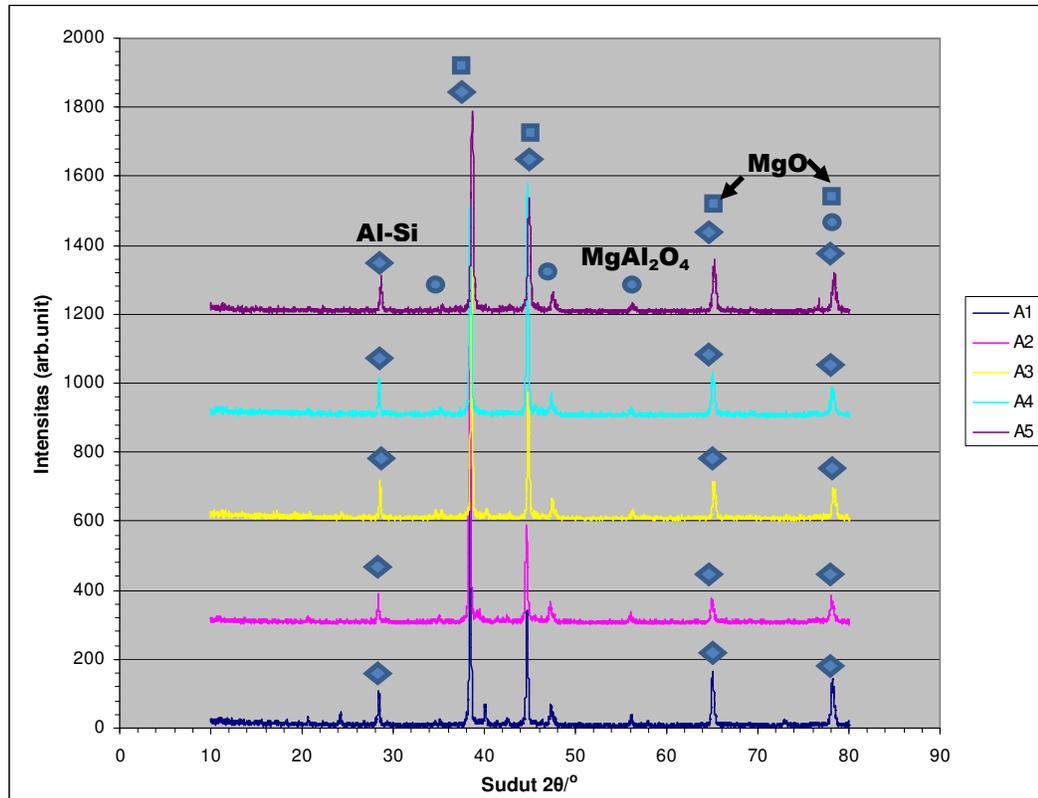
Gambar 4.18. Struktur mikro komposit Al/ Al_2O_3 fraksi volume 18%.
(a) Struktur mikro. (b) spektrum EDS



Gambar 4.18. Struktur mikro komposit Al/Al₂O₃ fraksi volume 18%.
(a) Struktur mikro. (b) spektrum EDS (lanjutan)

4.6 Analisa Pola Difraksi Komposit Al/Al₂O₃

Pengujian fasa atau senyawa yang ada dilakukan terhadap komposit Al/Al₂O_{3p} hasil stir casting untuk setiap fraksi volume dari 2 hingga 22,5%. Pengujian ini dilakukan menggunakan alat XRD. Pola difraksi setiap sampel yang dihasilkan ditunjukkan pada Gambar 4.19. Secara keseluruhan puncak-puncak pola difraksi untuk setiap kondisi relatif sama, yaitu puncak utama dari Al-Si pada sudut 2θ 28.42; 38.54; 44.80; dan 78.39. Meskipun pada sampel A1 dijumpai fasa dengan sudut 2θ 40,075 sedangkan pada sampel A2, A3, A4 dan A5 puncak tersebut menjadi tidak nampak. Peningkatan fraksi volume tidak mempengaruhi pembentukan fasa atau oksida logam pada daerah antar muka. Selain puncak utama Al-Si, juga teramati adanya fasa baru yaitu oksida logam MgO dan spinel MgAl₂O₄. Untuk oksida MgO teramati pada sudut 2θ 38,45; 44,69; 65,06 dan 78,18. Sedangkan untuk spinel MgAl₂O₄ teramati pada sudut 2θ 56,22; 69,36 dan 78,20



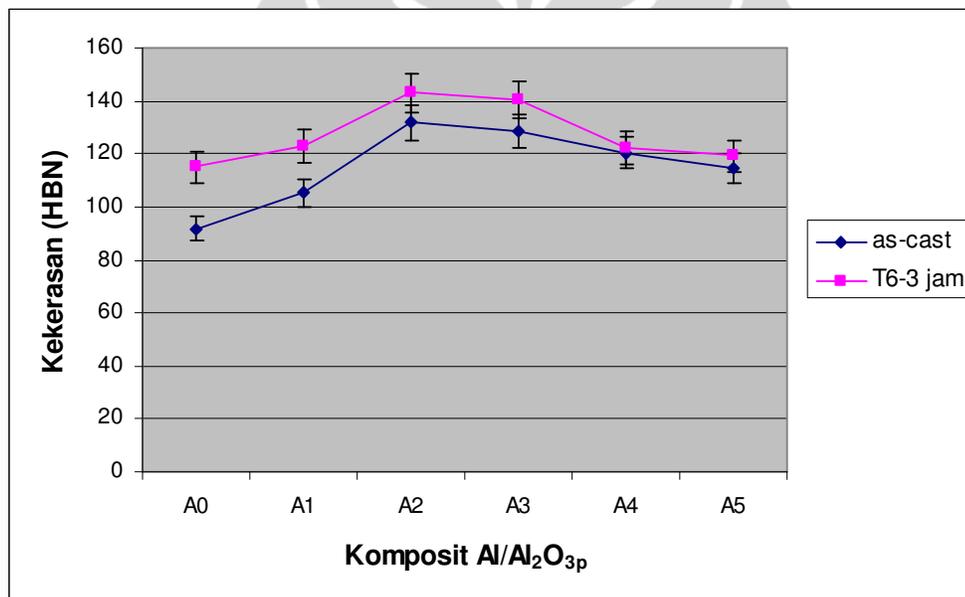
Gambar 4.19. Pola difraksi komposit Al/Al₂O_{3p} dengan fraksi volume 2 sampai 22,5%

4.7 Karakteristik Mekanik Komposit Al/Al₂O_{3p}

4.7.1 Pengaruh Fraksi Volume Terhadap Kekerasan As-Cast

Pengujian kekerasan sampel komposit Al/Al₂O₃ *as-cast* dilakukan dengan metode Brinell dengan diameter indentor 2,5 mm dan beban 62,5 N. Hasil pengujian diperlihatkan pada Gambar 4.20. Terlihat bahwa dengan bertambahnya fraksi volume dapat meningkatkan nilai kekerasan. Adanya bahan penguat Al₂O_{3p} dapat meningkatkan kekerasan matrik Al. Kekerasan sampel dengan fraksi volume 2 sampai 12,5% meningkat dan untuk fraksi volume 18 dan 22,5% turun. Akan tetapi kekerasannya masih lebih tinggi dibanding sampel *un-reinforced*. Nilai kekerasan sampel *un-reinforce* sebesar 91.65 HB, sedangkan kekerasan sampel komposit dari fraksi volume 2 sampai 22,5% vol masing-masing berturut-turut 105.4; 131.8; 128.4; 120.4 dan 114.6 HB. Nilai kekerasan komposit mengalami kenaikan sekitar 15 – 44% dibanding matrik Al. Penambahan partikel penguat dalam hal ini Al₂O_{3p} dapat meningkatkan kekerasan matrik menunjukkan

bahwa partikel dapat memperkuat komposit. Hal ini dapat disebabkan oleh beberapa faktor penyebab kenaikan kekerasan yaitu *residual elastic stress*, kenaikan densitas dislokasi, penurunan besar butir dan sub-butir matrik, dan meningkatkan hambatan terhadap deformasi plastis. Secara keseluruhan faktor-faktor tersebut tidak dapat diamati secara langsung dalam penelitian ini, namun kenaikan fraksi volume berbanding lurus terhadap faktor-faktor tersebut diatas. Kenaikan fraksi volume dapat meningkatkan densitas dislokasi, residual stress dan hambatan plastis. Untuk perubahan struktur mikro seperti besar butir dan sub-butir serta lainnya dapat diamati dengan struktur mikro yang dihasilkan, dimana ukuran butir dan fasa eutektik Si lebih halus.

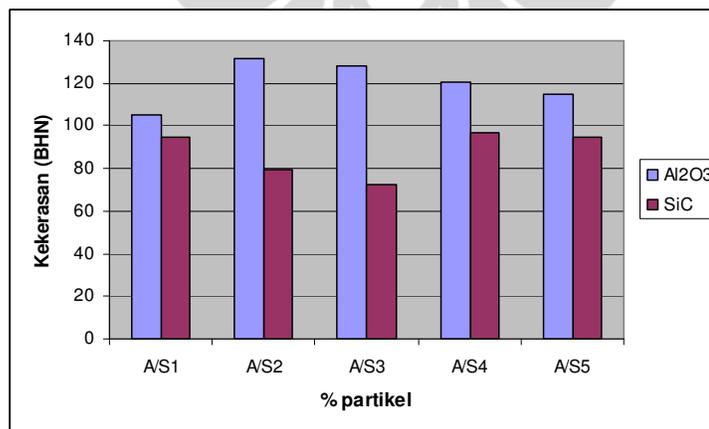


Gambar 4.20. Grafik peningkatan fraksi volume terhadap kekerasan komposit

Peningkatan kekerasan pada komposit juga disebabkan oleh adanya partikel Al₂O₃ yang keras yang dapat menghambat deformasi ketika dilakukan pembebanan. Perbedaan/*misfit* CTE antara matrik Al dan penguat Al₂O₃ dapat memberikan kontribusi terhadap peningkatan kekerasan. Pada persamaan (2.17) dan (2.18) memperlihatkan korelasi positif antara misfit CTE dengan peningkatan densitas dislokasi yang sebanding dengan peningkatan kekuatan dan kekerasan. Hasil yang sama juga diperoleh oleh beberapa peneliti lain. A. Daoud et.al^[37] melaporkan perilaku yang sama bahwa penambahan partikel penguat dapat meningkatkan kekerasan. Semakin tinggi fraksi volume maka akan menghasilkan kekerasan

yang semakin tinggi. H.s. Bains et.al^[38] memberikan hasil yang relatif sama tentang pengaruh fraksi volume terhadap kekerasan matrik. Peningkatan fraksi volume Al_2O_3 pada komposit $\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$ dengan metode stir casting secara linier dapat meningkatkan kekerasan. Kekerasan naik karena adanya partikel penguat yang lebih keras dibanding matrik. Pada fraksi volume 2% dihasilkan kekerasan sekitar 8 BHN dan untuk fraksi volume 9 dan 12,5% kekerasannya naik menjadi 22 dan 34 BHN.

Penelitian sebelumnya yang dilakukan oleh (Tatu, 2009) dengan menggunakan metode yang sama namun partikel penguatnya adalah SiC menghasilkan nilai kekerasan maksimum 96,82 BHN yang diperoleh pada 15%vol SiCp seperti ditunjukkan pada Gambar 4.21^[39]. Penelitian oleh Arman, 2006 terhadap komposit dengan penguat partikel Al_2O_3 menghasilkan kekerasan optimum pada fraksi volume 15% yaitu sebesar 98 BHN. Sementara untuk komposit dengan partikel Al_2O_3 diperoleh kekerasan maksimum pada fraksi volume 9% yaitu sebesar 131.8 BHN. Perbedaan CTE antara partikel Al_2O_3 -matrik dengan partikel SiC-matrik yang lebih tinggi adalah salah satu penyebab kekerasan komposit $\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$ lebih tinggi dibanding Al/SiC . Pada komposit dengan penguat SiC menghasilkan kekerasan yang relatif tidak beraturan hal ini dapat disebabkan oleh distribusi partikel SiC yang tidak homogen. Banyaknya terbentuk *clustering* atau aglomerat partikel SiC juga merupakan salah satu faktor penyebab rendahnya nilai kekerasan yang dihasilkan.

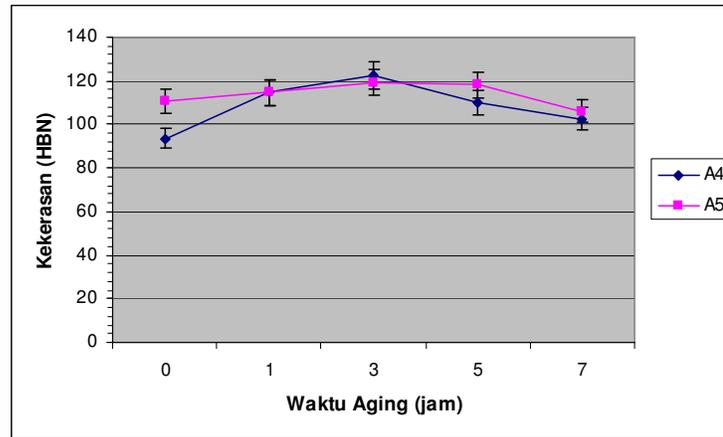


Gambar 4.21. Grafik perbandingan kekerasan komposit $\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$ dengan Al/SiC

Untuk sampel komposit yang dilaku panas T6 selama 3 jam juga memberikan pengaruh yang sama dengan sampel *as-cast*. Nilai kekerasannya naik seiring dengan kenaikan fraksi volume partikel Al_2O_3 yang ditambahkan, namun kekerasan sedikit menurun untuk fraksi volume 18 dan 22,5%. Hal ini juga terjadi juga pada sampel *as-cast* yaitu terjadi penurunan kekerasan meskipun masih lebih tinggi dibanding sampel kondisi *un-reinforced*. Jika dibandingkan dengan sampel *as-cast*, maka kekerasan pada sampel yang telah diaging selama 3 jam pada suhu 230°C lebih tinggi untuk fraksi volume dari 2 sampai 12,5%. Peningkatan kekerasan untuk sampel yang diaging merupakan akumulasi yang disebabkan oleh partikel penguat dan efek *precipitation hardening*. Akan tetapi untuk fraksi volumue 18 dan 22,5%, nilai kekerasan relatif sama antara *as-cast* dengan *as heat-treated*. Hal ini dimungkinkan oleh adanya segregasi dan *clustering* partikel Al_2O_3 serta porositas yang relatif tinggi untuk fraksi volume 18 dan 22,5%. Adanya perubahan struktur mikro pada sampel baik kondisi *as-cast* maupun *as heat-treated* T6 tidak memberikan dampak yang signifikan terhadap kenaikan kekerasan dibanding dampak negatif terhadap kekerasan akibat adanya porositas yang tinggi.

4.7.2 Pengaruh Waktu Aging Terhadap Kekerasan Komposit Al/ Al_2O_3 _p

Sampel komposit Al/ Al_2O_3 hasil stir casting pada setiap kondisi di *heat treatment*, yaitu *artificial aging* pada suhu 230°C . Selanjutnya pada sampel *as heat-treated* tersebut dilakukan pengujian kekerasan. Metode yang digunakan yaitu metode kekerasan Brinnel dengan diameter indenter 2,5 mm dan beban 62,5N. Hasil pengujian kekerasan terhadap sampel komposit *as heat-treated* ditunjukkan pada Gambar 4.22.



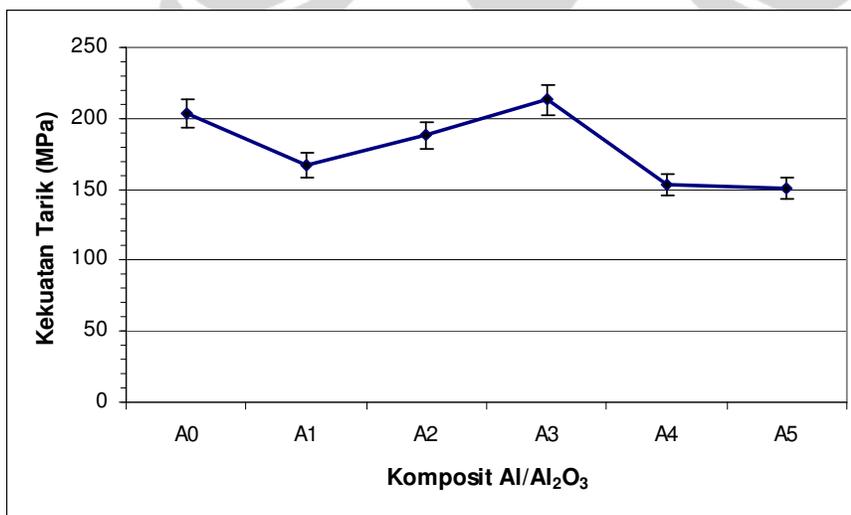
Gambar 4.22. Grafik pengaruh waktu aging terhadap kekerasan komposit

Pada gambar tersebut menunjukkan bahwa kenaikan waktu aging relatif tidak signifikan terhadap peningkatan kekerasan baik untuk komposit dengan fraksi volume 18 maupun 22,5%. Kondisi *peak aged* tercapai pada waktu 3 jam. Kondisi *peak aged* ini tidak dapat dibandingkan dengan *peak aged* untuk sample *as-cast*. Namun dari data proses *heat treatment* T6 di PT. X, proses aging dilakukan pada suhu 230°C selama 3 jam. Ini mengindikasikan bahwa kondisi *peak aged* relative sama. Akan tetapi dengan kondisi waktu aging 3 jam untuk fraksi volume dari 2 sampai 22,5% menghasilkan kekerasan lebih tinggi dibanding sampel tanpa penguat (*un-reinforced*).

Secara umum adanya partikel penguat tidak mempercepat tahapan aging tetapi mempercepat *aging kinetic* dari penguatan dengan presipitat. Densitas tinggi yang dihasilkan oleh penambahan partikel penguat Al_2O_3 sebagai hasil dari perbedaan CTE partikel dan matrik. Selain itu adanya partikel penguat dapat memicu timbulnya nukleasi presipitat pada matrik. Kondisi *peak aged* komposit dicapai lebih cepat dibanding matrik Al. Matrik yang mengandung *residual stress* dan deformasi plastis apabila dilaku panas dengan T6 memerlukan suhu lebih rendah dan waktu lebih cepat karena adanya *internal energy* yang berfungsi sebagai *driving force*. Hal seperti ini juga terjadi pada proses *cold-work* sebelum aging. Adanya *strain hardening* akibat proses *cold-work* menghasilkan energi dalam dan *residual stress* tinggi yang dapat menurunkan waktu dan suhu aging.

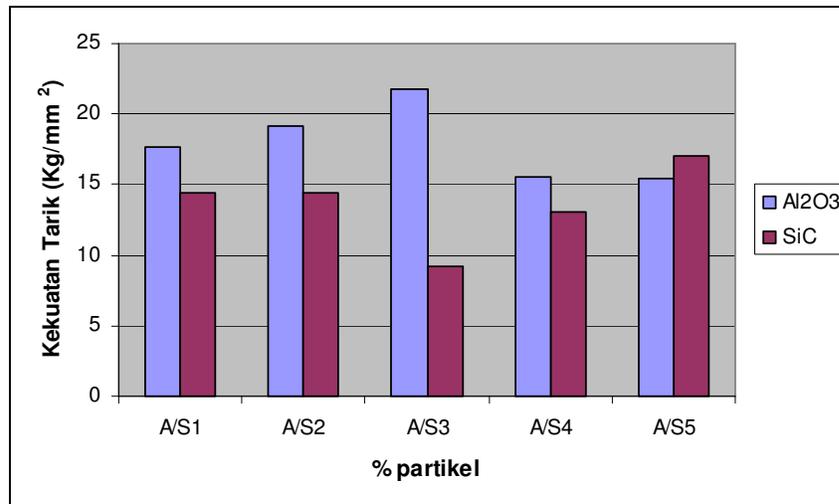
4.8 Pengaruh Fraksi Volume Terhadap Kekuatan Tarik

Pengujian tarik dilakukan terhadap sample komposit *as-cast* dengan fraksi volume 2, 9, 12.5, 18 dan 22.5%. Hasil uji tarik ditampilkan pada Gambar 4.23. Dari hasil pengujian tarik memperlihatkan bahwa fraksi volume penguat mempengaruhi kekuatan tarik komposit. Secara keseluruhan kekuatan tarik (σ_{UTS}) cenderung menurun untuk fraksi volume dari 0 sampai 22,5% meskipun pada fraksi volume 12,5% diperoleh kekuatan tarik lebih tinggi yaitu sebesar 213,58 Mpa. Penurunan kekuatan tarik dapat disebabkan oleh kondisi *interface* antara matrik dan penguat yang kurang baik. *Interface* antara matrik dan penguat belum terbentuk secara merata dan disekitar *interface* terdapat porositas yang terbentuk pada saat pengadukan sehingga menurunkan kekuatan mekaniknya. Sebagai contoh untuk paduan Al-5Si, dengan adanya *hydrogen porosity* sekitar 2 – 2,5% dapat menurunkan kekuatan tarik (UTS) sekitar 33,3% yaitu dari 225 MPa menjadi 150 MPa^[23].



Gambar 4.23. Grafik kekuatan tarik komposit Al/Al₂O_{3p}

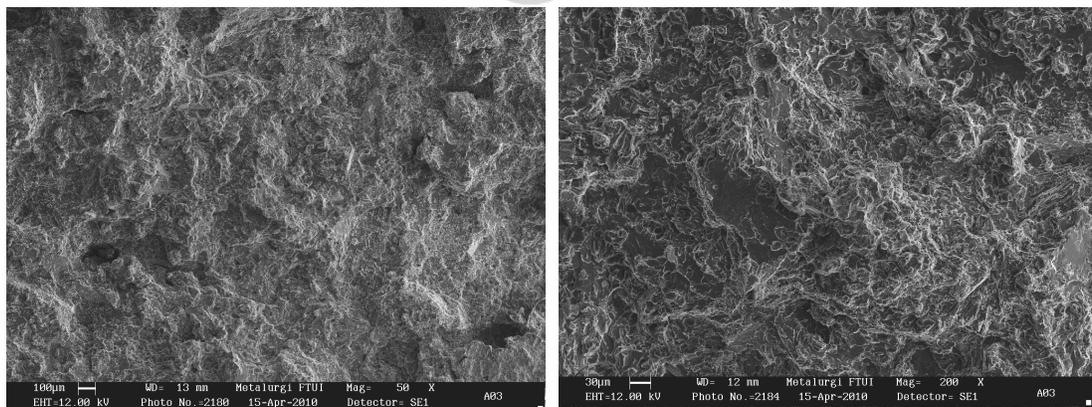
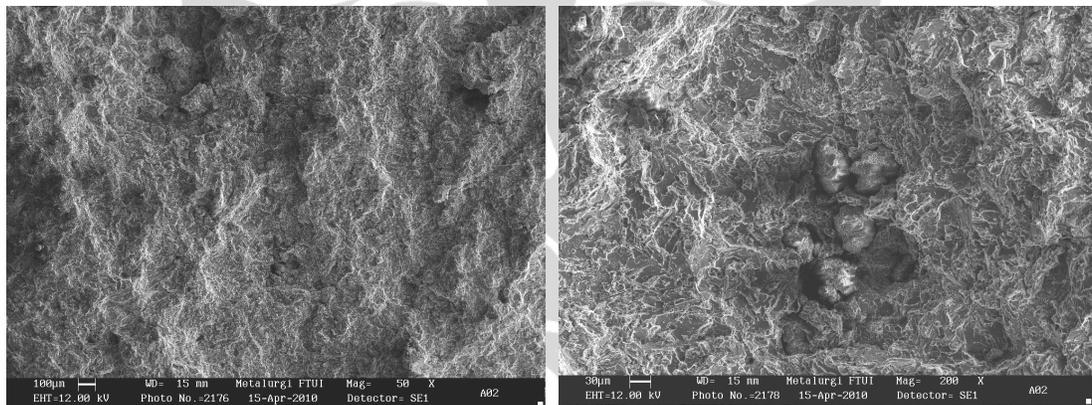
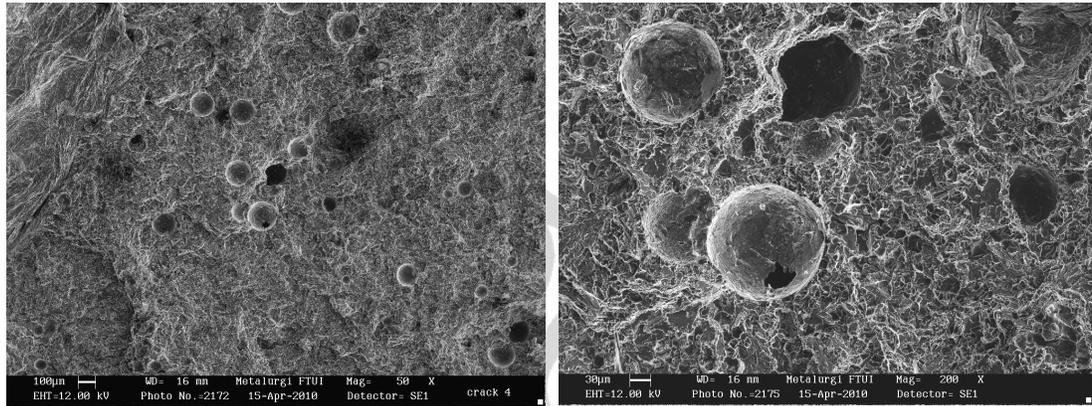
Pada penelitian pembuatan komposit Al/SiC dengan metode stir casting yang ditunjukkan pada Gambar 4.24 diperoleh bahwa peningkatan fraksi volume dari 2 sampai dengan 20%vol dapat meningkatkan kekuatan tarik^[39]. Kekuatan tarik paling tinggi diperoleh pada sampel dengan fraksi volume 20% yaitu sebesar 17,06 Kg/mm². Sementara untuk komposit Al/Al₂O₃ menghasilkan kekuatan paling tinggi pada fraksi volume 12,5% yaitu sebesar 21.77 Kg/mm².

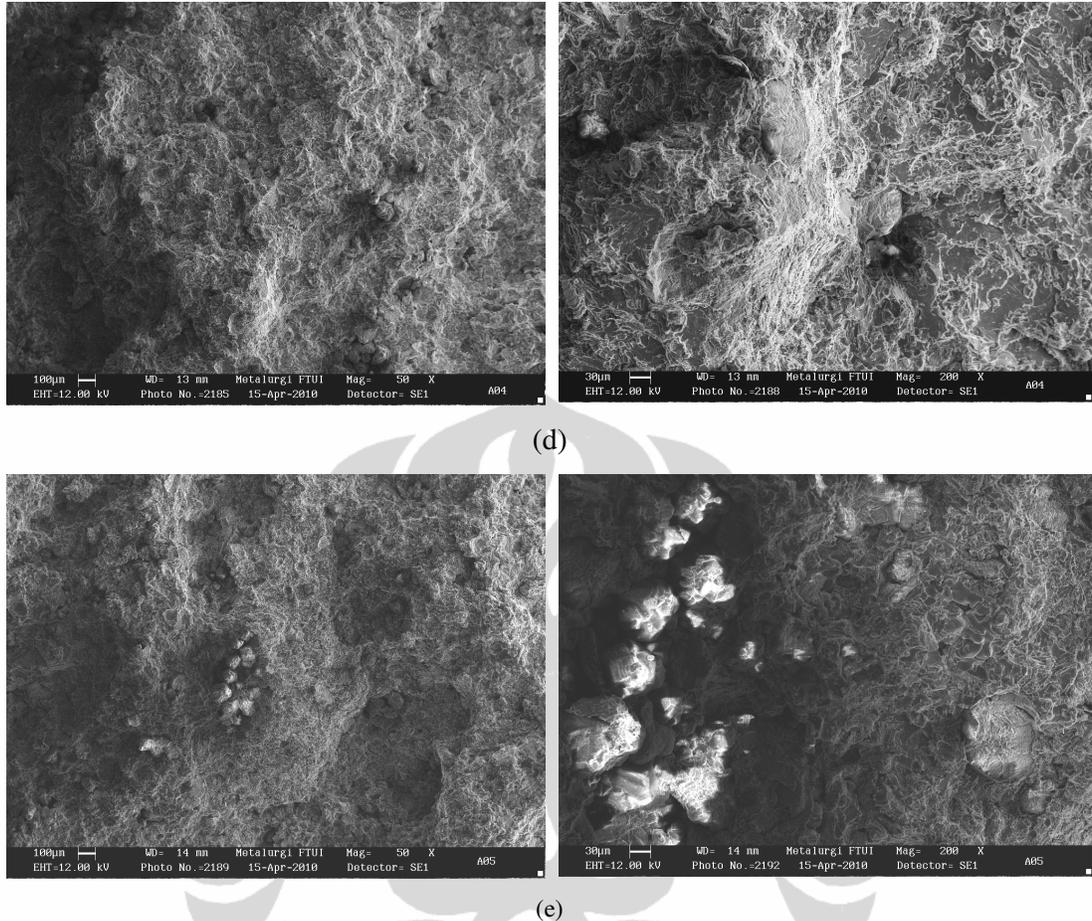


Gambar 4.24. Grafik perbandingan kekuatan tarik komposit Al/Al₂O₃ dengan Al/SiC

Selain itu juga diduga disebabkan oleh faktor lain yang terkait dengan parameter proses stir casting seperti distribusi partikel kurang homogen, adanya aglomerat dan *clustering* partikel penguat serta porositas. Aglomerasi dan *clustering* merupakan faktor utama terjadinya *prematur fracture* sehingga menurunkan kekuatannya karena pada bagian tersebut mudah mengalami *disbonding*. Pada bagian partikel yang menggumpal tidak terbasahi sempurna oleh logam cair dan berpotensi menimbulkan porositas disekitar *interface*. Topografi permukaan patahan hasil uji tarik (Gambar 4.25.a sampai 4.25.e) memperlihatkan adanya penggumpalan dan *clustering* partikel dan porositas. Pengamatan fraktografi/patahan terhadap spesimen uji tarik komposit Al/Al₂O₃ (*as-cast*) dilakukan menggunakan SEM (*secondary electron image/SEI*). Pengamatan dilakukan dengan perbesaran 50 dan 200 kali untuk setiap kondisi. Nampak bahwa jenis permukaan patahan yang terjadi adalah *cleavage* yang mengindikasikan patah getas atau *brittle* dan terlihat adanya *wetting* yang relatif kurang baik antara matrik Al dan penguat Al₂O₃ dan juga porositas. Matrik Al yang bersifat *ductile*, namun setelah ditambahkan partikel penguat Al₂O₃ tidak memperlihatkan bentuk patahan *dimple* yaitu bentuk patahan untuk bahan yang *ductile*/ulet, bentuk patahan tidak menunjukkan adanya deformasi plastis sebelum patah. Kekuatan tarik optimum diperoleh pada fraksi volume 12,5% karena pada topografi perpisahannya tidak memperlihatkan adanya aglomerat dan *clustering*

partikel Al_2O_3 dan tidak terlihat adanya *disbonding*. Hal inilah yang menyebabkan kekerasannya lebih tinggi dibanding yang lainnya. Sementara untuk fraksi volume 2, 9, 18 dan 22,5 memperlihatkan adanya penggumpalan, clustering partikel serta *disbonding*.

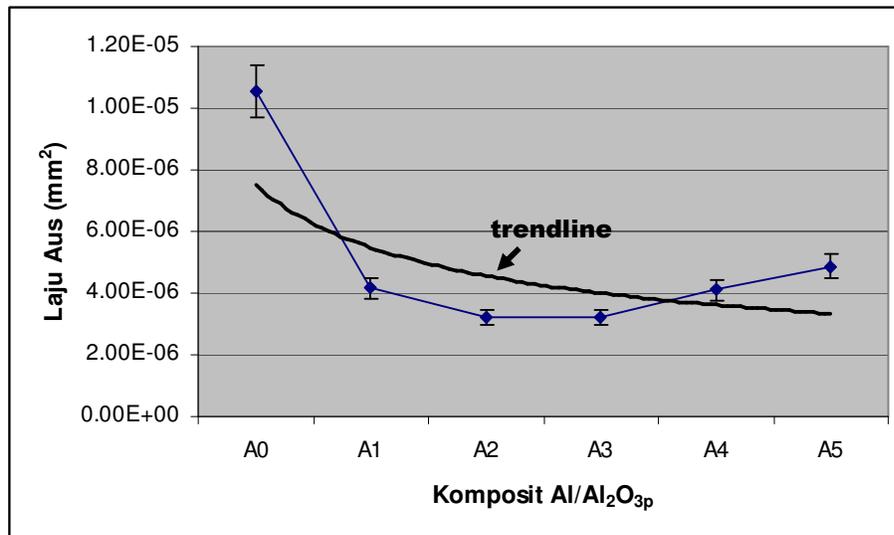




(e)
Gambar 4.25. Fraktografi spesimen uji tarik komposit Al/Al₂O_{3p} fraksi volume (a) 2% (b) 9% (c) 12,5% (d) 18% (e) 22,5%

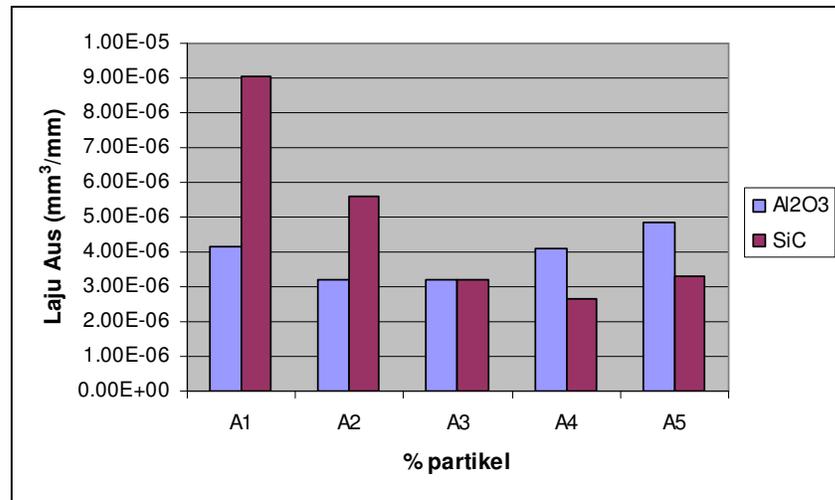
4.9 Pengaruh Fraksi Volume Terhadap Laju Aus

Hasil pengujian ketahanan aus untuk tiap-tiap fraksi volume komposit Al/Al₂O₃ ditunjukkan pada Gambar 4.26. Seperti halnya dengan sifat kekerasan, maka adanya partikel penguat mempengaruhi ketahanan aus komposit. Laju aus semakin rendah dengan bertambahnya fraksi volume. Meskipun pada fraksi volume 18 dan 22,5%vol relatif naik. Hal ini dapat dimungkinkan daya adhesi pada antarmuka rendah sehingga mudah mengalami *disbonding*.



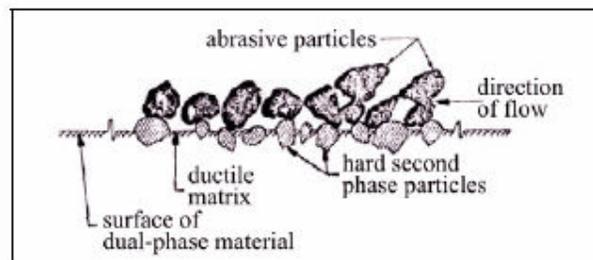
Gambar 4.26. Grafik pengaruh fraksi volume Al₂O_{3p} terhadap laju aus

Penelitian lain yang sejenis menunjukkan adanya fenomena yang hampir sama. Penambahan partikel SiC dalam matrik paduan AC8H mempengaruhi laju keausan. Pada Gambar 4.27 laju keausan menurun dengan bertambahnya fraksi volume penguat^[39]. Pada penelitian sebelumnya yang dilakukan oleh Tatu, menghasilkan laju keausan paling rendah sebesar $2,6 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{mm}$ sementara untuk komposit dengan penguat Al₂O_{3p} menghasilkan laju aus paling rendah sebesar $3,01 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{mm}$, sedikit lebih rendah dibanding penguat SiC. Penelitian yang dilakukan oleh Arman, 2006^[40] yaitu dengan metode stir casting dan bahan penguat partikel Al₂O_{3 un-coated} menghasilkan laju aus optimum sebesar $3,59 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{mm}$ pada fraksi volume 15%. *Wettability* yang baik atau daya adhesi antara matrik dan penguat menjadi faktor yang berpengaruh besar terhadap laju keausan. Keausan suatu material adalah ketahanan material terhadap kehilangan material secara progresif akibat pergerakan relatif antara kedua permukaan. Semakin sedikit material yang terabrasi maka semakin baik ketahanan aus material tersebut. Keausan sangat dipengaruhi oleh kekerasan material penyusunya. Matrik Al yang relatif lunak jika ditambahkan partikel penguat Al₂O₃ yang keras maka akan menghasilkan ketahanan aus yang lebih baik. Selain dipengaruhi oleh kekerasan bahan penyusunya. Faktor kekuatan atau daya adhesi pada daerah antarmuka sangat menentukan ketahanan aus, terutama untuk material komposit termasuk komposit Al/Al₂O₃.



Gambar 4.27. Grafik perbandingan laju aus komposit Al/Al₂O₃ dengan Al/SiC

Aspek *wettability* yang bagus antara matrik dan penguat menjadi sesuatu yang sangat penting. Bahan penguat yang keras namun *wettability*-nya rendah akan mudah terabrasi dari matriknya, terjadi *disbonding* partikel penguat dari matrik. Dari hasil pengujian keausan, dapat diamati bahwa untuk fraksi volume yang relatif tinggi yaitu 18 dan 22,5% menghasilkan laju aus yang lebih tinggi dibanding kondisi lainnya meskipun masih lebih rendah dibanding material tanpa penguat. Penurunan ketahanan aus atau kenaikan laju aus untuk fraksi volume tersebut dapat disebabkan oleh adanya partikel Al₂O₃ yang aglomerat dan *clustering*. Kedua hal tersebut menyebabkan kekuatan ikat antara partikel dan matrik lemah dan bahkan untuk sebagian partikel yang menggumpal tidak dibasahi sama sekali oleh matriknya. Mekanisme terjadinya abrasi pada bahan komposit dapat didiskripsikan dengan Gambar 4.28.



Gambar 4.28. Mekanisme abrasi bahan komposit^[41]

Bahan matrik yang lunak akan terabrasi terlebih dahulu, meninggalkan *protrusion* fasa kedua yang keras dalam hal ini adalah partikel penguat (Al₂O₃)

yang melindungi matrik logam dari keausan lebih lanjut. Namun apabila partikel penguat tersebut tidak terbasahi dengan baik atau daya ikat pada antarmukanya rendah maka mudah mengalami disbonding. Peningkatan fraksi volume akan mengurangi daya adhesi komposit sehingga laju aus menjadi meningkat.

